

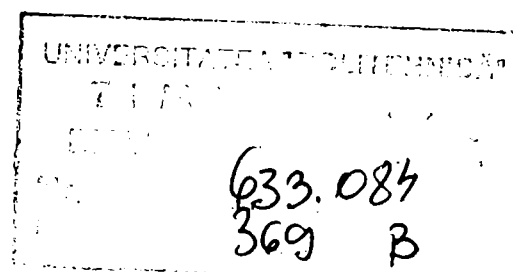
ing. PETRE DOINA ELENA

**METODE DE CREȘTERE
A CAPACITĂȚII DE REZISTENȚĂ
A LAMINATELOR DIN OȚEL PRIN
MODIFICĂRI MICROSTRUCTURALE**

Teză de doctorat

BIBLIOTECA CENTRALĂ
UNIVERSITATEA "POLITEHNICA"
TIMIȘOARA

**Conducător științific
Prof.univ.dr.ing. IOAN ILCA**



2002

CUPRINS

Introducere.....	5
Capitolul I. Structura și posibilitățile de durificare a oțelurilor obișnuite.....	8
1.1 Structura oțelurilor obișnuite.....	9
1.2 Imperfecțiuni structurale.....	11
1.3 Câmpul de tensiuni și deformații al dislocației.....	17
1.4 Deplasarea dislocațiilor.....	19
1.5 Formarea, multiplicarea și gruparea dislocațiilor.....	20
1.6 Interacțiuni între dislocații.....	22
1.7 Particularitățile structurale ale oțelurilor obișnuite.....	27
1.8 Tehnologii neconvenționale de creștere a durității și caracteristicilor de rezistență a materialelor metalice.....	33
1.9 Literatura de specialitate privind modificarea caracteristicilor calitative ale oțelurilor prin deformare plastică la rece și prin modificarea compoziției chimice.....	38
Concluzii la capitolul I.....	44
Capitolul II. Incercări experimentale de laborator.....	46
2.1 Curbe de curgere pentru oțeluri cu conținut de carbon de 0,02- 047 %.....	48
2.1.1 Curba de curgere a oțelului extramoale de tip Armco.....	51
2.1.2 Curbe de curgere pentru oțeluri cu conținut scăzut și mediu de carbon.....	54
2.2 Deformarea la rece a barelor din oțel carbon (date din literatura de specialitate).....	81
2.3 Deformarea plastică la rece a barelor rotunde prin comprimare cu o forță perpendiculară pe generatoare.....	84
2.3.1 Metode de analiză a neuniformității deformației.....	85
2.3.2 Comparare între deformarea plastică la rece a semifabricatelor cu secțiune circulară și secțiune pătrată.....	88
2.3.3 Cercetarea influenței gradului de deformare a barelor rotunde asupra gradului de ecruisare.....	93
2.3.4 Comprimarea pe două generatoare perpendiculare.....	99

2.3.5	Mărimi caracteristice deformării barelor cu secțiune circulară comprimate pe generatoare.....	103
2.3.6	Interpretarea rezultatelor experimentale privind deformarea prin comprimare pe generatoare.....	107
2.4	Refularea barelor de oțel.....	120
2.4.1	Refularea între suprafețe de lucru plan – paralele.....	120
2.4.2	Rezistența la deformare la refulare. Relații generale de calcul.....	122
2.4.3	Intinderea semifabricatelor de secțiune circulară între suprafețe plan paralele.....	124
2.4.4	Încercări de laborator pentru determinarea rezistenței la refulare.....	127
2.4.5	Rezistența la deformare prin refulare pe probe cilindrice.....	134
	Concluzii la capitolul II.....	141
	Capitolul III. Experimentări industriale.....	144
3.1	Studiul ecruisării prin deformare plastică la rece pe generatoare, realizat pe produse industriale.....	149
3.1.1	Ecruisarea prin deformare plastică la rece prin comprimare pe generatoare a sârmelor.....	149
3.1.2	Studiul ecruisării prin deformare plastică la rece prin comprimare pe generatoare realizat pe produse metalice cu diametrul de 12 – 25 mm.....	158
3.2	Stabilirea condițiilor de aplicare a deformării plastice la rece prin comprimare pe generatoare.....	163
	Capitolul IV. Concluzii finale. Contribuții originale.....	173
	Bibliografie.....	178
	Anexa I Repartizarea durtății pe suprafața probelor cu 0,12% C și cu 0,22%C.....	182
	Anexa II – Mărimi caracteristice ale evoluției geometriei probelor deformate.....	186
	Anexa III – Suprafețele de variație ale durtății probelor deformate.....	188
	Anexa IV – Microstructurile probelor deformate.....	199
	Anexa V – Programe de calcul pentru suprafețele de regresie – cap. III.....	204
	Anexa VI – Suprafețe de regresie –cap. III.....	212

INTRODUCERE

Alegerea judicioasă a unui oțel pentru realizarea unei instalații mecanice sau construcții metalice, presupune rezolvarea eficientă a unor probleme, atât de ordin tehnic cât și de ordin economic.

Oțelul ales în baza unor condiții tehnice impuse, trebuie să prezinte, pe de o parte garanția unei comportări corespunzătoare în toate condițiile de lucru întâlnite în cursul execuției sau a exploatării, iar pe de altă parte să fie cât mai economic, astfel încât să nu scumpească inutil costul construcției.

Pentru rezolvarea acestei probleme complexe, trebuie stăpânite următoarele elemente:

- condițiile tehnice impuse construcției ca atare;
- condițiile tehnologice de construcție și montaj;
- modul de îmbinare a elementelor construcției.

Condițiile tehnice impuse construcției se stabilesc pe baza unei analize de ansamblu a obiectivelor construcției, a modului de funcționare, a factorilor economici, etc.

Concluziile acestei analize conduc pe de o parte la soluțiile tehnice pentru ansamblul construcției și pe de altă parte la analiza factorilor tehnico-economici.

Condițiile tehnologice de execuție și de montaj iau în considerație posibilitatea executării unor operații ca tăierea și sudarea, deformarea plastică la cald sau la rece, tratamentul termic, controlul nedistructiv, etc.

Soluțiile adoptate trebuie gândite din punct de vedere al implicațiilor tehnico-economice, permițând utilizarea oțelurilor din clase de rezistență diferite ca și din clase diferite de calitate, apreciate din punct de vedere al comportării în exploatare.

Alegerea unui oțel pentru o întrebuințare dată conține întotdeauna o serie de compromisuri, deoarece parametrii care sunt luați în considerație de inginerul care alege oțelul sunt variați și cu influențe adesea opuse; rezolvarea cu succes a acestor compromisuri depinde (în mare măsură)

de experiența celui care face alegerea și de gradul în care acesta stăpânește ansamblul elementelor tehnice și tehnologice caracteristice construcției respective.

Rezistența mecanică a oțelurilor este verificată și garantată în baza rezultatelor încercării de tracțiune. În cazul oțelurilor pentru construcții metalice, principala caracteristică astfel determinată este limita de curgere convențională sau limita de curgere tehnică a oțelului, care este folosită în calculele de dimensionare a construcțiilor metalice.

Produsele din oțeluri pentru construcții realizate actualmente în România acoperă patru nivele succesive de limite de curgere și anume:

$$R_{p0,2} \geq 240 \text{ N/mm}^2;$$

$$R_{p0,2} \geq 290 \text{ N/mm}^2;$$

$$R_{p0,2} \geq 360 \text{ N/mm}^2;$$

$$R_{p0,2} \geq 420 \text{ N/mm}^2,$$

la cerere putând fi asimilate și alte mărci, caracterizate prin valori mai ridicate ale limitei de curgere garantate.

În cazul utilizării raționale a metalului, indicatorii tehnico-economici ai construcțiilor (greutate proprie, capacitate de încărcare, preț de cost, etc.) sunt în directă corelație cu valoarea limitei de curgere a oțelului folosit. Utilizarea oțelurilor caracterizate prin valori ridicate ale limitei de curgere, permite reducerea grosimii produselor, fapt care are implicații asupra consumurilor de metal, asupra volumului lucrărilor de execuție (transport, sudură, etc.) și asupra siguranței față de ruperea fragilă a oțelului. În același timp cresc prețul de cost al metalului și în oarecare măsură severitatea condițiilor tehnice de execuție.

Așadar rezolvarea problemei legate de alegerea clasei de rezistență corespunzătoare a oțelului în concordanță cu natura și destinația construcției ca și cu condițiile tehnice de execuție, arată că există posibilități mari de raționalizare atât a consumurilor de metal cât și a manoperei de execuție.

Valorificarea optimă a caracteristicilor de rezistență la tracțiune a oțelurilor se realizează în cazul elementelor de construcție solicate la întindere. Posibilități foarte mari sunt în cazul elementelor solicate la încovoiere.

De asemenea, în cazul elementelor solicate la compresiune, este indicată folosirea oțelurilor cu caracteristici superioare de rezistență, deoarece, printr-o alegere corectă este posibilă valorificarea în domeniul flambajului plastic a acestor caracteristici superioare.

Oțelurile pentru construcții și structuri sudate sunt de regulă oțeluri carbon și slab aliate, destinate realizării prin procedee de mare productivitate a unor structuri care să satisfacă condițiile de rezistență.

Caracteristicile de utilizare ale acestor oțeluri sunt legate atât de rezistența lor mecanică (limita de curgere și rezistența la rupere) ca și de caracteristicile de sudabilitate, considerate atât din punct de vedere al ușurinței în execuție cât și din punct de vedere al siguranței în exploatare.

Teza de doctorat este axată pe posibilitatea aplicării unor oțeluri de uz general a unui procedeu simplu de creștere a caracteristicilor de rezistență și în special a limitei de curgere, respectiv o deformare plastică la rece aplicată pe generatoare, cu grade relativ mici de deformare.

Un procedeu asemănător de creștere a caracteristicilor mecanice de rezistență constă într-o torsionare a produselor pe o instalație special destinată acestui scop. Procedoul impune însă o serie de limitări dimensionale, deoarece gama de lungimi cărora torsionarea poate fi aplicată este destul de restrânsă. De asemenea nu poate fi aplicată produselor livrate în colaci.

De la această metodă, cu avantajele și dezavantajele aplicării ei, a apărut ideea de a experimenta o metodă mai simplă și mai puțin limitativă, aceea a unei comprimări longitudinale prin care, crescând caracteristicile de rezistență, poate crește și valoarea de livrare a produselor.

Pentru a se ajunge la concluzii clare legate de justetea aplicării procedoului ales, anterior încercărilor industriale s-au efectuat o serie de încercări de laborator în care s-a procedat la deformarea plastică la rece, în condiții bine stabilite, a unor probe din diferite mărci de oțel, din gama oțelurilor carbon, cu diferite conținuturi de carbon. S-a studiat evoluția geometriei probelor pe parcursul deformării, evoluția gradului de ecrusare pus în evidență prin duritatea Vickers, evoluția microstructurii și evident, influența pe care procedoul de deformare ales o are asupra caracteristicilor mecanice de rezistență și plasticitate.

Concluziile la partea experimentală de laborator sunt legate de creșterile de caracteristici mecanice pe mărcile de oțel studiate și de evoluția gradului de ecrusare, dar și de stabilirea relațiilor de calcul pentru rezistența la deformare și presiunea de deformare care să dea rezultate cât mai apropiate de cele determinate experimental.

Partea experimentală industrială a pus în evidență posibilitatea aplicării simple și eficiente a deformării plastice la rece cu grade de deformare reduse, unor produse din fluxul de fabricație la S.C. Siderurgica S.A. Hunedoara, astfel încât, la deformări reduse, creșterile de caracteristici de rezistență și în mod special a limitei de curgere, să justifice procedoul tehnologic propus.

Capitolul I.

STRUCTURA SI POSIBILITATILE DE DURIFICARE A OTELURILOR OBISNUITE

Durificarea oțelurilor în scopul creșterii rezistenței la rupere și în mod deosebit a limitei de curgere, poate avea loc printr-o serie de procedee, convenționale sau neconvenționale.

Mecanismele convenționale cu cea mai largă răspândire sunt:

- durificarea prin ecrusare;
- durificarea prin finisarea granulației reale;
- durificarea prin formarea soluțiilor solide;
- durificarea prin particule de fază secundară;
- durificarea prin îmbătrânire.

Mecanismele neconvenționale se referă la:

- durificarea prin iradiere;
- durificarea prin fascicul Laser;
- cristale filiforme;
- sticle metalice, etc.

Deformarea plastică este un procedeu de prelucrare prin care, sub acțiunea unor forțe sau a unui sistem de forțe, dimensiunile și forma corpului supus deformării se modifică.

Materialele metalice (metale și aliaje), care în mod curent sunt corpuri cristaline, suferă în cursul deformării plastice o serie de modificări în aranjamentul ordonat și periodic al ionilor, care însă nu distrug continuitatea materialului.

La deformarea plastică, atomii trec din poziții de echilibru (determinate de interacțiunea dintre forțele de respingere datorate prezenței atomilor vecini și de atracție cu gazul de electroni) în noi poziții de echilibru, prin alunecări ale straturilor de atomi cu o distanță interatomică sau un multiplu întreg de distanțe interatomice.

În timpul procesului de deformare plastică se consumă o cantitate de energie (lucru mecanic de deformare), valoarea minimă a acestuia corespunzând deformațiilor pe direcțiile în care atomii sunt situați la distanțe minime, deci pe direcțiile de maximă densitate atomică, numite direcții de alunecare. Direcțiile preferențiale sunt cuprinse în plane de maximă densitate atomică, numite plane de alunecare.

Planele de alunecare și direcțiile de alunecare cuprinse în ele formează sisteme de alunecare.

Toate procesele prin care se produc deformări elastice sau plastice în materialele metalice ca și consecințele acestora, pot fi explicate numai prin teoria consacrată a prezenței defectelor de rețea în structura cristalină a metalelor reale și în mod special a teoriei dislocațiilor.

1.1. Structura oțelurilor obișnuite

Monocristalele au, de regulă, structură perfectă, toate nodurile rețelei cristaline fiind ocupate de atomi și au aceeași orientare cristalină în întreg volumul. În acest caz, deformarea plastică prin care se urmărește modificarea formei și a dimensiunilor semifabricatului, se realizează la nivel atomic prin trecerea atomilor din pozițiile inițiale de echilibru în noi poziții de echilibru, pe baza a două mecanisme : alunecarea și maclarea.

Aplicând relațiile teoretice de calcul ale tensiunii tangențiale critice de alunecare în cazul monocristalului perfect, se obțin valori mult mai mari decât cele constatate experimental. Astfel, pentru monocristalul de fier care are modulul de elasticitate transversal, $G = 6,9 \cdot 10^4 \text{ N/mm}^2$, se obține tensiunea tangențială critică de alunecare K cu valoarea de $1,1 \cdot 10^4 \text{ N/mm}^2$.

Limita de curgere determinată experimental la monocristalul de fier are valoarea de cca. 100 ori mai mică decât cea calculată în ipostaza monocristalului ideal. Această constatare conduce inevitabil către ideea că, datorită faptului ca structura cristalină reală prezintă defecte de rețea, rolul determinant în procesul de alunecare îl au abaterile de la ordonarea perfectă a atomilor.

Un material metalic obținut prin diverse procedee tehnologice conține, în volumul său, numeroase abateri de la ordinea perfectă a atomilor în rețeaua cristalină. Aceste abateri de la aranjamentul atomilor constituie *imperfecțiuni de rețea* și pot fi clasificate după un criteriu geometric, astfel [1, 2]:

- a. imperfecțiuni punctiforme (zerodimensionale);
- b. imperfecțiuni liniare sau dislocații (monodimensionale);
- c. imperfecțiuni plane (bidimensionale).

Scara de mărime a imperfecțiunilor de rețea este diferită și de aici posibilitățile diferite de punere în evidență a acestora. Astfel dislocațiile pot fi puse în evidență prin microscopie electronică, dimensiunile vacanțelor punctiforme sunt sub limita de rezoluție a microscopelor electronice putând fi observate numai dacă sunt grupate.

Imperfecțiunile de rețea definesc deci structura microscopică sau submicroscopică a unui material cristalin, în opoziție cu a unui material real. Ca proporție în volumul materialului cristalin, imperfecțiunile de rețea reprezintă o mică fracțiune. De exemplu, chiar în materialele metalice puternic deformate, proporția atomilor aflați în afară de echilibru este mai mică de 1 la 1000 poziții atomice, așa încât predominat rămâne aranjamentul ordonat, care caracterizează rețeaua cristalină. Cu toate acestea, influența exercitată de imperfecțiunile de rețea asupra unor proprietăți importante cum sunt proprietățile mecanice de rezistență și plasticitate ale metalelor, este considerabilă. Ca urmare, proprietățile metalelor și aliajelor pot fi împărțite în două categorii:

a. *proprietăți independente sau foarte puțin dependente* de structura materialului metalic; ele variază puțin în probe diferite din același material, nefiind afectate de prezența și cantitatea imperfecțiunilor de rețea, putând fi calculate pe baza modelului cristalin perfect;

b. *proprietăți dependente de structură* (sau sensibile structural), care nu depind numai de natura materialului ci și de structura sa, schimbându-și valoarea în limite largi în funcție de natura și de cantitatea imperfecțiunilor de rețea introduse în diversele etape ale procesului tehnologic de prelucrare a metalului.

Printre proprietățile independente sau puțin dependente de structură, se numără o serie de proprietăți mecanice (constante de elasticitate) dar mai ales densitatea, proprietățile termice, magnetice, optice, nucleare. Proprietățile sensibile la structură includ proprietățile mecanice de rezistență și plasticitate și unele proprietăți magnetice și electrice (caracteristici feromagnetice și într-o anumită măsură rezistivitatea electrică). De remarcat că proprietățile care stau la baza utilizării curente a materialelor metalice, sunt proprietăți sensibile la structură.

Pe lângă imperfecțiuni, rețeaua cristalină poate prezenta și distorsiuni elastice sau tensiuni remanente, din cauza cărora, parametrii rețelei se abat, în zonele tensionate, de la valorile ideale, cu diferențe în plus sau în minus (după cum tensiunile interne sunt de întindere sau de comprimare), abaterile ajungând până la $\pm 1\%$.

Tensiunile interne sunt caracterizate printr-o sursă sau cauză (o forță mecanică exterioară, o diferență de temperatură, imperfecțiuni de rețea) și printr-un câmp al tensiunii care redă intensitatea și distribuția deformării elastice. Printre proprietățile metalelor și aliajelor, puternic afectate de prezența tensiunilor interne, se numără rezistivitatea electrică și susceptibilitatea la coroziune.

Un ultim gen de abatere de la structura cristalină ideală, cu poziții fixe ale punctelor rețelei, îl constituie vibrațiile atomilor din cristalele reale, cu frecvențe care depind de natura și de intensitatea legăturii interatomice și cu amplitudini care cresc la creșterea temperaturii. Vibrațiile rețelei influențează proprietățile metalelor fie direct (constante de elasticitate, conductibilitate termică și electrică, căldură specifică), fie prin crearea de imperfecțiuni în rețea; în ultimă instanță, aceste interacțiuni influențează proprietățile de rezistență mecanică și plasticitatea.

1.2. Imperfecțiuni structurale

Orice abatere a formei cristalului de la rețeaua cristalină periodică perfectă constituie o *imperfecțiune*.

Imperfecțiunile punctiforme obișnuite sunt locuri în rețea (vacanțe), atomi interstițiali, atomi de impurități.

Vacanțele sunt locuri atomice (noduri) neocupate din rețea; atomii interstițiali sunt atomi de același fel cu atomii din care este formată rețeaua cristalină, dar care ocupă poziții în interstițiile structurii ideale; impuritățile sunt atomi străini care, fie că substituie în rețea atomii metalului de bază, fie ocupă poziții interstițiale.

Deplasarea unui atom din nodul rețelei cristaline poate crea două tipuri de defecte:

- defect de tip Schottky, în cazul în care atomul se deplasează spre suprafața cristalului;
- defect de tip Frenkel, când atomul se deplasează din poziția ideală de echilibru într-o poziție interstițială.

La echilibru termic, într-un cristal, perfect din alte puncte de vedere, un anumit număr de vacanțe este întotdeauna prezent, deoarece entropia a crescut ca urmare a prezenței dezordinii în structură [3].

Concentrația de echilibru a vacanțelor, exprimată ca raportul dintre numărul n de vacanțe și numărul de puncte (noduri) de rețea N a cristalului, crește exponențial cu temperatura.

$$n/N = e^{-U/KT} \quad (1.1)$$

unde energia de activare, U , este necesară pentru crearea unui atom-gram de vacanțe.

Relația este valabilă și pentru celelalte tipuri de defecte punctiforme.

Concentrația vacanțelor este maximă în apropierea temperaturii de topire unde atinge valori de ordinul a 10^{-3} până la 10^{-4} pentru raportul n/N .

Luând în calcul energia de cca. 1 eV necesară pentru formarea unei vacanțe, rezultă următoarea variație a raportului n/N :

- $n/N \approx 10^{-10}$ la temperatura de 773 K (500°C);
- $n/N \approx 10^{-5}$ la temperatura de 1373 K (1100°C);
- $n/N \approx 10^{-4}$ la temperatura de 1773 K (1500°C);
- $n/N \approx 10^{-3}$ la temperatura de 2273 K (2000°C).

La răcirea rapidă prin călire, nu se poate stabili concentrația de echilibru a vacanțelor și materialul metalic rămâne suprasaturat în vacanțe. La încălzirea ulterioară pentru revenire, vacanțele în exces de pe anumite plane cristaline dau naștere altor tipuri de defecte în rețea și anume bucle de dislocații.

Creșterea numărului de vacanțe poate fi realizat și prin deformare plastică la rece sau prin bombardarea metalului cu particule nucleare de energie mare. În cazul deformării plastice la rece, numărul de vacanțe este direct proporțional cu deformarea specifică.

O legătură între deformarea specifică (ε) și numărul de vacanțe este dată de relația:

$$n = 10^{-4} \cdot \varepsilon \quad (1.2)$$

Defectele punctiforme sunt într-o continuă mișcare în interiorul cristalului. Astfel, defectele interstițiale iau naștere prin extragerea și transferarea unui ion din punctul său nodal într-o poziție interstițială. Procesul poate avea loc dacă cristalului i se va da o energie suplimentară corespunzătoare. Când în poziția învecinată se află o vacanță și un defect interstițial, se creează defectul Frenkel. Ambele componente ale defectului Frenkel se pot deplasa independent în cristal, astfel încât defectul se descompune în două defecte independente: vacanțe și particule interstițiale. Mișcarea ionilor este rezultatul agitației termice și se realizează printr-o suită de permutări între o vacanță și un atom, în condițiile energiei de activare de cca. 1 eV pentru o vacanță și 2,5 eV pentru un interstițial.

Formarea defectelor punctiforme este însoțită în toate cazurile de deformarea rețelei cristaline, ele constituind centre de contracție sau de dilatare. Astfel, dacă se consideră formarea unei vacanțe într-o rețea metalică, un ion trebuie extras din interiorul rețelei și deplasat la suprafața cristalului, ca urmare volumul cristalului ar trebui să crească cu un atom. Având în vedere însă că în vecinătatea vacanței formate se produce o relaxare elastică a rețelei, atomii din vecinătatea vacanței deplasându-se din pozițiile de echilibru, volumul vacanței se micșorează astfel încât variația de volum a cristalului la formarea unei vacanțe este mai mică decât volumul unui atom.

Distorsionarea rețelei are ca rezultat micșorarea energiei libere totale a cristalului. Într-o primă aproximare, deformările rețelei cristaline provocate de către defectele punctiforme pot fi examinate considerând corpul metalic ca un mediu elastic, continuu, omogen și izotrop.

Prin diverse metode de cercetare, s-au determinat energiile de formare a unei vacanțe sau a unui interstițial, cuprinse în tabelul 1.1. [4].

Tabelul 1.1. Energiile de formare ale unei vacanțe sau a unui interstițial

Metalul	Energii de formare, eV, pentru	
	vacanță	interstițial
Cu	1,83	1
	1 – 1,2	2
	1	3
Fe _α	2,54	1

Pentru migrarea defectelor punctiforme se consideră ca acceptabile limitele de $1,5 \pm 0,10$ eV (în cazul vacanțelor) și de $0,16 \pm 0,10$ eV (în cazul atomilor interstițiali) [5].

Particulele interstițiale se pot deplasa în cristale chiar la temperaturi de -230 °C, în timp ce vacanțele migrează numai la temperaturi mai mari de -30 °C.

Un alt gen de imperfecțiuni structurale îl constituie dislocațiile.

Acestea se definesc ca fiind fie un șir de atomi dintr-un cristal, având o coordinație anormală, fie linii din planul de alunecare care separă regiuni în care alunecarea a avut loc de regiuni în care alunecarea nu s-a produs. Noțiunea de dislocație a fost propusă în anul 1934, pentru a explica deformarea plastică a solidelor, în special a metalelor, dar ideea a rămas relativ nerezolvată până la sfârșitul celui de-al doilea război mondial. A urmat apoi o perioadă de cca. 10 ani în care teoria comportării dislocațiilor a fost amplu dezvoltată și aplicată, practic la toate aspectele deformării plastice a metalelor și aliajelor. Intrucât nu existau metode sigure de punere în evidență a dislocațiilor în metalele reale, a fost necesar ca o bună parte din această teorie să se elaboreze pe baza unor observații indirecte asupra comportării dislocațiilor.

Un alt gen de imperfecțiuni structurale îl constituie dislocațiile.

Acestea se definesc ca fiind fie un șir de atomi dintr-un cristal, având o coordinație anormală, fie linii din planul de alunecare care separă regiuni în care alunecarea a avut loc de regiuni în care alunecarea nu s-a produs. Noțiunea de dislocație a fost propusă în anul 1934, pentru a explica deformarea plastică a solidelor, în special a metalelor, dar ideea a rămas relativ nerezolvată până la sfârșitul celui de-al doilea război mondial. A urmat apoi o perioadă de cca. 10 ani în care teoria comportării dislocațiilor a fost amplu dezvoltată și aplicată, practic la toate aspectele deformării plastice a metalelor și aliajelor. Intrucât nu existau metode sigure de punere în evidență a dislocațiilor în metalele reale, a fost necesar ca o bună parte din această teorie să se elaboreze pe baza unor observații indirecte asupra comportării dislocațiilor.

Incepând din anul 1955, metode experimentale îmbunătățite au făcut posibilă observarea dislocațiilor în așa cum există ele în realitate în metale. Astăzi nu planează îndoială asupra existenței unor defecte în rețea cu proprietăți similare celor atribuite dislocațiilor. Multe dintre concluziile teoretice au fost confirmate experimental, în timp ce altele au trebuit modificate sau chiar abandonate. Pe măsură ce se obțin noi informații privind comportarea dislocațiilor în materialele reale, vor avea loc alte modificări în concepțiile referitoare la teoria dislocațiilor.

Ca posibilitate de observare directă, se precizează că puterea de rezoluție a celui mai puternic microscop electronic ar trebui mărită cu un factor de 5 până la 10 pentru a putea observa distorsionarea planelor individuale ale rețelei în jurul unei dislocații aflate într-un cristal metalic. Practic, toate metodele de detectare experimentală a dislocațiilor utilizează câmpul de deformații aflat în jurul dislocației pentru a mări dimensiunea efectivă a acesteia.

In materialele metalice cristaline s-au pus în evidență două tipuri de dislocații și anume:

- dislocații marginale (pană);
- dislocații elicoidale.[6, 7, 8, 32]

O dislocație este caracterizată prin linia de dislocație și prin vectorul Burgers, \vec{b} , care arată prin direcție și sens, direcția și sensul de deplasare, iar prin modul, mărimea deplasării atomilor.

Clasificarea dislocațiilor se face în funcție de poziția relativă a direcției vectorului \vec{b} și direcția tangentei la linia de dislocație într-un punct al ei. Conform acestui criteriu, dislocația marginală (dislocația Taylor–Orowan) este cea la care \vec{b} este perpendicular pe linia de dislocație, iar cea elicoidală este cea la care \vec{b} este paralel cu linia de dislocație.

Mai există cazul dislocațiilor mixte, când \vec{b} are o înclinare oarecare față de linia de dislocație. Într-un punct oarecare al oricărei linii de dislocație, \vec{b} se poate descompune într-o componentă normală \vec{b}_n și o componentă tangențială \vec{b}_t ($\vec{b} = \vec{b}_n + \vec{b}_t$), astfel încât dislocația prezintă atât componenta marginală cât și componenta elicoidală.

În oricare dintre cazuri, sub acțiunea câmpului de tensiuni τ , atomii de pe linia de dislocație se deplasează în direcția și în sensul \vec{b} . Ca urmare, atomii de pe linia de dislocație se deplasează de-a lungul planului de alunecare (fig. 1.1).

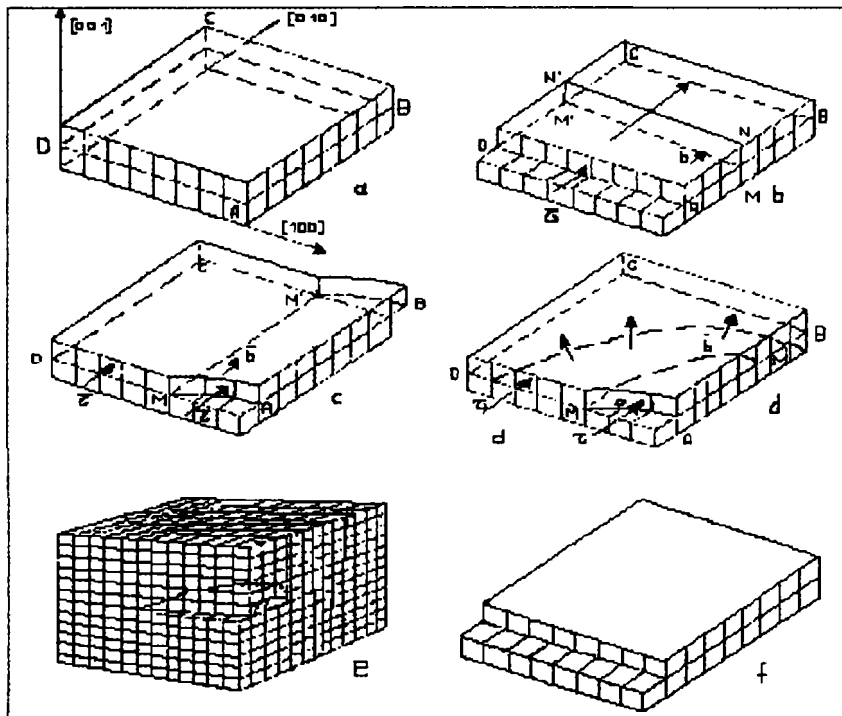


Fig. 1.1 Tipuri de dislocații.

a. cristal nedeformat; b. dislocație marginală; c. dislocație elicoidală;
d și e. dislocație mixtă; f. cristal deformat

Imperfecțiunile de suprafață constituie un alt gen de defect structural. În această categorie intră limitele de unghiuri mici, limitele de unghiuri mari, defectele de împachetare, limitele de separare între macule.

Limitele de unghiuri mici se formează în cursul procesului de cristalizare din topituri și în procesul de poligonizare la încălzirea materialelor deformate plastic la rece.

Mecanismul prin care se formează, la creșterea cristalului din topitură, constă în depunerea unor pachete de atomi pe suprafața fazei solide, care se poate face cu abateri de la orientarea cristalină a acesteia, abateri de câteva zeci de minute până la ordinul a câteva grade. În felul acesta se formează pereți de dislocații marginale.

Limitele de unghiuri mari sunt defecte obișnuite în cazul materialelor metalice policristaline, constituind de fapt limitele de grăunte, la care unghiul de dezorientare a unor zone adiacente este de câteva grade până la câteva zeci de grade.

În cazul monocristalelor se mai pot întâlni suprafețe de separație cu precipitate, cu domenii de ordonare în suprastructuri, etc.

Energia de suprafață a limitelor de unghiuri mici și a celor de unghiuri mari este foarte ridicată. De aceea, în procesul de deformare plastică, acestea se comportă ca obstacole în calea deplasării dislocațiilor, putând în același timp funcționa și ca surse de dislocații dar și ca anihilatori ai acestora.

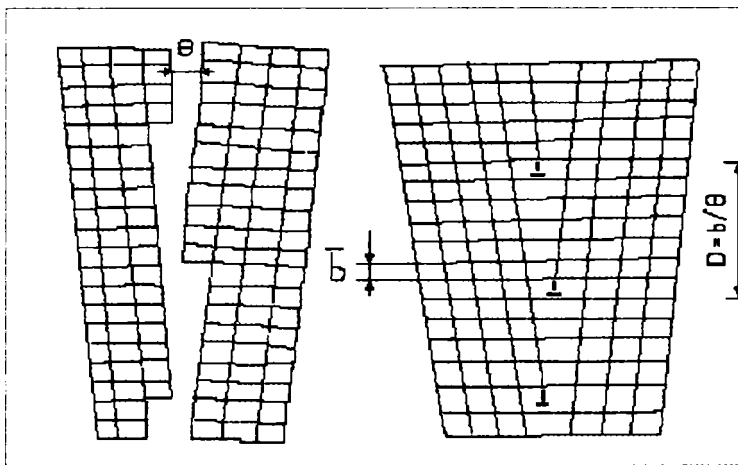


Fig. 1.2. Limite de unghiuri mici

Defectele de împachetare sunt abateri de la ordinea normală de dispunere a straturilor succesive de atomi specifică fiecărui tip de rețea cristalină. Astfel pentru CFC – ABCABC..., pentru CVC și HC– ABAB..., constituind deci o modificare în această succesiune, fiind limitate de o buclă de dislocație marginală, care aparține planului de alunecare, dar al cărei vector \vec{b} nu aparține planului. Acest gen de dislocație, numit dislocație Frenkel, este imobilă.

Dislocațiile din cristale formează rețele tridimensionale din segmente de dislocații care se întâlnesc în puncte denumite noduri de dislocații (rețea Frank). Lungimea medie a unui segment de dislocație din rețeaua Frank este cuprinsă între 10^{-2} și 10^{-4} cm pentru majoritatea cristalelor.

Densitatea de dislocații ρ care dă o apreciere asupra conținutului de dislocații într-un cristal, este exprimată fie prin lungimea totală a dislocațiilor în unitatea de volum, fie ca număr de dislocații care intersectează unitatea de suprafață și are următoarele valori:

$$\rho = 10^5 - 10^8/\text{cm}^2 \text{ pentru metale recoapte};$$

$$\rho = 10^{12} \text{ cm}^2 \text{ pentru metale puternic deformate plastic.}$$

Dislocațiile se multiplică mai ales prin deformarea plastică, fenomenul fiind însoțit de o mărire a energie libere, dislocațiile fiind deci instabile din punct de vedere termic.

Formarea unei dislocații introduce un surplus de energie internă în cristal, înmagazinată în deformarea plastică a rețelei în zona dislocației și în tensiunile interne acumulate.

Tabel 1.2. Variația densității dislocațiilor după laminarea la rece (1) și după recoacere (2) în funcție de gradul de deformare

ϵ , %	Variația ρ , cm^{-2}		ϵ , %	Variația ρ , cm^{-2}	
	1	2		1	2
10	$1,91 \cdot 10^{10}$	$1,21 \cdot 10^6$	50	$1,92 \cdot 10^{11}$	$1,83 \cdot 10^8$
20	$6,92 \cdot 10^{10}$	$1,84 \cdot 10^7$	60	$2,27 \cdot 10^{11}$	$2,17 \cdot 10^8$
33	$1,30 \cdot 10^{11}$	$2,54 \cdot 10^7$	66	$2,60 \cdot 10^{11}$	$3,02 \cdot 10^8$
43	$1,61 \cdot 10^{11}$	$4,31 \cdot 10^7$	75	$2,70 \cdot 10^{11}$	$4,61 \cdot 10^8$

1.3. Câmpul de tensiuni și deformații al dislocației

Datorită deplasărilor elastice pe care le produce în rețeaua cristalină, în jurul dislocației apare un câmp de tensiuni și de deformații.

Se poate considera că în vecinătatea miezului dislocației, câmpul deplasării este uniform, astfel încât zona din cristal deformată ca urmare a introducerii dislocației este axial simetrică (fig. 1.3)

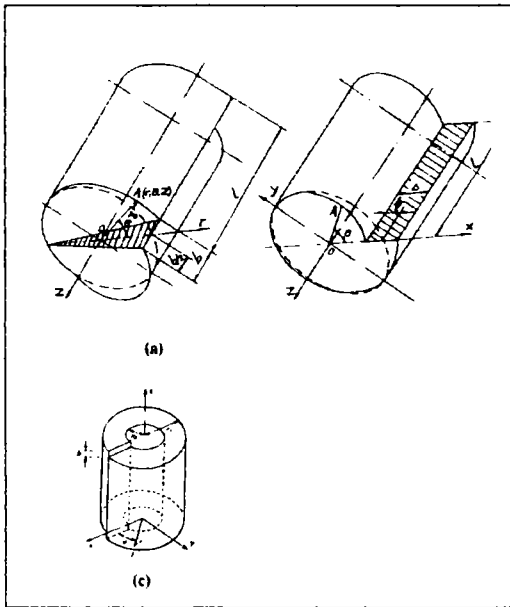


Figura 1.3. Câmpul deplasării din jurul dislocației
a. dislocație elicoidală; b. dislocație marginală; c. mod de calcul la dislocația elicoidală

Datorită câmpului de tensiuni creat în jurul liniei dislocației, punctul A_0 de coordonate r_0, θ_0, z_0 ajunge în punctul A de coordonate $(r+u), (\theta+v), (z+w)$, unde $u = v = 0, w = (b \cdot \theta) / 2\pi$ sunt componentele deplasării. În notațiile anterioare b este vectorul Bürgers, iar θ este coordonata unghiulară a punctului A .

Componentele tensorului deformației rezultă din expresiile:

$$\varepsilon_r = \frac{\partial u}{\partial r} = 0; \varepsilon_\theta = \frac{u}{r}; \varepsilon_z = \frac{\partial w}{\partial z}; \gamma_{r\theta} = \frac{\partial v}{\partial r} - \frac{v}{r} = 0 \quad (1.3)$$

$$\gamma_{\theta z} = \frac{\partial v}{\partial z} + \frac{1}{r} \cdot \frac{\partial w}{\partial \theta} = \frac{b}{2\pi}; \gamma_{rz} = \frac{\partial u}{\partial z} + \frac{\partial w}{\partial r} = 0 \quad (1.4)$$

Componentele tensiunii se obțin din legea lui Hooke generalizată:

$$u = \frac{b}{2\pi} \cdot \left[\arctg \frac{y}{x} + \frac{1}{2(1-\nu)} \cdot \frac{xy}{x^2 + y^2} \right] \quad (1.5)$$

633.084
369B

$$\nu = \frac{-b}{2\pi} \cdot \left[\frac{1-2\nu}{4(1-\nu)} \cdot \ln(x^2 + y^2) + \frac{1}{1-\nu} \cdot \frac{x^2 - y^2}{x^2 + y^2} \right] \quad (1.6)$$

Energia asociată dislocației se determină punând condiția că aceasta este egală cu lucrul mecanic necesar pentru introducerea în rețeaua perfectă inițială a dislocației. Pentru introducerea dislocației elicoidale, se dezvoltă câmpul de tensiuni tangențiale τ în direcția z , în plan perpendicular pe coordonata θ . Forța elementară $dF = \tau_{z\theta} \cdot l$, unde l este lungimea dislocației, produce un lucru mecanic elementar dat de produsul dintre aceasta și deplasarea medie $b/2$. Astfel:

$$dL = \frac{b}{2} \tau_{z\theta} \cdot l \cdot dr = \frac{Gb^2}{4\pi} \cdot l \cdot \frac{dr}{r} \quad (1.7)$$

Notând cu r_0 raza miezului dislocației și cu r_1 raza marginii zonei de distorsionare a rețelei cristaline din jurul dislocației, se obține:

$$L_e = \frac{Gb^2}{4\pi} \cdot l \cdot \int_{r_0}^{r_1} \frac{dr}{r} = \frac{Gb^2}{4\pi} \cdot l \cdot \ln \frac{r_1}{r_0} \quad (1.8)$$

Procedând analog se obține, pentru cazul dislocației marginale expresia:

$$L_m = \frac{Gb^2}{4\pi(1-\nu)} \cdot l \cdot \ln \frac{r_1}{r_0} \quad (1.9)$$

Energia unității de lungime a dislocației va fi:

$$W_e = \frac{Gb^2}{4\pi} \cdot \ln \frac{r_1}{r_0}, \text{ respectiv } W_m = \frac{Gb^2}{4\pi} \cdot \ln \frac{r_1}{r_0} \quad (1.10)$$

Relațiile anterioare (1.9) și (1.10) arată că energia dislocației este proporțională cu lungimea ei. În consecință, pentru o energie minimă, dislocația tinde să-și micșoreze lungimea, adică în lungul dislocației se dezvoltă o forță de întindere, definită prin:

$$T = \frac{\partial L}{\partial l} = \frac{Gb^2}{4\pi(1-\nu)} \cdot \ln \frac{r_1}{r_0} \quad (1.11)$$

care reprezintă energia unității de lungime a dislocației.

Tensiunea liniară a dislocației este :

$$T \cong \frac{Gb^2}{2} \quad (1.12)$$

Tensiunea liniară a dislocației determină curbarea ei la trecerea printre defecte punctiforme sau printre precipitate rigide.

1.4. Deplasarea dislocațiilor

Dislocațiile se bucură de proprietatea că se pot deplasa cu ușurință prin cristale, producând deformarea plastică a acestora.

Mișcarea dislocațiilor poate avea loc prin:

- alunecare;
- cățărare (difuziune).

Mișcarea prin alunecare a dislocațiilor poate avea loc atât la temperatură ridicată cât și la temperatură scăzută, în timp ce mișcarea prin difuziune are loc numai la temperatură ridicată.

În planul de alunecare PQ (fig. 1.4.a), semiplanul atomic suplimentar AE suferă deplasări spre stânga, unindu-se cu jumătatea inferioară a planului atomic vecin ai cărui atomi au suferit deplasări neînsemnate, ca urmare a contratensiunii τ , ceea ce este echivalent cu deplasarea planului AE într-o nouă poziție A'E'. Dacă după prima deplasare tensiunea τ acționează în continuare, procesul se repetă, dislocația deplasându-se de fiecare dată cu o distanță interatomică. După cum se observă, dislocația se deplasează în planul PQ, care cuprinde linia de dislocație și vectorul său Bùrgers.

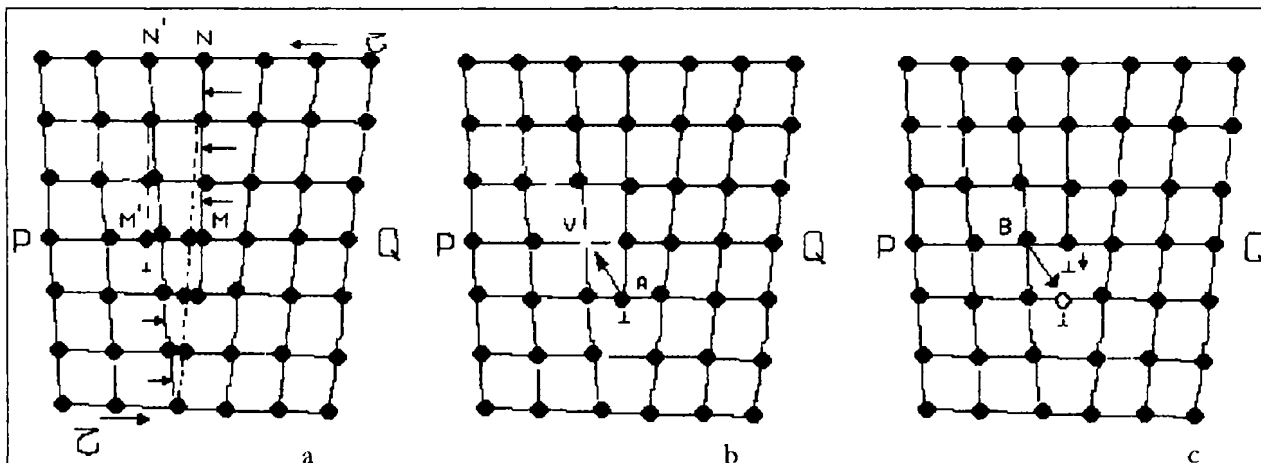


Fig. 1.4. Mișcarea prin alunecare a dislocației marginale și mișcarea prin difuziune a dislocației marginale

În cazul acestui mecanism, se constată că deplasarea dislocației se face fără transport de masă.

Un mecanism asemănător poate fi descris și pentru mișcarea prin alunecare a dislocațiilor elicoidale, însă în acest caz dislocația și vectorul ei Bùrgers fiind paralele, nu determină un singur plan de alunecare, ci mai multe, alunecarea fiind posibilă în oricare dintre acestea.

O dislocație elicoidală care în mișcarea ei pe un plan de alunecare, întâlnește un obstacol, poate ocoli obstacolul trecând pe un alt plan de alunecare. Acest proces se numește *alunecare peste obstacole (cross slip)*.

Mișcarea dislocațiilor prin cățărare sau difuzie este posibilă numai pentru dislocațiile marginale și are ca efect trecerea dislocației într-un plan cristalin superior, realizându-se prin difuzia vacanțelor spre linia de dislocație. Deplasarea dislocațiilor prin cățărare fiind bazată pe difuzia atomilor și a vacanțelor, se produce mai ales la temperaturi înalte (fig. 1.4. b, c).

1.5. Formarea, multiplicarea și gruparea dislocațiilor

Limita de curgere joasă a cristalelor pure duce la concluzia că trebuie să existe surse de dislocații în cristalele în stare recoaptă și în stare turnată.

Deoarece dislocațiile nu sunt influențate de variațiile de temperatură (la temperaturi mai joase decât acelea la care se efectuează recristalizarea) un metal poate avea densitatea de până la $10^6 - 10^8$ linii de dislocații /cm². Se consideră în general că toate metalele (cu excepția cristalelor filiforme), conțin inițial un număr apreciabil de dislocații.

Schema prin care dislocațiile existente la un moment dat pot genera alte dislocații, a fost propusă de Frank și Read, numită de aceea *sursă Frank-Read*. [2, 6, 9]

Se presupune că într-un plan de alunecare există o linie de dislocație, cu capetele în A și B, fixate pe noduri de dislocații și că în planul, respectiv se dezvoltă un câmp de tensiuni.

Asupra acestei dislocații va acționa câmpul de tensiuni care tinde să curbeze segmentul AB și să-i mărească lungimea. Creșterii de lungime i se opune tensiunea liniară T. Starea de echilibru se atinge atunci când linia de dislocație devine un semicerc și este descrisă de ecuația:

$$\tau \cdot b \cdot l = 2T \quad (1.13)$$

din care cu ajutorul relației (1.12) se poate obține:

$$\tau = Gb/l \quad (1.14)$$

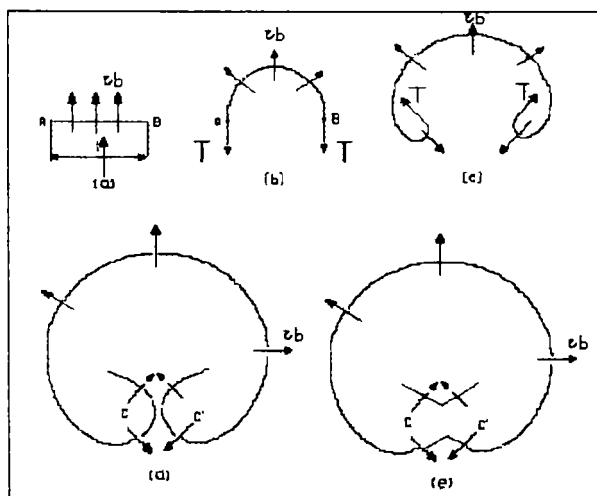


Fig. 1.5. Sursa Frank-Read pentru multiplicarea dislocațiilor

Creșterea în continuare a lungimii dislocației este însoțită de o depășire a condiției de echilibru ($\tau \cdot b > T/R$), ceea ce face ca dislocația să se extindă rapid, rotindu-se în jurul capetelor fixe

până când cele două părți se întâlnesc, se anihilează reciproc formând o buclă de dislocație care se extinde în planul de alunecare și formează o nouă buclă de dislocație.

Experimental s-au pus în evidență astfel de surse cu lungimi de cca. 10^{-4} cm.

Procesul se poate repeta de mai multe ori, dar sursa nu poate genera la infinit bucle de dislocații. Contratensiunea produsă de gruparea dislocațiilor de-a lungul planului de alunecare se opune tensiunii aplicate. Când contratensiunea este egală cu tensiunea critică, sursa nu mai poate genera dislocații.

Numărul n de dislocații emis de o sursă Frank-Read se calculează cu relația:

$$n = \frac{k\pi\tau_s L}{Gb} \quad (1.15)$$

unde τ_s reprezintă componenta tangențială critică medie din planul de alunecare;

k – factor cu valoarea apropiată de unitate ($k = 1$ pentru dislocațiile elicoidale și $k = 1 - \nu$ pentru dislocațiile marginale);

L – lungimea planului de alunecare.

Dacă există un obstacol rigid în planul de alunecare, dislocațiile se grupează către acesta. În figura 1.6 este redat mecanismul de grupare la obstacole a dislocațiilor.

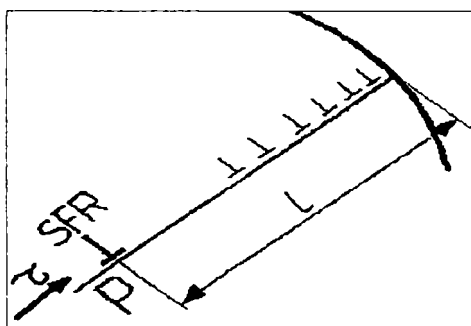


Fig. 1.6. Gruparea dislocațiilor la obstacol

Densitatea dislocațiilor este corelată cu rezistența materialului (fig. 1.7). La valori mici ale densității dislocațiilor ($\rho < \rho_0$) materialul tinde către structura cristalină ideală, tensiunea de alunecare crește, tinzând către valoarea tensiunii critice a cristalului ideal până când $\rho \rightarrow 0$.

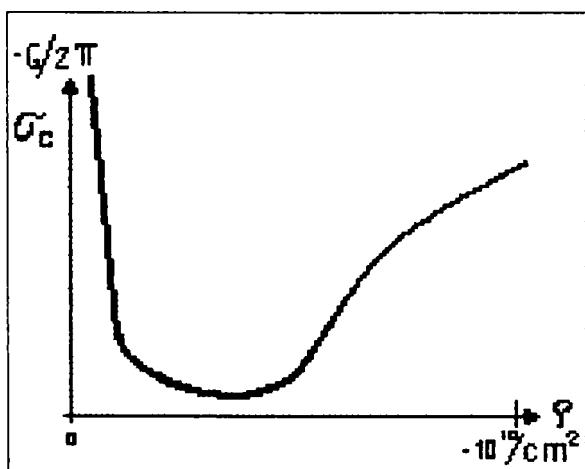


Fig. 1.7. Variația rezistenței cristalului cu densitatea de dislocații

Creșterea densității dislocațiilor ($\rho < \rho_0$) determină micșorarea mobilității lor și, ca urmare, mărirea rezistenței cristalului.

1.6. Interacțiuni între dislocații

Rețeaua cristalină, defectele punctiforme, precipitatele, alte dislocații, defectele de suprafață, etc. prezente în corpul cristalin, interacționează cu dislocațiile aflate în mișcare, influențând mobilitatea lor și deci comportarea la deformare a materialului. De aceea, în continuare, se analizează principalele tipuri de interacțiuni ale dislocațiilor mobile.

Dispunerea ordonată a atomilor determină periodicitatea rețelei cristaline și în consecință o variație periodică a energiei de poziție, care are valoarea minimă în nodurile rețelei. În cazul unei rețele perfecte, tensiunea de deformare trebuie să fie suficient de mare pentru a învinge rezistența opusă de fiecare atom, la trecerea dintr-o poziție de echilibru în alta (fig. 1.8.a). Aceasta explică rezistența la deformare foarte mare a cristalului perfect.

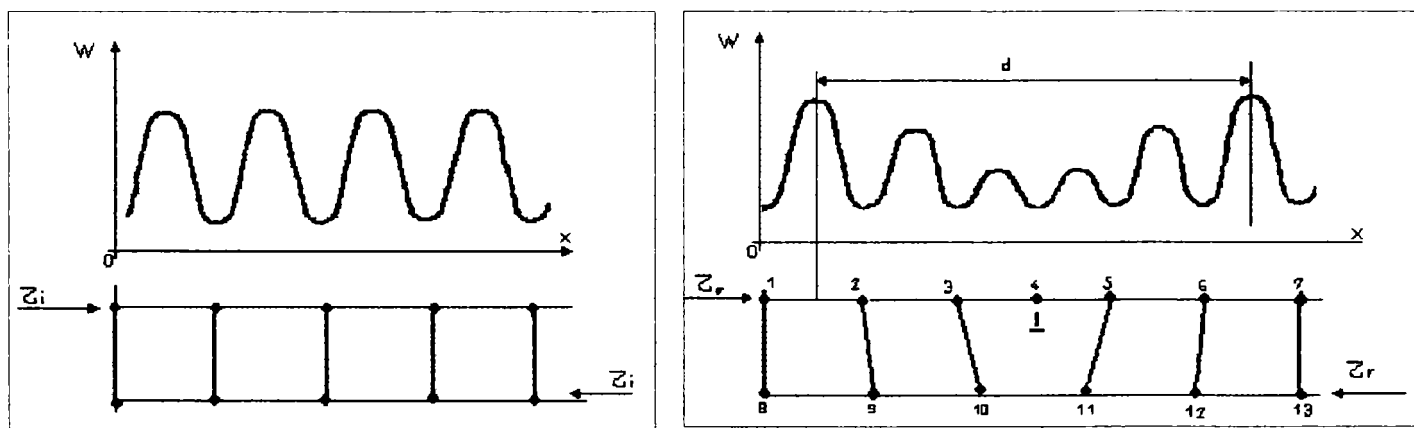


Fig. 1.8. Energia de poziție
a. într-o rețea perfectă; b. rețea cu dislocație

În imediata vecinătate a dislocației, atomii ocupă poziții de echilibru metastabil, caracterizate prin salt redus în variația energiei de poziție. Ca urmare, tensiunea necesară pentru trecerea atomului 4 în poziția 5, adică pentru avansul dislocației către dreapta cu o distanță interatomică este mult mai mică (fig. 1.8.b).

Această tensiune, stabilită pe baza ipotezelor continuității distribuției atomilor și a periodicității rețelei cristaline, poartă denumirea de *tensiunea Peierls- Nabarro* și se calculează cu relația:

$$\tau = \frac{Gb}{1-\nu} \cdot e^{-\frac{2d}{b}} \quad (1.16)$$

unde d , reprezintă lățimea dislocației.

Lățimea dislocație după Foreman, Jasnew și Wood [2] se poate calcula cu relația:

$$d = \frac{Gb}{2\pi(1-\nu)\tau_i} \quad (1.17)$$

unde τ_i , reprezintă tensiunea critică în cazul cristalului ideal.

Energia dislocației care înglobează un defect punctiform este mai mică decât suma energiilor dislocației și a defectului punctiform luate separat. De aceea difuzia defectelor punctiforme pe dislocație este favorizată din punct de vedere termodinamic. Astfel, în jurul dislocațiilor se formează atmosfere de impurități (atmosfere Cottrell). Într-un punct oarecare al dislocației concentrația atomilor străini depinde de temperatură, conform relației:

$$C_p = C_0 \cdot e^{\frac{U_p}{KT}} \quad (1.18)$$

unde U_p reprezintă energia de interacțiune a dislocației cu atomul străin;

K – constanta lui Boltzman;

T – temperatura absolută.

La temperaturi ridicate atmosferele de atomi sunt diluate, iar la temperaturi scăzute acestea sunt condensate. În cazul fierului, atmosferele din jurul dislocațiilor sunt condensate în atomii de carbon, azot, hidrogen, chiar și atunci când conținuturile în aceste elemente sunt foarte mici.

Existența atmosferelor de impurități explică durificarea soluțiilor solide și oscilația forței la curgere. Forța crește până când reușește să smulgă dislocațiile din atmosferele lor de impurități, după care dislocațiile interacționează cu atmosferele de atomi, părăsite de alte dislocații, conducând din nou la creșterea forței, și procesul poate continua.

Dislocațiile mobile întâlnesc în drumul lor alte dislocații cu care interacționează. După poziția relativă a planelor de alunecare, în care sunt activate dislocații, se disting mai multe posibilități:

a. Interacțiuni între dislocații aflate în același plan de alunecare

Între două dislocații marginale pozitive paralele se dezvoltă forțe de respingere, iar între dislocații de semne contrare, forțe de atracție, deoarece cele două planuri suplimentare formează o rețea perfectă. La fel se comportă și dislocațiile elicoidale.

Două dislocații marginale având vectorii Bùrgers \vec{b}_1 și \vec{b}_2 , între care există un unghi α , se pot compune conducând la dislocația rezultantă de vector \vec{b}_3 dacă este îndeplinită condiția termodinamică care impune ca energia dislocației rezultante să fie mai mică decât suma energiilor dislocațiilor componente.

b. Interacțiuni între dislocații aflate în plane de alunecare paralele

Fie două dislocații pozitive aflate în planele de alunecare P și Q, paralele, situate la distanța y unul față de altul. Distanța dintre dislocații este notată cu x . (fig. 1.9). între dislocații se dezvoltă forța F_x , cu rol asupra mișcării dislocațiilor în planurile de alunecare, având expresia:

$$F_x = \frac{Gb^2 x(x^2 - y^2)}{2\pi(1-\nu)(x^2 + y^2)} \quad (1.19)$$

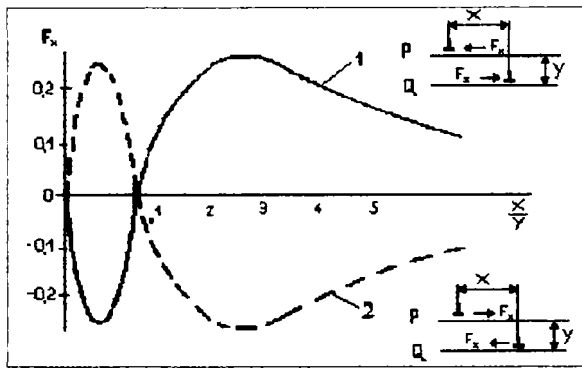


Fig. 1.9. Interacțiunea între dislocații din plane paralele

În cazul dislocațiilor de același semn (curba 1), pentru $x > y$, forța F_x este de respingere, iar pentru $x < y$, forța este de atracție, deoarece favorizează aranjarea dislocațiilor în pereți de dislocații, fapt care conduce la micșorarea energiei libere a cristalului.

c. Interacțiuni între dislocații din plane de alunecare concurente. Formarea barierelor Cottrell-Lomer

Fie două plane de alunecare P și Q înclinate unul în raport cu celălalt la un unghi α și dislocațiile active de vectori Bùrgers \vec{b}_1 și \vec{b}_2 . Dislocațiile înaintează de-a lungul planului de alunecare până la linia de intersecție a lor, unde se pot compune dând naștere unei noi dislocații mobile de vector $\vec{b}_3 = \vec{b}_1 + \vec{b}_2$ dacă planul format de acesta și \vec{b}_3 este un plan de alunecare și unghiul $\alpha \in [\pi/2, \pi]$. Dislocațiile se blochează reciproc atunci când unghiul $\in [0, \pi/2]$, sau atunci când planul format de linia de dislocație și de vectorul \vec{b}_3 nu este un plan de alunecare (fig 1.10 și 1.11).

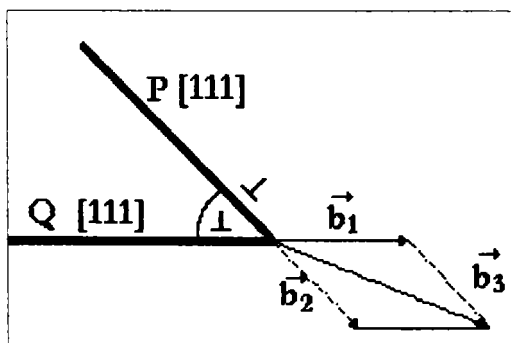


Fig.1.10. Dislocații în plane concurente

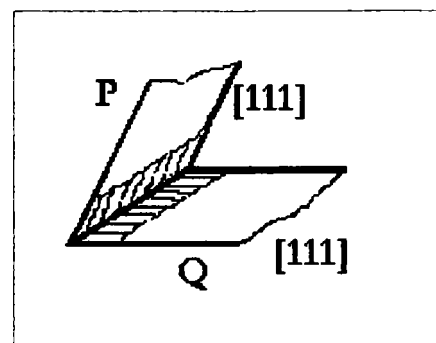


Fig. 1.11. Bariera Cottrell-Lomer

d. Trepte în dislocații

La intersecția a două dislocații mobile aflate în plane oarecare concurente P și Q, ca urmare a deplasării atomilor, fiecare linie de dislocație se frânge, formându-se așa numitele *trepte în dislocații*.

Mecanismul formării treptelor este redat în figura 1.12.

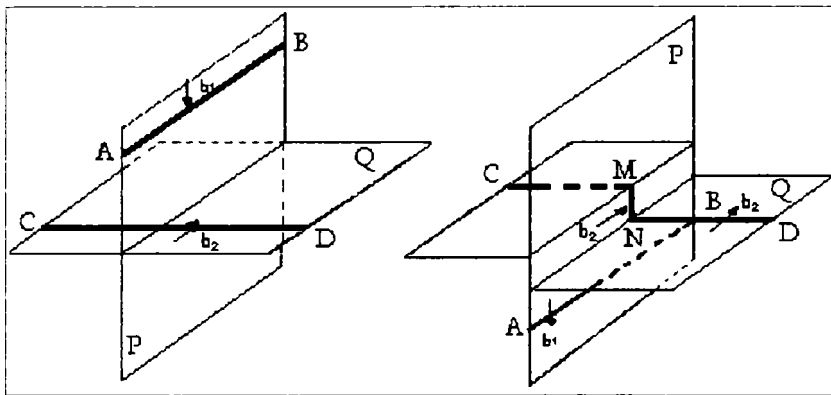


Fig. 1.12. Trepte în dislocații marginale

Considerăm dislocațiile marginale AB din planul P cu vectorul Bürgers \vec{b}_1 și CD din planul Q cu vectorul Bürgers \vec{b}_2 . Când dislocația AB ajunge la nivelul liniei de intersecție a planelor P și Q, determină o decalare în planul Q, de mărimea modulului vectorului \vec{b}_1 . Astfel dislocația CD se frânge, formându-se treapta MN care aparține planului P și are vectorul Bürgers \vec{b}_2 . Treapta MN este o dislocație marginală inclusă în planul de alunecare P, este mobilă și se deplasează simultan cu ramurile dislocației CD.

În cazul în care dislocația CD este o dislocație elicoidală, treptele care se formează după intersectarea lor sunt reprezentate în figura 1.13.

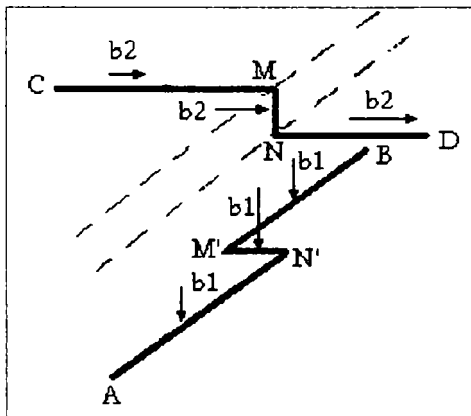


Fig. 1.13. Treaptă în dislocația elicoidală

Dislocația AB determină treapta MN în dislocația CD. Treapta MN este dislocație marginală cu vectorul Bürgers \vec{b}_2 ($\vec{b}_2 \perp MN$), care nu aparține aceluiași plan de alunecare $MN \in P$ iar $\vec{b}_2 \in Q$). De aceea treapta MN este imobilă. Dislocația CD determină treapta M'N' în dislocația AB. M'N' este dislocație marginală ($M'N' \perp \vec{b}_1$) și ca mai înainte $\vec{b}_1 \in P$ iar $M'N' \in Q$, din care cauză și M'N' este imobilă.

La intersecția a două dislocații elicoidale se formează trepte marginale imobile.

De exemplu, treapta C'D' aparține planului P iar vectorul \vec{b}_2 aparține planului Q. De aceea mișcarea treptei are un caracter complex frânând mișcarea dislocației CD din care face parte. Mecanismul mișcării dislocației cu treapta imobilă este prezentat în figura 1.14. În urma dislocației se formează un prag de bucle de dislocații, care devine obstacol în calea altor dislocații mobile.

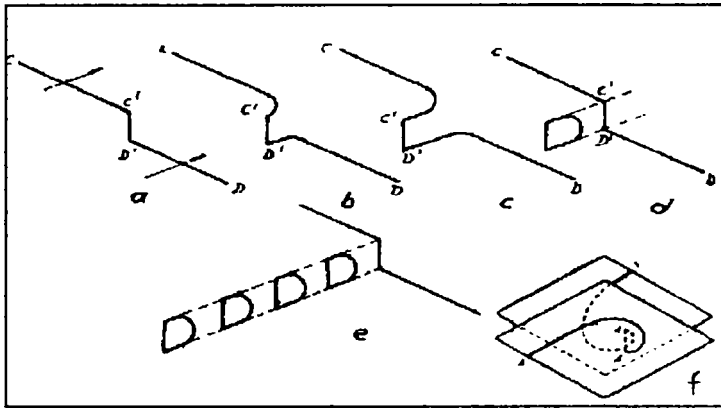


Fig. 1.14. Mișcarea dislocației cu treaptă imobilă

Mecanismul interacțiunii dislocațiilor cu precipitate este reprezentat în figura 1.15.

Sub acțiunea câmpului de tensiuni, dislocația se deplasează către precipitate, pe care le înconjoară, lăsând o buclă de dislocații după care își continuă mișcarea.

Tensiunea necesară pentru trecerea dislocației printre precipitate este:

$$\tau = \frac{Gb}{l} \quad (1.20)$$

unde l , reprezintă distanța dintre marginile precipitatelor.

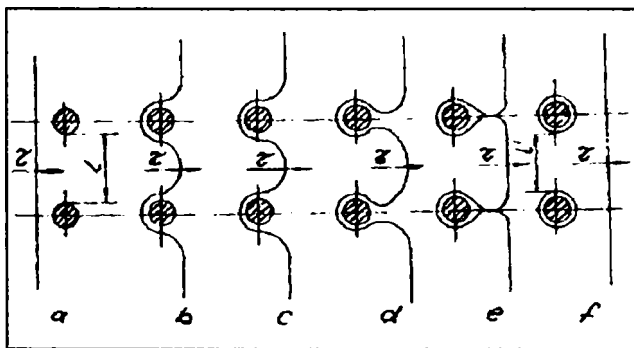


Fig. 1.15. Mișcarea dislocației printre precipitate

Astfel, tensiunea este cu atât mai mare cu cât tensiunea τ este mai mare, adică cu cât rezistența la deformare a materialului este mai mare și cu cât distanța dintre precipitate este mai mică, adică cu cât precipitatele sunt mai disperse.

În ceea ce privește defectele de suprafață (limite de unghiuri mici, limite de unghiuri mari, defecte de împachetare) acestea joacă rol de obstacole în calea dislocațiilor, producând gruparea dislocațiilor.

1.7. Particularitățile structurale ale oțelurilor obișnuite

Materialele metalice se pot prezenta fie sub forma de monocristale fie sub formă de materiale policristaline.

În cazul solicitărilor la întindere monoaxială, tensiunea tangențială are valoarea maximă în planele înclinate la 45° față de direcția forței.

În conformitate cu legea lui Schmid, valoarea limitei de curgere a unui monocristal depinde de orientarea planelor de alunecare și este minimă dacă acestea se suprapun cu planele în care tensiunea tangențială este maximă. Deci planele de maximă densitate atomică ale monocristalului pe care se va produce alunecarea sunt înclinate la 45° în raport cu direcția solicitării.

Curba tensiune – deformație a monocristalului real în condițiile neglijării deformațiilor elastice are aspectul din figura 1.16.

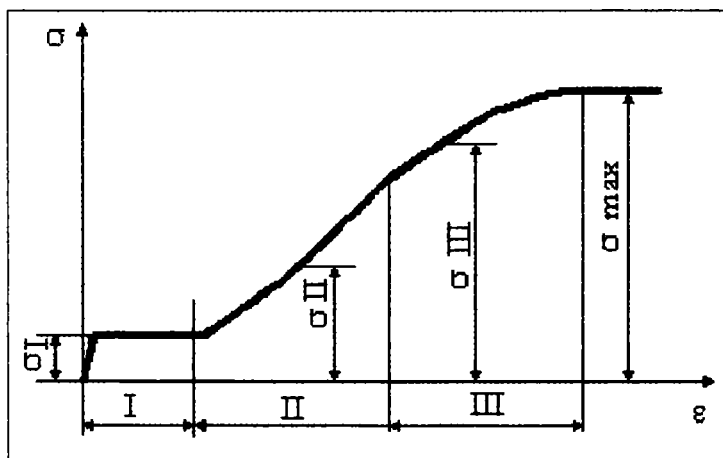


Fig. 1.16. Curba caracteristică a monocristalului real

Pe curbă se disting trei stadii de ecruisare:

- ◆ *Stadiul I* care se caracterizează prin tensiune σ relativ mică și fără o variație sensibilă a acesteia cu gradul de deformare. În acest stadiu, deformarea se face prin alunecarea dislocațiilor din sistemele de alunecare cu orientare favorabilă. Aceste dislocații alunecă fără a întâlni obstacole până la marginea cristalului. Primul stadiu este limitat de consumarea dislocațiilor libere din sistemele de alunecare favorabile.
- ◆ *Stadiul II* se caracterizează prin creșterea tensiunii σ pe măsura deformării. În acest stadiu, sursele Frank - Read din planele de alunecare favorabile devin active, generând noi dislocații. În același timp încep să alunece și dislocațiile din sistemele cu orientare mai puțin favorabilă. Astfel se produc interacțiuni între dislocații cu formarea de noduri de dislocații, trepte în dislocații,

- ◆ bariere Cottrell-Lomer, defecte de împachetare, toate având rol de obstacole în calea deplasării dislocațiilor. În volumul cristalului se produce așa numita *pădure de dislocații* și o oarecare uniformizare a repartiției dislocațiilor. În acest stadiu, unei anumite valori a tensiunii îi corespunde o anumită densitate de dislocații și în consecință un anumit grad de deformare:

$$\sigma_{II} = \frac{Gb}{\beta} \rho^{1/2} \quad (1.21)$$

în care, ρ , reprezintă densitatea dislocațiilor;

β - coeficient de ordinul unității.

În acest stadiu intensitatea ecrusării, $d\sigma / d\epsilon \cong 4 \cdot 10^{-3} G$, este mult mai mare decât în stadiul I.

- ◆ *Stadiul III* se caracterizează prin creșterea în continuare a tensiunii de deformare, dar cu o scădere a intensității ecrusării. În acest stadiu, densitatea dislocațiilor crește puțin, are loc însă o rearanjare a lor. Sub acțiunea tensiunilor mari, unele dintre dislocațiile aglomerate înving rezistența obstacolului, trecând pe sisteme de alunecare pe care se mișcă relativ ușor, sau se aglomerează în spatele obstacolului, generând microfisuri, care apoi se extind determinând ruperea monocristalului.

Datorită posibilităților reduse de obținere industrială, a dimensiunilor și a rezistenței reduse, monocristalele sunt foarte puțin întrebuințate în scopuri practice.

Metalele tehnice și aliajele sunt constituite din grăunți cristalini cu dimensiuni uzuale de 25 – 150 μm , aflați în contact și prezentând în general o orientare cristalografică diferită.

Deformarea plastică într-un material policristalin este mai complexă decât într-un monocristal, în principal datorită faptului că în cursul procesului grăunții rămân în contact la limita de grăunte, excepție făcând deformările la temperaturi înalte când se produc alunecări între grăunți. În cazul obișnuit, pentru a se menține contactul dintre grăunți, este necesar ca deformarea unui grăunte individual să se acomodeze cu deformarea tuturor celorlalți grăunți cu care se află în contact (deformare omogenă).

Ca efect al deformării plastice omogene, pe curba tensiune – deformație, ecrusajul se manifestă încă de la începutul deformării plastice.

Limita de curgere a unui metal policristalin este mult mai ridicată decât limita de curgere a monocristalului din același metal, cu un factor de multiplicare care poate varia între 5 și 30.

Deformarea plastică a unui material policristalin nu începe dintr-o dată în toți grăunții, ci mai întâi în acei grăunți care au o orientare favorabilă. Deoarece dislocațiile din grăunții în care a început deformarea sunt oprite la limitele acestor grăunți, propagarea alunecării de la grăunții deformați la cei în care deformarea nu a început încă, nu se realizează prin trecerea dislocațiilor din grăunții dislocați în ceilalți, ci prin excitarea surselor de dislocații din grăunții cu orientare mai puțin favorabilă.

Limitele de grăunte reprezintă zone în care rețeaua cristalină este perturbată pe un spațiu restrâns (de câteva distanțe interatomice), producându-se o modificare bruscă a orientării cristalografice, de la orientarea specifică unui grăunte la orientarea corespunzătoare grăuntelui vecin. Limitele de grăunte sunt caracterizate prin energie mare, iar datorită acestui fapt, ele reprezintă locul preferențial de inițiere a difuziei, a reacțiilor de precipitare, a transformărilor de fază și de concentrare a atomilor străini.

Deci, limitele de grăunte influențează și valoarea limitei de curgere, prin aceea că, sub acțiunea unor tensiuni mici, sursele de dislocații din majoritatea cristalelor cu orientare favorabilă, emit dislocații care însă sunt blocate de prezența limitelor de grăunte. Pentru a atinge deformații plastice însemnate, deci pentru a se ajunge la limita de curgere, este necesară activarea surselor din cristalele cu orientare mai puțin favorabilă, proces care nu poate fi obținut decât prin creșterea tensiunii aplicate.

Cercetări efectuate pe mai multe materiale policristaline au arătat că limita de curgere variază liniar cu $1/\sqrt{D}$, unde D reprezintă diametrul grăuntelui.

Dependența dintre valoarea σ_c și o serie de caracteristici ale materialului deformat plastic, este exprimată de relația lui Hall- Petch:

$$\sigma_c = \sigma_i + \sqrt{\frac{8Gb\sigma_0}{\pi D(1-\nu)}} = \sigma_i + KD^{-1/2} \quad (1.22)$$

unde σ_c , reprezintă limita de curgere a materialului metalic;

σ_i – rezistența la rupere a materialului metalic;

G – modulul de elasticitate transversal;

b – vectorul Burgers;

D – diametrul grăuntelui;

ν - coeficientul lui Poisson.

Relația anterioară arată că rezistența la deformare a materialului metalic este cu atât mai mare cât dimensiunea grăuntelui este mai mică.

Exemplificarea dependenței dintre caracteristicile de rezistență și diametrul mediu al grăuntelui este prezentată în tabelul 1.3.

Tabelul 1.3. Valorile limitei de curgere și a rezistenței la rupere pentru fierul pur

Diametrul mediu al grăuntelui, mm	σ_c	σ_i	Alungirea, % (trefilarea sârmelor)
	daN/mm ²		
Monocristal	3-4	1,4-1,5	30-50
9,70	4,1	16,8	28,8
7,00	3,9	18,4	30,6
2,50	4,5	21,5	39,5
0,20	5,8	26,8	48,8
0,16	6,6	27,0	50,7
0,11	11,8	28,4	50,0

Mecanismele de curgere plastică a oțelurilor obișnuite

Procesul de curgere plastică a materialelor metalice tehnice se explică prin proprietatea dislocațiilor de a fi mobile, de a se deplasa.

Mecanismele deformării plastice sunt determinate de caracterul mișcării dislocațiilor.

Dislocațiile se pot deplasa prin alunecare și prin difuziune. În cursul deplasării, acestea pot interacționa cu o serie de obstacole (defecte punctiforme, alte dislocații, precipitate, defecte de suprafață, etc.), lucru care poate influența caracterul și intensitatea deplasării lor.

Un rol important în caracterul deplasării dislocațiilor îl are temperatura la care se desfășoară procesul de deformare, distingându-se din acest punct de vedere deformarea plastică la rece și la cald.

Deformarea plastică la rece se desfășoară la temperaturi scăzute, la care procesul de difuzie nu are loc în materialele metalice uzuale.

În acest caz deformarea este determinată de alunecarea dislocațiilor de-a lungul planelor de alunecare și de gruparea lor la obstacole, în special la limitele dintre grăunți.

Mișcarea dislocațiilor este întotdeauna limitată de prezența obstacolelor, cu implicații asupra vitezei de deformare și a rezistenței la deformare.

Viteza de deformare este proporțională cu densitatea dislocațiilor mobile și cu viteza lor medie de deplasare printre obstacole, Astfel:

$$\dot{\gamma} = \bar{v} \cdot \rho_m \cdot b \quad (1.23)$$

unde γ , reprezintă viteza de deformare;

v - viteza medie de deplasare a dislocațiilor;

ρ_m – densitatea de dislocații;

b – modulul vectorului Burgers.

Densitatea dislocațiilor mobile ρ_m depinde de valoarea tensiunii.

$$\rho_m = \alpha \cdot \left(\frac{\tau}{Gb} \right)^2 \quad (1.24)$$

unde: α reprezintă unghiul dintre direcțiile de deplasare ale dislocațiilor;

G – modulul de elasticitate transversal;

τ - tensiunea aplicată,

iar viteza medie de deplasare a dislocațiilor depinde de mobilitatea dislocațiilor și de forța care acționează pe unitatea de lungime a acestora.

Relația matematică de calcul a deplasării dislocațiilor, limitată de obstacole de diferite naturi, are forma:

$$\dot{\gamma} = \dot{\gamma}_P \left(\frac{\tau}{G} \right) \cdot e^{\left\{ \frac{\Delta F_P}{KT} \left[1 - \left(\frac{\tau}{\tau_P} \right)^p \right]^q \right\}} \quad (1.25)$$

unde $\dot{\gamma}_P$ reprezintă viteza de deformare produsă ca urmare a mișcării în cristal a unei singure dislocații la 0 K;

ΔF_P - energia liberă a unei perechi de dislocații;

τ_P – tensiunea de alunecare la 0 K;

p și q – constante ale căror valori depind de natura obstacolului.

După natura obstacolului se disting:

a. curgerea plastică limitată de obstacole discrete, când viteza dislocației este determinată de rezistența și de densitatea obstacolelor discrete pe care le conține policristalul. Pentru acest caz, valorile factorilor ΔF_P și τ_P , în funcție de tipul obstacolului sunt prezentate în tabelul 1.4.

Tabelul 1.4. Valorile ΔF_P și τ_P în funcție de tipul obstacolului

Felul obstacolului	ΔF_P	τ_P	Exemple de obstacole
Rezistente	$2Gb^3$	$> Gb / l^*$	Dispersii precipitate dure
Medii	$(0,2 - 1) Gb^3$	$\approx Gb / l^*$	Păduri de dislocații Precipitate mici sau slabe
Slabe	$< 0,2 Gb^3$	$\ll Gb / l^*$	Rezistența rețelei Atomi dizolvați

l^* - distanța dintre obstacole

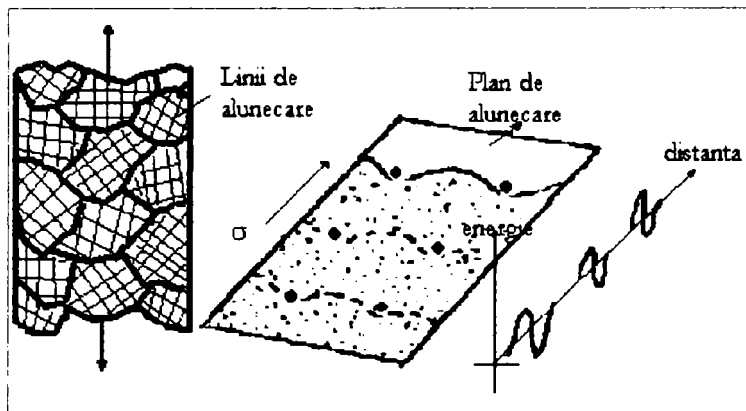


Fig. 1.17. Mecanismul curgerii plastice limitate de obstacole discrete

b. curgerea plastică limitată de rezistența rețelei

Interacțiunea dislocației cu rețeaua cristalină este definită de forța Peierls, care reflectă faptul că energia dislocației variază în funcție de poziția, mărimea și lungimea de undă a fluctuațiilor, determinate la rândul lor de forțele de legătură interatomice.

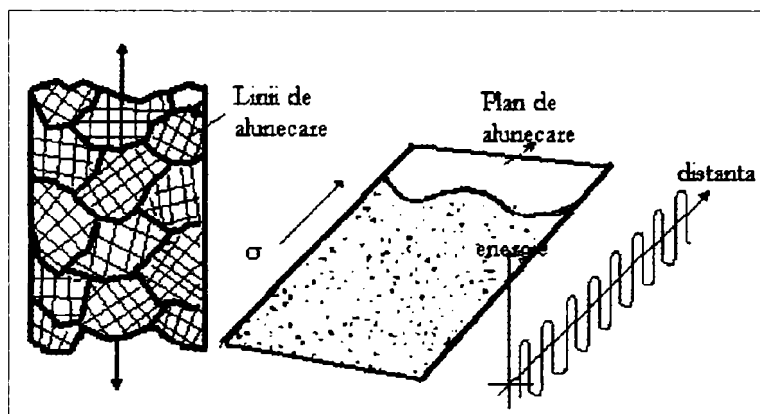


Fig. 1.18. Mecanismul curgerii plastice limitate de rezistența rețelei cristaline

Rețeaua cristalină reprezintă un șir de bariere lungi și drepte (poziții de echilibru în rețea) care se opun mișcării dislocațiilor. Dislocația înaintează sub acțiunea câmpului de tensiuni, propulsând înainte segmente mărginite de perechi de dislocații care ulterior se extind, măbind lungimea segmentelor. De obicei, viteza de deplasare a dislocațiilor este limitată de viteza de unire a perechilor.

Energia de activare a acestui proces depinde de modul în care variază energia dislocației în funcție de poziție, de tensiunea aplicată și de temperatură. În expresia (1.24) ΔF_P este energia unei perechi izolate de dislocații, τ_P este aproximativ egală cu tensiunea tangențială de curgere la 0 K, iar p și q au valorile $3/4$, respectiv $4/3$.

În cazul aliajelor metalice se pot forma soluții solide, compuși intermetalici, amestecuri mecanice. Atomii dizolvați în soluțiile diluate, fluctuațiile locale de concentrație în soluțiile solide mai concentrate, devin obstacole discrete slabe. Efectul lor asupra deplasării dislocațiilor se va considera printr-o valoare ceva mai mare a lui τ_P și o valoare mai mică pentru ΔF_P .

În cazul dispersiei de particule dure ale unei faze secundare, rezistența la curgere este invers proporțională cu distanța medie dintre particule ($\tau_p = Gb / l$), iar energia de activare este foarte mare ($\Delta F_p > 2 Gb^3$). Această energie de activare este atât de mare, încât conduce la o rezistență de curgere aproape atermică.

La temperaturi mai joase de deformare, simultan cu mișcarea prin alunecare a dislocațiilor se produce și maclarea mecanică, în special în cazul materialelor metalice care au structură CVC și HC.

Maclarea mecanică implică mișcarea dislocațiilor parțiale și întrucât are o contribuție relativ mică la totalul deformării, nu este considerat un mecanism predominant.

1.8. Tehnologii neconvenționale de creștere a durității și a caracteristicilor de rezistență ale materialelor metalice

Obținerea cristalelor filiforme

Încă din anul 1928, cercetările lui Jurkov și Alexandrov au demonstrat că rezistența la rupere a unui material este determinată de așa-numitul “factor dimensional”. Astfel, la experiențele făcute cu fire subțiri de sticlă, s-au obținut următoarele rezultate privind rezistența la rupere (tabel 1.5):

Tabel 1.5. Rezistența în funcție de diametrul firului cazul cristalelor filiforme

Diametrul firului, μm	Rezistența, N/mm^2
22	220
16	1070
2,5	5600

Cercetările s-au extins și la alte materiale, inclusiv fier și oțel, creându-se tehnologiile necesare pentru obținerea cristalelor filiforme și a firelor foarte subțiri.

La cristalele filiforme se obțin rezistențe foarte ridicate pe seama a doi factori distincți :

- factorul dimensional favorabil;
- numărul foarte scăzut de dislocații.

Deși cristalele pure au rezistență scăzută la deformare și cedează la tensiuni foarte mici, cristalele filiforme (numite și capilare fine sau filamente cristaline), care cresc în condiții de suprasaturație ridicată pe o dislocație elicoidală, au valori a $10^{-2} - 10^{-3} G$ pentru rezistența la rupere.

Cristalele filiforme se obțin prin creșterea din stare de vapori, caz în care prezența dislocațiilor poate fi un factor de control în creșterea acestora.

Absența dislocațiilor face ca aceste cristale filiforme să aibă rezistențe mari la rupere, și anume de ordinul a $G/30$.

Cercetătorii Kelly și Nutting prezintă în lucrarea “High-Strength Steels”[16] (tabelul 1.6) unele rezultate obținute la încercarea cristalelor filiforme, a monocristalelor de fier pur și a unor oțeluri.

Tabel 1.6. Rezistențe la forfecare realizate pe diferite produse din fier și oțel

Material	Tensiunea de forfecare, τ		Observații
	daN/mm ²	raportat la G	
Cristal filiform cu diametrul de 2 μ m	840	G/10	Modulul de forfecare pentru fierul policristalin este de 8400 daN/mm ²
Cristal filiform cu diametrul de 2–8 μ m	85 – 560	G/10 – G/15	
Oțel cu conținut ridicat de carbon deformat plastic la rece	280	G/30	Rezistența teoretică la forfecare pentru fierul policristalin este de 840 daN/mm ²
Monocristal de fier	4,2	G/2000	

Datorită caracteristicilor deosebite de rezistență mecanică ale cristalelor filiforme și ale fibrelor metalice, s-a dezvoltat tehnologia de fabricare a compozitelor [5] (tabelul 1.7).

Tabel 1.7. Proprietățile unor tipuri de fibre utilizate pentru durificarea materialelor compozite

Material	Rezistența la rupere, N/mm ²	Modulul de elasticitate transversal, daN/mm ²
Fir de oțel carbon (0,9%C) cu diametrul de 0,1 mm	4100	20700
Fir de oțel inoxidabil (18-8) cu diametrul de 0,05 mm	2100	20000
Fir din wolfram cu diametrul de 0,025 mm	3800	34480
Cristal filiform de fier pur	12800	19300
Cristal filiform de alumina cu diametrul de 0,002 mm	21000	48300

Compozitele, materiale cu performanțe deosebite în privința raportului ridicat dintre rezistența mecanică și greutatea specifică ca și în privința menținerii unei valori mari a rezistenței mecanice la temperaturi ridicate, sunt constituite dintr-o fază rezistentă și rigidă dispersată sub formă de fibre aliniată într-o matrice ductilă.

Performanțele excepționale de rezistență mecanică ale compozitelor de datorează suportării sarcinii de către fibre, cărora le-a fost transmisă solicitarea de către matrice.

Sticle metalice

Metalele și aliajele metalice care pot fi răcite (solidificate) fără să cristalizeze, constituie “sticle metalice” și au unele proprietăți deosebite.

Deși sticlele metalice constă în cea mai mare parte a lor din agregate de atomi dispuse întâmplător, densitățile lor diferă foarte puțin de cele ale cristalelor cu aceeași compoziție.

Pentru a obține sticle metalice trebuie să se asigure o răcire foarte rapidă a metalelor și să se mențină structura nesimetrică a stării lichide la temperatura camerei. [26] Pentru metale, vitezele de răcire necesare pentru a împiedica aranjarea atomilor într-o rețea cristalină, sunt de ordinul a 10^{10} °C/s (obținerea unor sticle metalice din metale pure este mai dificilă, necesitând viteze de răcire mult mai mari decât în cazul aliajelor și anume peste 10^{10} K/s).

Aliajele care formează sticle metalice au câteva caracteristici comune și anume:

- a. între atomii componentelor există interacțiuni puternice, lucru indicat de faptul că ele au căldură de formare negativă;
- b. prezintă temperatură de topire (T_t) joasă, astfel încât $T_s/T_t \approx 0,6$;
- c. formează faze intermetalice.

Rezistența la rupere a sticlelor metalice are valori apropiate de cea teoretică ($\approx E/50$, unde E este modulul lui Young). Sticlele metalice cu bază de fier au rezistența la rupere de cca. $3,5 \cdot 10^9$ N/m², valoare comparabilă cu cea a cristalelor filiforme. Modulele de elasticitate cresc la asigurarea unor structuri amorfe.

Ruperea unei sticle metalice la întindere este precedată de o deformare locală, apoi probele se rup prin învingerea forțelor de coeziune în materialul deformat.

Considerând o alungire relativă de 0,04 – 0,06 care se constată în practică și luând valorile pentru E și G corespunzătoare materialului considerat, se poate determina valoarea lui σ . Efortul de rupere a sticlelor metalice este relativ mare. La temperatura camerei ruperea apare la eforturi unitare egale cu cca. 2% din valoarea modulului lui Young și crește cu descreșterea temperaturii.

Durificarea prin iradiere

Dezvoltarea producției de energie electrică în centrale nucleare a impulsat cercetările privind durificarea prin iradierea cu neutroni a oțelurilor utilizate în zona iradierii și în zona circuitului primar al reactorului [27, 28]

Neutronul, nefiind încărcat electric, nu este supus forțelor de respingere electrostatică, astfel încât se poate apropia mult de o altă particulă încărcată sau de un nucleu. Absorbit de acesta

din urmă, poate produce fenomenul de fisiune sau de radioactivitate. De asemenea, poate fi împrăștiat elastic numai de anumite substanțe (moderatori) care sunt utilizate la încetinirea neutronilor. Procesul microscopic de interacțiune, la trecerea radiației prin material, în care nu se schimbă natura și energia particulelor și nu apar particule noi, este un proces elastic. În cazul în care natura particulelor rămâne aceeași, dar după interacțiune particulele posedă altă energie, procesul este neelastic. [30]

Ca efect al coliziunii dintre particulele fluxului de iradiere și ionii materialului iradiat, se produc “vârfuri de temperatură” în materiale, care constă dintr-o sporire considerabilă a energiei în zona atomului lovit

Dilatarea în zona vârfului termic introduce tensiuni foarte mari în materialul învecinat, generând dislocații care interacționează între ele și nu dispar la anularea vârfului termic.

Defectele suplimentare de rețea create de vârfurile de temperatură se manifestă prin schimbări marcante ale proprietăților materialului iradiat.

Efectul iradierii cu neutroni se face simțit numai la doze care depășesc 10^{18} neutroni/cm², fiind proporțional cu doza de neutroni, dar în general nu se modifică caracteristicile de bază (de rezistență) cu mai mult de 1/3.

Constantele de elasticitate sunt mărite prin iradiere cu neutroni (spre exemplu la Cu, modulul lui Young crește cu 15 – 20%), la fel și caracteristicile de deformare plastică. Se mărește de asemenea valoarea componentei critice de forfecare (ca efect al ancorării dislocațiilor de către defectele punctiforme introduse prin iradiere).

Durificarea prin fascicul Laser

Datorită capacității de realizare a unor concentrații ridicate de energie termică pe suprafețe extrem de mici și cu durate de ordinul miimilor de secundă, un fascicul Laser poate provoca vârfuri de temperatură în metale, cu avantajele și dezavantajele fenomenului.

S-a pus problema durificării suplimentare a unui material deformat plastic la rece prin tratamente cu radiații corpusculare sau electromagnetice la densități mari de energie, concentrate în pată focală asupra unui obiect. Cercetările efectuate asupra oțelului de ambutisare (oțel cu cca. 0,08%C calmat cu Al), care a fost supus iradierii cu un fascicul Laser de 18 kJ și o intensitate de $6 \cdot 10^4$ W/cm², cu o durată a impulsului de $4 \cdot 10^{-3}$ s, au demonstrat o creștere considerabilă a densității de dislocații și deci, implicit a ecruisării.

Tabel 1.8. Variația densității dislocațiilor (ρ) după deformare plastică la rece prin laminare (1), durificare cu Laser (2) și recoacere obișnuită (3)

Grad de deformare %	Densitatea de dislocații (ρ), 1/cm ² la varianta:		
	1	2	3
10	1,91.10 ¹⁰	14,1.10 ¹⁰	1,21.10 ⁶
20	6,92.10 ¹⁰	22,1.10 ¹⁰	18,40.10 ⁶
33	13,00.10 ¹⁰	49,3.10 ¹⁰	25,20.10 ⁶
43	16,10.10 ¹⁰	64,6.10 ¹⁰	43,10.10 ⁶
50	19,20.10 ¹⁰	81,7.10 ¹⁰	183,00.10 ⁶
60	22,70.10 ¹⁰	641,0.10 ¹⁰	217,00.10 ⁶
66	26,00.10 ¹⁰	761,0.10 ¹⁰	302,00.10 ⁶
75	27,00.10 ¹⁰	923,0.10 ¹⁰	461,00.10 ⁶

În cazul deformării plastice la rece, fără tratament Laser, se constată o variație a densității dislocațiilor în funcție de gradul de deformare. La un grad de deformare de până la 20 % se constată o repartizare haotică a dislocațiilor. La o deformare de 20%, apare structura în blocuri (mozaic) cu interfețe fine. Creșterea gradului de deformare la 40-50% conduce la o îngroșare a granițelor dintre blocuri (subgrăunți), iar creșterea în continuare a deformării duce la concentrarea de dislocații la limitele subgrăunților.

După acțiunea radiației Laser, caracterul repartiției dislocațiilor se menține, în general, în funcție de gradul de deformare.

La un grad de deformare de până la 20%, odată cu rețelele de dislocații, apar subgranițe, iar densitatea dislocațiilor haotice crește. Pentru deformații de 20 – 50%, se accentuează limitele de separare a blocurilor și apar dislocații în interiorul subgrăunților. Creșterea în continuare a deformației, la grade de 60 – 75 % nu duce la o modificare a dimensiunilor blocurilor cristaline, dar crește brusc densitatea de dislocații.

1.9. Literatura de specialitate privind modificarea caracteristicilor calitative ale oțelurilor prin deformare plastică la rece și prin modificarea compoziției chimice

Influența deformării plastice la rece asupra caracteristicilor mecanice ale oțelurilor

Literatura de specialitate conține în general puține date privind variația caracteristicilor mecanice în funcție de gradul de deformare. Datele publicate [5, 6, 8, 12, 19, 20] se referă în special la bare trase sau sârme treflate.

Astfel, modificările proprietăților mecanice prin deformare plastică la rece a unui oțel cu 0,1 % C sunt cuprinse în tabelul 1.5. [20]

Tabel 1.9. Efectul deformării la rece asupra caracteristicilor unui oțel cu 0,10% C

Reducerea de secțiune, %	R_m , N/mm ²	$R_{p0,2}$, N/mm ²	Alungirea la rupere, %	Gâtuirea la rupere, %	Duritatea HV
0	380	270	30	82	108
10	480	340	15	62	135
20	540	380	10	51	155
30	580	410	6	41	161
40	610	430	5	33	175
50	630	440	4	27	180
60	650	450	4	20	185

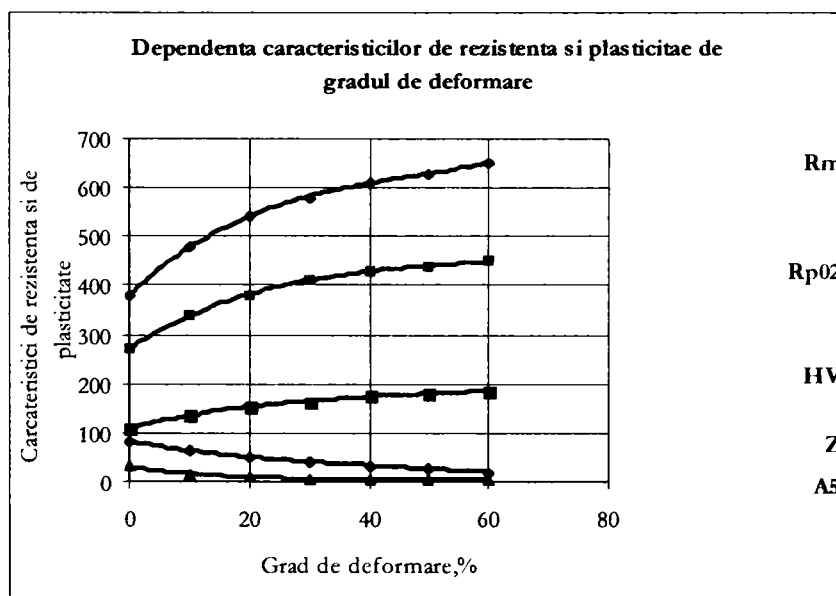


Fig. 1.19. Curbe de variație ale caracteristicilor mecanice de rezistență și plasticitate pentru oțelul SA 105 deformat plastic la rece

Tabel 1.10. Efectul tragerii la rece asupra caracteristicilor la tracțiune ale unui oțel cu 0,25%C

Reducerea ariei prin tragere, %	R_m , N/mm ²	$R_{p0,2}$, N/mm ²	Alungirea la rupere, %	Gâtuirea la rupere, %
0	460	275	34	70
10	515	500	20	65
20	580	560	17	63
40	650	590	16	60
60	715	605	14	54
80	790	660	7	26

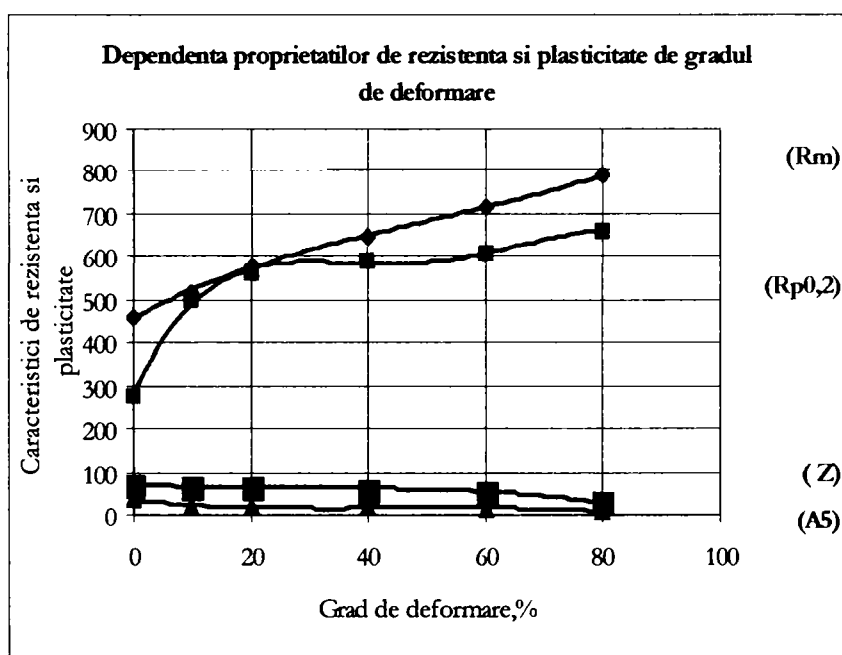


Fig. 1.20. Curbe de variație ale caracteristicilor mecanice de rezistență și plasticitate pentru oțelul SAE 1016 deformat prin tragere la rece

Tabel 1.11. Efectul treflării asupra caracteristicilor la tracțiune ale oțelului SAE 1016

Reducerea ariei prin trefilare, %	R_m , N/mm ²	$R_{p0,2}$, N/mm ²	Alungirea la rupere, %	Gâtuirea la rupere, %
0	460	280	34	70
10	525	490	20	65
20	590	560	17	63
40	665	595	16	60
60	715	615	14	54
80	805	670	7	26

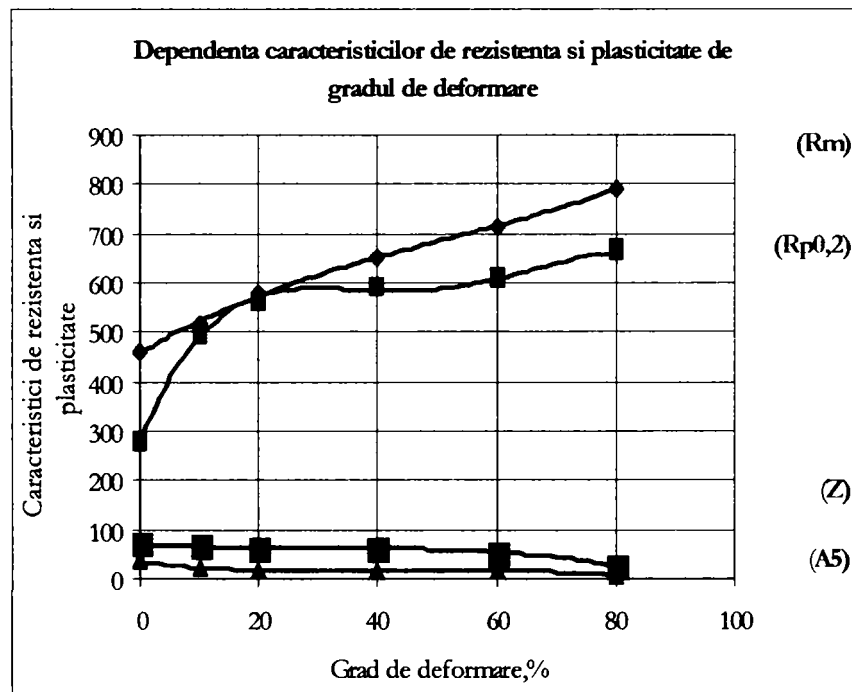
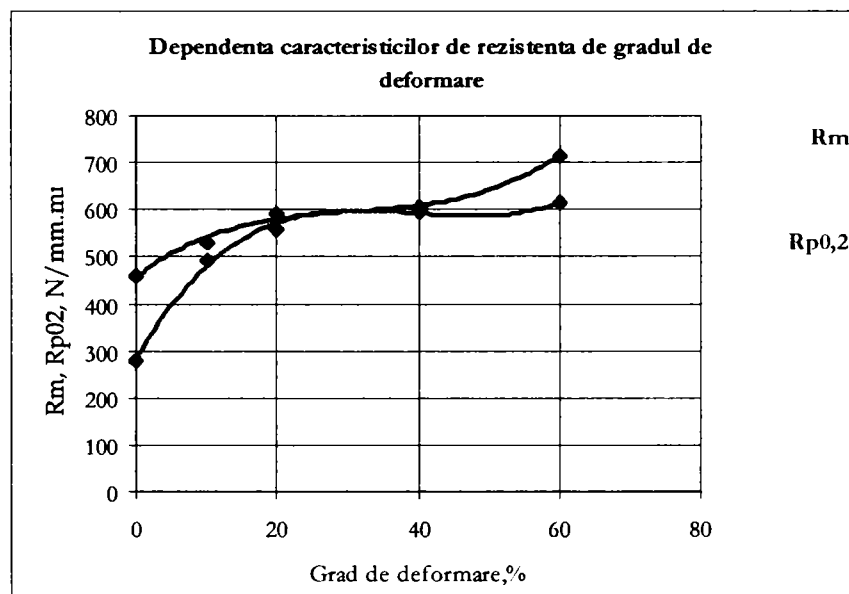


Fig. 1.21. Curbele de variație ale caracteristicilor de rezistență și plasticitate la trefilarea oțelului SAE 1016

Tabel 1.12. Modificarea caracteristicilor mecanice la tragerea barelor din oțel OL44 (Φ 25 mm)

Gradul de reducere, %	$R_{p0,2}$, N/mm ²	R_m , N/mm ²	Creștere, %		$R_{p0,2} / R_m$
			$R_{p0,2}$	R_m	
0	280	460	-	-	0,608
10	490	530	75	15	0,924
20	560	590	100	28	0,949
40	595	605	112	31	0,983
60	615	715	119	55	0,860

Fig. 1.22. Modificarea caracteristicilor mecanice de rezistență la tragerea barelor din oțel OL44 Φ 25 mm

Așa cum se observă din datele prezentate în tabele și grafice, în urma deformărilor plastice aplicate unor mărci diferite de oțel cu conținuturi de carbon cuprinse în limitele 0,10 - 0,45 %, caracteristicile de rezistență cresc iar cele de plasticitate scad. Acest efect al deformării plastice se datorează fenomenului de ecrusare.

În toate cazurile prezentate, gradul de deformare este mare, respectiv de până la 80 %.

Metoda de deformare care va fi tratată în continuare se axează pe grade de reducere relativ reduse, adică de până la 40 %.

Tabel 1.13. Modificarea caracteristicilor mecanice de rezistență la trefilarea sârmelor $\Phi 5$ mm diferite conținuturi de carbon

%C	Grad de reducere, %	$R_{p0,2}$, N/mm ²	R_m , N/mm ²	Creștere, %		$R_{p0,2} / R_m$
				$R_{p0,2}$	R_m	
0,03	0	280	400	-	-	0,70
	20	580	600	107	50	0,96
	40	680	690	142	72	0,98
0,35	0	470	780	-	-	0,60
	20	800	880	70	13	0,91
	40	880	1000	87	28	0,88
0,70	0	650	1100	-	-	0,59
	20	1000	1260	53	14	0,79
	40	1130	1380	74	25	0,82
0,84	0	780	1300	-	-	0,60
	20	1110	1400	42	8	0,79
	40	1180	1500	51	15	0,79

Analizând datele prezentate în tabelele 1.9, 1.10, 1.11, 1.12 și 1.13 ca și curbele de variație ale caracteristicilor mecanice de rezistență și plasticitate prezentate în figurile 1.20, 1.21, 1.22, 1.23 se pot desprinde următoarele concluzii:

- ◆ Rezistența la rupere și în special limita de curgere înregistrează cele mai mari creșteri pentru grade de deformare de până la 20 – 30 %. Astfel, creșterea pentru rezistența la rupere este de 60% pentru oțelul cu 0,1 %C și de 44 % pentru oțelul cu 0,2 % C, iar creșterea pentru limita de curgere este de 59% pentru oțelul cu 0,1 % C și de 114 % pentru oțelul cu 0,2 % C.
- ◆ Alungirea la rupere scade în acest domeniu al deformării de 6,0 ori la oțelul cu 0,1 % C și de 2,0 ori la oțelul cu 0,2 % C.
- ◆ Gâtuirea la rupere scade de 2,5 ori la oțelul cu 0,1 % C și cu 15% la oțelul cu 0,2 % C.
- ◆ Creșterea gradului de deformare peste valori de 30 – 40 % nu se justifică din punct de vedere al caracteristicilor mecanice obținute.
- ◆ Domeniul optim pentru creșterea limitei de curgere cu menținerea în limite acceptabile a caracteristicilor de plasticitate (alungire și gâtuire) este al deformărilor cu 10 – 20 %.

Influența compoziției chimice asupra caracteristicilor mecanice

Literatura de specialitate conține date, preluate din practica industrială privind influența elementelor prezente în oțel asupra caracteristicilor mecanice de rezistență, de regulă în stare normalizată a produselor.

Astfel, se precizează că la un adaos de 1,0 % Mn, rezistența la tracțiune crește cu cca. 100 N/mm². Un efect similar îl are și Si.

Unii cercetători au stabilit, pentru oțelul nealiat, relații de forma C_e (carbon echivalent) corelat cu rezistența la rupere. O astfel de relație pentru carbonul echivalent este:

$$C_e = 1/8 (Si + Mn) + 1/2 (S+P) + 1/20 (Ni+Cr) \quad (1.26)$$

unde literele se înlocuiesc cu conținuturile procentuale ale elementelor respective.

Legătura dintre carbonul echivalent și rezistența la rupere este prezentată în tabelul 1.14.

Menționăm faptul că metodele de calcul ale rezistenței la rupere pe baza carbonului echivalent nu au cunoscut menținere în timp, ca urmare a influenței relativ e mult prea scăzute a sumei (Mn+Si) determinate cu relația (1.25), față de rezultatele actuale ale prelucrării statistice.

Tabel 1.14. Rezistența la rupere a oțelului funcție de carbonul echivalent

C_{es} %	R_{ms} N/mm ²	C_{es} %	R_{ms} N/mm ²
0,1	320	0,6	690
0,2	380	0,7	800
0,3	460	0,8	900
0,4	540	0,9	990
0,5	610	1,0	1060

Alte relații determinate statistic cuprind următorii factori de influență ai elementelor de aliere asupra rezistenței la rupere sau a limitei de curgere.

$$R_{p0,2} = [13,29 + 5,90(\%Mn) + 10,21(\%Si) + 0,122(\%Perlita) + 0,47d^{-1/2}] \quad (1.27)$$

$$R_m = 23,0 + 70(\%C) + 8(\%Mn) + 9,21(\%Si) + 7,4(\%Cr) + 3,4(\%Ni) + 5,7(\%Cu) + 32(\%V) + 54(\%Ti) + 46(\%P) + [2,1 - 0,14(h - S)] \quad (1.28)$$

$$R_{p0,2} = 12,4 + 28(\%Cr) + 8,4(\%Mn) + 5,6(\%Si) + 5,5(\%Cr) + 4,5(\%Ni) + 8(\%C) + 36(\%V) + 77(\%Ti) + 55(\%P) + [3,0 - 0,2(h - S)] \quad (1.29)$$

Coefficienții de multiplicare pentru elementele de aliere, inclusiv pentru carbon, sunt valabili pentru toate tipurile de oțeluri slab aliate că și pentru oțelurile aliate cu conținut scăzut de carbon (max. 0,30%).

Pe baza relațiilor anterioare s-au stabilit următoarele nivele ale durificării, respectiv a creșterii rezistenței la rupere și a limitei de curgere, pentru oțelul slab aliat cu un conținut maxim de 0,2 % C, 1,6 % Mn, 1,0 % Si, 1,3 % Cr, 1,0 % Ni, 0,15 % V, 0,05 % Ti, 0,15 % P:

Element de aliere	C	Mn	Si	Cr	Ni	Ti	P	V
Creștere $R_{p0,2}$	280	84	56	55	45	770	550	360
Creștere R_m	700	80	92	74	34	540	460	320

Creșterile sunt calculate pentru 1 % adaos de element de aliere

Astfel, adăugarea de elemente de aliere în oțeluri, în cantități bine determinate poate determina o mărire a caracteristicilor mecanice ale oțelurilor, însă această operație poate provoca trecerea oțelului într-o altă clasă de calitate.

Concluzii la capitolul I

Din analiza efectuată cu privire la posibilitățile de durificare a materialelor metalice, rezultă că aceasta se poate face prin procedee convenționale cum sunt:

- ◆ creșterea densității de dislocații prin deformare plastică la rece;
- ◆ deformarea rețelei cristaline prin aliere;
- ◆ micșorarea mărimii grăuntelui materialului metalic;
- ◆ formarea de faze secundare disperse în matrice,

sau prin procedee neconvenționale care se referă la:

- ◆ obținerea de “sticle metalice”;
- ◆ obținerea de cristale filiforme;
- ◆ bombardarea cu particule grele;
- ◆ iradierea cu fascicul Laser, etc.

Procedeele neconvenționale de durificare, chiar dacă aduc un spor însemnat de rezistență (care poate crește până la 2400 N/mm² pentru oțelurile moi), sunt dificil de aplicat la scară industrială, fiind scumpe și necesitând instalații speciale și măsuri speciale de instruire și de

protecție a personalului care le deservește. De aceea, chiar dacă creșterile sunt foarte importante, aplicabilitatea lor la nivelul producției de masă este foarte limitată.

Dintre procedeele convenționale de durificare ale oțelurilor, cel mai uzual și mai economic este deformarea plastică la rece, luat în studiu în cadrul prezentei teze de doctorat, deoarece:

- ◆ în cursul acestui proces, rezistența la rupere și mai ales limita de curgere înregistrează cele mai mari creșteri pentru grade de deformare de până la 30- 40%;
- ◆ creșterile caracteristicilor de rezistență sunt diferențiate pentru oțeluri cu conținuturi diferite de carbon, variind în limitele 40 – 60% pentru rezistența la rupere și 60 – 115 % pentru limita de curgere;
- ◆ creșterile de duritate obținute la tragere și trefilare sunt sesizabile chiar la grade mici de deformare; creșteri similare de duritate și de caracteristici de rezistență se pot obține și printr-o aliere cu modificarea compoziției chimice, dar această metodă ar conduce la încadrarea oțelului într-o altă grupă care ar atrage după sine modificarea caracteristicilor tehnologice și de utilizare, precum și a prețului.

Capitolul II

INCERCARI EXPERIMENTALE DE LABORATOR

Cu toate că procedeul de ecrusare care stă în atenția prezentei teze de doctorat este, din punct de vedere tehnologic, un procedeu simplu, referitor la deformarea prin comprimare pe generatoare între scule plane, nu au fost găsite în literatura de specialitate consultată, foarte multe date privind aspectele teoretice ale deformării propriu-zise ca și ale consecințelor asupra structurii și caracteristicilor mecanice.

De aceea, pentru elucidarea unor aspecte teoretice ale procedurii tehnologice, s-a procedat la o serie de studii și încercări de laborator, (prezentate în capitolul al doilea) în cadrul cărora, pe probe din oțeluri cu conținuturi de carbon cuprinse între 0,02 și 0,47%, deformate cu grade de reducere cuprinse între 3 și 60%, s-au pus în evidență:

- evoluția parametrilor de ecrusare n și K , prin trasarea curbelor de curgere pe baza datelor furnizate de curbele tensiune-deformație convenționale;
- stabilirea unor relații de calcul a parametrilor de ecrusare cu ajutorul mărimilor curent determinate și anume a valorii limitei de curgere și a rezistenței la rupere;
- evoluția durtății HV în secțiunea probelor funcție, atât de geometria inițială a semifabricatului (rotund, pătrat) cât și de conținutul de carbon și de gradul de reducere aplicat;
- evoluția microstructurii pe probele deformate pentru punerea în evidență, în concordanță cu zonele diferite de ecrusare determinate prin HV, a zonelor cu morfologie diferită din punct de vedere al mărimii și orientării grăunților cristalini;
- punerea în evidență a zonelor diferite de ecrusare pe secțiunea probelor prin prelucrarea matematică a datelor experimentale;
- posibilitatea de calcul a rezistenței la deformare a oțelului cu relații indicate de literatura de specialitate și stabilirea acelor care dau valori mai apropiate de cele determinate experimental.

Concluziile la care s-a ajuns în cadrul acestor experimentări de laborator privitoare la influențarea caracteristicilor de rezistență ale produselor industriale, au fost confirmate în capitolul al treilea al tezei, în urma efectuării unor încercări pe produse industriale.

Sub acțiunea forțelor de deformare, materialele metalice se comportă diferit. Unele dintre ele se rup fără o deformare vizibilă, altele suferă înainte de rupere o deformare mai mult sau mai puțin accentuată.

Deformațiile care apar în corpul metalic supus acțiunii unei forțe sunt reversibile (elastice) sau nereversibile (plastice sau remanente).

Din punctul de vedere al caracterului ruperii, materialele metalice pot fi:

- ◆ fragile – dacă ruperea survine după deformații elastice mici;
- ◆ elastice – dacă ruperea survine după deformații elastice relativ mari ($\epsilon > 0,6$);
- ◆ plastice – dacă înainte de rupere, materialul suportă deformații mari și prezintă o creștere a rezistenței la deformare odată cu creșterea gradului de deformare, iar viteza de deformare are o influență neglijabilă asupra acesteia;
- ◆ vâscoase – dacă înainte de rupere materialele metalice prezintă deformații permanente mari, iar influența gradului de deformare asupra rezistenței la deformare este neglijabilă, în timp ce aceasta crește odată cu creșterea vitezei de deformație.

Nici un material metalic real nu are comportament ideal elastic, ideal plastic sau ideal vâscos.

Astfel, la temperaturi relativ scăzute (la deformare la rece), acestea au o comportare elasto-plastică, iar la temperaturi ridicate (la deformarea la cald) au comportare plastico-vâscoasă (vâsco-plastică).

Modelul matematic pentru comportarea ideal-elastică este descris prin legea lui Hooke:

$$\sigma = E \cdot \epsilon \quad (2.1)$$

în care σ reprezintă tensiunea,

E – modulul de elasticitate longitudinal;

ϵ - deformația.

Comportarea ideal –vâscoasă se supune legii de vâscozitate a lui Newton:

$$\sigma = \eta \cdot \frac{d\epsilon}{dt} = \eta \cdot \dot{\epsilon} \quad (2.2)$$

în care η reprezintă vâscozitatea mediului;

$\dot{\epsilon}$ - viteza de deformație.

Corpul ideal plastic se caracterizează prin aceea că la valori $\sigma < \sigma_0$, nu se înregistrează deformații, iar pentru $\sigma = \sigma_0$ se produce alunecarea plastică.

Comportarea la deformare a corpului elasto-plastic este definită de ecuația:

$$\sigma = E \cdot \varepsilon \text{ pentru } \sigma < \sigma_0 \quad (2.3)$$

sau

$$\sigma = \sigma_0 \quad (2.4)$$

Combinând cele două tipuri de comportamente, elastic și vâscos, se obține modelul matematic pentru corpul elasto-vâscos și anume;

$$\sigma = E \cdot \varepsilon + \eta \cdot \dot{\varepsilon} \text{ (mediul Foight)} \quad (2.5)$$

sau

$$\dot{\varepsilon} = \frac{\sigma}{E} + \frac{\sigma}{\eta} \quad (2.6)$$

Mediul vâsco-plastic poate fi reprezentat printr-un model în care tensiunea σ este suma a două componente și anume: o componentă plastică determinată printr-o condiție de plasticitate și o componentă vâscoasă descrisă de legea lui Newton sub forma:

$$\sigma = \sigma_p + \eta \cdot \dot{\varepsilon} \text{ (relația Bingham)} \quad (2.7)$$

2.1. Curbe de curgere pentru oțeluri cu conținut de carbon de 0,02–0,47%

Comportarea la deformare a unui material metalic este caracterizată prin doi indicatori: rezistența la deformare și capacitatea de deformare plastică.

Ambii indicatori sunt influențați de mărimea gradului de deformare, de viteza de deformație și de temperatură.

La deformarea în condiții industriale, în funcție de geometria semifabricatului, de caracterul și variația stării de tensiune, a intensității transferului de căldură, etc., gradul de deformare, viteza de deformare și temperatura variază în volumul supus deformării, de la o zonă la alta, de la un punct la altul.

Cunoașterea capacității de deformare plastică a materialului este obligatoriu impusă în cazul deformărilor la rece, datorită procesului caracterizat de stare de tensiune nefavorabilă, la care tensiunea activă este de întindere. La majoritatea metodelor de deformare (laminare, forjare, extrudare, etc.) starea de tensiune este spațială de compresiune, capacitatea de deformare neavând rol determinant, cu atât mai mult la deformarea la cald la care plasticitatea materialului este mare.

Procesul de deformare plastică la rece este caracterizat prin ecruisare. Pe măsură ce gradul de deformare crește, se mărește densitatea dislocațiilor și se micșorează viteza medie de deplasare a

acestora, fenomene datorate măririi densității de obstacole în calea deplasării dislocațiilor. De aceea, rezistența la deformare crește odată cu creșterea gradului de deformare.

În cazul deformărilor plastice la rece, procesul desfășurându-se la temperaturi scăzute, la care difuzia nu se produce, nu se poate desfășura procesul de recristalizare (dezecruisare). În acest caz, eventualele variații de temperatură la acest tip de deformare au o influență foarte mică asupra rezistenței la deformare. De aceea, comportarea la deformare plastică la rece a materialelor metalice este descrisă de o lege de ecrusare.

În figura 2.1 sunt prezentate legile de ecrusare definite de relațiile următoare:

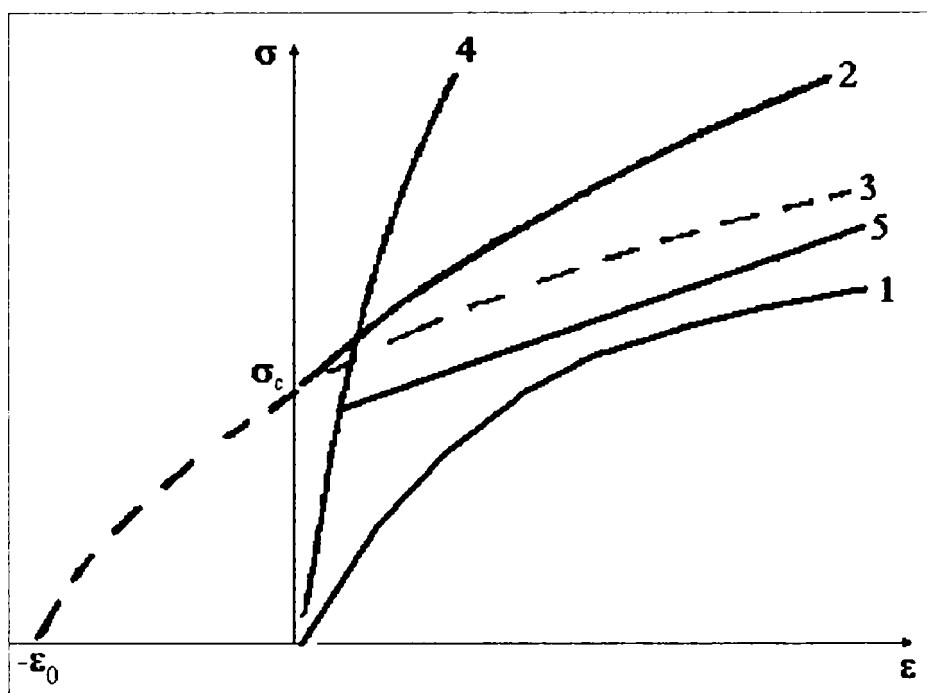


Fig. 2.1. Schemele legilor de comportare la deformare plastică la rece

1. Legea Hollomon (curba 1) valabilă în cazul materialelor metalice cu limită de curgere relativ redusă, este descrisă de o funcție de forma:

$$\sigma = C_1 \cdot \varepsilon^n \quad (2.8)$$

în care n , reprezintă coeficientul de ecrusare

2. Legea Ludwick (curba 2) valabilă în cazul materialelor metalice cu limită de curgere mare și cu valoare foarte mare a modului lui Young, respectiv cu valoare a deformațiilor elastice foarte mică. Această lege este exprimată matematic astfel:

$$\sigma = \sigma_c + C_2 \cdot \varepsilon^n \quad (2.9)$$

3. **Legea Swift (curba 3)** care se poate aplica aceleiași categorii de materiale ca și în cazul anterior, fiind exprimată de ecuația:

$$\sigma = C_2 (\varepsilon_0 + \varepsilon)^n \quad (2.10)$$

4. **Legea Hartley (curba 4)** exprimată prin funcția de putere:

$$\sigma = \sigma_0 \exp \left[\frac{\varepsilon_0 + \varepsilon}{\varepsilon^*} \right]^n \quad (2.11)$$

5. **Legea Voce (curba 4)** stabilită pe baza unui model fizic al evoluției structurii și densității dislocațiilor:

$$\sigma = \sigma_0 + A(1 - \varepsilon^{-n\varepsilon}) \quad (2.12)$$

6. **Legea Goff-Saada (curba 2)** reprezentând o dependență logaritmică a rezistenței la deformare cu gradul de deformare:

$$\sigma = A_1 + B \ln(\varepsilon_0 + \varepsilon) \quad (2.13)$$

7. **Legea Ramberg-Osgood (curba 5)** pentru materiale cu comportare la deformare elasto-plastică cu ecrusare:

$$\varepsilon = \frac{\sigma}{E} + C_3 \left(\frac{\sigma}{E} \right)^n \quad (2.14)$$

În relațiile de mai sus C_1 , C_2 , n , ε_0 , ε , σ_0 , ε^* , A , A_1 , B , C_3 sunt constante de material, iar E este modulul de elasticitate (a lui Young).

Folosirea uneia sau a alteia dintre legile de ecrusare prezentate se face în funcție de curba de ecrusare experimentală a materialului metalic deformat.

Curba caracteristică convențională nu dă indicații reale asupra caracteristicilor de deformare ale materialului metalic, deoarece ea este bazată în întregime pe dimensiunile inițiale ale epruvetei, dimensiuni care se modifică continuu în timpul încercării.

De aceea, pentru stabilirea comportamentului real la deformare al materialelor metalice, se utilizează curba caracteristică reală care se trasează în coordonatele tensiune reală și deformație specifică, bazată pe lungimea și diametrul epruvetei la un moment dat.

Curba de curgere descrie comportarea la deformare plastică a unui material metalic, arătând relația dintre tensiunea de curgere respectiv rezistența la deformare σ_{real} și deformația reală ϵ .

2.1.1. Curba de curgere a oțelului extramoale de tip ARMCO

Pentru determinarea curbei de curgere (curba caracteristică reală), încercările au fost efectuate pe probe din oțel tip Armco (MK3) cu următoarea compoziție chimică:

$$C = 0,02\%;$$

$$Mn = 0,33\%;$$

$$Si = 0,13\%;$$

și cu caracteristicile mecanice în stare recoaptă :

$$R_{p0,2} = 233 \text{ N/mm}^2;$$

$$R_m = 353 \text{ N/mm}^2;$$

$$A_5 = 40,6\%;$$

$$Z = 79,7\%.$$

Înainte de confecționarea epruvetelor, barele din oțel cu diametrul de 35 mm au fost supuse tratamentului de normalizare, cu menținere în palier la temperatura de 925 °C. Epruvetele au avut diametrul de 10 mm, proporțional normale.

Curba caracteristică convențională s-a obținut pe o mașină de tracțiune cu domeniul de încărcare 0 - 40.000 N și un grad de multiplicare a alungirii + 20.

Datele obținute sunt înscrise în tabelul 2.1.

În tabelul 2.1 sunt cuprinse valori obținute pe baza curbei caracteristice convenționale cu utilizarea următoarelor relații pentru aducerea la nivelul real al valorilor:

$$\sigma_{real} = \sigma(1 + \epsilon) \quad (2.15)$$

$$\epsilon = \ln(\epsilon + 1). \quad (2.16)$$

Tabel 2.1. Valorile caracteristicilor de rezistență și alungire la oțelul Armco, determinate în baza curbei caracteristice convenționale

ϵ , mm/m m	ϵ , %	σ , N/mm ²	ϵ , mm/mm	σ_{real} , N/mm ²	$\log \epsilon$	$\log \sigma_{\text{real}}$	ϵ , %
0,017	1,7	230	0,016	234	0,204	2,369	1,6
0,034	3,4	249	0,033	257	0,518	2,409	3,3
0,051	5,1	264	0,049	277	0,690	2,442	4,9
0,068	6,8	283	0,065	302	0,813	2,480	6,5
0,085	8,5	299	0,081	324	0,908	2,510	8,1
0,102	10,2	311	0,097	342	0,986	2,534	9,7
0,119	11,9	324	0,112	362	1,049	2,558	11,2
0,136	13,6	335	0,127	377	1,103	2,576	12,7
0,153	15,3	339	0,142	391	1,152	2,512	14,2
0,170	17,0	343	0,157	401	1,195	2,603	15,7
0,187	18,7	346	0,171	413	1,233	2,615	17,1
0,204	20,4	351	0,185	422	1,267	2,625	18,5
0,221	22,1	353	0,199	431	1,298	2,634	19,9
0,238	23,8	353	0,213	437	1,328	2,640	21,3
0,255	25,5	353	0,227	443	1,356	2,646	22,7
0,272	27,2	353	0,240	449	1,380	2,652	24,0
0,289	28,9	353	0,253	455	1,403	2,658	25,3
0,306	30,6	353	0,266	461	1,425	2,663	26,6

Relațiile (2.15) și (2.16) se aplică numai pentru porțiunea din curba caracteristică convențională cuprinsă între $R_{p0,2}$ și momentul apariției găturii, zonă în care la creșterea forței de întindere, reducerea de diametru are loc uniform pe toată lungimea, invers proporțional cu alungirea.

Pentru determinarea coeficientului de ecrusare [6,15,16,72] se poate folosi relația:

$$n = \ln \left(1 + \frac{A_n}{100} \right) \quad (2.17)$$

în care A_n , reprezintă alungirea la care apare gătuirea (%);

În tabel, ϵ este alungirea reală la care apare gătuirea.

În cazul oțelului Armco, coeficientul de ecrusare are valoarea $n = 0,26$.

Pe baza datelor din tabelul 2.1 s-a trasat curba de curgere logaritmică din figura 2.2 utilizând expresia:

$$\sigma_{real} = K \cdot \epsilon^n \quad (2.18)$$

în care σ_{real} , reprezintă tensiunea reală calculată cu relația (2.15)

K - modulul de rezistență stabilit grafic din curba logaritmică pentru $\log \epsilon = 1$;

n - coeficientul de ecrusare stabilit grafic.

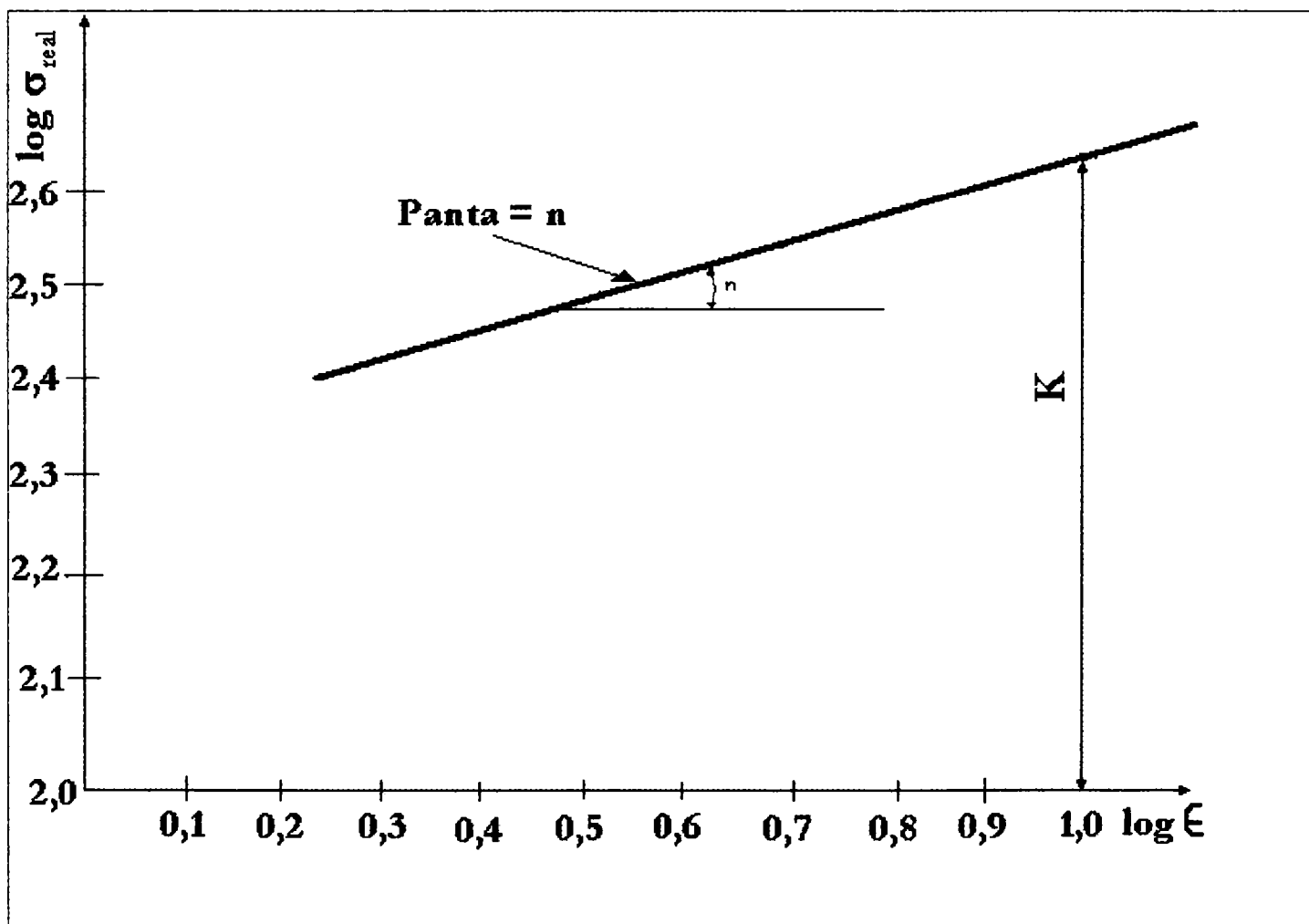


Figura 2.2. Curba de curgere pentru oțelul MK3

Pentru oțelul MK3, caracteristicile de ecrusare sunt:

$$K=363 \text{ N/mm}^2;$$

$$n = 0,26.$$

S-a ales pentru studii de laborator curba de curgere pentru oțelul extramoale (MK3), deoarece, în condiții industriale, acesta constituie aliajul fier - carbon cu cel mai mic grad de aliere,

deci cu cel mai redus număr de obstacole datorate dispersiei, sub forma soluțiilor solide sau a precipitatelor.

Pe diagrama convențională $\sigma - \epsilon$ pentru oțelul MK 3, se pune în evidență o zonă corespunzătoare unei alungiri ϵ de 20 - 30%, în care deformarea se face fără creșterea forței, caracteristică materialelor foarte plastice.

Pe curba de curgere acest fenomen nu mai este evidențiat, întrucât odată cu creșterea alungirii, crește, prin micșorarea diametrului epruvetei, și tensiunea reală (σ_{real}) datorită fenomenului de ecruisare.

Fenomenul remarcat la curba convențională pentru oțelul extramoale, nu este prezent la curbele convenționale ale oțelurilor cu conținut mai ridicat de carbon ($C > 0,10\%$).

2.1.2. Curbe de curgere pentru oțeluri cu conținut scăzut și mediu de carbon

Determinarea valorii modulului de rezistență (K) și a coeficientului de ecruisare (n) prin metoda grafică este destul de greoaie, în special în condițiile de producție. De aceea s-a cercetat posibilitatea stabilirii unor relații între caracteristicile de rezistență ($R_{p0,2}$ și R_m) determinate în mod curent și parametrii de ecruisare. În scopul enunțat, s-au supus încercării, epruvete din șapte mărci de oțel carbon, cu domeniu larg pentru conținutul de carbon și anume între 0,10 și 0,47 % C.

Tabelul 2.2 cuprinde analiza chimică a probelor analizate, tabelul 2.3 prezintă caracteristicile mecanice, tabelele 2.4 -2.10 cuprind datele înregistrate și calculate în baza curbei caracteristice convenționale cu relațiile (2.15) și (2.16) .

Tabel 2.2 Analiza chimică a șarjelor analizate

Marca oțelului	Compoziția chimică, %									
	C	Mn	Si	S	P	Cr	Ni	Cu	Mo	Al
OL32 1k	0,10	0,58	0,34	0,045	0,020	0,16	0,12	0,21	0,03	0,030
OL34 1k	0,13	0,34	0,25	0,045	0,014	0,07	0,15	0,30	0,03	0,006
OL37 1k	0,17	0,58	0,23	0,042	0,023	0,10	0,07	0,12	0,02	0,005
OLC20	0,20	0,58	0,34	0,045	0,020	0,16	0,12	0,21	0,03	0,030
OLC25	0,25	0,70	0,27	0,027	0,016	0,07	0,06	0,09	0,02	0,050
OLC30	0,33	0,73	0,26	0,040	0,020	0,08	0,06	0,09	0,02	0,027
OLC45	0,47	0,95	0,26	0,030	0,030	0,11	0,11	0,12	0,02	0,045

Se remarcă faptul că toate oțelurile care au fost folosite pentru experimentări, fac parte din categoria oțelurilor de uz general, calmate, la care elementele Ni, Cu, Mo, Al sunt în cantități care nu le afectează caracteristicile tehnologice și de comportament în exploatare.

Caracteristicile mecanice ale lotului de șarje analizat, respectiv caracteristicile de rezistență (limita de curgere $R_{p0,2}$ și rezistența la rupere R_m) și caracteristicile de plasticitate (alungirea A și gătuirea Z), sunt prezentate în tabelul 2.3

Tabel 2.3 Caracteristicile mecanice ale șarjelor analizate

Marca oțel	% C	Caracteristici mecanice				
		$R_{p0,2}$ N/mm ²	R_m , N/mm ²	A_5 , %	Z , %	A_7 , %
OL32 1k	0,10	239	387	37	72	31
OL34 1k	0,13	264	417	35	68	29
OL 37 1k	0,17	269	448	34	63	28
OLC 20	0,20	320	499	34	64	26
OLC 25	0,25	324	504	32	63	25
OLC 30	0,33	341	555	30	60	25
OLC 45	0,47	400	740	22	45	19

În tabelele următoare sunt prezentate, pentru fiecare tip de oțel, datele înregistrate pe diagrama convențională și datele calculate cu relațiile menționate în paragraful 2.1.1 pentru trasarea curbelor de curgere.

Tabel 2.4 Valorile caracteristicilor de rezistență și alungire la oțelul cu 0,10%C

σ , N/mm ²	σ_{real} , N/mm ²	ϵ , mm/mm	ϵ , %	ϵ , mm/mm	ϵ , %	$\log \sigma_{real}$	$\log \epsilon$
254	257	0,014	1,4	0,014	1,4	2,41	0,146
290	298	0,028	2,9	0,028	2,8	2,47	0,447
310	324	0,043	4,4	0,043	4,2	2,51	0,633
330	349	0,057	5,8	0,056	5,5	2,54	0,748
341	366	0,071	7,3	0,070	6,8	2,56	0,845
351	382	0,086	8,8	0,083	8,2	2,58	0,944
360	397	0,100	10,3	0,096	9,5	2,59	0,991
363	405	0,114	11,7	0,107	10,8	2,61	1,045
366	414	0,128	12,9	0,120	12,0	2,62	1,093
370	424	0,143	14,5	0,133	13,3	2,63	1,136

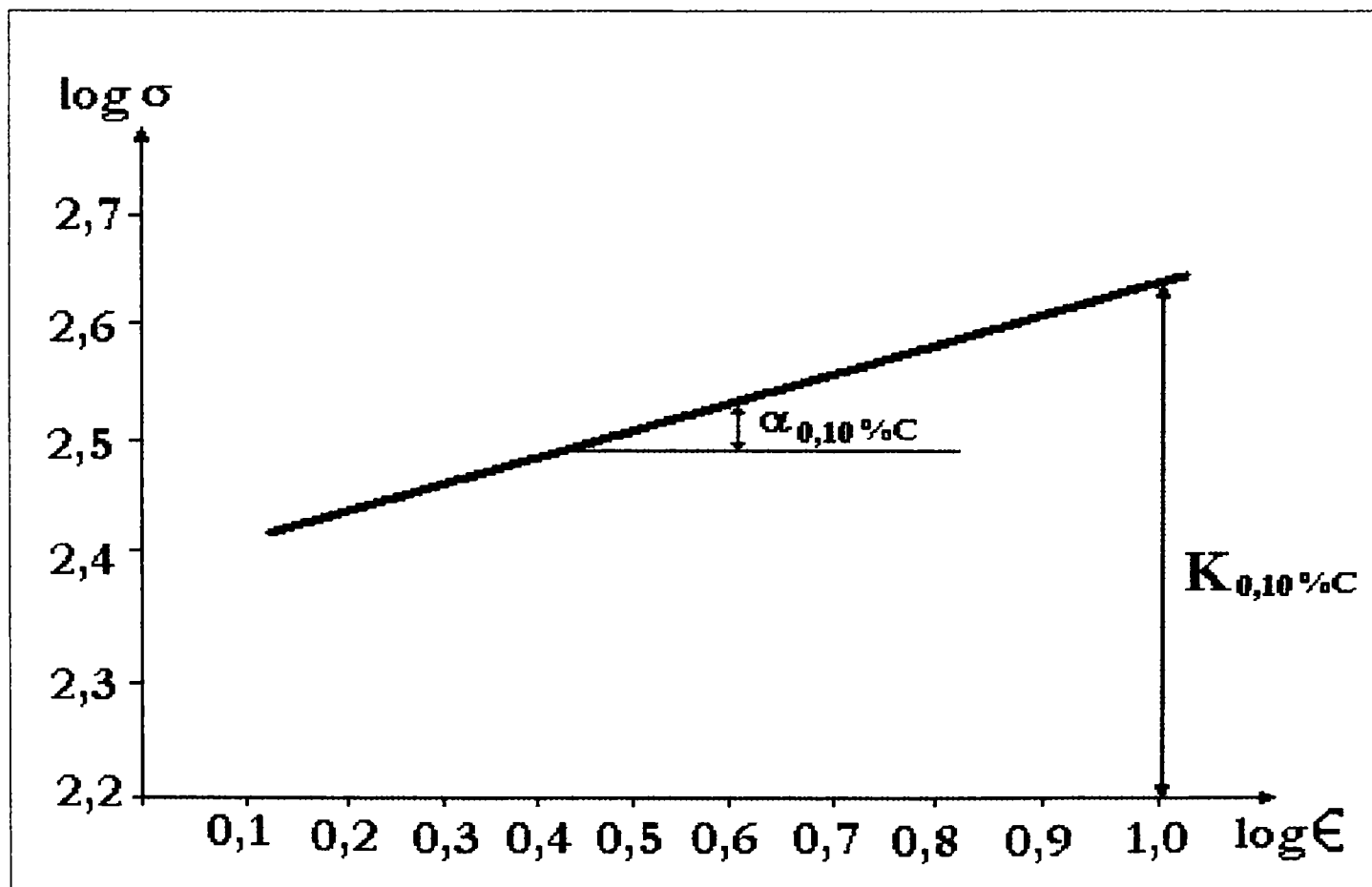


Fig. 2.3. Curba de curgere pentru oțelul cu 0,10% C

Tabel 2.5. Valorile caracteristicilor de rezistență și alungire la oțelul cu 0,13%C

σ , N/mm ²	σ_{real} , N/mm ²	ϵ , mm/mm	ϵ , %	ϵ , mm/mm	ϵ , %	$\log \sigma_{real}$	$\log \epsilon$
285	289	0,014	1,4	0,014	1,4	2,453	0,146
305	314	0,029	2,9	0,028	2,8	2,496	0,447
331	346	0,044	4,4	0,043	4,3	2,531	0,633
356	376	0,058	5,8	0,056	5,6	2,550	0,748
366	392	0,073	7,3	0,070	7,0	2,569	0,845
382	415	0,088	8,8	0,084	8,4	2,587	0,944
392	432	0,103	10,3	0,098	9,8	2,600	0,991
397	443	0,117	11,7	0,111	11,1	2,611	1,045
397	449	0,132	13,2	0,124	12,4	2,611	1,093

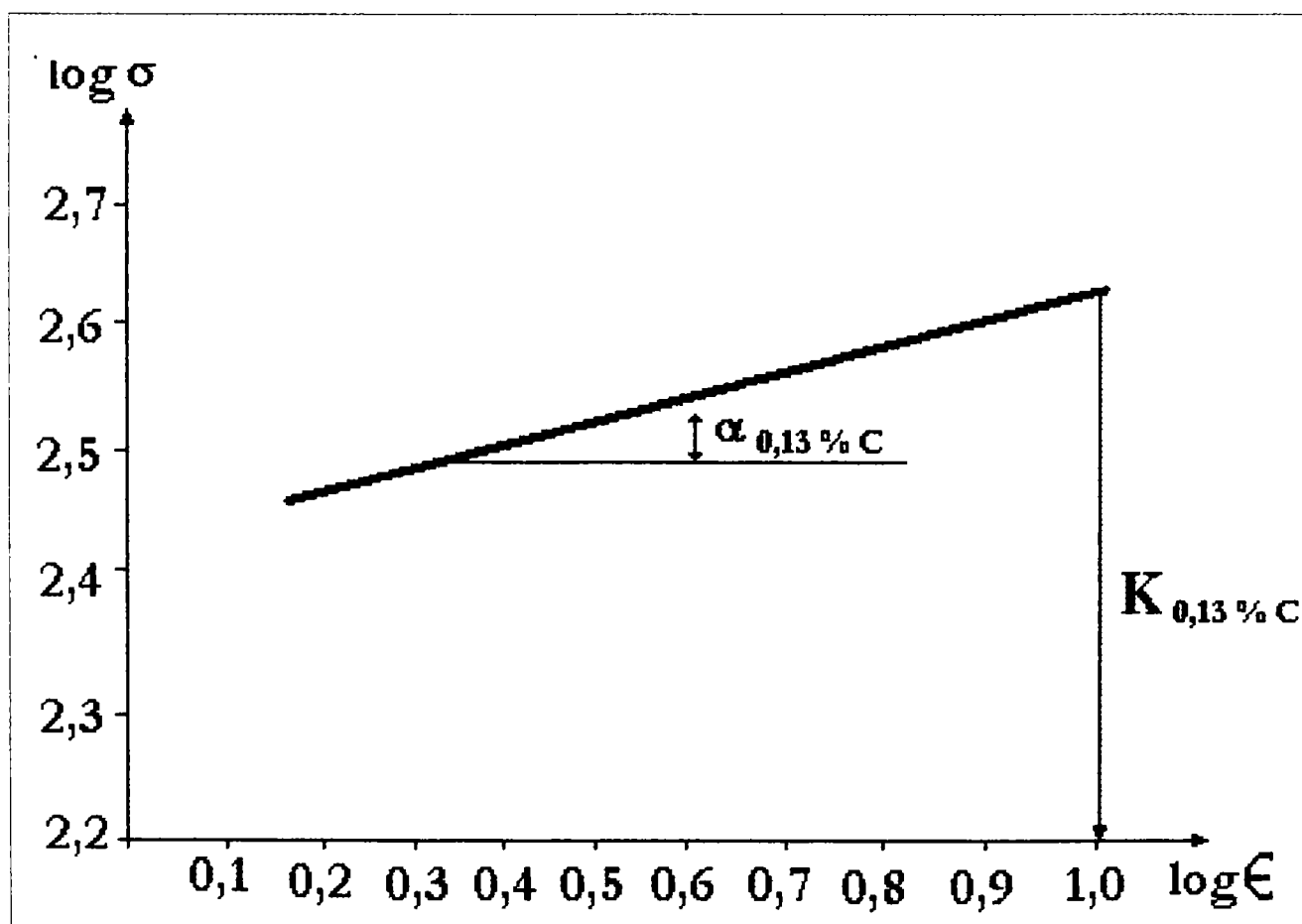


Fig. 2.4. Curba de curgere pentru oțelul cu 0,13 % C

Tabel 2.6. Valorile caracteristicilor de rezistență și alungire la oțelul cu 0,17%C

σ , N/mm ²	σ_{real} , N/mm ²	ϵ , mm/mm	ϵ , %	ϵ , mm/mm	ϵ , %	$\log \sigma_{real}$	$\log \epsilon$
285	284	0,014	1,4	0,014	1,4	2,453	0,146
325	334	0,029	2,9	0,028	2,8	2,524	0,447
361	377	0,044	4,4	0,043	4,3	2,576	0,633
382	404	0,058	5,8	0,056	5,6	2,606	0,748
402	431	0,073	7,3	0,070	7,0	2,634	0,845
417	454	0,088	8,8	0,084	8,4	2,656	0,944
427	471	0,103	10,3	0,098	9,8	2,673	0,991
429	479	0,117	11,7	0,111	11,1	2,680	1,045
432	489	0,132	13,2	0,124	12,4	2,689	1,093

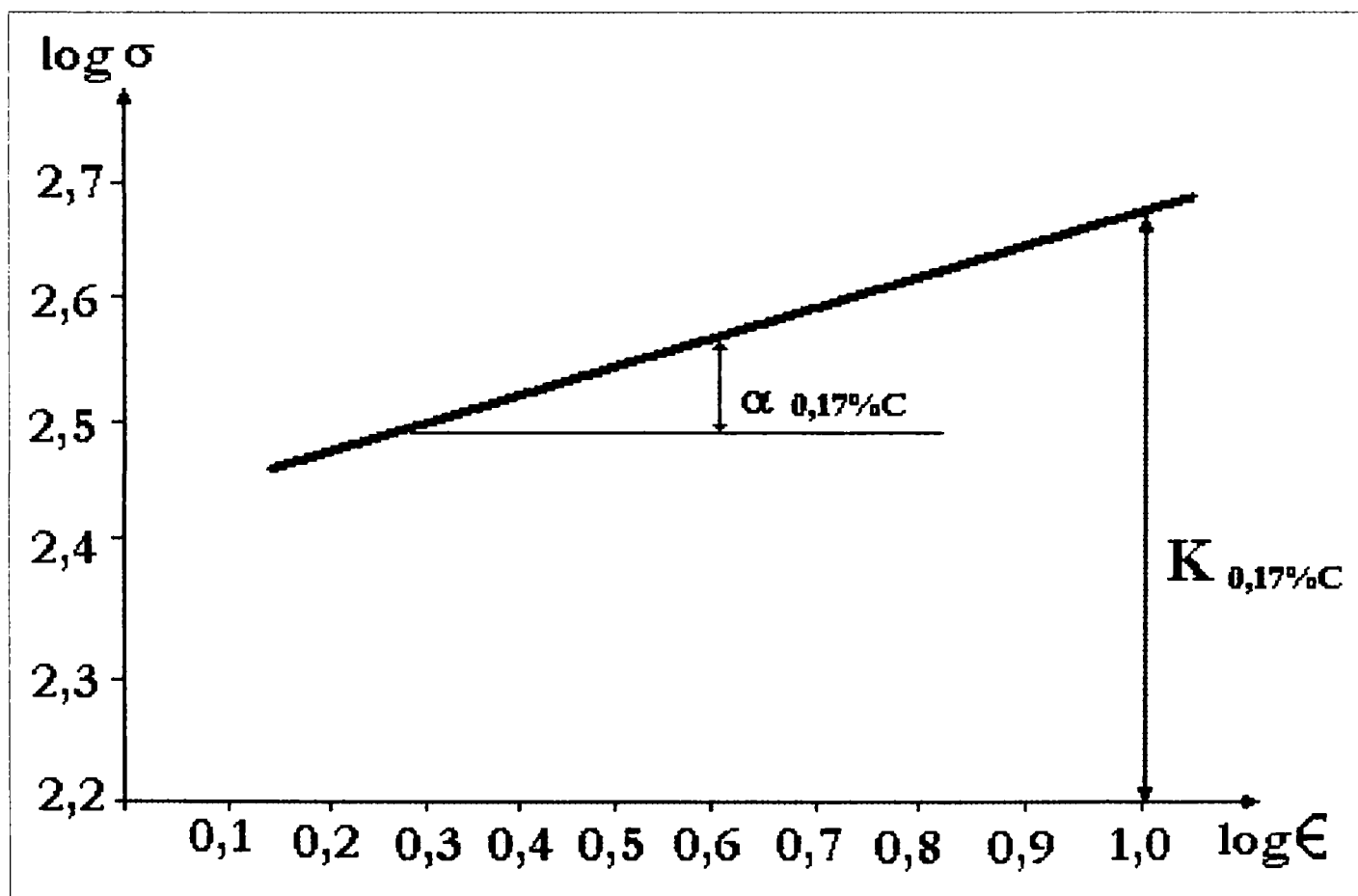


Fig. 2.5. Curba de curgere pentru oțelul cu 0,17% C

Tabel 2.7 .Valorile caracteristicilor de rezistență și alungire la oțelul cu 0,20 %C

σ , N/mm ²	σ_{real} , N/mm ²	ϵ , mm/mm	ϵ , %	ϵ , mm/mm	ϵ , %	$\log \sigma_{real}$	$\log \epsilon$
320	324	0,014	1,4	0,014	1,4	2,511	0,146
382	393	0,029	2,9	0,028	2,8	2,594	0,447
417	436	0,044	4,4	0,043	4,3	2,638	0,633
443	469	0,058	5,8	0,056	5,6	2,670	0,748
463	497	0,073	7,3	0,070	7,0	2,696	0,845
473	515	0,088	8,8	0,084	8,4	2,711	0,944
483	532	0,103	10,3	0,098	9,8	2,726	0,991
494	552	0,117	11,7	0,111	11,1	2,741	1,045
499	565	0,132	13,2	0,124	12,4	2,752	1,093

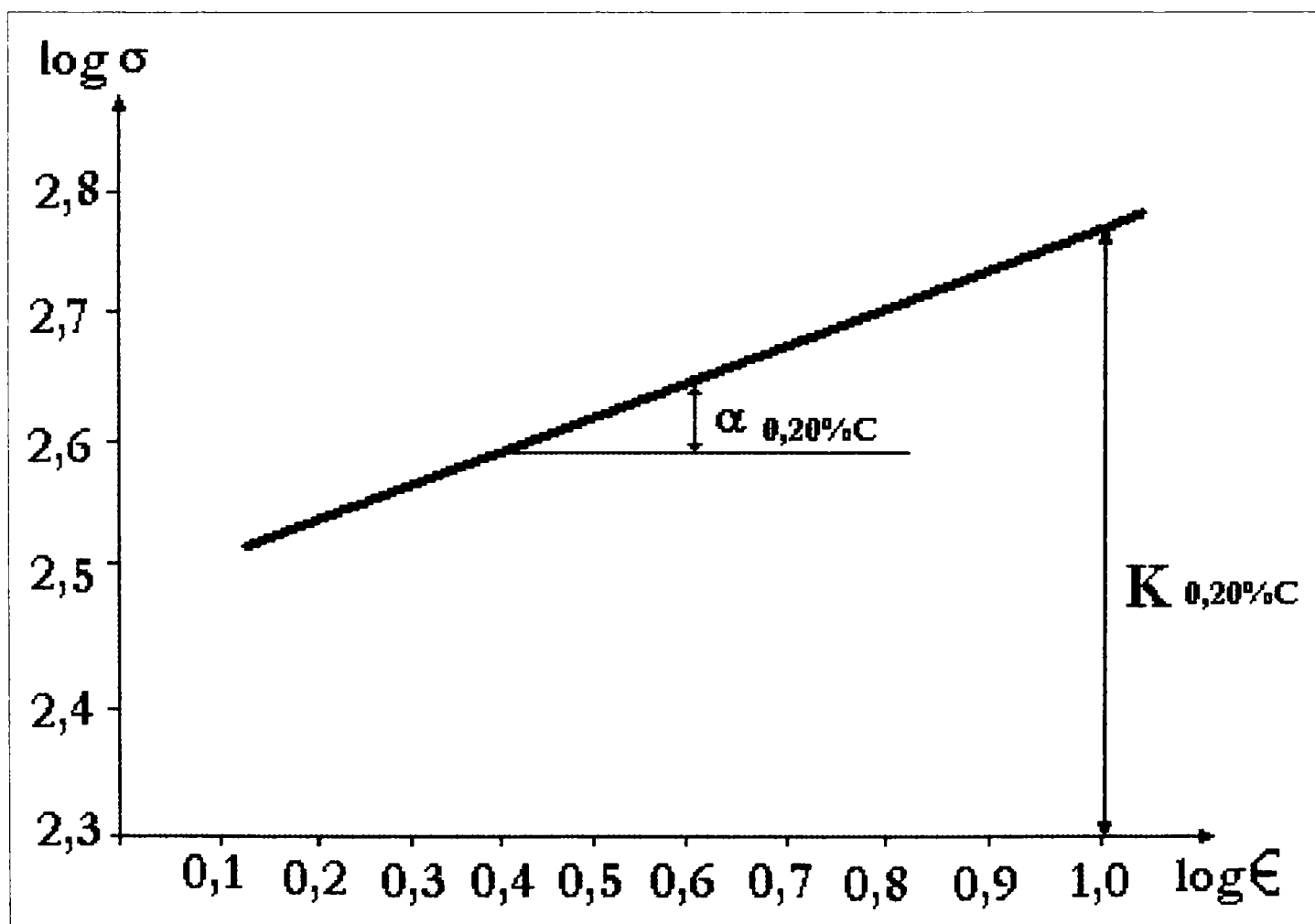


Fig. 2.6. Curba de curgere pentru oțelul cu 0,20 % C

Tabel 2.8. Valorile caracteristicilor de rezistență și alungire la oțelul cu 0,25 %C

σ , N/mm ²	σ_{real} , N/mm ²	ϵ , mm/mm	ϵ , %	ϵ , mm/mm	ϵ , %	$\log \sigma_{real}$	$\log \epsilon$
350	355	0,014	1,4	0,014	1,4	2,550	0,146
431	443	0,029	2,9	0,028	2,8	2,646	0,447
454	473	0,044	4,4	0,043	4,3	2,675	0,633
472	499	0,058	5,8	0,056	5,6	2,648	0,748
478	513	0,073	7,3	0,070	7,0	2,710	0,845
482	524	0,088	8,8	0,084	8,4	2,719	0,944
488	538	0,103	10,3	0,098	9,8	2,731	0,991
494	552	0,117	11,7	0,111	11,1	2,741	1,045
497	562	0,132	13,2	0,124	12,4	2,750	1,093
498	571	0,147	14,7	0,137	13,7	2,756	1,136

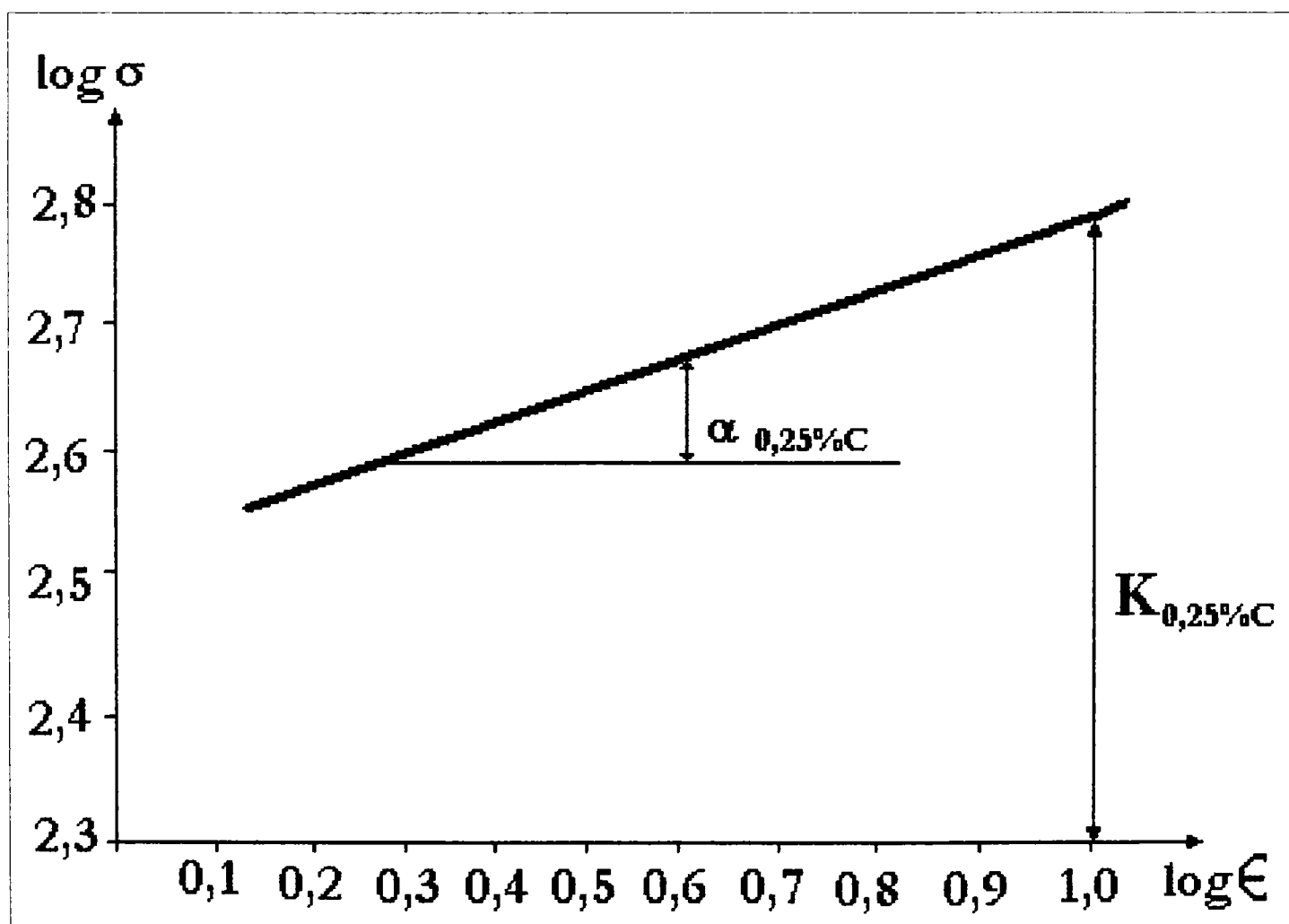


Fig. 2.7. Curba de curgere pentru oțelul cu 0,25% C

Tabel 2.9. Valorile caracteristicilor de rezistență și alungire la oțelul cu 0,33 %C

σ , N/mm ²	σ_{real} , N/mm ²	ϵ , mm/mm	ϵ , %	ϵ , mm/mm	ϵ , %	$\log \sigma_{real}$	$\log \epsilon$
366	371	0,014	1,4	0,014	1,4	2,569	0,146
417	429	0,029	2,9	0,028	2,8	2,632	0,447
458	478	0,044	4,4	0,043	4,3	2,679	0,633
483	511	0,058	5,8	0,056	5,6	2,708	0,748
504	541	0,073	7,3	0,070	7,0	2,733	0,845
524	570	0,088	8,8	0,084	8,4	2,755	0,944
534	589	0,103	10,3	0,098	9,8	2,770	0,991
539	602	0,117	11,7	0,111	11,1	2,779	1,045
543	614	0,132	13,2	0,124	12,4	2,788	1,093

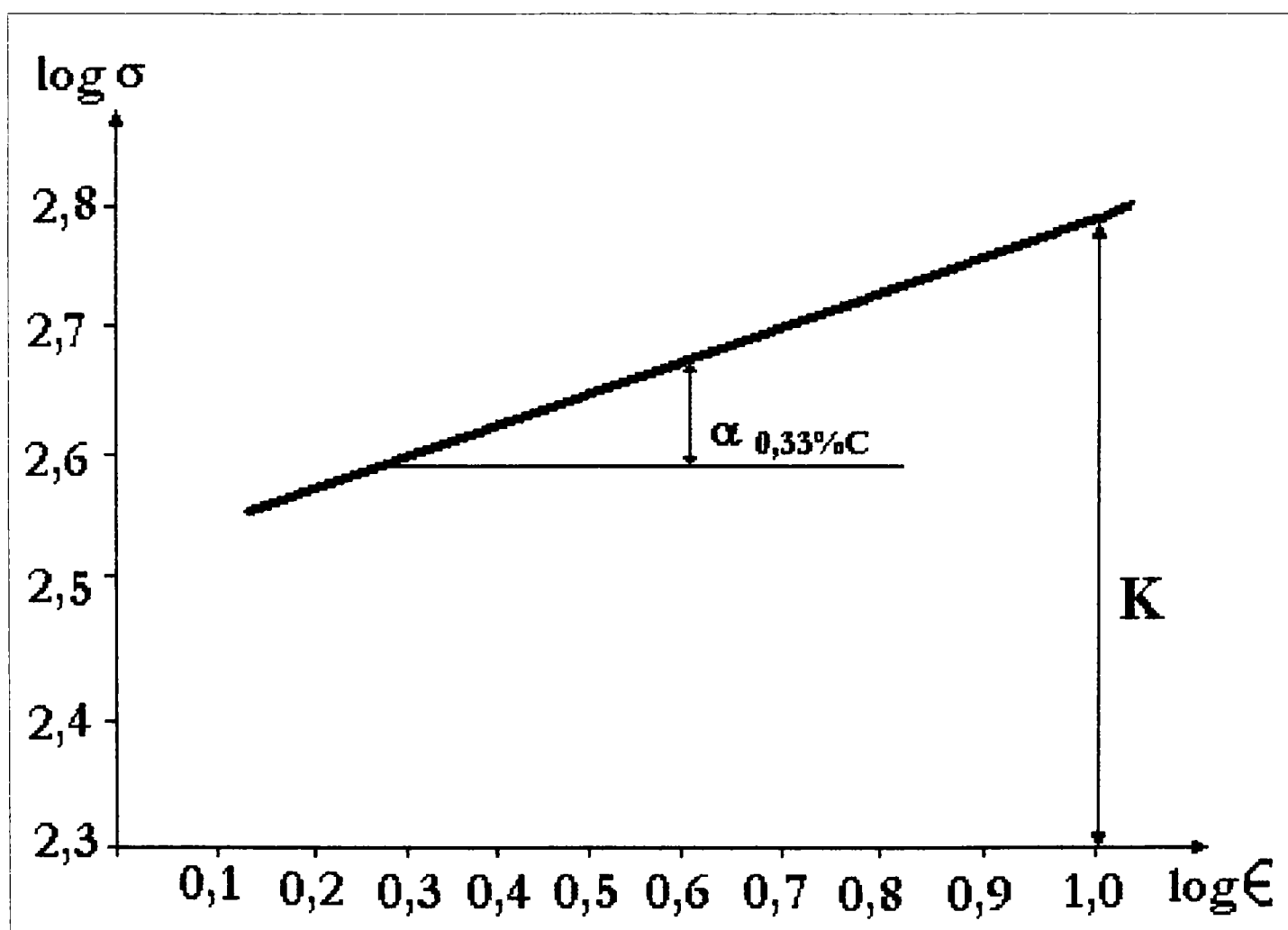


Fig. 2.8. Curba de curgere pentru oțelul cu 0,33 % C

Tabel 2.10. Valorile caracteristicilor de rezistență și alungire la oțelul cu 0,47 %C

σ , N/mm ²	σ_{real} , N/mm ²	ϵ , mm/mm	ϵ , %	ϵ , mm/mm	ϵ , %	$\log \sigma_{\text{real}}$	$\log \epsilon$
494	501	0,014	1,4	0,014	1,4	2,699	0,146
580	597	0,029	2,9	0,028	2,8	2,775	0,447
652	680	0,044	4,4	0,043	4,3	2,832	0,633
693	733	0,058	5,8	0,056	5,6	2,865	0,748
718	770	0,073	7,3	0,070	7,0	2,886	0,845
733	797	0,088	8,8	0,084	8,4	2,901	0,944
743	819	0,103	10,3	0,098	9,8	2,913	0,991
746	833	0,117	11,7	0,111	11,1	2,920	1,045

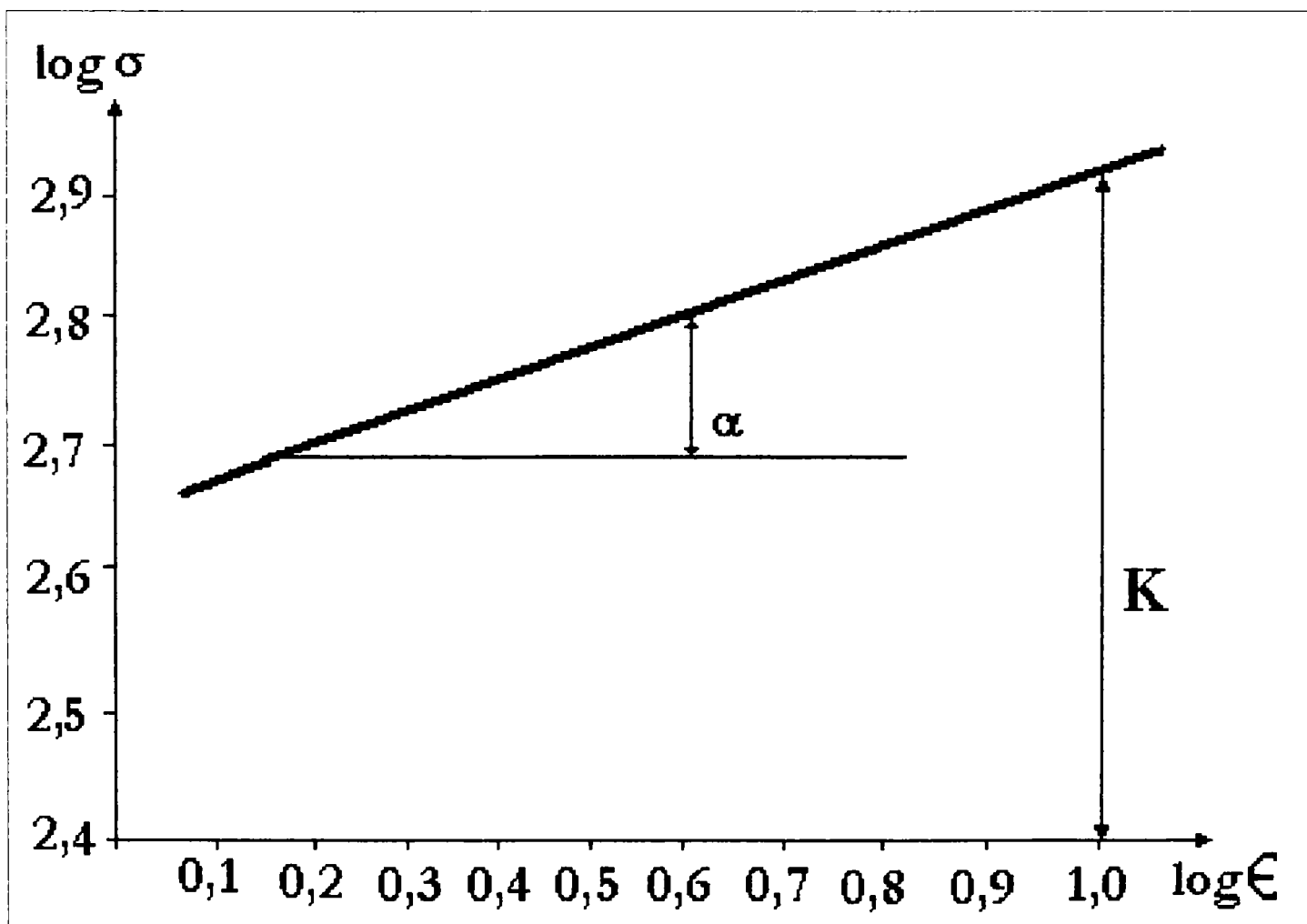


Fig. 2.9. Curba de curgere pentru oțelul cu 0,47% C

În calculul rezistenței reale (σ_{real}) o pondere importantă o are alungirea. Relațiile care stabilesc valoarea σ_{real} la un moment dat utilizează alungirea reală (ϵ) determinată pe baza curbei caracteristice convenționale $\sigma - \epsilon$, cu relația $\epsilon = \ln(1 + \epsilon)$, sau prin determinări directe pe epruvetele supuse întinderii (la tracțiune).

Pentru simplificarea metodologiei de calcul, s-au luat în considerare trei variante de stabilire a alungirii și anume:

- ϵ_1 – alungirea reală determinată cu relația $\epsilon = \ln(1 + \epsilon)$;
- ϵ_2 – alungirea reală determinată pe lungimea calibrată a epruvetei la diferite tensiuni;
- ϵ_3 – alungirea determinată pe diagrama convențională.

Cu cele trei valori pentru calculul alungirii s-au determinat valorile σ_{real} în trei variante:

$$\text{I - } \sigma_{\text{real 1}} = \sigma (1 + \epsilon_1); \quad (2.19)$$

$$\text{II - } \sigma_{\text{real 2}} = \sigma (1 + \epsilon_2); \quad (2.20)$$

$$\text{III - } \sigma_{\text{real 3}} = \sigma (1 + \epsilon_3). \quad (2.21)$$

În tabelele 2.11 – 2.16 sunt prezentate valorile calculate pentru σ_{real} în cele trei variante ($\sigma_{\text{real 1}}$, $\sigma_{\text{real 2}}$, $\sigma_{\text{real 3}}$) iar în figurile 2.10– 2.15 sunt prezentate diagramele logaritmice $\log \sigma_{\text{real}} - \log \epsilon_1$, $\log \sigma_{\text{real}} - \log \epsilon_2$ și $\log \sigma_{\text{real}} - \log \epsilon$.

Calculul și trasarea curbelor de curgere s-au făcut în scopul de a determina cea mai simplă metodă de calcul pentru parametrii ecruisării, pe baza mărimilor curent determinate pentru orice tip de oțel.

Curbele de curgere s-au trasat pentru toate cele trei variante de calcul, iar ordonata fiecărui grafic cuprinde scările pentru fiecare dintre mărimi.

Tabel 2. 11. Tensiunea reală pentru oțelul cu 0,10% C, calculată în cele trei variante de calcul

δ ,	σ ,	ϵ_1 ,	$\log \epsilon_1$	$\sigma_{real 1}$,	$\log \sigma_{real 1}$	ϵ_2 ,	$\log \epsilon_2$	$\sigma_{real 2}$	$\log \sigma_{real 2}$	ϵ_3 ,	$\log \epsilon_3$	$\sigma_{real 3}$	$\log \sigma_{real 3}$
2	254	0,019	0,27	258	2,41	0,014	0,14	257	2,41	0,02	0,30	259	2,41
4	290	0,039	0,59	301	2,47	0,029	0,46	298	2,47	0,04	0,60	301	2,47
6	310	0,058	0,76	327	2,51	0,044	0,64	323	2,51	0,06	0,77	328	2,51
8	330	0,076	0,88	355	2,55	0,058	0,76	349	2,54	0,08	0,90	356	2,55
10	341	0,095	0,97	373	2,57	0,073	0,86	365	2,56	0,10	1,00	375	2,57
12	351	0,113	1,05	390	2,59	0,088	0,94	381	2,58	0,12	1,08	393	2,59
14	360	0,131	1,11	407	2,61	0,103	1,01	397	2,59	0,14	1,14	410	2,61
16	363	0,148	1,17	416	2,62	0,117	1,07	405	2,60	0,16	1,20	421	2,62
18	366	0,165	1,21	426	2,63	0,132	1,12	414	2,61	0,18	1,25	431	2,63
20	370	0,182	1,26	437	2,64	0,147	1,16	424	2,62	0,20	1,30	444	2,64

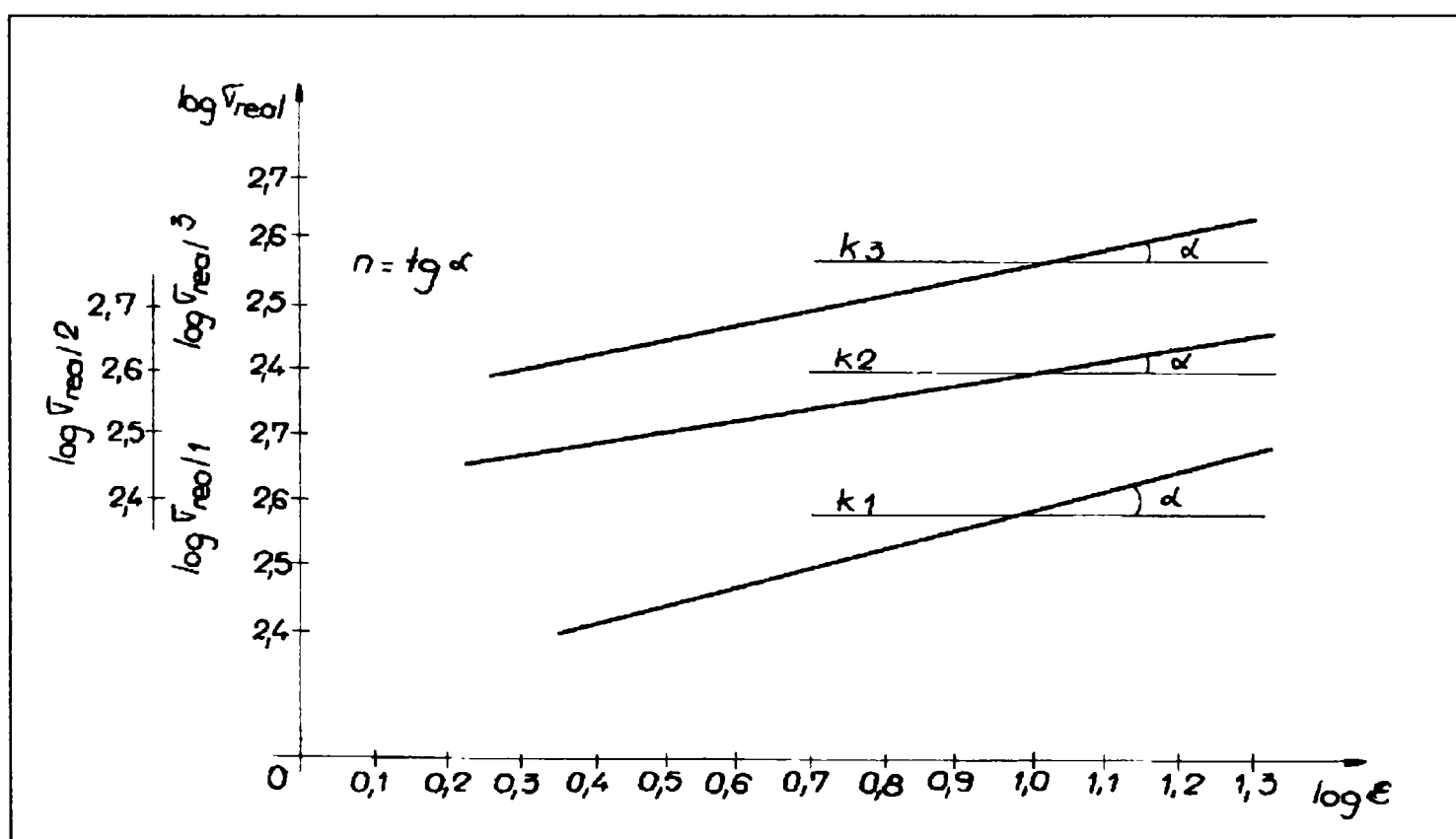


Fig. 2.10. Diagrama logaritmică $\log \sigma_{real}-\log \epsilon_1$, $\log \sigma_{real}-\log \epsilon_2$ și $\log \sigma_{real}-\log \epsilon$ pentru oțelul cu 0,10% C

Tabel 2. 12. Tensiunea reală pentru oțelul cu 0,13% C, calculată în cele trei variante de calcul

ε	σ	ε_1	$\log \varepsilon_1$	$\sigma_{real 1}$	$\log \sigma_{real 1}$	ε_2	$\log \varepsilon_2$	$\sigma_{real 2}$	$\log \sigma_{real 2}$	ε_3	$\log \varepsilon_3$	$\sigma_{real 3}$	$\log \sigma_{real 3}$
2	285	0,019	0,27	290	2,46	0,014	0,14	288	2,46	0,02	0,30	290	2,40
4	305	0,039	0,59	316	2,50	0,029	0,46	313	2,49	0,04	0,60	317	2,50
6	331	0,058	0,76	350	2,54	0,044	0,64	345	2,53	0,06	0,77	350	2,54
8	356	0,076	0,88	383	2,58	0,058	0,76	376	2,57	0,08	0,90	384	2,58
10	366	0,095	0,97	400	2,60	0,073	0,86	392	2,59	0,10	1,00	402	2,60
12	382	0,113	1,05	425	2,62	0,088	0,94	415	2,61	0,12	1,08	427	2,63
14	392	0,131	1,11	443	2,64	0,103	1,01	432	2,63	0,14	1,14	446	2,65
16	397	0,148	1,17	455	2,65	0,117	1,07	443	2,64	0,16	1,20	460	2,66
18	397	0,165	1,21	462	2,66	0,132	1,12	449	2,65	0,18	1,25	468	2,67

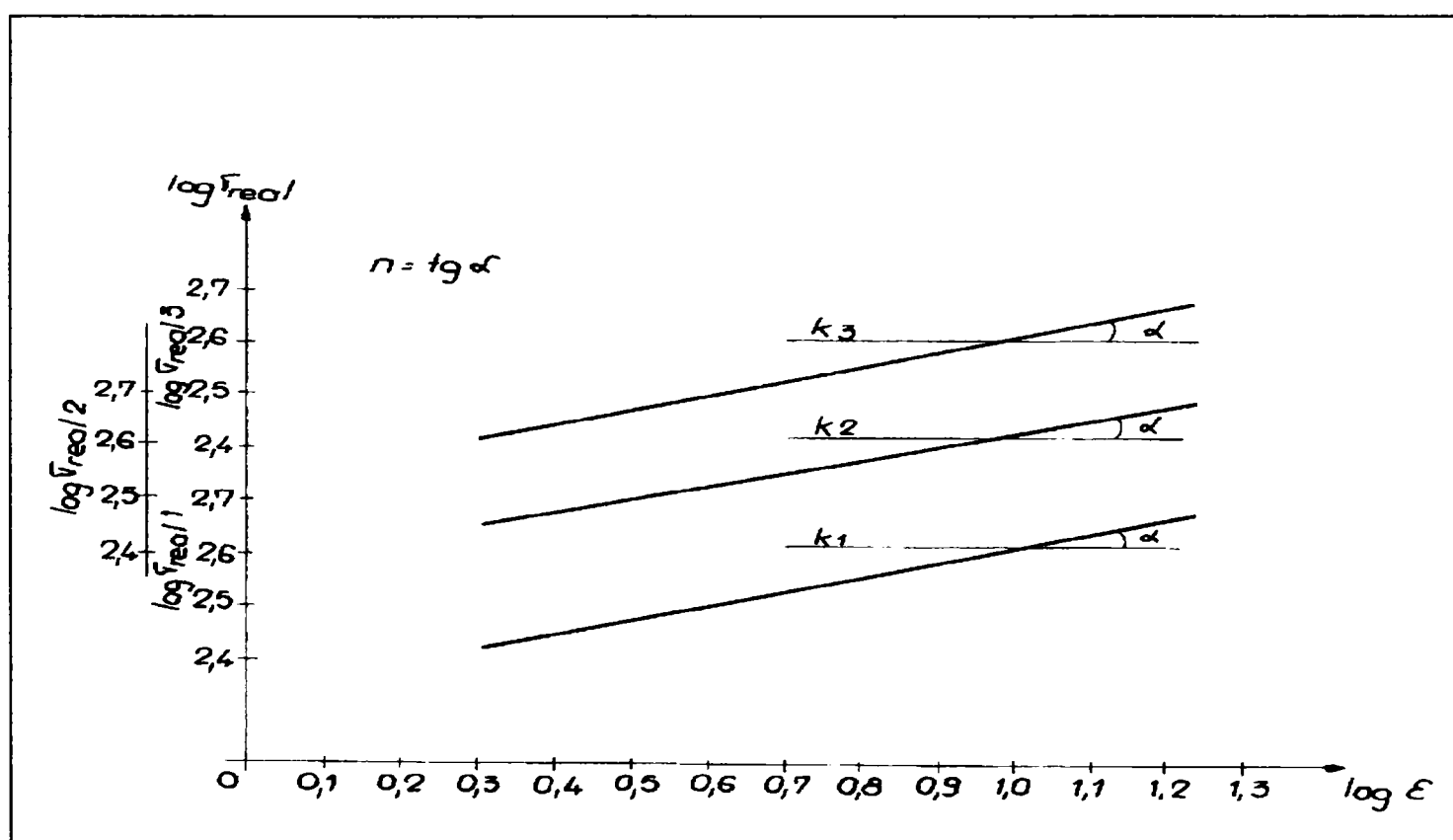


Fig. 2.11. Diagrama logaritmică $\log \sigma_{real}-\log \varepsilon_1$, $\log \sigma_{real}-\log \varepsilon_2$ și $\log \sigma_{real}-\log \varepsilon$ pentru oțelul cu 0,13% C

Tabel 2. 13. Tensiunea reală pentru oțelul cu 0,17% C, calculată în cele trei variante de calcul

ϵ	σ	ϵ_1	$\log \epsilon_1$	$\sigma_{real 1}$	$\log \sigma_{real 1}$	ϵ_2	$\log \epsilon_2$	$\sigma_{real 2}$	$\log \sigma_{real 2}$	ϵ_3	$\log \epsilon_3$	$\sigma_{real 3}$	$\log \sigma_{real 3}$
2	280	0,019	0,27	285	2,45	0,014	0,14	283	2,45	0,02	0,30	285	2,45
4	325	0,039	0,59	337	2,52	0,029	0,46	334	2,52	0,04	0,60	338	2,52
6	361	0,058	0,76	381	2,58	0,044	0,64	376	2,57	0,06	0,77	382	2,58
8	382	0,076	0,88	411	2,61	0,058	0,76	404	2,60	0,08	0,90	412	2,61
10	402	0,095	0,97	440	2,64	0,073	0,86	431	2,63	0,10	1,00	442	2,64
12	417	0,113	1,05	464	2,66	0,088	0,94	453	2,65	0,12	1,08	467	2,66
14	427	0,131	1,11	482	2,68	0,103	1,01	470	2,67	0,14	1,14	486	2,68
16	429	0,148	1,17	492	2,69	0,117	1,07	479	2,68	0,16	1,20	497	2,69
18	432	0,165	1,21	503	2,70	0,132	1,12	489	2,69	0,18	1,25	509	2,70

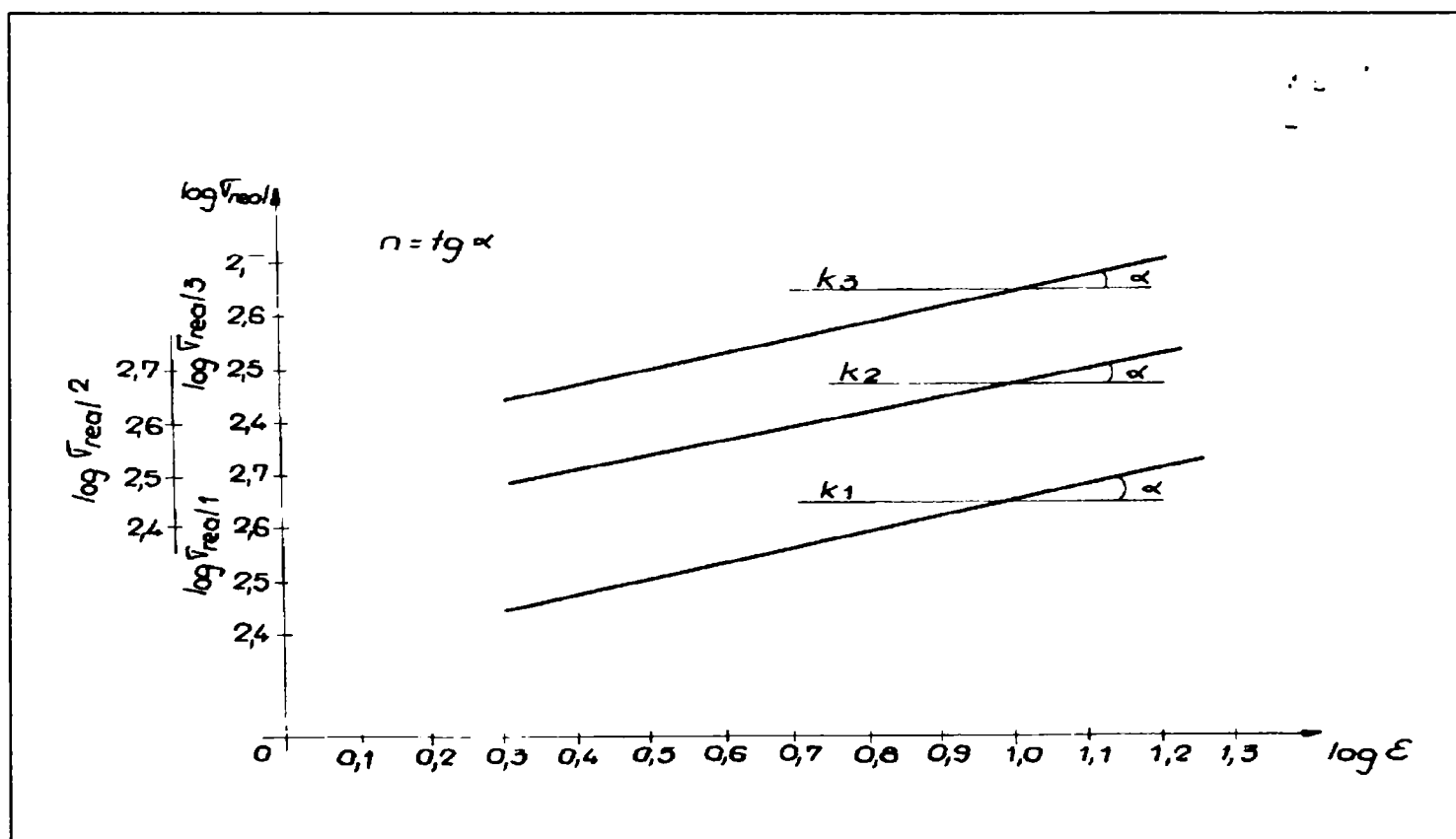


Fig. 2.12. Diagrama logaritmică $\log \sigma_{real}-\log \epsilon_1$, $\log \sigma_{real}-\log \epsilon_2$ și $\log \sigma_{real}-\log \epsilon$ pentru oțelul cu 0,17% C

Tabel 2. 14. Tensiunea reală pentru oțelul cu 0,20% C, calculată în cele trei variante de calcul

ϵ	σ	ϵ_1	$\log \epsilon_1$	$\sigma_{real 1}$	$\log \sigma_{real 1}$	ϵ_2	$\log \epsilon_2$	$\sigma_{real 2}$	$\log \sigma_{real 2}$	ϵ_3	$\log \epsilon_3$	$\sigma_{real 3}$	$\log \sigma_{real 3}$
2	320	0,019	0,27	326	2,51	0,014	0,14	324	2,51	0,02	0,30	326	2,51
4	382	0,039	0,59	396	2,59	0,029	0,46	393	2,59	0,04	0,60	397	2,59
6	417	0,058	0,76	441	2,64	0,044	0,64	435	2,63	0,06	0,77	442	2,64
8	443	0,076	0,88	476	2,67	0,058	0,76	468	2,67	0,08	0,90	478	2,67
10	463	0,095	0,97	506	2,70	0,073	0,86	496	2,69	0,10	1,00	509	2,70
12	473	0,113	1,05	526	2,72	0,088	0,94	514	2,71	0,12	1,08	529	2,72
14	483	0,131	1,11	546	2,73	0,103	1,01	532	2,72	0,14	1,14	550	2,74
16	494	0,148	1,17	567	2,75	0,117	1,07	551	2,74	0,16	1,20	573	2,75
18	499	0,165	1,21	581	2,76	0,132	1,12	564	2,75	0,18	1,25	588	2,76

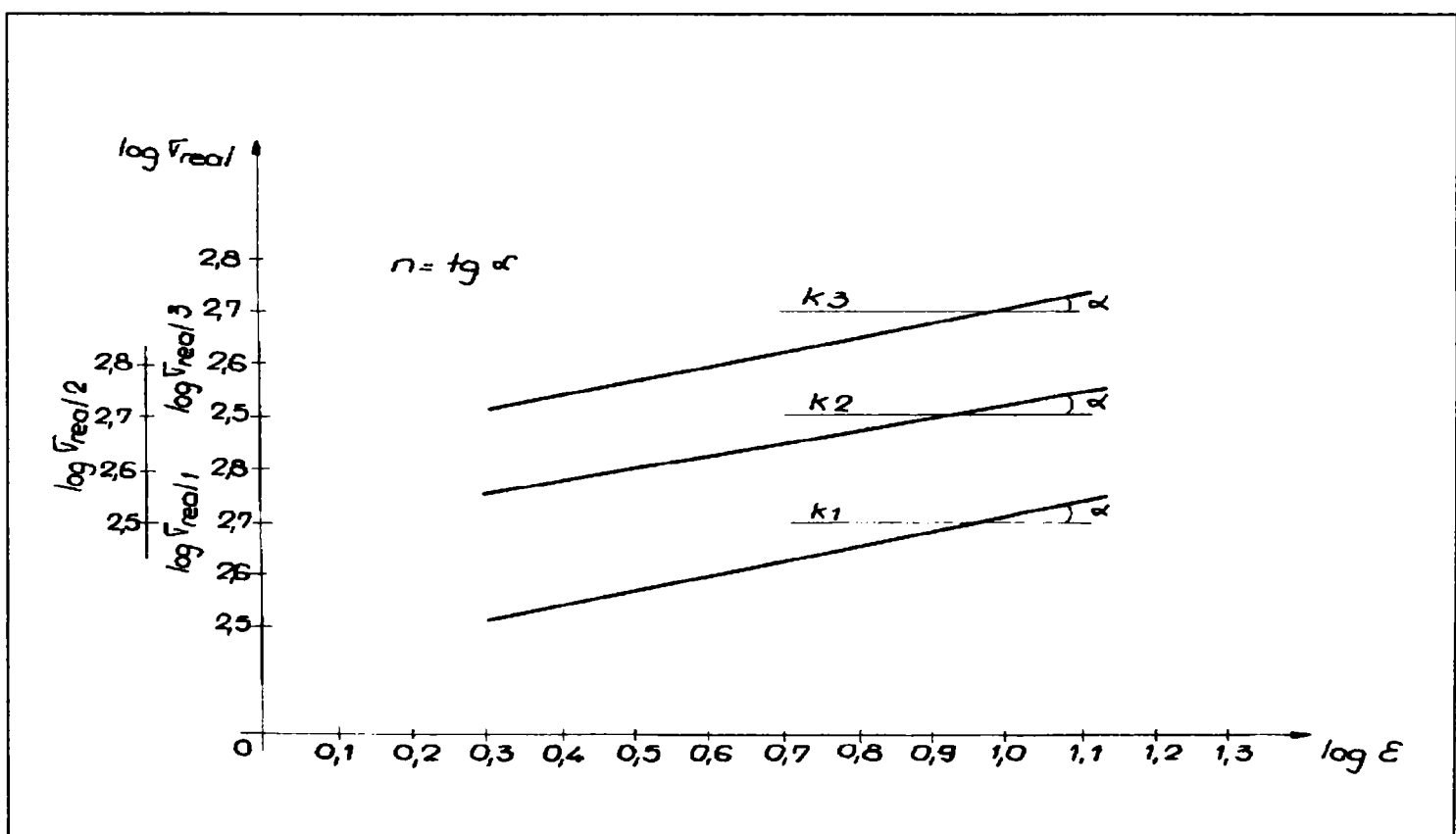


Fig. 2.13. Diagrama logaritmică $\log \sigma_{real}-\log \epsilon_1$, $\log \sigma_{real}-\log \epsilon_2$ și $\log \sigma_{real}-\log \epsilon$ pentru oțelul cu 0,20% C

Tabel 2. 15. Tensiunea reală pentru oțelul cu 0,25% C, calculată în cele trei variante de calcul

ϵ	σ	ϵ_1	$\log \epsilon_1$	$\sigma_{real 1}$	$\log \sigma_{real 1}$	ϵ_2	$\log \epsilon_2$	$\sigma_{real 2}$	$\log \sigma_{real 2}$	ϵ_3	$\log \epsilon_3$	$\sigma_{real 3}$	$\log \sigma_{real 3}$
2	350	0,019	0,27	357	2,55	0,014	0,14	354	2,54	0,02	0,30	357	2,55
4	431	0,039	0,59	448	2,65	0,029	0,46	443	2,64	0,04	0,60	448	2,65
6	454	0,058	0,76	481	2,68	0,044	0,64	473	2,67	0,06	0,77	481	2,68
8	472	0,076	0,88	509	2,70	0,058	0,76	499	2,69	0,08	0,90	509	2,70
10	482	0,095	0,97	530	2,72	0,073	0,86	517	2,71	0,10	1,00	530	2,72
12	478	0,113	1,05	535	2,73	0,088	0,94	520	2,71	0,12	1,08	535	2,73
14	488	0,131	1,11	556	2,74	0,103	1,01	538	2,73	0,14	1,14	556	2,74
16	494	0,148	1,17	573	2,75	0,117	1,07	551	2,74	0,16	1,20	573	2,75
18	497	0,165	1,21	586	2,76	0,132	1,12	556	2,75	0,18	1,25	586	2,76
20	498	0,182	1,26	598	2,77	0,147	1,16	577	2,76	0,20	1,30	597	2,77

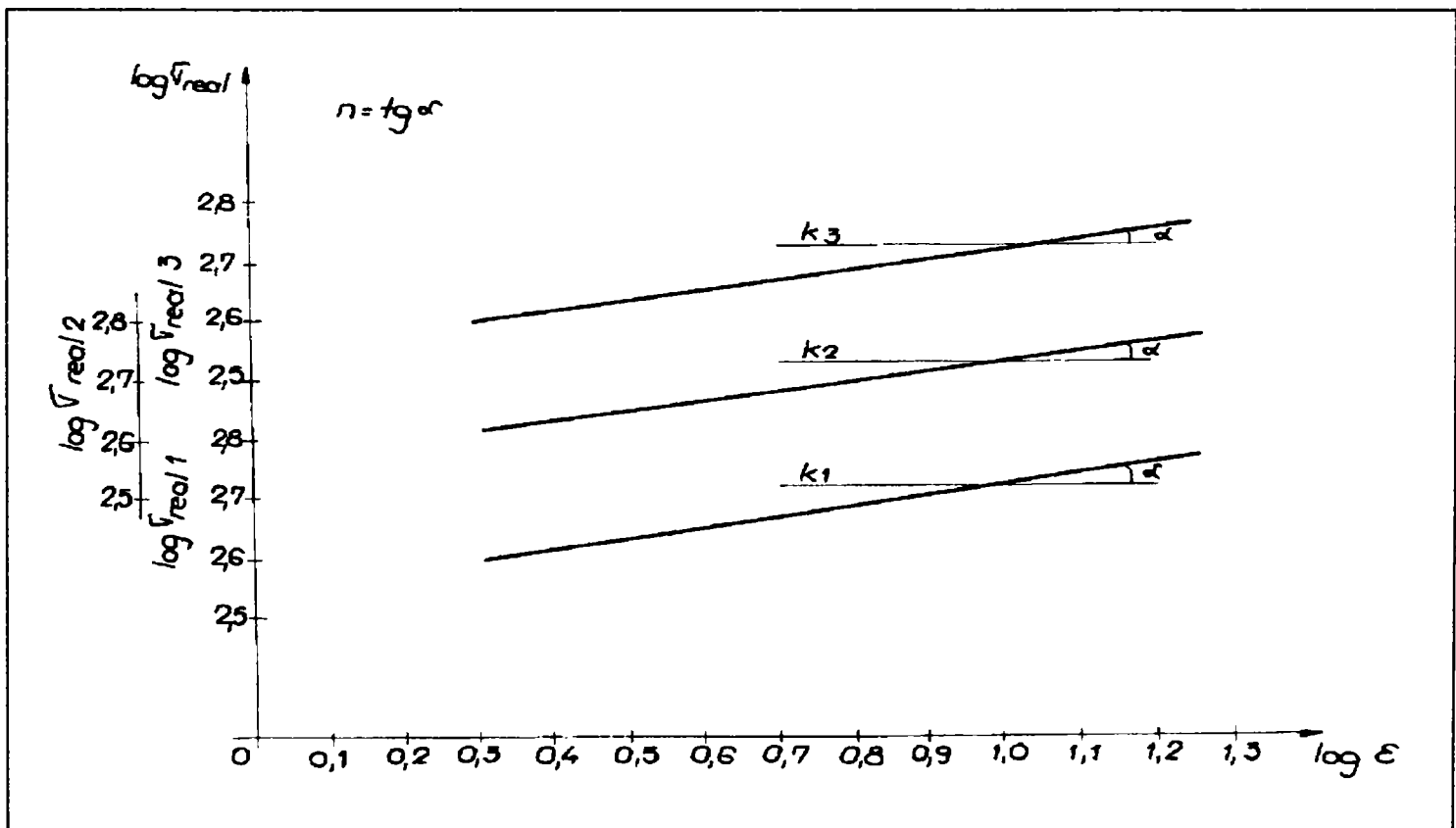
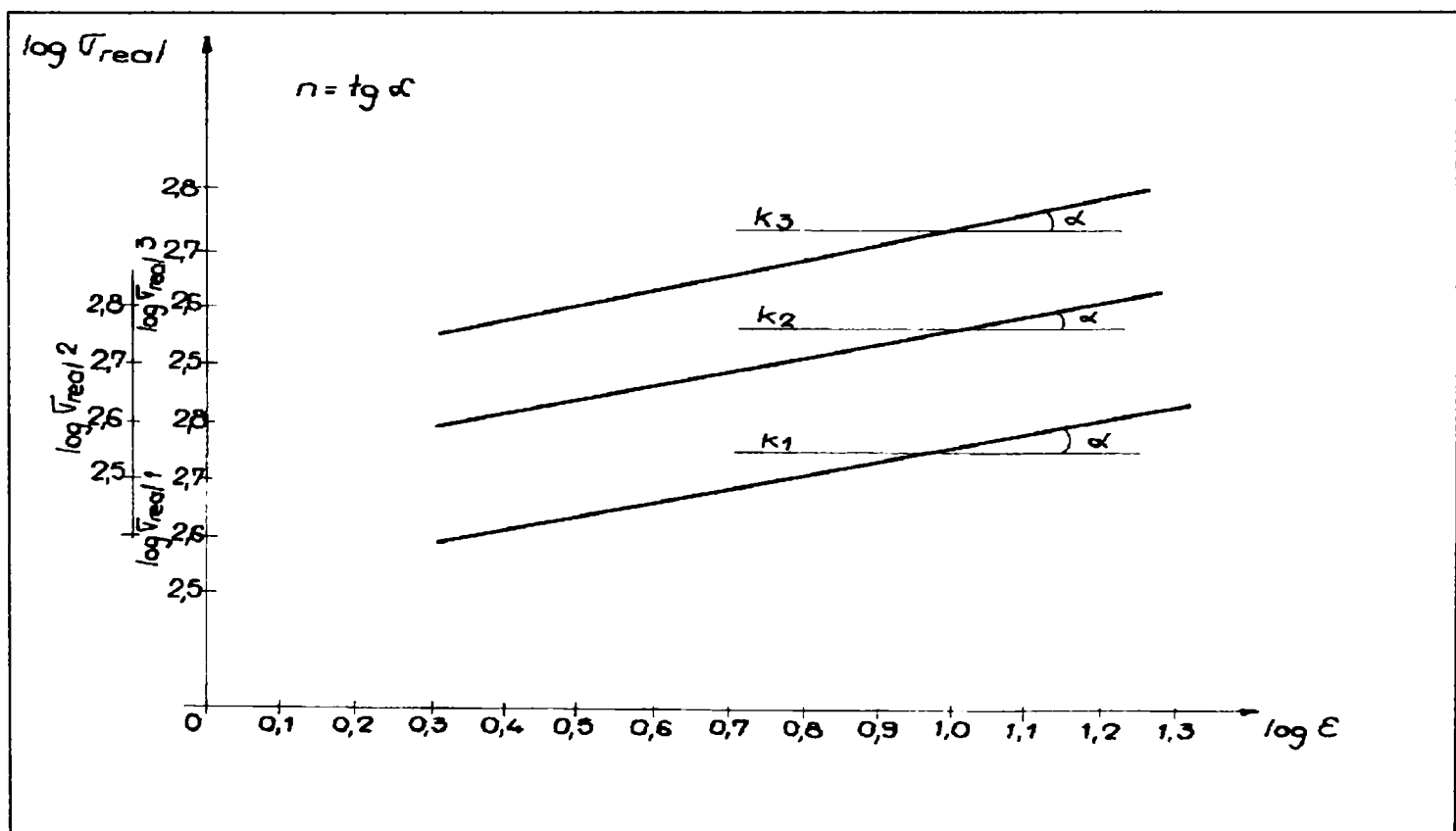


Fig. 2.14. Diagrama logaritmică $\log \sigma_{real}-\log \epsilon_1$, $\log \sigma_{real}-\log \epsilon_2$ și $\log \sigma_{real}-\log \epsilon$ pentru oțelul cu 0,25 % C

Tabel 2. 16. Tensiunea reală pentru oțelul cu 0,33% C, calculată în cele trei variante de calcul

ε	σ	ε_1	$\log \varepsilon_1$	$\sigma_{real 1}$	$\log \sigma_{real 1}$	ε_2	$\log \varepsilon_2$	$\sigma_{real 2}$	$\log \sigma_{real 2}$	ε_3	$\log \varepsilon_3$	$\sigma_{real 3}$	$\log \sigma_{real 3}$
2	366	0,019	0,27	372	2,57	0,014	0,14	371	2,56	0,02	0,30	373	2,57
4	417	0,039	0,59	433	2,63	0,029	0,46	429	2,63	0,04	0,60	433	2,63
6	458	0,058	0,76	484	2,62	0,044	0,64	478	2,68	0,06	0,77	485	2,68
8	483	0,076	0,88	519	2,71	0,058	0,76	511	2,70	0,08	0,90	521	2,71
10	504	0,095	0,97	551	2,74	0,073	0,86	540	2,73	0,10	1,00	554	2,74
12	524	0,113	1,05	583	2,76	0,088	0,94	570	2,75	0,12	1,08	586	2,76
14	534	0,131	1,11	604	2,78	0,103	1,01	589	2,77	0,14	1,14	608	2,78
16	539	0,148	1,17	618	2,79	0,117	1,07	602	2,78	0,16	1,20	625	2,79

Fig. 2.15. Diagrama logaritmică $\log \sigma_{real} - \log \varepsilon_1$, $\log \sigma_{real} - \log \varepsilon_2$ și $\log \sigma_{real} - \log \varepsilon$ pentru oțelul cu 0,33 % C

În tabelul 2.17 sunt prezentate valorile modului de rezistență (K_1 , K_2 și K_3) și ale coeficienților de ecrusare (n_1 , n_2 și n_3) pentru cele trei variante de calcul.

Tabel 2.17. Valorile coeficienților de ecrusare în cele trei variante de calcul

Marcă oțel	Varianta I		Varianta II		Varianta III		$R_{p0,2}$ N/mm ²	R_m , N/mm ²	A_5 , %
	K_1	n_1	K_2	n_2	K_3	n_3			
OL32 1k	384	0,27	389	0,20	371	0,23	239	387	37
OL34 1k	398	0,27	422	0,25	412	0,27	264	417	35
OL 37 1k	441	0,59	467	0,26	436	0,28	269	448	34
OLC 20	513	0,27	524	0,23	501	0,24	320	499	34
OLC 25	524	0,36	537	0,25	524	0,27	334	504	32
OLC 30	562	0,23	588	0,24	549	0,25	341	555	30

Analizând datele prezentate se constată următoarele:

a.- Valoarea modului de rezistență (K) crește odată cu creșterea conținutului de carbon, indiferent de varianta de calcul a acestuia. Între șarja de oțel cu 0,10% C și cea cu conținutul de 0,33 % C, creșterile înregistrează următoarele valori:

- varianta V1 – 178 N/mm²;
- varianta V2 – 199 N/mm²;
- varianta V3 – 178 N/mm².

Referitor la varianta de calcul aleasă se constată că între valorile calculate cu cele trei variante există diferențe foarte mici (de max. 7%). Valori foarte apropiate sau chiar egale se obțin la calculul valorii σ_{real} în variantele I și III. În varianta II, abaterile sunt negative, cu valori de max. 3%.

b.- Coeficientul de ecrusare (n) prezintă valori apropiate, situate între 0,23 și 0,29 pentru varianta I, 0,20 și 0,26 pentru varianta II și 0,23 și 0,28 pentru varianta III, neputându-se pune în evidență o dependență strictă între valoarea coeficientului de ecrusare și compoziția chimică, fapt explicabil prin aceea că toate oțelurile sunt oțeluri carbon, iar efectul prelucrării la cald și a condițiilor de răcire a fost în cea mai mare parte anulat prin tratamentul de normalizare.

În concluzie pentru determinarea σ_{real} se recomandă utilizarea relației III, respectiv:

$$\sigma_{real} = \sigma(1 + \varepsilon)$$

unde ε este alungirea convențională corespunzătoare tensiunii necesare, cu mențiunea că această relație poate fi valabilă numai pentru stabilirea valorilor orientative ale forțelor de deformare.

Tabel 2.18 Caracteristicile de rezistență și plasticitate la șarjele din tabelele 2.3 - 2.9

Marca oțelului	%C	$R_{p0,2}$ N/mm ²	R_m , N/mm ²	A_5 , %	Z , %	K , N/mm ²	K' , N/mm ²	n	n'	K/R_m
OL32 1k	0,10	239	387	37,0	72,0	400	410	0,27	0,23	1,04
OL34 1k	0,13	264	417	35,0	68,0	436	442	0,27	0,22	1,05
OL37 1k	0,17	269	448	34,0	63,0	472	474	0,25	0,25	1,05
OLC20	0,20	320	499	34,0	64,0	537	529	0,27	0,23	1,07
OLC25	0,25	324	504	32,0	63,0	544	534	0,25	0,23	1,08
OLC30	0,33	341	555	30,0	60,0	593	588	0,25	0,24	1,07

Din analiza datelor din tabelele de mai sus, rezultă că toate epruvetele au fost prelucrate din oțeluri carbon, calmate.

Curbele logaritmice $\log \sigma_{real} - \log \epsilon$ au fost prezentate în figurile 2.3 - 2.9.

Tabelul 2.18 cuprinde două coloane notate cu n' și K' .

Semnificația simbolurilor n' și K' este următoarea:

a. Pentru calculul coeficientului de ecruisare n se iau în considerare: $\log \sigma_{real}$ pentru valoarea rezistenței la rupere și $\log \sigma_{real}$ pentru valoarea limitei de curgere. Diferența numerică dintre cele două valori reprezintă coeficientul de ecruisare, n' , deci:

$$n' = \log \sigma_{real} (\text{pentru } R_m) - \log \sigma_{real} (\text{pentru } R_{p0,2}) \quad (2.22)$$

Coeficientul de ecruisare calculat conform relației (2.20), n' este prezentat în tabelul 2.18 constatându-se că, în general are valori mai scăzute decât n determinat grafic.

b. Raportul dintre modulul de rezistență și rezistența maximă (K/R_m) este cuprins în intervalul 1,04 - 1,08, în medie 1,06, valorile mai ridicate înregistrându-se la oțelurile cu 0,20 %C sau cu conținuturi mai mari de carbon, și mai scăzute la oțelurile cu conținutul de carbon cuprins în limitele 0,10 - 0,20%.

Rezultă că în medie, pentru determinarea modulului de rezistență, cunoscând R_m se poate aplica relația empirică:

$$K' = 1,06 \cdot R_m \quad (2.23)$$

În tabelul 2.19 se face o comparație între valorile rezistenței reale calculate în baza relațiilor $\sigma_{real} = K \cdot \epsilon^n$ (V1) și $\sigma'_{real} = K' \cdot \epsilon^{n'}$ (V2).

Rezistența reală în varianta I (V1) s-a calculat cu valorile modulului de rezistență (K) și a coeficientului de ecruisare rezultați din diagrama logaritmică $\log \sigma_{real} - \log \epsilon$. Rezistența reală în varianta II (V2) s-a calculat luându-se în considerație pentru calculul modulului de rezistență K și a coeficientului de ecruisare, relațiile (2.22) și (2.23).

Utilizând programul EXCEL pentru prelucrarea datelor experimentale, am reprezentat grafic valorile tensiunii reale calculată în cele două variante V1 și V2.

Din analiza datelor prezentate rezultă un ecart acceptabil al abaterilor, acestea fiind cuprinse între + 2,5 % și -4,3 %.

Tabel 2.19. Valorile σ_{real} pentru variantele V1 (K și n) și V2 (K' și n')

ϵ , %	Conținutul de carbon al probelor, %														
	0,10			0,13			0,20			0,25			0,33		
	σ_{real}		Abatere, %	σ_{real}		Abatere, %	σ_{real}		Abatere, %	σ_{real}		Abatere, %	σ_{real}		Abatere, %
	Varianta			Varianta			Varianta			Varianta			Varianta		
V1	V2	V1	V2	V1	V2	V1	V2	V1	V2	V1	V2				
10	400	410	+2,5	436	442	+1,3	537	529	-1,5	544	534	-1,8	593	588	-0,8
12	420	427	+1,6	457	460	+0,06	564	551	-2,3	569	556	-2,3	620	614	-0,9
14	433	443	+1,1	477	475	-0,04	588	571	-2,9	591	576	-2,6	645	637	-1,2
16	454	456	+0,4	494	490	-0,08	609	589	-3,3	611	594	-2,8	666	658	-1,2
18	468	469	+0,02	510	503	-1,3	629	606	-3,7	630	611	-3,1	686	677	-1,3
20	482	480	-0,04	525	514	-2,1	647	620	-4,3	646	626	-3,2	705	694	-1,5
25	512	506	-1,1	558	540	-3,3	687	659	-4,2	684	659	-3,7	745	732	-1,7
30	538	527	-2,0	586	563	-4,0	722	693	-4,1	715	687	-4,0	780	765	-1,9

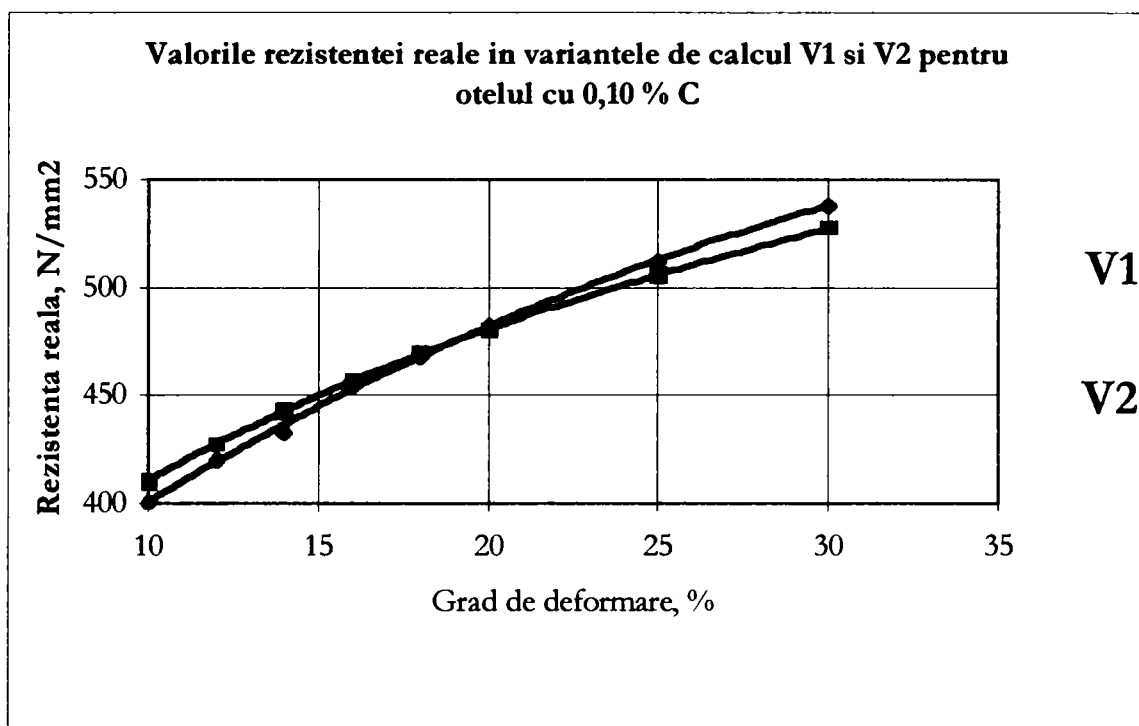


Fig. 2.16. Rezistența reală calculată în variantele V1 și V2 pentru un oțel cu 0,10%C

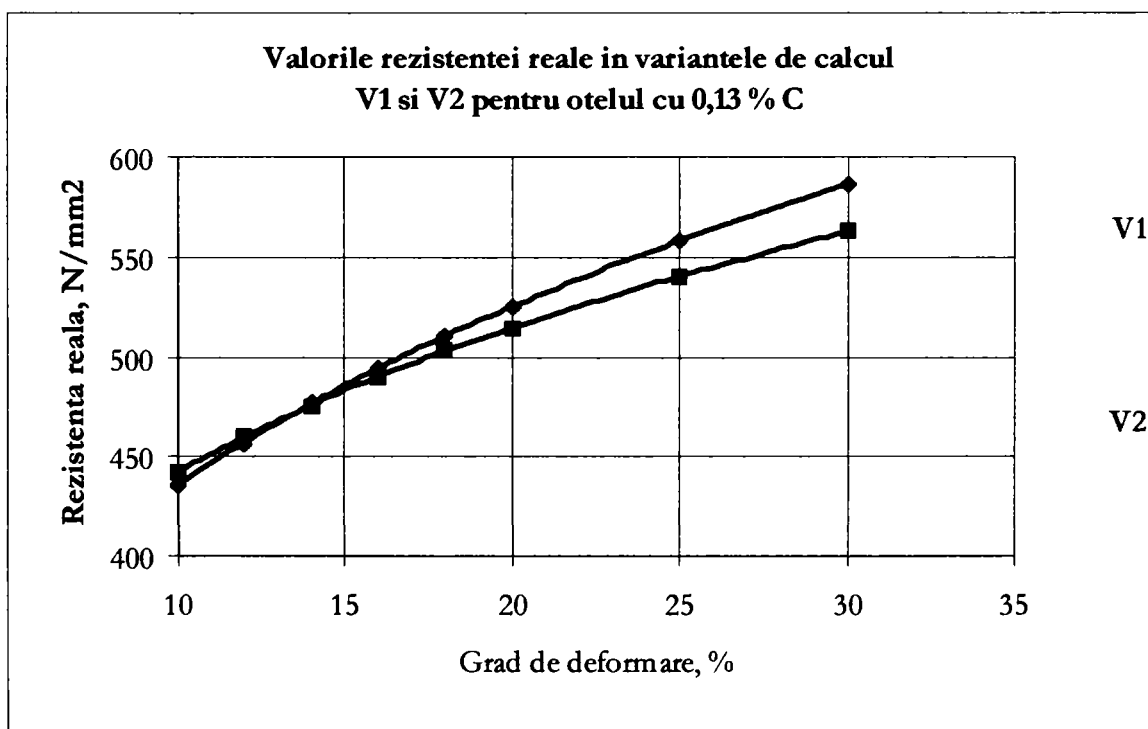


Fig. 2.17. Rezistența reală calculată în variantele V1 și V2 pentru oțelul cu 0,13%C

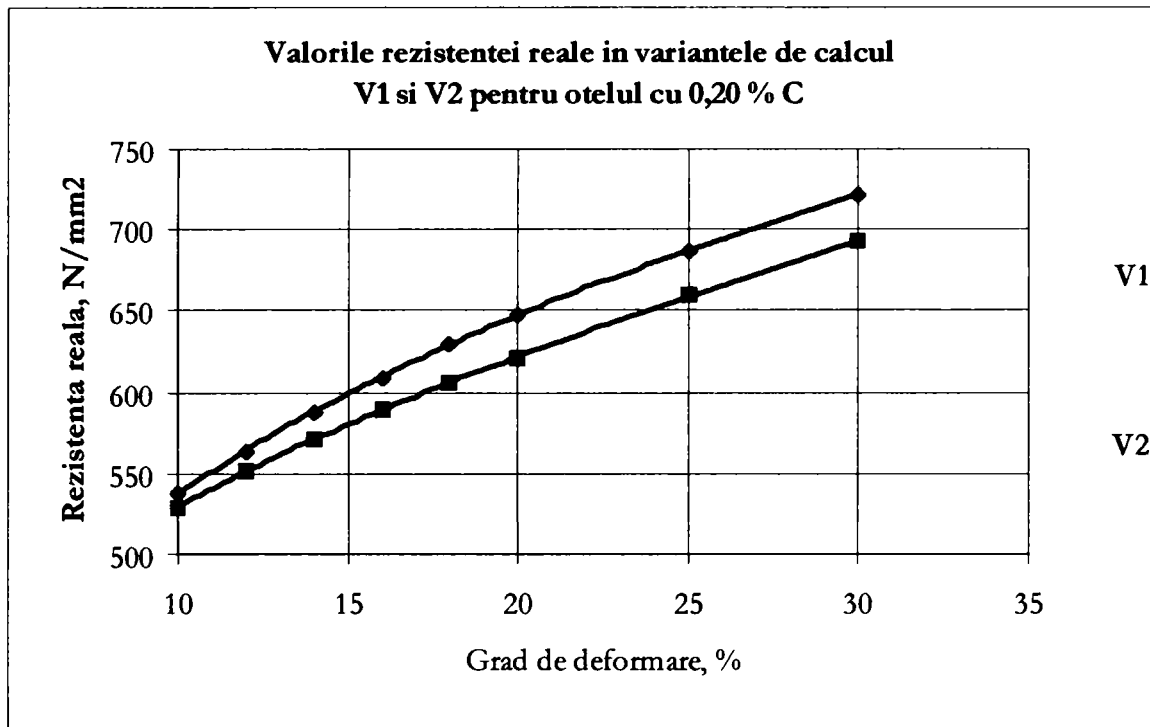


Fig. 2.18. Rezistența reală calculată în variantele V1 și V2 pentru oțelul cu 0,20%C

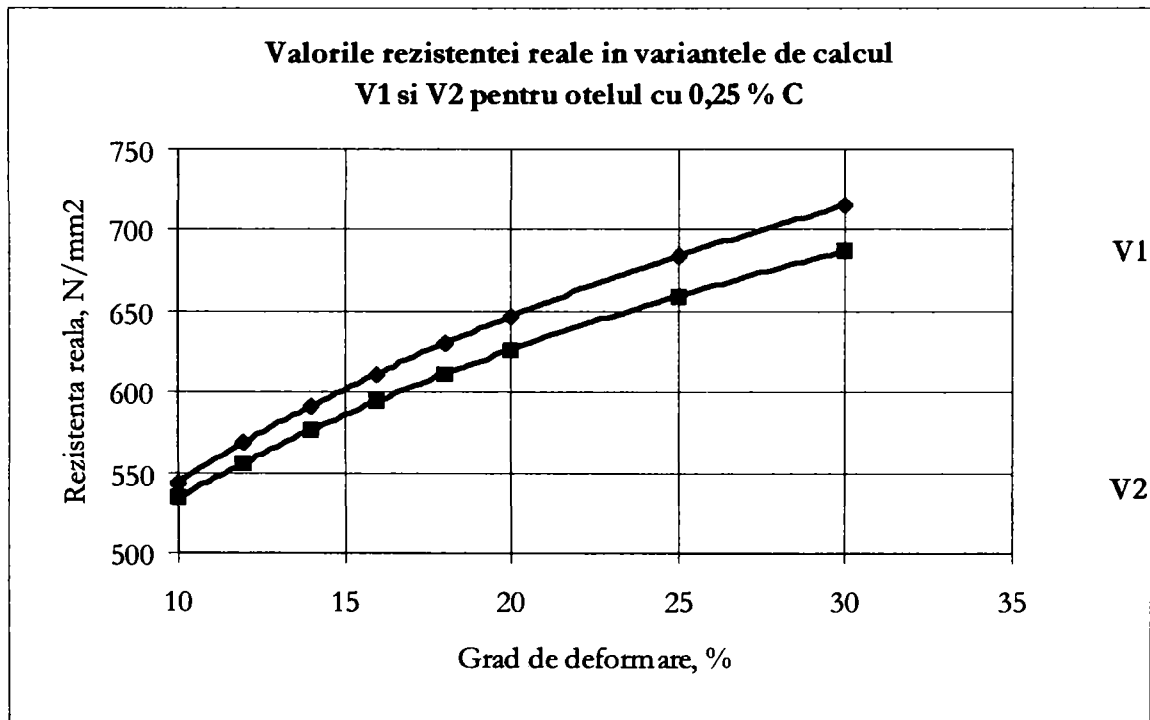


Fig. 2.19. Rezistența reală calculată în variantele V1 și V2 pentru oțel cu 0,25%C

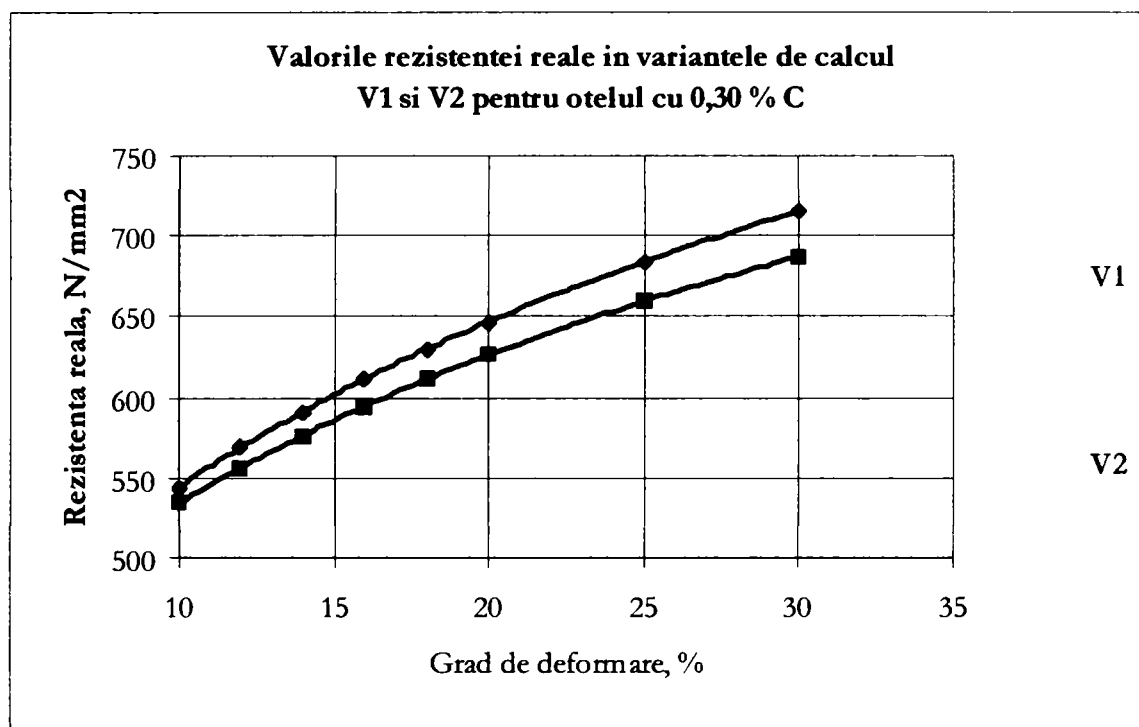


Fig. 2.20. Rezistența reală calculată în variantele V1 și V2 pentru un oțel cu 0,33%C

Conform literaturii de specialitate [17, 44,45,46], la calculul forțelor de deformare, o eroare de 5 - 10% nu este considerată prea mare, luându-se, de obicei, coeficienți de corecție mai mari de 10%. Din acest motiv, pentru cazurile practice se indică a se folosi acele relații care dau erori pozitive, deci forțele de deformare estimate să fie mai mari decât cele reale.

În contextul acestor recomandări, rezultate cu abateri pozitive între 0 și 6 % se obțin prin aplicarea relației empirice pentru calculul modulului de rezistență:

$$K'' = 1,1 \cdot R_m \quad (2.24)$$

și coeficientul de ecrusare determinat ca diferență între $\log K''$ și $\log R_{p0,2}$, respectiv:

$$n'' = \log K'' - \log R_{p0,2} \quad (2.25)$$

Valorile K'' și n'' sunt cuprinse în tabelul 2.20 în care sunt calculate și valorile rezistenței reale (σ_{real}) pentru patru nivele de alungire, respectiv 15%, 20%, 25% și 30% cu abaterile realizate între variantele V₁ și V₃.

Tabel 2.20 Valorile rezistenței reale pentru variantele de calcul V1 și V3

%C	Parametrii		$\sigma_{real}, \%$											
	K''	n''	$\epsilon = 15 \%$			$\epsilon = 20 \%$			$\epsilon = 25 \%$			$\epsilon = 30 \%$		
			V ₁	V ₃	±,%	V ₁	V ₃	±,%	V ₁	V ₃	±,%	V ₁	V ₃	±,%
0,10	425	0,23	446	474	+6,2	482	505	+4,7	512	534	+4,2	538	559	+3,9
0,13	458	0,22	486	504	+3,7	525	540	+2,8	558	570	+2,1	586	596	+1,7
0,20	549	0,23	599	605	+0,3	647	648	+0,1	686	684	+0,2	722	723	+0,1
0,25	555	0,23	602	608	+0,9	646	649	+0,4	684	685	+0,1	715	715	0
0,30	610	0,24	656	675	+2,8	705	725	+2,8	745	767	+2,9	780	802	+5,1

În tabelul 2.20, varianta V1 cuprinde valorile determinate cu modulul de rezistență K și coeficientul de ecrusare n de pe curba caracteristică reală, iar varianta V3 cuprinde valorile în care modulul de rezistență este dat de relația $K'' = 1,1 R_m$, (2.22) iar coeficientul de ecrusare a fost calculat cu relația $\log K'' - \log R_{p0,2}$ (2.23)

Rezultă o încadrare într-un ecart pozitiv în toate cazurile din tabelul 2.20, cu valori ale abaterilor de până la 6,0 %.

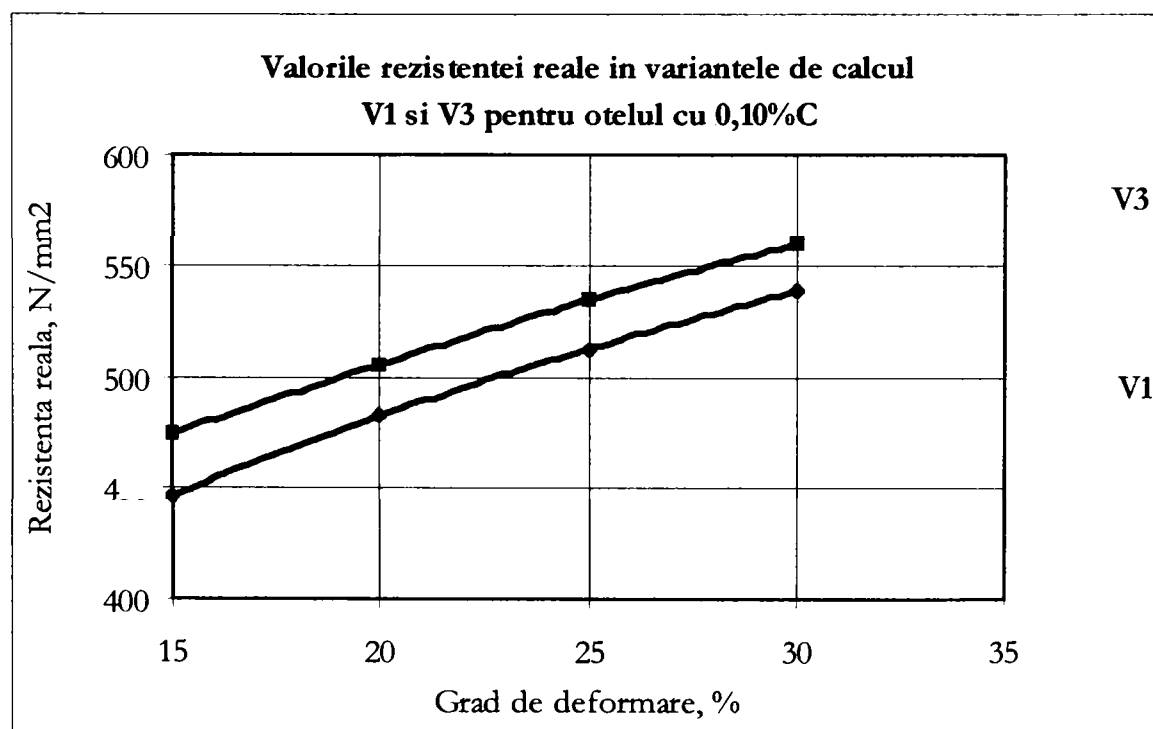


Fig. 2.21. Rezistența reală calculată în variantele V1 și V3 pentru un oțel cu 0,10%C

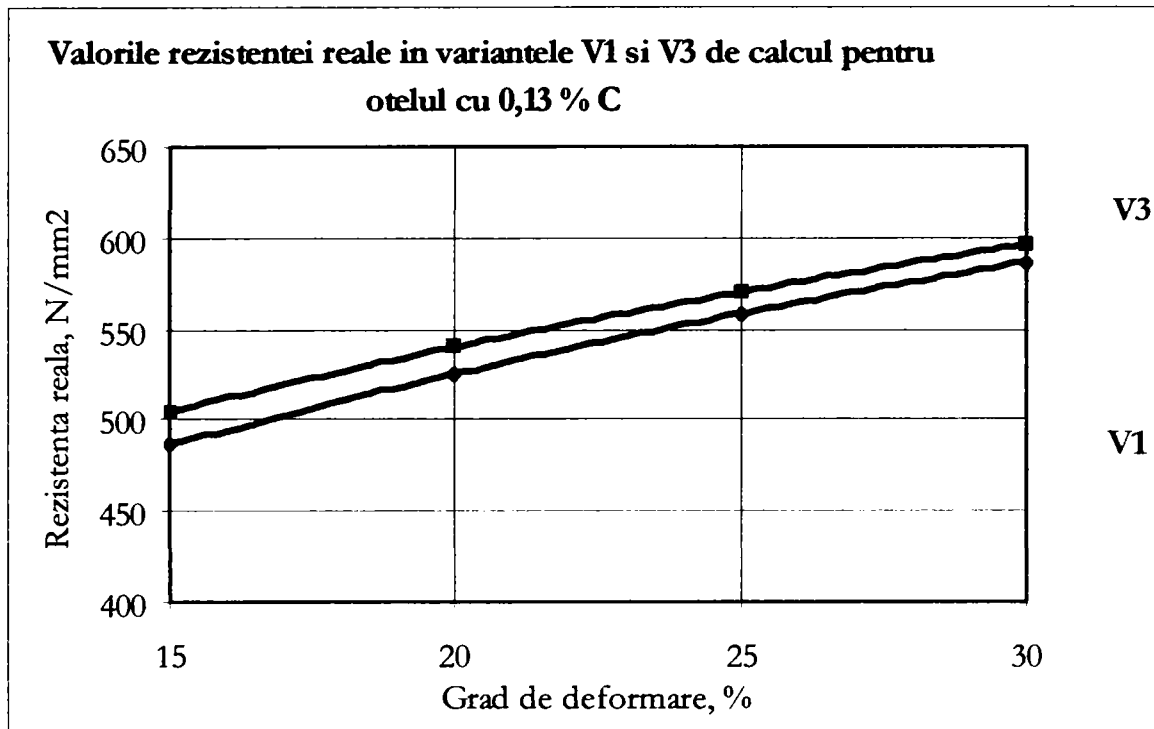


Fig. 2.22. Rezistența reală calculată în variantele V1 și V3 pentru un oțel cu 0,13%C

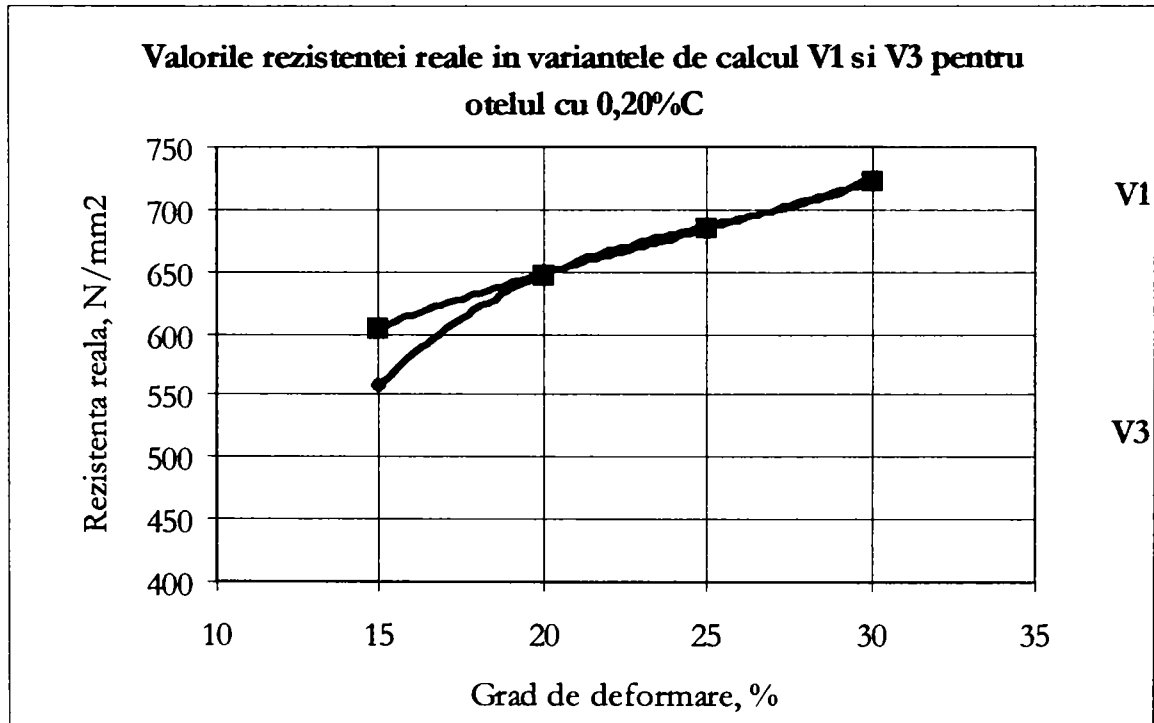


Fig. 2.23. Rezistența reală calculată în variantele V1 și V3 pentru un oțel cu 0,20 %C

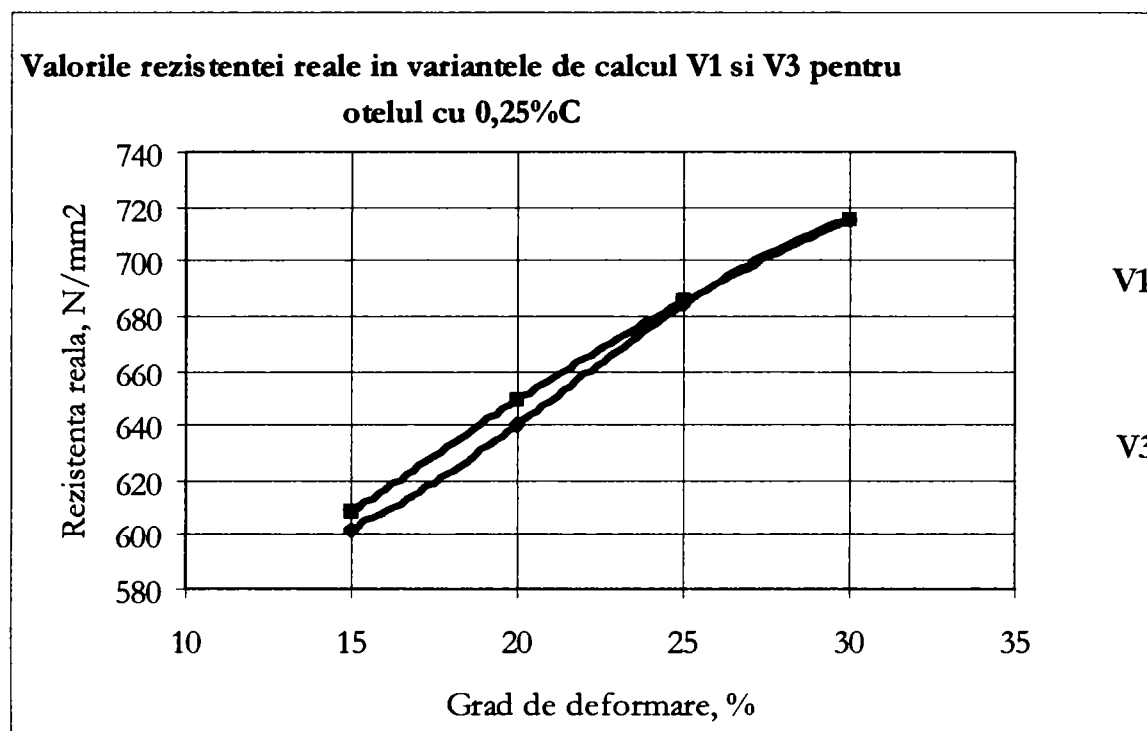


Fig. 2.24. Rezistența reală calculată în variantele V1 și V3 pentru un oțel cu 0,25 %C

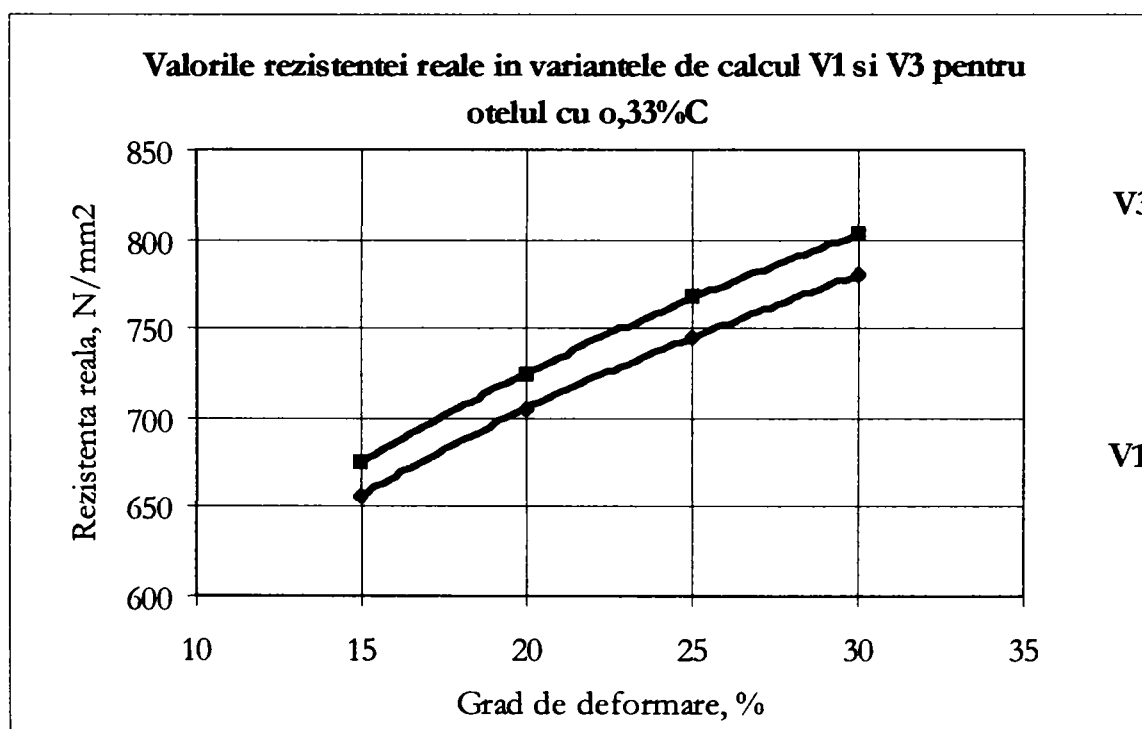


Fig. 2.25. Rezistența reală calculată în variantele V1 și V3 pentru un oțel cu 0,33%C

Deoarece în calculul parametrilor de ecrusare intervine valoarea alungirii reale ϵ , este necesară transformarea directă a valorii alungirii convenționale în valori ale alungirii reale.

Pentru aceasta pe baza datelor experimentale și ale valorilor calculate, am stabilit relații de transformare pentru cele două mărimi.

Ambele mărimi sunt exprimate în mm/mm.

Pentru transformarea valorilor alungirii convenționale (ϵ) în valori ale alungirii reale (ϵ), sau invers, s-au stabilit ecuațiile (2.26) și (2.27) în baza relației:

$$\epsilon = \ln(1 - \epsilon)$$

$$\epsilon = 1,32 \cdot \epsilon - 0,03 \quad \text{și} \quad (2.26)$$

$$\epsilon = 0,75 \cdot \epsilon + 0,02 \quad (2.27)$$

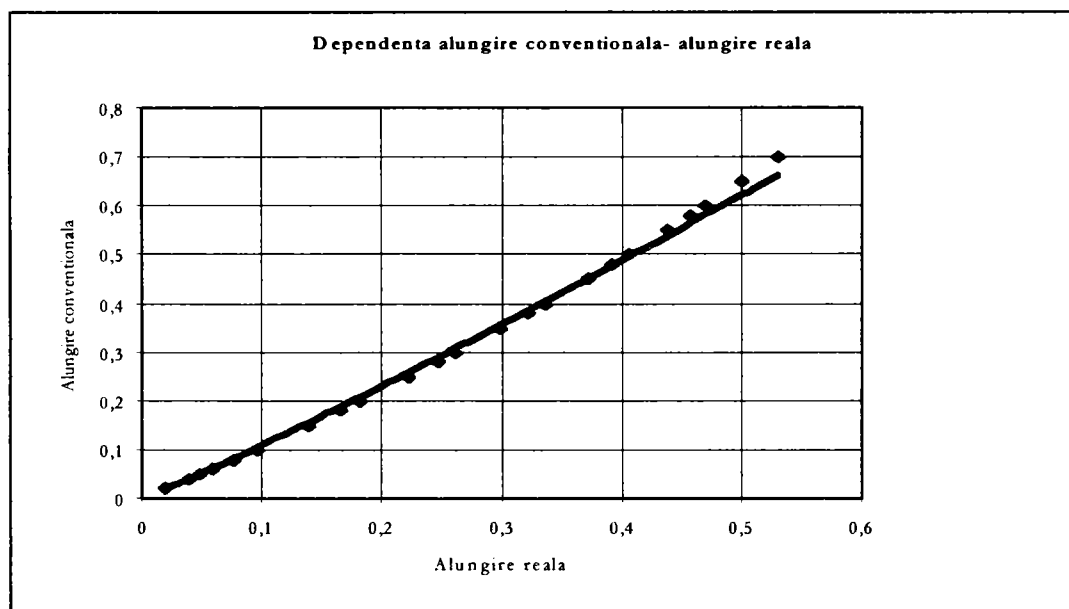


Fig. 2.26
Dependența
 $\epsilon = f(\epsilon)$

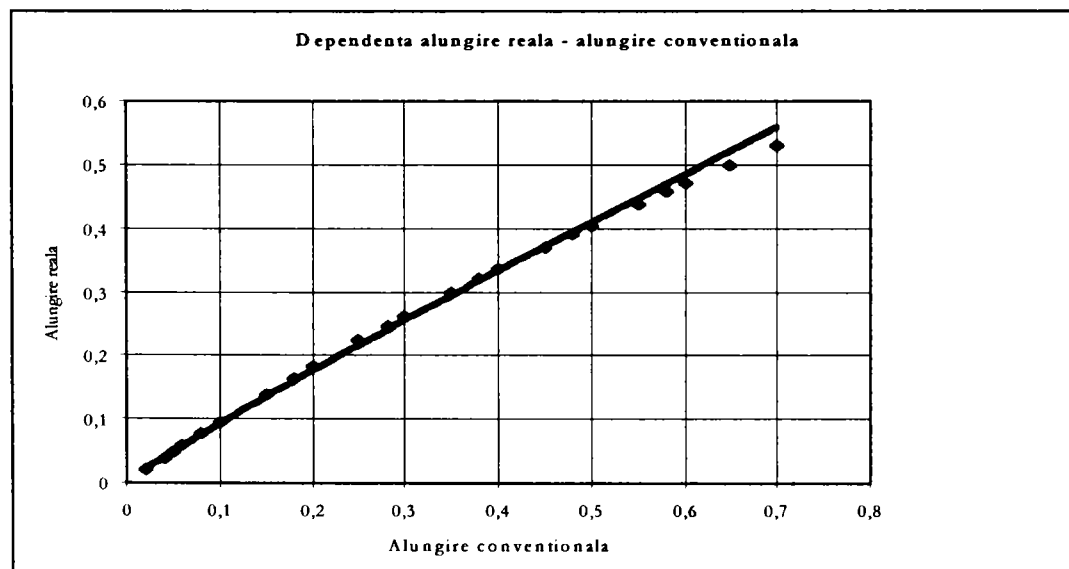


Fig. 2.27
Dependența
 $\epsilon = f(\epsilon)$

Concluzii

La interpretarea valorilor pentru σ_{real} funcție de parametrii de ecrusare K și n și funcție de caracteristicile mecanice obținute prin curba convențională (R_m și $R_{p0,2}$), s-au constatat valori apropiate între modulul de rezistență și valoarea R_m .

Raportul K/R_m variază între 1,04 și 1,08 pentru oțeluri cu maxim 0,33% C.

Acest lucru permite folosirea, pentru calculul modulului de rezistență, a relației:

$$K' = 1,06 \cdot R_m$$

În tabelul 2.19 din lucrare se face o comparație între valorile obținute pentru σ_{real} pentru $\sigma_{real} = K \cdot \epsilon^n$ (V1) și $\sigma_{real} = K' \cdot \epsilon^{n'}$ (V2) unde $n' = \log K' - \log R_{p0,2}$.

Între valorile determinate în cele două variante de calcul, se constată abateri de +2,5—4,3%.

Intrucât în literatura de specialitate se recomandă la calculul forțelor de deformare (σ_{realv}) abateri pozitive, chiar mai mari de 10%, s-a stabilit relația de calcul:

$$K'' = 1,1 \cdot R_m \quad (V3)$$

Utilizând această valoare la calculul σ_{real} , abaterile sunt permanent pozitive și de maximum 6%.

În concluzie se propune adoptarea următoarelor relații de calcul a parametrilor de ecrusare:

$$K'' = 1,1 \cdot R_m$$

$$n'' = \log K'' - \log R_{p0,2}$$

2.2. Deformarea la rece a barelor din oțel carbon nealiat **(date din literatura de specialitate)**

Subiectul deformării la rece pe generatoare, între suprafețe plane a barelor din oțel carbon, respectiv a laminării acestora, este puțin tratată în literatura de specialitate. S-au făcut studii în special privind tragerea sârmelor și a barelor, laminarea tablelor, extrudarea la rece, forjarea corpurilor cilindrice.

Singura tehnologie care poate furniza unele date care să fie aplicate și în cazul studiului, este aceea a deformării la cald prin întindere, cu precizarea că la întindere deformările sunt mici, de ordinul a câtorva procente la o rotire, în timp ce, pentru creșterea semnificativă a rezistenței la rupere și în special a limitei de curgere sunt necesare grade de deformare ridicate, de ordinul a 20 - 30%.

În timpul prelucrării la cald prin întindere, se produce o recristalizare între două rotiri, deci o anulare a efectului de ecruisare al deformării, în timp ce în procesul de deformare la rece, efectul ecruisării se menține și este direct proporțional cu gradul de reducere aplicat.

Din tabelele prezentate în capitolul 1.9 , preluate din literatura de specialitate, se poate constata influența deformării la rece, prin tragere, laminare și trefilare, a sârmelor și barelor, asupra caracteristicilor de rezistență și plasticitate.

Literatura de specialitate face aprecieri calitative și cantitative privind influența ecruisării asupra structurii și proprietăților produselor trase.

Deformarea plastică la rece realizându-se la temperaturi sub temperatura de recristalizare, determină importante modificări structurale și anume:

- schimbarea formei și dimensiunilor grăunților;
- schimbarea orientării spațiale a grăunților;
- schimbarea structurii fine (structura la nivelul rețelei cristaline a fiecărui grăunte).

Schimbarea formei și dimensiunilor grăunților cristalini devine tot mai accentuată pe măsura creșterii gradului de deformare. Cristalele de ferită, constituent plastic, se vor alungi în direcția de tragere, turtindu-se în plan transversal, iar fazele fragile (cementita) sunt sfărâmate și dispuse în șiruri în direcția principală de tragere.

Simultan cu aceste modificări se produce o rotire a grăunților în tendința acestora de a-și orienta sistemele de alunecare paralel cu direcția principală de curgere.

La nivelul structurii fine are loc o fragmentare a grăunților în blocuri în mozaic, concomitent cu rotirea și creșterea unghiului de dezorientare dintre aceste blocuri.

Toate aceste schimbări conduc la formarea unor importante tensiuni interne de ordinul II (la nivelul grăunților cristalini) și de ordinul III (la nivelul celulelor elementare).

Aplicarea deformării la rece în domeniul elastic ($\sigma < R_{p0,2}$) poate conduce la creșterea R_m și $R_{p0,2}$ cu cca. 10 - 20 %, fără înrăutățirea semnificativă a tenacității, alungirii și găturii.[17, 39]

Ecrusarea barelor rotunde prin deformare la rece are loc ca urmare a creșterii energiei interne, ceea ce provoacă modificări sensibile ale proprietăților mecanice. Efectul ecrusării depinde nu numai de nivelul de deformare aplicat ci și de rețeaua de cristalizare; din acest punct de vedere oțelul austenitic (cfc) înregistrează o creștere mai scăzută a proprietăților de rezistență decât oțelul feritic (cvc) (tabelul 2. 21)

Tabel 2.21. Dependența creșterii caracteristicilor mecanice de sistemul de cristalizare

Oțelul	ϵ , %	R_m		$R_{p0,2}$		A_1		Z	
		N/mm ²	Creștere %	N/mm ²	Creștere %	%	Scădere %	%	Scădere %
Cu con- ținut de 0,08%C	0	418	-	300	-	31	-	73	-
	20	835	98	650	117	6	80	31	57
	95	1080	307	900	200	5	85	25	66
Auste- nitic 18/8	0	619	-	246	-	80	-	71,8	-
	40	1125	95	1054	330	-	-	-	-
	90	1828	200	1820	630	5	93,5	43	40

Proprietățile de rezistență ale produselor trase (R_m , $R_{p0,2}$) înregistrează o creștere accentuată la grade relativ mici de deformare (de până la 30 - 40%) pentru ca la grade de deformare mai mari, rata creșterea corespunzătoare să se micșoreze.

Un mod de exprimare matematic a creșterii limitei de curgere funcție de gradul de deformare este :

$$(2.28)$$

în care: σ reprezintă limita de curgere după ecrusare;

σ_0 - limita de curgere inițială, în stare necruisată;

ϵ_{tot} - gradul total de deformare;

a, b - coeficienți.

Proprietățile de plasticitate ale materialelor ecrusate înregistrează și ele o puternică variație, mai ales la valori mici ale deformării, pentru ca la o deformare totală de peste 30 - 40%, alungirea să nu mai înregistreze scăderi semnificative.

Variația caracteristicilor de rezistență și plasticitate sunt ilustrate în datele din tabelele 2.22 și 2.23.

Tabel 2.22. Influența gradului de deformare plastică la rece asupra proprietăților mecanice ale unui oțel cu 0,10%C

Reducere secțiune, %	$R_{p0,2}$ N/mm ²	Creștere %	R_m N/mm ²	Creștere %	A, %	Reducere %	Z, %	Reducere %
0	270	-	380	-	30	-	80	-
10	340	26	480	26	15	50	62	23
20	380	40	540	42	10	66	51	36
30	410	51	580	52	6	80	41	49
40	430	59	610	60	5	83	33	59
50	440	63	630	65	4	86	27	66
60	450	66	650	71	4	86	20	75

Tabel 2.23. Efectul tragerii la rece asupra caracteristicilor la tracțiune ale oțelului SAE1016

Reducere secțiune, %	$R_{p0,2}$ N/mm ²	Creștere %	R_m N/mm ²	Creștere %	A %	Reducere %	Z %	Reducere %
0	280	-	460	-	34	-	70	-
10	490	75	525	14	20	41	65	7
20	560	100	590	28	17	50	63	10
40	590	107	665	44	16	53	60	14
60	620	121	715	55	14	59	54	23
80	670	139	805	74	7	79	26	63

Determinările s-au făcut pe bare trase, cu diametrul inițial de 25,4 mm.

Așadar, deformarea plastică la rece, indiferent de procedeul de deformare aplicat, determină o ecrusare accentuată a materialului, fapt care se pune în evidență printr-o creștere a caracteristicilor de rezistență și o scădere a celor de plasticitate.

Deoarece creșterea este mai accentuată până la grade de deformare de cca. 40%, pentru experimentările ulterioare am ales această valoare ca limită superioară a gradului de deformare aplicat.

2.3. Deformarea plastică la rece a barelor rotunde prin comprimare cu o forță perpendiculară pe generatoare

Cercetarea literaturii de specialitate în domeniul deformării plastice la rece a semifabricatelor cu secțiune circulară, scoate în evidență avantajul creșterii rezistenței la rupere (R_m) și a limitei de curgere ($R_{p0,2}$) prin deformarea plastică, față de alte metode de durificare posibil de aplicat oțelurilor carbon cu conținut scăzut de carbon.

Pentru exemplificare, considerând creșterea de rezistență cu 80 N/mm^2 pentru un adaos de $1 \% \text{ Mn}$ și 100 N/mm^2 pentru un adaos de $1 \% \text{ Si}$, rezultă că la alierea oțelurilor cu aceste elemente de bază până la limita admisibilă pentru oțelul nealiat ($0,8 \% \text{ Mn}$ și $0,4 \% \text{ Si}$) s-ar obține o creștere efectivă de cca. 52 N/mm^2 , cu mențiunea că adaosul considerat este cel posibil peste valorile medii existente, în mod necesar, în oțel și anume: $0,4 \% \text{ Mn}$ și $0,2 \% \text{ Si}$.

În cazul deformării plastice la rece, determinările făcute pe bare trase și sârme trefilate au arătat că prin reducerea secțiunii cu 10% se obțin creșteri ale limitei de curgere cu peste 100 N/mm^2 , iar la o reducere a secțiunii cu 20% se pot obține creșteri de până la 200 N/mm^2 pentru oțelurile cu conținuturi relativ reduse de carbon.

În aceste condiții, tehnice dar și economice, ținând cont de costul feroaliajelor și de situațiile reale, în care adaosurile de elemente de aliere (Mn și Si) nu se poate face cu menținerea unui nivel constant la limita superioară admisă, cercetarea s-a axat pe soluții de creștere a capacității de rezistență a laminatelor din oțel carbon prin deformare plastică la rece.

Din sortimentul de laminate la cald, cel care se pretează cel mai bine la durificarea prin ecrusare este oțelul carbon neted, livrat în colaci, destinat construcțiilor.

La baza alegerii acestui sortiment stau următoarele considerente:

- deformarea cu $10 - 30 \%$ se poate realiza cu instalații relativ simple, presiunea de deformare fiind de ordinul $(5 - 10) 10^4 \text{ N}$;
- simplitatea instalațiilor de ecrusare permite efectuarea acesteia chiar în zona șantierelor de construcții cu debitarea la dimensiunile necesare;
- posibilitatea de aplicare a procedurii la colaci (din colac în colac) ca și la bare individuale de lungimi diferite;
- ecrusarea duce la creșterea sensibilă a limitei de curgere, caracteristică importantă pentru asigurarea rezistenței structurilor din beton armat [30,31,49,15,65];
- se realizează importante economii de feroaliaje.

Intrucât literatura de specialitate nu tratează în detaliu problemele specifice deformării plastice a laminatelor cu secțiune circulară între suprafețe plane, cu aplicarea forței pe generatoare, am considerat necesară efectuarea de cercetări în următoarele direcții:

- influența gradului de deformare asupra durificării în diferite puncte ale secțiunii transversale;
- modificarea caracteristicilor mecanice prin deformarea pe generatoare;
- mărimile ce caracterizează deformația pe generatoare și relațiile dintre aceste mărimi;
- aspecte microstructurale;
- rezistența la deformare determinată cu ajutorul curbelor tensiune–deformație și pe baza datelor experimentale directe.

O metodă puțin tratată în literatura de specialitate, pentru aprecierea neuniformității deformațiilor, este aceea a măsurării durității în diferite puncte ale secțiunii unei probe deformate la rece. Este confirmat faptul că prin deformarea la rece a unei epruvete, în porțiunile în care se vor produce deformații mai mari va rezulta și o ecrusare mai pronunțată și în consecință, o duritate mai mare.[45]

În prezenta lucrare, pentru completarea unui gol din literatura de specialitate și pentru studiul ecrusării reale în diferite zone, s-a optat pentru metoda cercetării cu ajutorul durității Vickers (HV).

Studiul s-a realizat în trei etape, și anume:

- compararea neuniformității deformațiilor la semifabricate cu secțiune pătrată, deformate prin refulare și la semifabricate cu secțiune circulară, deformate prin comprimare pe generatoare, cu aceeași forță de deformare;
- cercetarea evoluției neuniformității deformației la oțelul extramoale la variația gradului de deformare;
- extinderea cercetării la oțeluri carbon cu max. 0,47%C.

2.3.1. Metode de analiză a neuniformității deformației

Pentru punerea în evidență a neuniformității deformației, se folosesc mai multe metode, dintre care cele mai utilizate sunt prezentate în continuare.

a. Metoda măsurării durtății

Această metodă se bazează pe corelația dintre gradul de deformare aplicat și caracteristicile de duritate măsurate în diverse puncte ale secțiunii transversale ale semifabricatului. Fiind laborioasă, chiar dacă este cea mai directă metodă de determinare, este puțin aplicată, făcând doar obiectul studiilor de cercetare și laborator.[7]

b. Metoda introducerii în corpul supus deformării a unor știfturi (de obicei din alt material metalic).

După deformare și secționare pe axa știfturilor, se poate măsura intensitatea deformării în funcție de deformarea știfturilor, respectiv de distanța dintre ele înainte și după deformare. [17]

c. Trasarea de rețele rectangulare pe suprafața semifabricatului înainte de deformare și măsurarea dimensiunilor rețelei după deformare. [17]

d. Metoda lui Metz care recomandă introducerea în semifabricatul destinat laminării a unor șuruburi la care, după deformare și secționare prin axul șurubului, se măsoară pasul șurubului și se determină deformația locală prin diferența relativă între pasul filetului înainte și după deformare, conform relației:

$$\varepsilon_l = [(p_0 - p_1) / p_0] \quad (2.29)$$

în care p_0 – pasul inițial al șurubului, mm;

p_1 – pasul șurubului după deformare, mm.

Pe baza deformării plastice locale, neuniformitatea deformației plastice $\Delta\varepsilon$ se poate determina prin diferența dintre deformarea plastică locală maximă ε_{lmax} și ε_{lmin} , conform relației:

$$\Delta\varepsilon = \varepsilon_{lm} - \varepsilon_{lmm} \quad (2.30)$$

Valoarea deformației locale ε_l se calculează pentru fiecare pas al șurubului ținând seama de înălțimea pasului înainte și după deformare. Deformarea generală se calculează pe baza înălțimii inițiale a semifabricatului care se deformează h_0 și finale h_1 , după deformare.

Pe orizontală, neuniformitatea deformației poate fi determinată ținând seama că volumul de material deplasat pe verticală este egal cu volumul de material deplasat pe orizontală, adică:

$$\varepsilon_z = \varepsilon_x + \varepsilon_y = 2 \cdot \varepsilon_r \quad (2.31)$$

unde ε_z – deformarea plastică pe înălțime;

ε_r – deformarea plastică pe orizontală în direcție radială.

Din cele prezentate anterior rezultă că :

$$\Delta\varepsilon_z = 2\Delta\varepsilon_r \quad (2.32)$$

adică neuniformitatea deformației pe direcție orizontală este de două ori mai mică decât în direcție verticală.

e. Studiarea microstructurii semifabricatului laminat în diferite zone, pentru a pune în evidență variația granulației acestuia (dependentă de variația deformației) față de granulația inițială. [17]

f. Metoda semifabricatelor telescopice.

În acest caz se execută semifabricate alcătuite din mai multe straturi concentrice, separate între ele printr-un material de altă compoziție chimică și alte caracteristici fizico-mecanice.

După deformare, semifabricatul se secționează longitudinal și pe baza modificărilor suferite față de dimensiunile inițiale, se fac aprecieri cu privire la deformarea locală și la neuniformitatea deformației.

g. Metoda practicării de orificii în bara sau profilul laminat.

Metoda se utilizează numai pentru studiul neuniformității deformației de la o trecere la alta.

Metoda constă în următoarele:

- se realizează orificii de o anumite mărime (circulare de regulă) în semifabricatul care trebuie supus laminării;
- după laminare se secționează proba și se măsoară dimensiunile orificiilor;
- se urmărește deplasarea orificiilor circulare în decursul laminării.

Pentru cercetările făcute în prezenta lucrare s-a optat pentru analiza stărilor de tensiune și a deformării prin studiul variației durității în epruvetele deformate, pornind de la considerentul că prin deformarea la rece a unei epruvete, în porțiunile în care se vor produce deformații mai mari, va rezulta și o ecrusare mai puternică și în consecință o duritate mai mare. [45]

Până în prezent, metoda determinării eforturilor unitare cu ajutorul durităților, nu a cunoscut o dezvoltare prea mare datorită insuficienței datelor privind influența modului de solicitare asupra variației durității.

Determinarea durițărilor s-a făcut prin metoda Vickers a cărei rezultate sunt comparabile, indiferent de forța aplicată și permite analize punctiforme la distanțe mici între urme, cu abateri de ordinul 0,1 HV la durițăți mai mici de 100 HV și abateri de ordinul unității la durițăți mai mari de 101 HV.

Determinările s-au făcut pe același aparat și de către același operator pentru a diminua erorile de măsurare.

2.3.2. Comparație între deformarea plastică la rece a semifabricatelor cu secțiune circulară și secțiune pătrată.

Pentru a studia modul în care se repartizează gradul de deformare în secțiunea barelor cu secțiune pătrată comprimate pe o latură și a barelor cu secțiune rotundă comprimate pe generatoare, s-au prelevat probe de oțel cu următoarea compoziție chimică medie:

- 0,09 % C;	0,015 % S;	0,05 % Cr;
- 0,31 % Mn;	0,015 % P;	0,06 % Ni;
- 0,24 % Si;	0,020 % Mo;	0,09 % Cu,

deci oțel preponderent feritic, care se pretează foarte bine la ecruisare.

Probele pătrate au latura secțiunii egală cu 40 mm, iar probele rotunde au diametrul de 45,2 mm. Suprafața secțiunii pătrate este de 1600 mm², iar a secțiunii rotunde de 1604 mm².

Probele au fost supuse deformării prin comprimare cu o forță de 950 kN.

După comprimare probele au fost secționare transversal la jumătatea lungimii, lustruite și pregătite pentru determinarea durițății HV 5.

Gradul de deformare calculat prin reducerea lungimii laturii sau a diametrului a fost de 10,5 % pentru probele pătrate și de 24,6 % pentru probele rotunde.

Menționez că volumele de material care au fost dislocate în procesul de deformare a fost de 162 mm³ la proba pătrată și 208 mm³ la proba rotundă.

În figurile 2.26 și 2.27 sunt înscrise valorile durițărilor HV₅ obținute în secțiunea celor două probe, reprezentativ alese (încercările de duritate au fost efectuate la distanțe de 2 mm între urme).

Prin marcajele de culoare au fost puse în evidență zonele de duritate considerată egală, care la proba pătrată sunt în număr de trei, așezate concentric, iar la proba rotundă sunt în număr de cinci.

153	161	158	153	148	150	148	148	152	157	156	161	153
152	155	158	158	156	160	150	158	161	162	161	158	152
151	161	156	161	157	157	152	158	158	164	164	161	153
155	155	160	158	164	161	151	165	165	164	164	162	157
156	158	158	158	160	161	162	164	165	161	160	158	157
153	157	157	158	160	160	165	164	161	161	158	156	157
153	157	158	158	158	161	161	161	160	160	158	155	152
153	153	157	158	158	158	160	158	158	158	155	155	152
153	157	158	158	157	156	158	153	157	161	161	153	152
152	157	155	155	155	157	152	162	161	162	161	155	153
153	156	152	153	150	148	146	147	153	158	153	155	153

Fig. 2.28 Duritatea HV5 pe secțiunea probei pătrate cu latura de 40 mm din oțel cu 0,09%C

- Zona de duritate minimă (I)
 Zona de duritate maximă (III)
- Zona de duritate medie (II)

		153	162	167	161	151	151	155	161	169	169	155		
	151	151	162	178	178	175	158	160	161	171	168	153	148	
146	146	151	161	168	169	168	161	164	165	171	167	153	146	146
145	146	151	161	168	176	178	172	173	175	173	167	155	147	146
145	147	152	158	169	177	177	178	175	175	173	162	157	148	144
145	147	153	160	170	178	178	175	175	176	171	164	156	150	144
144	151	152	161	169	177	178	178	178	175	169	162	157	145	143
143	152	153	162	170	178	176	174	175	174	175	167	157	147	143
144	153	153	162	168	170	171	167	169	169	169	167	152	143	142
	148	150	167	169	168	167	165	167	167	168	169	157	146	
		150	164	167	167	156	151	156	164	168	169	161		

Fig. 2.29 Duritatea HV5 pe secțiunea probei rotunde cu diametrul de 45 mm din oțel cu 0,09%C

- Zona de cea mai mică duritate (I)
 Zona de duritate intermediară (IV)
- Zona de margine a părții de probă supusă comprimării (II)
 Zona de duritatea cea mai ridicată (V)
- Zona corespunzătoare zonei de contact (III)

Numărul de determinări și nivelele durtăților sunt prezentate în tabelul 2.24.

Tabelul 2.24 Determinări de duritate pe probe din oțel cu 0,09%C

Parametrul	Proba pătrată	Proba rotundă
Total determinări de duritate pe probă	146	153
Duritatea minimă, HV5	148	151
Duritatea maximă, HV5	165	178
Duritatea medie pe probă, HV5	157	162
Duritatea medie în zona centrală, HV5	161	173

Din punct de vedere al distribuției durtăților, se constată o repartiție mai uniformă a acestora la proba pătrată față de proba rotundă.

Repartiția durtăților pe axa X - X (linii) și Z - Z (coloane) este detaliată în tabelul 2.25.

La notarea liniilor care sunt paralele cu axa X - X, numărul 1 și numărul cel mai mare corespund zonelor de contact cu suprafețele plan-paralele de comprimare, iar la notarea coloanelor paralele cu axa Z - Z, cu numărul 1 și numărul cel mai mare s-au notat marginile probelor.

O coloană sau o linie conține toate valorile durtății obținute pe o direcție Z-Z sau X-X, la o distanță egală de axa centrală.

Analizând plasarea durtăților pe secțiunea probelor se pot face următoarele afirmații:

- la proba pătrată diferențele durtății medii dintre linii și coloane sunt mai mici în comparație cu proba rotundă;
- la proba rotundă, durtățile individuale din zona centrală sunt mai ridicate comparativ cu zona centrală a probei pătrate .

Referitor la împărțirea durtăților la proba pătrate pe zone de deformare minimă, maximă și medie, în cazul analizat nu se confirmă schema clasică, (figura 2.25) întrucât:

- zona I cu duritatea cea mai mică, deci ecruisarea cea mai scăzută, corespunde zonei marginale a probei, cu deosebire liniilor 1 și 11, respectiv coloanelor 1 și 12;
- zona III cu duritatea cea mai ridicată se află în centrul probei, pe o suprafață de cca. 17% din suprafața transversală a probei;
- zona II cu duritatea medie, este plasată între cele două zone de ecruisare maximă și minimă;
- cele trei zone sunt concentrice.

Tabel 2.25. Valorile durițărilor HV5 pe linii și coloane pe probele (pătrată și rotundă) din oțel cu 0,09 %C

Dimens. probă	Duriitatea medie, HV ₅							
	Coloana sau linia							
	Linia	8	2	3	4	5	6	7
#40	HV _{med}	153	157	158	160	160	159	158
Φ45	HV _{med}	159	162	159	160	162	162	162
	Coloana	1	2	3	4	5	6	7
#40	HV _{med}	153	157	157	157	157	155	158
Φ45	HV _{med}	144	149	151	161	171	171	170

Tabel 2.25. Valorile durițărilor HV5 pe linii și coloane pe probele (pătrată și rotundă) din oțel cu 0,09 %C (continuare)

Dimens. probă	Duriitatea medie, HV ₅								
	Coloana sau linia								
	Linia	8	9	10	11	12	13	14	15
#40	HV _{med}	156	156	157	153				
Φ45	HV _{med}	162	161	163	161				
	Coloana	8	9	10	11	12	13	14	15
#40	HV _{med}	159	159	160	159	158	153		
Φ45	HV _{med}	166	167	167	171	166	154	146	144

La proba rotundă, întrucât forța de comprimare acționează numai pe o suprafață de contact care este direct proporțională cu gradul de deformare (ϵ_d), se pun în evidență mai multe zone de duritate notate cu I - V, în ordinea crescătoare a ecrisării, și anume;

- zona I, cu duritatea cea mai mică, deci ecrisarea cea mai scăzută, plasată pe marginea probei, care nu a fost supusă direct forței de comprimare (coloanele 1, 2, 14 și 15);
- zona II - este zona de margine a părții din probă supusă compresiunii (coloanele 3 și 13);
- zona III care corespunde zonei de contact probă - suprafață plană de comprimare (liniile 1 și 11);
- zona IV - de trecere între zona centrală și zonele II și III;
- zona V - zona centrală cu duritatea individuală și medie ridicată, care ocupă cca. 23% din suprafața analizată.

Zonele de ecrisare determinate pe probele deformate sunt prezentate schematic în figurile 2.29 și 2.30.

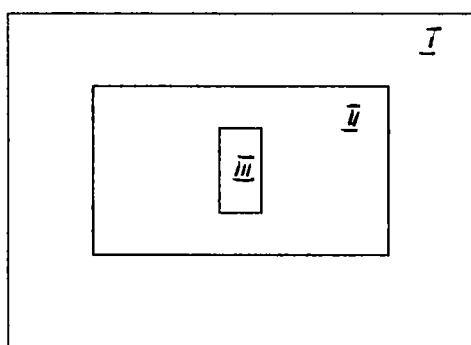


Fig. 2.30. Repartizarea durităților pe suprafața probei pătrate

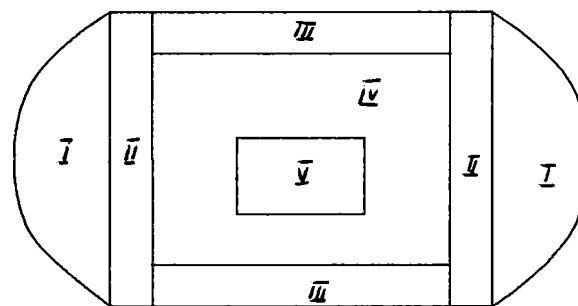


Fig. 2.31. Repartizarea durităților pe suprafața probei rotunde

Duritățile medii pe zonele stabilite sunt prezentate în tabelul 2.26.

Tabelul 2.26. Duritățile medii pe zonele de duritate ale probelor studiate

Zona	HV5 la proba	
	pătrată	rotundă
I	153,0	146,3
II	156,3	153,7
III	161,7	161,5
IV	-	166,9
V	-	173,3

2.3.3. Cercetarea influenței gradului de deformare a barelor rotunde asupra gradului de ecruisare

Pentru determinarea influenței gradului de deformare asupra durității, respectiv a gradului de ecruisare, cercetarea s-a extins la trei mărci din oțel cu conținuturi în carbon diferite și anume: oțel extramoale cu 0,02% C și oțel carbon cu 0,12 % C și cu 0,22 % C.

Gradele de deformare au fost:

- 2%, 10%, 20%, 27%, 30%, 35% și 43 % pentru oțelul extramoale;
- 3%, 13%, 17%, 28 % pentru oțelul cu 0,12 % C;
- 7%, 21%, 30%, 40% pentru oțelul cu 0,22 % C.

Determinările de duritate s-au făcut pe secțiunea probelor după deformare cu grade diferite.

Suprafața probelor a fost pregătită corespunzător determinării de duritate Vickers și a fost astfel împărțită încât citirile efectuate din 2 în 2 mm să dea o imagine cât mai exactă asupra distribuției durităților pe suprafața cercetată.

Dimensiunile epruvetelor înainte și după deformare sunt cuprinse în tabelul 2.27.

Tabelul 2.27. Dimensiunile epruvetelor înainte și după deformare

Marca oțelului	ϵ_d , %	D_0 , mm	h , mm	D_1 , mm	l , mm	C , %
Extramoale (0,02 % C)	2	33,5	32,9	33,7	8,9	1,9
	10		29,9	34,7	13,3	9,5
	20		28,4	40,4	19,9	18,2
	27		25,7	41,3	25,6	23,9
	30		24,5	43,1	30,4	26,2
	35		23,7	44,5	31,8	31,4
	43		19,1	44,2	36,5	35,7
OL37 (0,12%C)	3	34,2	32,9	35,9	11,8	2,9
	13		29,9	36,5	14,3	12,2
	17		28,4	38,1	19,6	15,7
	28		24,5	42,1	29,5	24,7
OL44 (0,22%C)	7	25,0	23,0	25,1	8,1	6,7
	21		19,7	27,1	14,7	19,0
	30		17,4	30,3	21,0	26,2
	40		15,0	33,2	25,4	33,6

În tabelul 2.27 s-au făcut următoarele notații:

- D_0 - diametrul inițial al probei;

- D_1 - lățimea maximă (în secțiune transversală) după deformare;
- l - lățimea zonei de contact probă - suprafață plană de comprimare.

Figurile reprezentând distribuțiile de duritate HV_5 pe suprafața probelor studiate sunt prezentate în figurile 2.32 – 2.38 (pentru oțelul cu 0,02 % C) iar restul, în anexa I (figurile I.1 – I.10)

	120	123	121	120	123	121	121	123	120	121	120	
116	120	114	113	116	120	118	118	118	114	120	114	116
118	116	106	107	108	118	116	115	108	111	107	106	116
116	107	107	110	107	115	118	114	108	107	107	110	114
103	106	109	109	111	117	120	112	110	111	106	110	108
108	105	110	109	112	124	127	125	110	108	109	107	105
107	118	104	113	110	122	129	123	111	113	110	116	108
110	104	104	116	116	126	127	124	121	115	116	110	110
	115	120	126	120	125	125	125	124	121	120	121	

Fig. 2.32. Repartizarea durității Vickers pe secțiunea probei din oțel cu 0,02%C, deformat cu $\epsilon_d = 2\%$

	113	118	127	129	124	120	110	
103	113	117	137	139	144	118	115	107
107	123	124	135	143	145	124	121	112
112	121	126	134	148	144	129	123	113
107	116	129	137	147	143	124	115	109
113	121	121	132	148	148	121	121	113
109	114	124	146	145	147	122	115	109
107	115	122	145	143	146	124	113	103
	110	120	129	131	124	118	113	

Fig. 2.33. Repartizarea durității Vickers pe secțiunea probei din oțel cu 0,02%C, deformat cu $\epsilon_d = 10\%$

	137	137	138	139	139	139	139	137	137	138	135	
137	139	139	143	146	150	155	152	150	145	144	138	137
137	142	153	153	155	158	158	158	157	155	153	141	138
137	142	153	155	155	156	164	164	156	155	154	142	139
139	142	155	156	156	167	164	165	167	155	156	140	137
137	147	153	156	161	167	167	161	164	161	155	142	138
138	147	153	155	155	162	162	162	162	165	153	145	139
140	143	147	155	155	158	160	160	155	157	147	140	140
	139	146	146	146	145	142	146	146	145	145	140	

Fig. 2.34. Repartizarea durtății Vickers pe secțiunea probei din oțel cu 0,02%C, deformat cu $\epsilon_d = 20\%$

	134	143	151	151	153	151	151	152	151	144	134	
137	137	148	157	157	160	160	161	157	154	143	135	135
135	145	148	157	164	165	167	164	164	155	147	145	134
136	142	145	160	164	171	175	170	164	160	145	145	136
134	142	147	155	164	168	168	165	164	151	147	141	135
137	135	148	157	157	157	158	157	155	157	145	135	137
	135	148	151	152	148	148	150	151	147	147	135	

Fig. 2.35. Repartizarea durtății Vickers pe secțiunea probei din oțel cu 0,02%C, deformat cu $\epsilon_d = 27\%$

148	158	157	161	158	162	165	163	161	158	158	157	144
144	153	165	167	167	169	175	168	168	167	161	152	143
143	148	165	168	168	168	177	168	168	167	163	151	144
147	153	162	175	172	173	177	172	173	171	163	154	148
146	152	167	167	178	175	178	175	177	165	169	154	147
148	155	169	167	167	175	172	171	168	169	167	153	147
148	158	165	160	160	161	164	161	162	162	165	157	148

Fig. 2.36. Repartizarea durtății Vickers pe secțiunea probei din oțel cu 0,02%C, deformat cu $\epsilon_d = 30\%$

143	151	164	152	167	158	150	156	156	167	160	151	146
148	151	164	169	173	175	168	173	175	175	167	153	148
145	153	164	168	171	171	173	173	175	173	167	151	145
146	151	165	171	171	171	175	171	173	171	167	152	145
145	156	162	168	173	171	173	173	173	173	168	150	144
145	150	162	171	172	172	168	169	172	171	161	151	146
143	153	164	152	164	156	148	155	153	165	161	148	146

Fig. 2.37. Repartizarea durtății Vickers pe secțiunea probei din oțel cu 0.02%C, deformat cu $\epsilon_d = 35\%$

122	151	155	160	164	164	162	157	161	160	164	153	124
123	135	161	164	169	173	162	161	167	164	161	140	123
123	144	157	172	167	175	167	168	173	167	153	143	123
127	146	153	171	171	175	178	178	177	171	156	145	127
124	144	156	169	175	171	175	177	175	167	153	144	124
126	139	162	175	169	173	161	161	162	171	161	140	125
123	151	156	167	165	164	158	161	165	165	156	151	124

Fig. 2.38. Repartizarea durtății Vickers pe secțiunea probei din oțel cu 0,02%C, deformat cu $\epsilon_d = 43\%$

În continuare, luând ca bază durtățile determinate pe fiecare probă, au fost întocmite tabele care cuprind:

- durtatea medie pe probă și pe zonele stabilite în lucrare;
- durtatea medie pe linii (direcție X-X) și coloane (direcția Z-Z) la fiecare probă

Distribuția durtății medii pe probe și pe zonele din fiecare probă, funcție de gradul de deformare sunt prezentate în tabelul 2.28.

Tabelul 2.28. Distribuția durtății medii pe probe și pe zonele din fiecare probă, funcție de gradul de deformare

Marca oțelului	ϵ , %	Durtatea medie, HV5					
		Pe probă	Zona I	Zona II	Zona III	Zona IV	Zona V
Extramoale (0,02 %C)	2	113,8	-	-	-	-	-
	10	124,2	1105	119	124	138	146
	20	149,1	1380	141	143	156	165
	27	152,0	137	145	151	160	172
	30	161,9	146	153	161	168	175
	35	160,9	145	151	158	169	173
	43	156,0	124	144	161	166	176
OL37 (0,12%C)	3	131,0	113	133	143	145	147
	13	139,0	122	131	140	146	151
	17	147,6	134	145	148	154	161
	28	155,5	135	152	160	163	169
OL44 (0,22%C)	7	162,5	156	161	166	166	168
	21	191,2	166	172	198	208	229
	30	198,6	172	186	206	209	231
	40	196,9	169	182	200	209	224

Analizând datele din tabelul și figurile aferente capitolului, rezultă următoarele concluzii:

- durtatea, respectiv rezistența oțelului crește la creșterea gradului de deformare;
- creșterea durtății medii, la oțelurile carbon, este semnificativă până la grade de deformare de 25 - 30%;
- la grade de deformare ce depășesc 30 %, se pune în evidență o scădere a ratei de ecrusare, exprimată prin durtate.

Scăderea rezistenței maxime la grade de reducere ce depășesc 30% se explică prin efectul Bauschinger, la trecerea de la starea de comprimare la starea de întindere.

Pentru o comparare a modului de repartizare a durtății pe secțiunea unor probe ecrusate s-au trasat curbele 1, 2, 3 din figura 2.29, în baza datelor din literatură și a celor proprii.

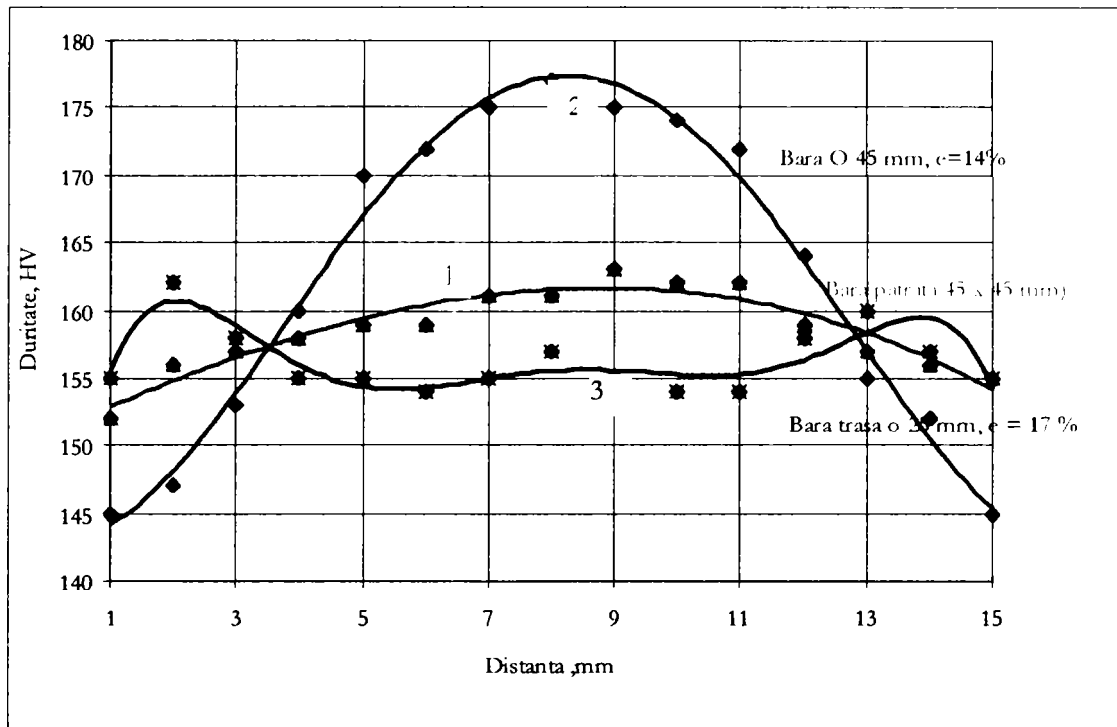


Fig. 2.39. Repartizarea durtății pe secțiunea unor probe deformate plastic la rece

1- bară trasă ϕ 25 mm; $\epsilon = 15\%$;

2 – bară ϕ 25 mm comprimată pe generatoare, $\epsilon = 14\%$;

3 – bară cu secțiune pătrată (45 x 45 mm) comprimată cu $\epsilon = 14\%$.

Analiza curbelor duce la următoarele concluzii:

- barele trase prezintă cea mai mare duritate la cca. 2 mm față de suprafață;
- barele rotunde deformate prin comprimare pe o generatoare prezintă o creștere accentuată a durtății din marginea spre centrul probei, unde valoarea este maximă;
- barele cu secțiune pătrată comprimate pe o latură prezintă o creștere a durtății de la margine spre centru după o curbă a cărei tangentă are o valoare mult mai mică față de curba trasată pentru proba rotundă (2),.

Rezultă că produsele cu secțiune rotundă, vor avea la suprafață o zonă cu duritate mai scăzută decât media probei, la nivelul zonei I, cu o tenacitate ridicată.

Modul de ecrusare a barelor deformate prin comprimare pe generatoare le conferă o rezistență la îndoire accentuată pentru barele deformate prin comprimare, ca urmare a prezenței învelișului cu duritate scăzută.

2.3.4. Comprimarea pe două generatoare perpendiculare

Pentru a determina avantajele pe care le poate conferi o eventuală continuare a ecrusării barelor cu secțiune circulară prin comprimare pe două generatoare perpendiculare, s-au efectuat încercări pe probe din oțel nealiat cu 0,02%C, 0,22 %C și 0,47%C.

Dimensiunile probelor, presiunea de deformare, valorile obținute atât la prima cât și la a doua comprimare sunt înscrise în tabelul 2.29.

Simbolizările din tabelul 2.29 au semnificațiile prezentate în continuare:

a. Prima comprimare

- P - forța de comprimare, kN;
- d_0, d_1, l_0, l_1 sunt diametrele și lungimile probelor înainte și după comprimare, mm;
- h_1 - înălțimea probei după comprimare, mm;
- ϵ_{d1} - gradul de reducere, %;
- p - rezistența la deformare N/mm^2 ;
- R_{m0} - rezistența maximă la rupere înainte de comprimare, N/mm^2 ;
- R_{m1} - rezistența maximă la rupere după comprimare, N/mm^2 ;

b. A doua comprimare (perpendiculară):

- d_1 - înălțimea inițială a probei, mm;
- l_2 - lungimea probei după deformare, mm;
- h_2 - înălțimea finală a probei, mm;
- ϵ_{d2} - gradul de reducere, %;
- p_2 - rezistența la deformare, N/mm^2 ;
- R_m rezistența maximă la rupere, N/mm^2 ;
- $\%R_m$ - creșterea de rezistență.

Pentru a se pune în evidență modul în care cea de-a doua comprimare influențează caracteristicile mecanice de rezistență ale oțelurilor deformate, au fost efectuate determinări de duritate HV₅. Rezultatele sunt prezentate în continuare (figurile 3.40 – 2.44)

145	171	155	150	150	145	150	157	147
161	167	172	178	178	171	177	171	163
164	168	164	164	178	175	165	164	160
156	161	175	175	178	175	178	171	160
152	167	164	178	178	178	177	164	156
155	161	171	180	178	178	178	161	157
157	167	167	178	178	177	178	167	161
165	164	167	177	178	175	177	165	164
146	152	153	150	152	148	150	152	147

Fig. 2. 40. Duritatea Vickers în secțiunea probei cu C= 0,02%, grad de deformare- $\epsilon_{d1}=26,2\%$ și $\epsilon_{d2}=23,7\%$

148	148	164	175	175	172	158	148	145
148	148	168	175	182	185	172	145	143
156	164	165	165	183	180	172	168	161
180	180	180	175	178	175	175	172	175
178	172	183	177	183	177	175	171	177
178	175	187	178	178	171	175	168	175
175	171	182	183	178	175	173	175	180
173	173	175	182	178	178	175	168	164
168	171	171	177	180	172	168	146	145

Fig. 2. 41. Duritatea Vickers în secțiunea probei cu C= 0,22%, grad de deformare- $\epsilon_{d1}=13,6\%$ și $\epsilon_{d2}=9,2\%$

169	172	188	187	180	192	190	172	168
192	197	190	206	192	206	192	197	180
183	201	201	206	204	206	201	201	183
190	191	206	208	206	206	197	197	180
177	195	201	214	216	206	197	195	183
195	201	209	210	216	206	199	195	193
197	193	210	195	192	188	185	180	167

Fig. 2. 42. Duritatea Vickers în secțiunea probei cu C= 0,22%, grad de deformare- $\epsilon_{d1}=25,6\%$ și $\epsilon_{d2}=24,6\%$

		249	249	251	251	249		
239	241	251	239	239	239	251	239	236
236	241	251	239	239	251	251	241	239
239	239	244	244	239	241	244	239	239
239	239	251	251	239	251	251	239	236
236	239	251	251	239	251	251	239	236
		239	249	251	249	249		

Fig. 2.43. Duritatea Vickers în secțiunea probei cu C= 0,47%, grad de deformare- $\epsilon_{d1}=2.8\%$ și $\epsilon_{d2}=3.9\%$

262	274	268	260	268	274	262
262	274	265	260	268	277	260
271	277	280	286	280	274	262
262	274	280	286	280	277	262
262	274	280	286	277	274	262
268	277	268	265	268	277	260
262	268	265	260	268	268	262

Fig. 2.44 Duritatea Vickers în secțiunea probei cu C= 0,02%, grad de deformare- $\epsilon_{d1}=26,2\%$ și $\epsilon_{d2}=23,7\%$

Tabel 2.29. Comprimarea probelor pe două generatoare perpendiculare

%C	Prima deformare										
	F, kN	d ₀ , mm	d ₁ , mm	l ₀ , mm	l ₁ , mm	h ₁ , mm	ϵ_{d1} , %	p, N/mm ²	R _{m0} , N/mm ²	R _{m1} , N/mm ²	+ R _{m0} , %
0,02	850	35,0	40,1	49,2	49,8	26,3	26,2	688	353	520	47,3
0,22	300	25,0	26,6	40,0	40,9	21,6	13,6	719	482	530	9,95
	500	25,0	29,2	40,2	41,6	18,6	25,6	691	482	625	29,6
	700	24,8	31,5	40,0	43,1	16,0	35,4	655	182	650	34,8
0,47	300	25,0	25,2	45,0	45,4	24,3	2,8	1276	746	750	0,5
	500	25,0	26,2	44,8	45,5	22,8	8,8	1173	746	770	3,2
	600	25,0	26,8	44,6	45,6	21,4	14,4	1142	746	805	7,9
	800	25,0	28,2	44,9	45,9	19,8	20,8	1085	746	845	13,2

Tabel 2. 30. Creșterile de rezistență înregistrate la cele două deformări (R_{m1} și R_{m2}) față de rezistența inițială a oțelului (R_{m0})

%C	ϵ_{d1} , %	Creșterea R_{m1} față de R_{m0} , %	ϵ_{d2} , %	Creșterea R_{m2} față de R_{m1} , %
0,02	26,3	47,3	23,7	9,6
0,22	13,6	9,95	9,2	4,7
	25,6	29,6	24,6	0,8
	35,4	34,8	38,0	6,1
0,47	2,8	0,5	3,9	3,3
	8,8	3,2	9,9	7,1
	14,4	7,9	13,8	3,1
	20,8	13,2	23,4	1,2

În urma analizării datelor prezentate în tabelul 2.29 și 2.30 și a distribuției durităților Vickers prezentate în figurile 2.38 – 2.42, rezultă următoarele concluzii:

- creșterea rezistenței maxime la a doua deformare este redusă și nu justifică această operație de deformare (tabel 2.30);

- după o reducere cu cca. 25% la a doua deformare, secțiunea transversală se transformă din circulară în pătrată, cu raza de racordare a laturilor egală cu 0,6.h.

2.3.5. Mărimi caracteristice deformării barelor cu secțiune circulară comprimate pe generatoare

În baza datelor obținute în laborator, s-au stabilit corelații între parametrii geometrici pe care le obținem secțiunile deformate și gradele de reducere a diametrului secțiunii circulare (fig. 2.45)

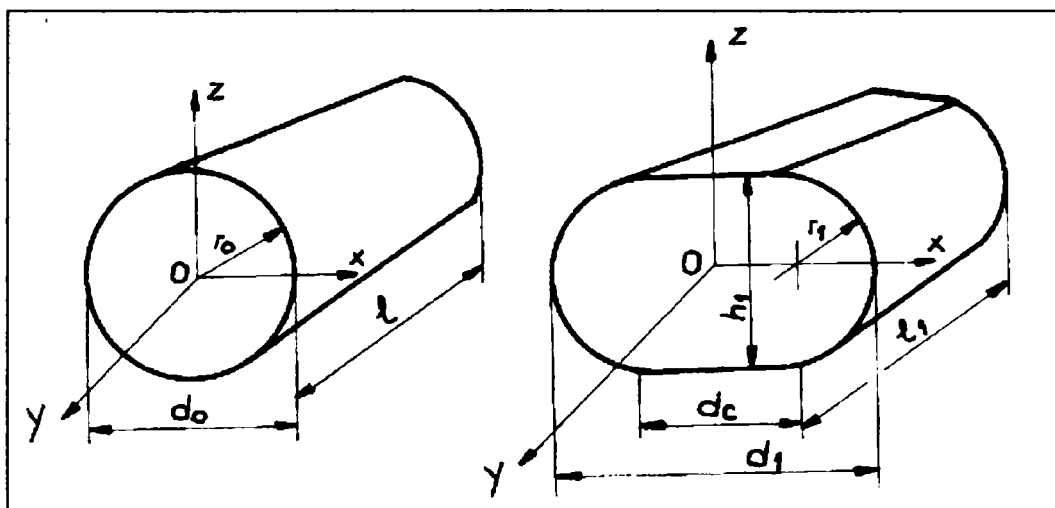


Fig. 2.45. Mărimi caracteristice deformării barelor cu secțiune circulară comprimate pe generatoare, înainte și după deformare

În figura 2.45 mărimile reprezintă:

- d_0 - diametrul inițial al semifabricatului;
- r_0 - raza inițială a semifabricatului;
- l - lungimea inițială a semifabricatului;
- d_c - mărimea zonei de contact cu scula de deformare;
- d_1 - lățimea zonei care a suferit cea mai accentuată deformare (lățirea);
- l_1 - lungimea semifabricatului după deformare;
- r_1 - raza de curbură a semifabricatului în zona de lățire.

Astfel, pentru zona de contact (d_c) la grade de deformare de 0 - 45%, s-au stabilit următoarele corelații, pe intervale de reducere:

$$\text{- pentru } 0 - 45 \% - d_c = 9,6 \cdot \varepsilon^{0,62} \quad (2.33)$$

$$\text{- pentru } 0 - 10 \text{ și } 31 - 45 \% - d_c = 2,04 \cdot \varepsilon + 16,7 \quad (2.34)$$

$$\text{- pentru } 10 - 30 \% - d_c = 5,67 \cdot \varepsilon^{0,8} \quad (2.35)$$

unde ε reprezintă gradul de reducere a probei în %;

- d_c - mărimea zonei de contact exprimată în % din d_0 .

Determinarea lățirii calculată ca diferență între diametrul inițial d_0 și lățimea maximă după deformare, d_1 , se face cu relația:

$$d_1 = 0,35 \cdot \varepsilon^{1,21} \quad (2.36)$$

în care d_1 reprezintă lățirea în % din d_0 ;

ε - gradul de reducere a probei, %.

În procesul de deformare pe generatoare a barelor cu secțiune circulară, se constată, spre deosebire de deformarea prin întindere a semifabricatelor cu secțiune pătrată, că zona de deformare îngreunată se formează pe baza volumului de metal care în prealabil a fost supus deformării plastice [63,64]

Calculul suprafeței transversale, din suprafața totală inițială, care a fost supusă deformării plastice prealabile și care are forma unui segment de cerc se face cu relația:

$$S_d = \frac{r^2}{2} \left(\frac{\pi}{180^\circ} \varphi^\circ - \sin \varphi \right) \quad [20] \quad (2.37)$$

unde S_d , reprezintă segmentul de cerc, din suprafața inițială S_0 :

φ - unghiul la centru în grade.

În baza relației (2.37) și a datelor din geometrie, s-a stabilit următoarea corelație:

$$S_d = 0,0013 \cdot \varepsilon^{1,43} \quad (2.38)$$

unde ε , reprezintă gradul de deformare a diametrului, %;

S_d - partea din suprafața totală inițială care a fost supusă deformării plastice prealabile, respectiv suma celor două segmente de cerc (S_d).

În procesul de deformare plastică, raza de racordare (r_1) între suprafețele de contact se modifică funcție de gradul de deformare, realizându-se următoarele valori:

$$\text{- pentru } \varepsilon_d < 10\% , r_1 = 0,5 h_1; \quad (2.39)$$

$$\text{- pentru } \varepsilon_d = 11 - 20 \% , r_1 = 0,53 h_1; \quad (2.40)$$

$$\text{- pentru } \varepsilon_d = 21 - 30 \% , r_1 = 0,56 h_1; \quad (2.41)$$

$$\text{- pentru } \varepsilon_d \geq 31; r_1 = 0,60 h_1. \quad (2.42)$$

S-a stabilit, de asemenea, valoarea gradului de reducere logaritmic (ϵ_d) funcție de gradul de reducere convențional (ε_d) prin corelația

$$\epsilon = 0,755 \cdot \epsilon_d + a \quad (2.43)$$

unde ϵ , reprezintă gradul de reducere real;

ϵ_d - gradul de reducere convențional, %;

a - coeficient cu valoarea de:

$$a = 2,6 \text{ pentru } \epsilon_d < 30 \% \text{ și}$$

$$a = 3,7 \text{ pentru } \epsilon_d \geq 30 \%.$$

Relația pentru determinarea ϵ_d funcție de ϵ are forma:

$$\epsilon_d = 1,31 \cdot \epsilon - 2,96 \quad (2.44)$$

unde : ϵ_d , reprezintă gradul de reducere convențional ϵ_d , %;

ϵ - gradul de reducere real, ϵ %.

În tabelele 2.31 și 2.32 sunt prezentate valorile calculate și determinate pentru lățire și zona de contact, funcție de gradul de deformare ϵ_d , iar în figurile II.1 – II.4 (Anexa II) sunt prezentate dependențele dintre mărimile enumerate și gradul de deformare, obținute prin prelucrare în programul EXCEL.

Tabel 2. 31. Lățimea zonei de contact (d_c) calculată cu relațiile (2.33 – 2.35) și determinată pe probe deformate plastic

Conținutul de carbon al oțelului	d_0 , mm	ϵ_d , %	d_c , mm	
			calculat	determinat
0,02	35,2	10,8	12,51	13,3
		19,3	20,83	19,9
		26,5	26,62	25,6
		30,4	29,80	30,4
		42,9	34,92	36,5
0,12	34,2	3,8	83,6	9,8
		12,6	14,43	14,3
		16,9	18,22	19,6
		25,1	24,92	25,8
		28,4	27,4	29,5
		44,2	36,5	34,2
0,22	25,0	7,2	78,7	8,1
		13,6	11,2	10,7
		21,2	15,93	14,7
		25,2	18,27	18,5
		30,4	21,2	21,0
		35,0	23,7	23,0
		39,7	26,09	25,4

Tabel 2..32. Lățirea și dimensiunea maximă (d_1) calculată cu relația (2.36) și determinată

Conținutul de carbon al oțelului, %	d_0 , mm	ϵ_d , %	Lățirea calculată, mm	d_1 , mm	
				calculat	determinat
0,02	33,5	10,8	2,10	35,60	34,7
	35,2	19,3	4,42	39,62	40,4
	35,0	26,5	6,55	41,55	41,3
	35,2	30,4	7,78	42,98	43,1
	33,5	42,9	11,26	44,76	44,2
0,12	34,2	3,8	0,60	34,80	35,9
	34,2	12,6	2,59	36,79	36,5
	34,2	16,9	3,70	37,90	38,1
	34,2	25,1	5,99	40,19	40,2
	34,2	28,4	10,05	44,25	42,1
	34,2	44,2	11,92	46,12	44,7
0,22	25,0	7,2	0,95	25,95	25,1
	25,0	13,6	2,07	27,07	26,7
	25,0	21,2	3,56	28,56	27,1
	25,0	35,2	4,40	29,40	29,2
	25,0	30,4	5,53	30,53	30,3
	25,0	35,0	6,56	31,56	31,5
	25,0	39,7	7,65	32,65	33,2

Rezultă, din compararea datelor calculate și determinate, valori care confirmă valabilitatea relațiilor stabilite anterior pentru mărimile geometrice.

Relațiile stabilite pe baza prelucrării matematice a datelor determinate prin măsurători directe, pot fi utilizate la stabilirea geometriei unui semifabricat destinat prelucrării plastice, care anterior a fost deformat plastic la rece.

2.3.6. Interpretarea rezultatelor experimentale privind deformarea prin comprimare pe generatoare

În urma determinărilor de duritate Vickers, care au făcut în principal obiectul primei părți al celui de-al doilea capitol al tezei de doctorat, au rezultat o serie de concluzii legate de influența gradului de deformare aplicat probelor din oțeluri din diferite mărci din oțeluri carbon asupra distribuției durității pe suprafața probelor.

Toate datele care au fost prezentate în capitolul 2.3 au fost prelucrate prin programe Matlab.

O parte dintre prelucrările datelor experimentale sunt prezentate în continuare, iar restul în anexa III.

În toate cazurile analizate, s-au remarcat o serie de particularități ale repartizării zonelor de ecruisare în funcție de gradul de deformare aplicat.

Oțelurile analizate fac parte din grupa oțelurilor carbon, cu conținutul de carbon cuprins între 0,02 și 0,4 % C, iar gradele de deformare aplicate probelor au variat în intervalul 2 – 47 %. Au fost alese oțeluri nepretențioase din punctul de vedere al asigurării condițiilor de deformare plastică la rece cu grade de deformare de până la cca. 45 %.

Referirile din literatura de specialitate privind repartizarea zonelor de ecruisare nu menționează nici grupa de oțeluri pe care pentru care este valabilă repartizarea zonelor de ecruisare, nici gradele de deformare aplicate. De aceea, concluzia la care se ajunge logic, este aceea că repartizarea menționată poate fi considerată valabilă pentru toate cazurile.

În cuprinsul tezei de doctorat, determinările s-au făcut direct pe probe din oțeluri cu compoziție chimică cunoscută, deformate printr-un anumit procedeu respectiv comprimare pe generatoare, cu grade de deformare cunoscute.

De aceea, prelucrarea acestor date oferă o interpretare mult mai apropiată de adevărata repartizare a zonelor de ecruisare pentru condițiile enumerate anterior.

În continuare se prezintă, parțial în cuprinsul capitolului 2.3.6, parțial în anexa III, repartizării durităților de suprafața probelor deformate prin comprimare pe generatoare, prelucrată matematic.

În figurile 2.46 – 2.47 sunt prezentate:

- suprafața de variație a durtății pe suprafața probei din oțel cu 0,02% C, pentru un grad de deformare de 2 % (figura 2.46);
- curbele de “izoduritate” pe suprafața probei (figurile 2.47);

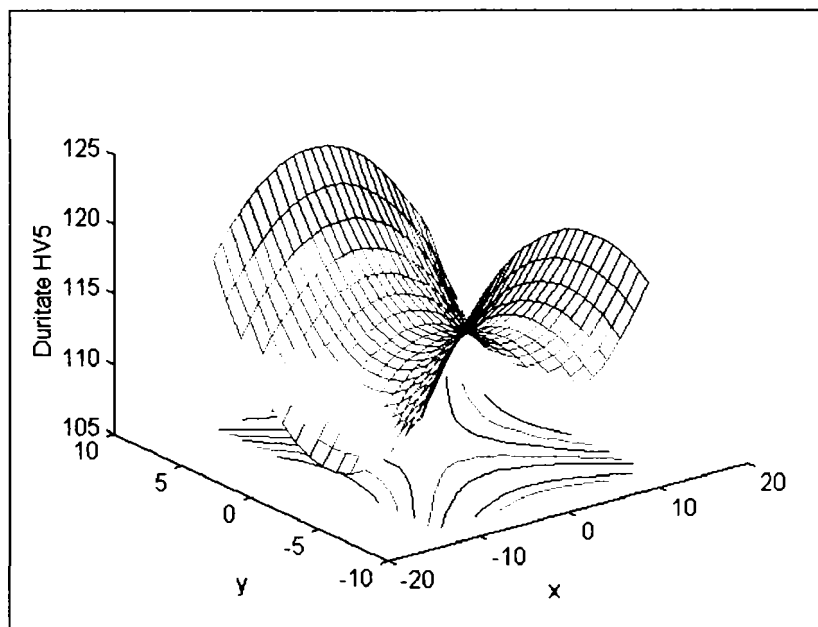


Fig. 2.46. Distribuția durtăților pe suprafața probelor din oțel cu 0,02 % C deformat cu $\epsilon = 2\%$

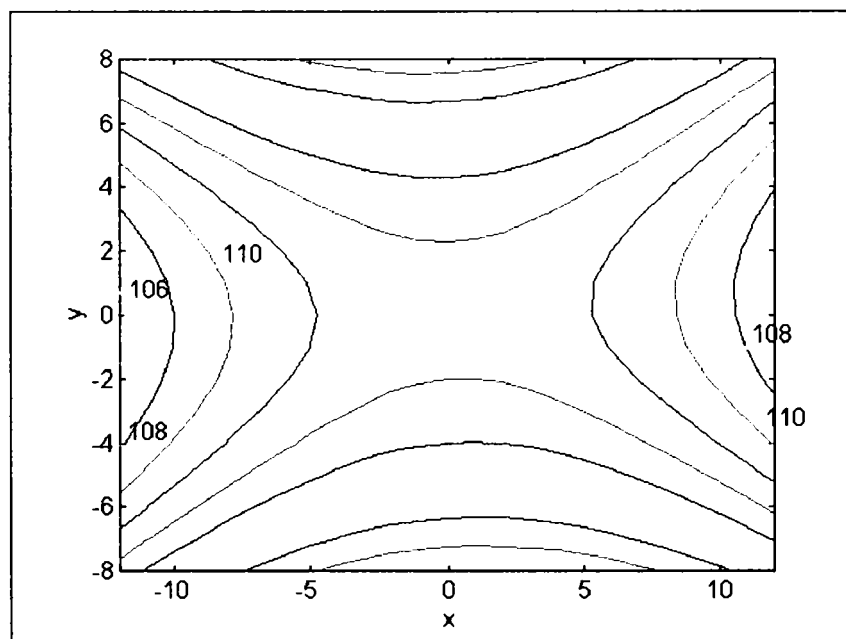


Fig.2.47. Curbele de izoduritate corespunzătoare suprafeței din figura 2.46

Se remarcă următoarele:

- zona centrală, de duritate mai mare ocupă cca. 20% din suprafața probei;
- zona de contact cu scula de deformare are duritatea mai mare decât media pe probă;

- zona cu cea mai mică duritate este zona marginală, liberă.

In figurile 2.48 și 2.49 sunt prezentate:

- suprafața de variație a durității pe suprafața probei din oțel cu 0,02% C, pentru un grad de deformare de 10 % (figura 2.48);

- curbele de “izoduritate” pe suprafața probei (figurile 2.49);

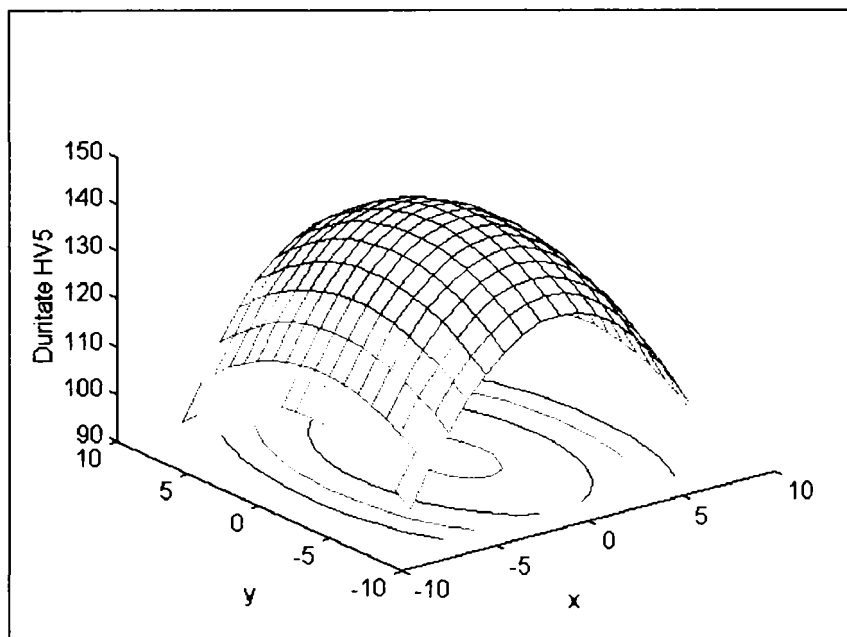


Fig. 2.48. Distribuția durității pe suprafața probelor din oțel cu 0,02% C deformatate cu $\epsilon = 10\%$

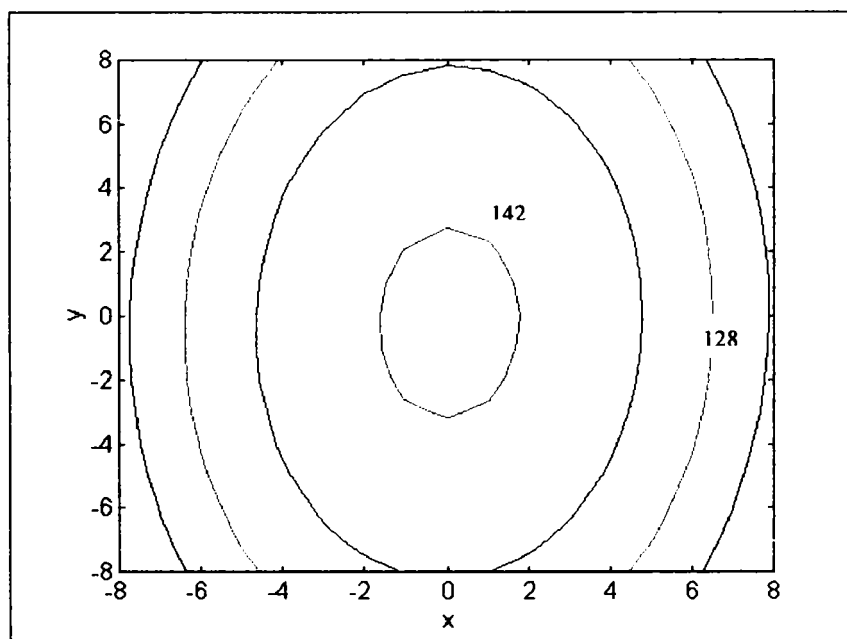


Fig. 2.49. Curbele de izoduritate corespunzătoare suprafeței din figura 2.48

In figurile 2.50 – 2.51 sunt prezentate:

- suprafața de variație a durității pe suprafața probei din oțel cu 0,02% C, pentru un grad de deformare de 27 % (figura 2.50);

- curbele de “izoduritate” pe suprafața probei (figura 2.51);

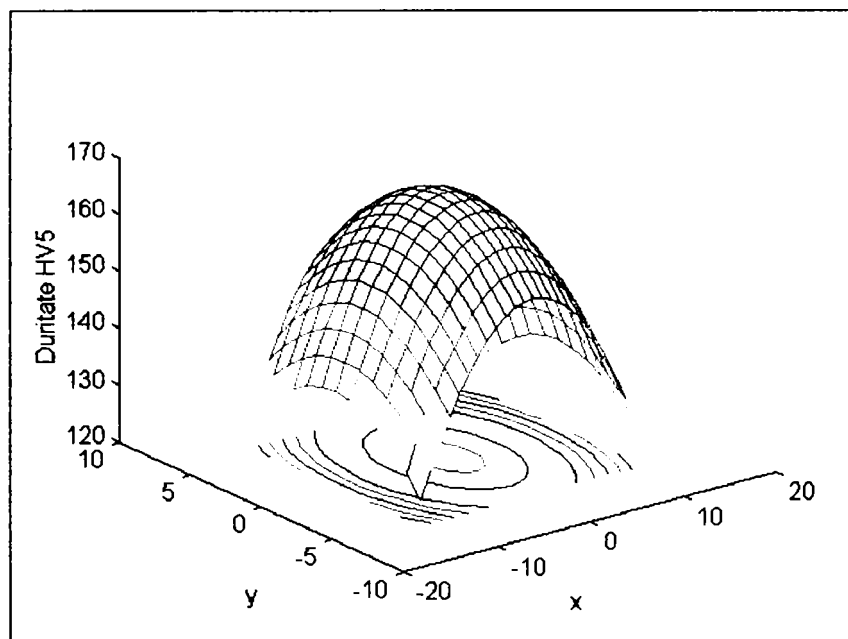


Fig. 2.50. Distribuția durității pe suprafața probelor din oțel cu 0,02% C deformatate cu $\epsilon = 27\%$

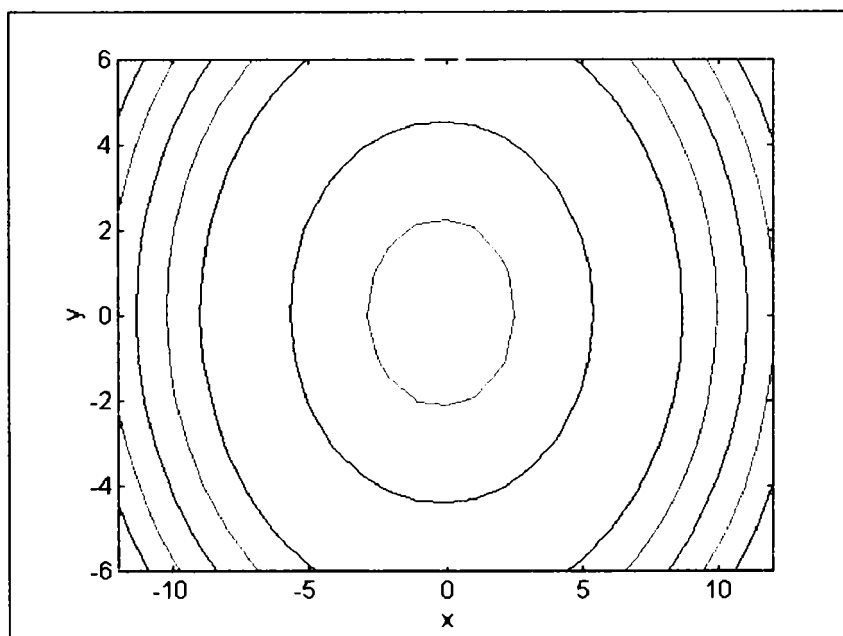


Fig. 2.51. Curbele de izoduritate corespunzătoare suprafeței din figura 2.48

In figurile 2.52 – 2.53 sunt prezentate:

- suprafața de variație a durtății pe suprafața probei din oțel cu 0,02% C, pentru un grad de deformare de 30 % (figura 2.52);
- curbele de “izodurtitate” pe suprafața probei (figura 2.53);

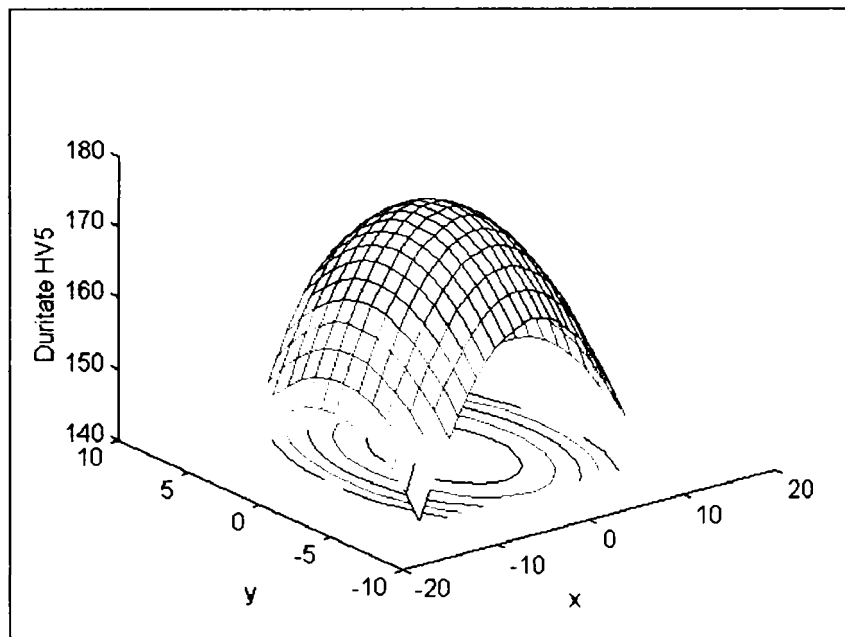


Fig. 2.52. Distribuția durtății pe suprafața probelor din oțel cu 0,02% C deformate cu $\varepsilon = 30\%$

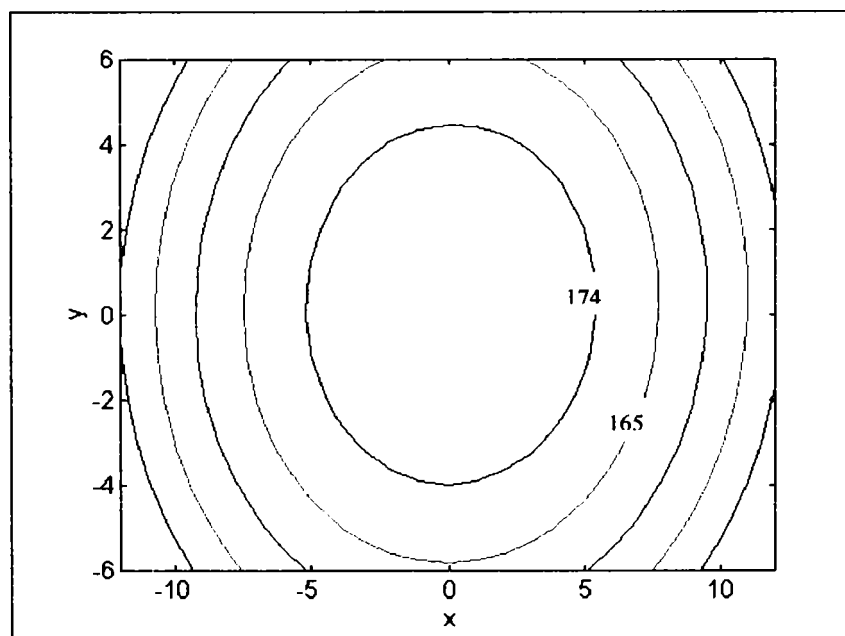


Fig. 2.53. Curbele de izodurtitate corespunzătoare suprafeței din figura 2.52

In figurile 2.54 – 2.55 sunt prezentate:

- suprafața de variație a durtății pe suprafața probei din oțel cu 0,02% C, pentru un grad de deformare de 43 % (figura 2.54);
- curbele de “izodurtitate” pe suprafața probei (figura 2.55);

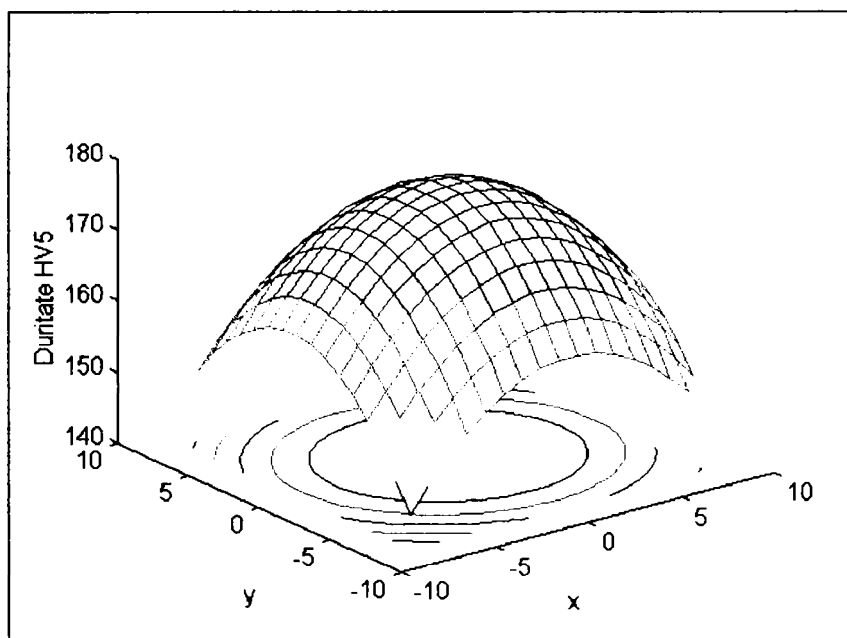


Fig. 2.54. Distribuția durtății pe suprafața probelor din oțel cu 0,02% C deformatate cu $\varepsilon = 43\%$

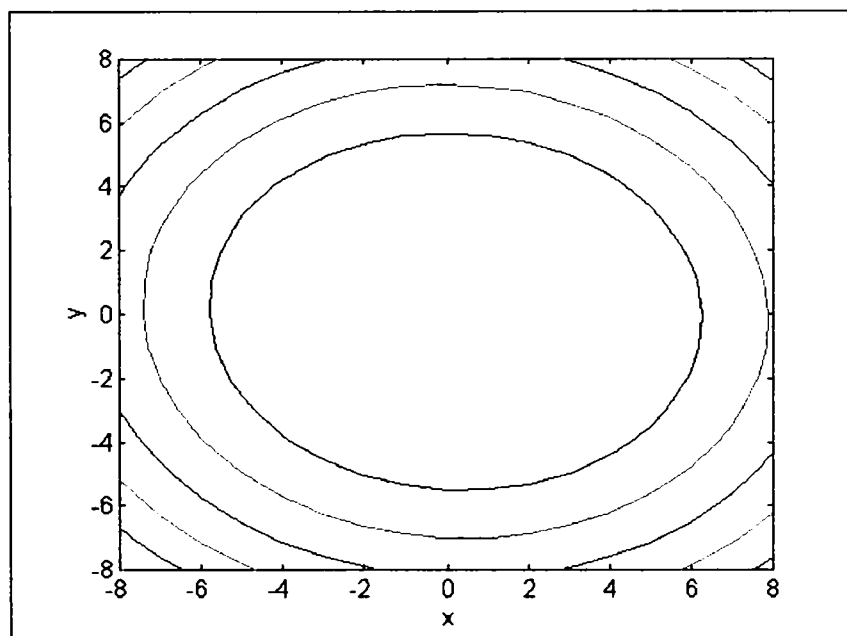


Fig. 2.55. Curbele de izodurtitate corespunzătoare suprafeței din figura 2.52

Din analiza acestor figuri, se remarcă următoarele:

- în toate cazurile menționate (ca și în cele prezentate în anexa III) distribuția zonelor de ecrusare se modifică radical față de primul caz, în sensul că zona de cea mai mare duritate este invariabil zona centrală a probei (indiferent de gradul de deformare aplicat) iar zonele de “izoduritate” sunt plasate descrescător însă concentric cu zona centrală. Așadar, nu se mai respectă distribuția prezentată în literatura de specialitate.

Odată cu creșterea gradului de deformare aplicat, zona centrală de duritate maximă ocupă o proporție din ce în ce mai mare din suprafața probelor și nu se mai remarcă creșterea de duritate la contactul cu scula de deformare și nici o zonă particularizată de duritate mică.

Deoarece toate experimentările efectuate anterior pentru punerea în evidență a modului de repartitie a durității Vickers pe suprafața transversală a probelor supuse unei deformări prin comprimare pe generatoare (ca procedeu similar cu laminarea la rece a produselor industriale) au arătat faptul că nu este confirmată teoria cunoscută a repartizării zonelor de influență a ecrusării, am efectuat o analiză metalografică a probelor deformate.

După deformare, probele au fost pregătite pentru analiză metalografică, respectiv prin debitare, șlefuire, lustruire, atac cu reactiv metalografic.

Pentru pregătirea probelor s-au folosit metode uzuale, respectiv șlefuire pe mașina de șlefuit tip cu hârtie abrazivă 220 SiC, 500 SiC și 1000 SiC, cu turație de 300 rot/min și cu o durată a operației de cca. 1 min. și lustruire, efectuată pe pâslă tip DP-DUR, cu pulbere de diamant cu granulația de 9 μm și 6 μm , cu un timp de operație de cca. 3 min. pentru fiecare pâslă.

Reactivul utilizat a fost Nital 4%, cu timp de acțiune de cca. 60 secunde. Atacul a fost efectuat la temperatura ambiantă.

Microstructurile au fost studiate pe un microscop Neophot la mărituri de 100 x.

S-au efectuat analiza la microscop a întregului câmp al probei deformate și apoi fotografiieri ale zone: centrală, de contact cu sculele de deformare, diagonală și de margine.

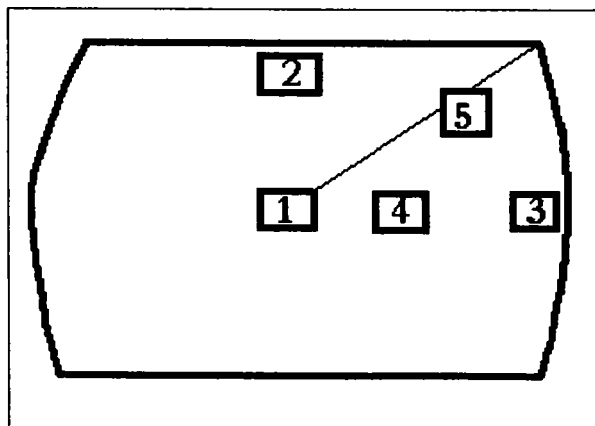


Fig. 2.56. Schema de efectuare a analizei microscopice pe probe deformate plastic la rece

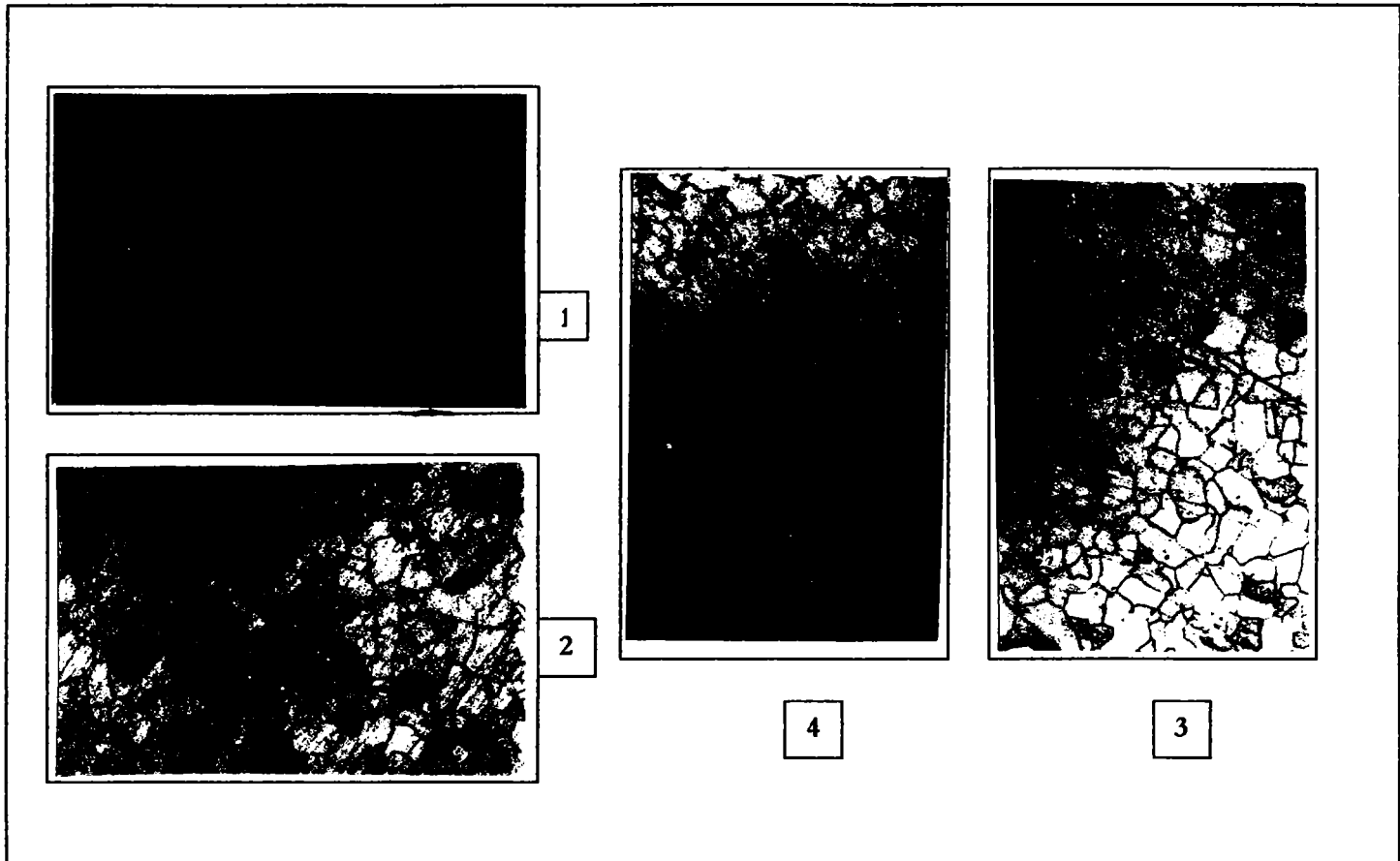


Fig. 2.57. Microstructura oțelului cu 0,02 % C deformat cu un grad de deformare de 2 %

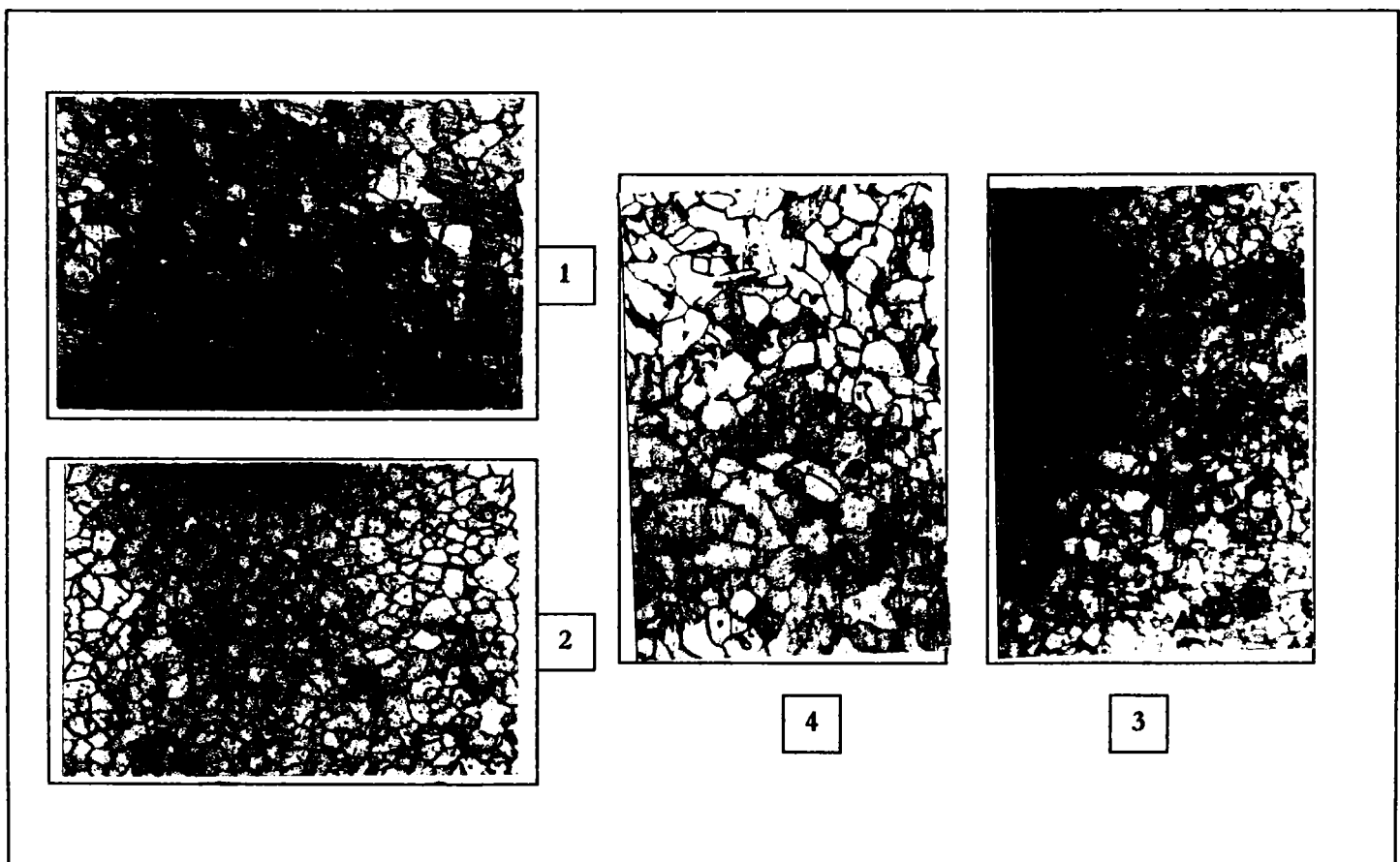


Fig. 2.58. Microstructura oțelului cu 0,02 % C deformat cu un grad de deformare de 10 %

BUPT
114

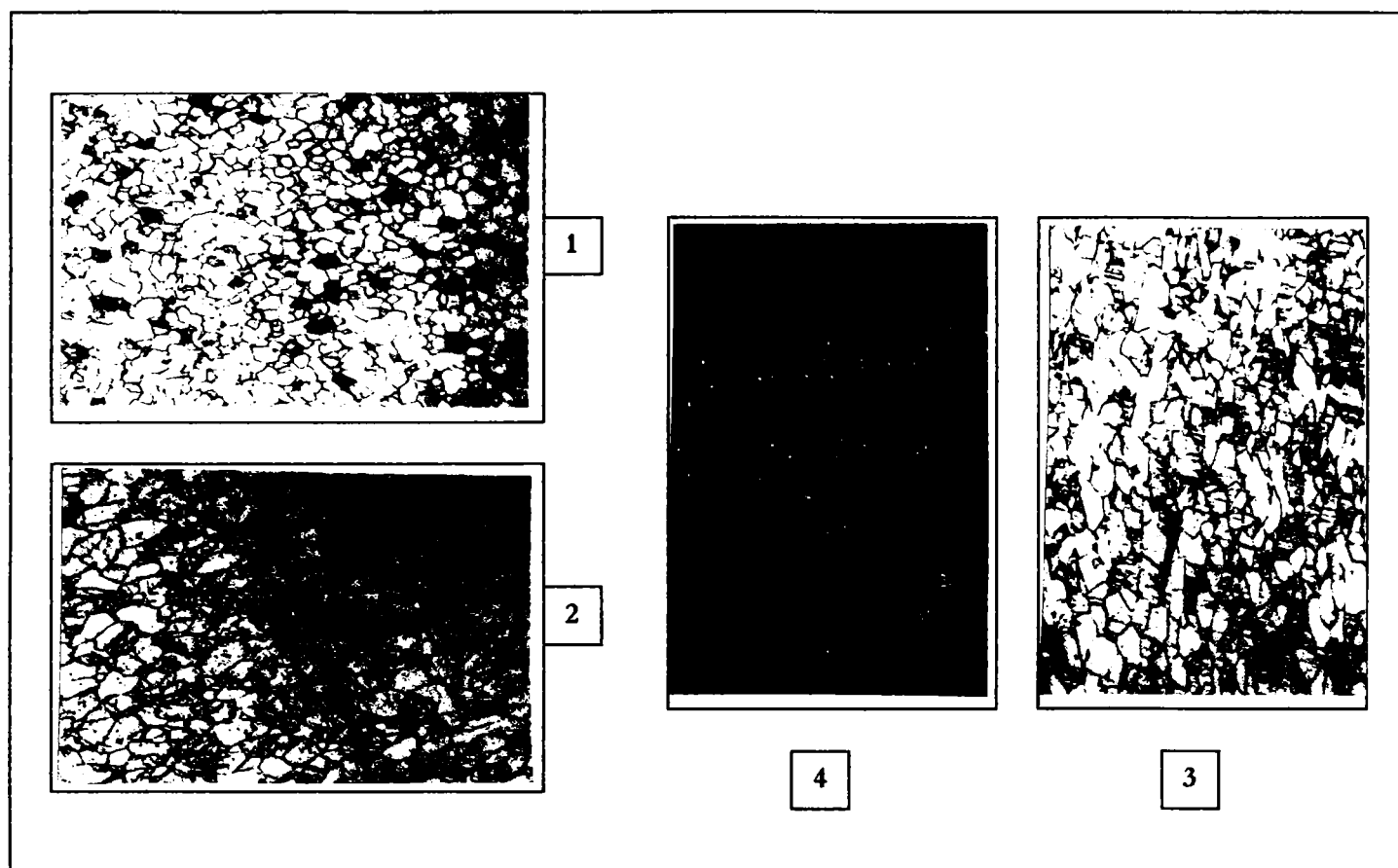


Fig. 2.59. Microstructura oțelului cu 0,02 % C deformat cu un grad de deformare de 27 %

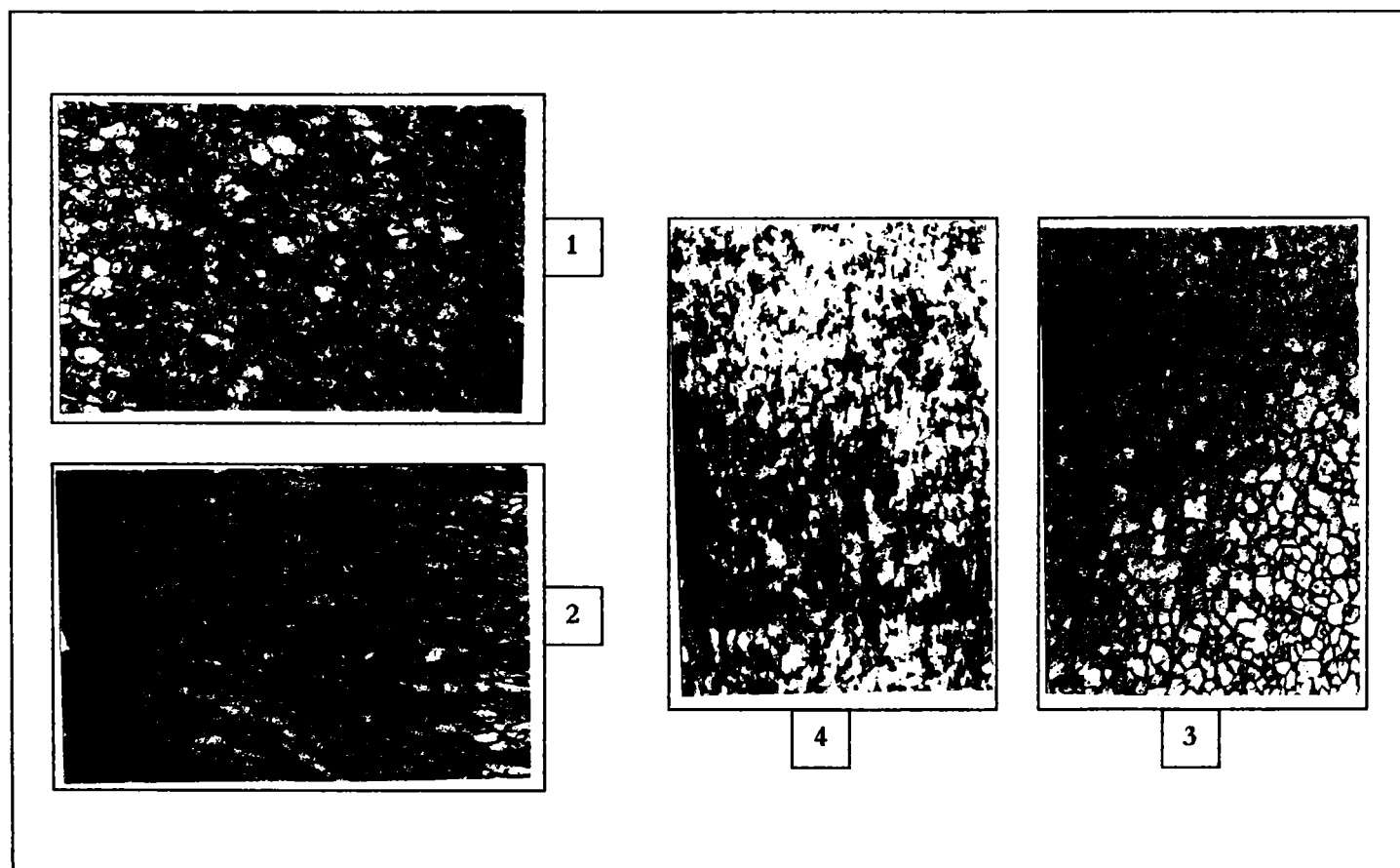


Fig. 2.60. Microstructura oțelului cu 0,02 % C deformat cu un grad de deformare de 30 %

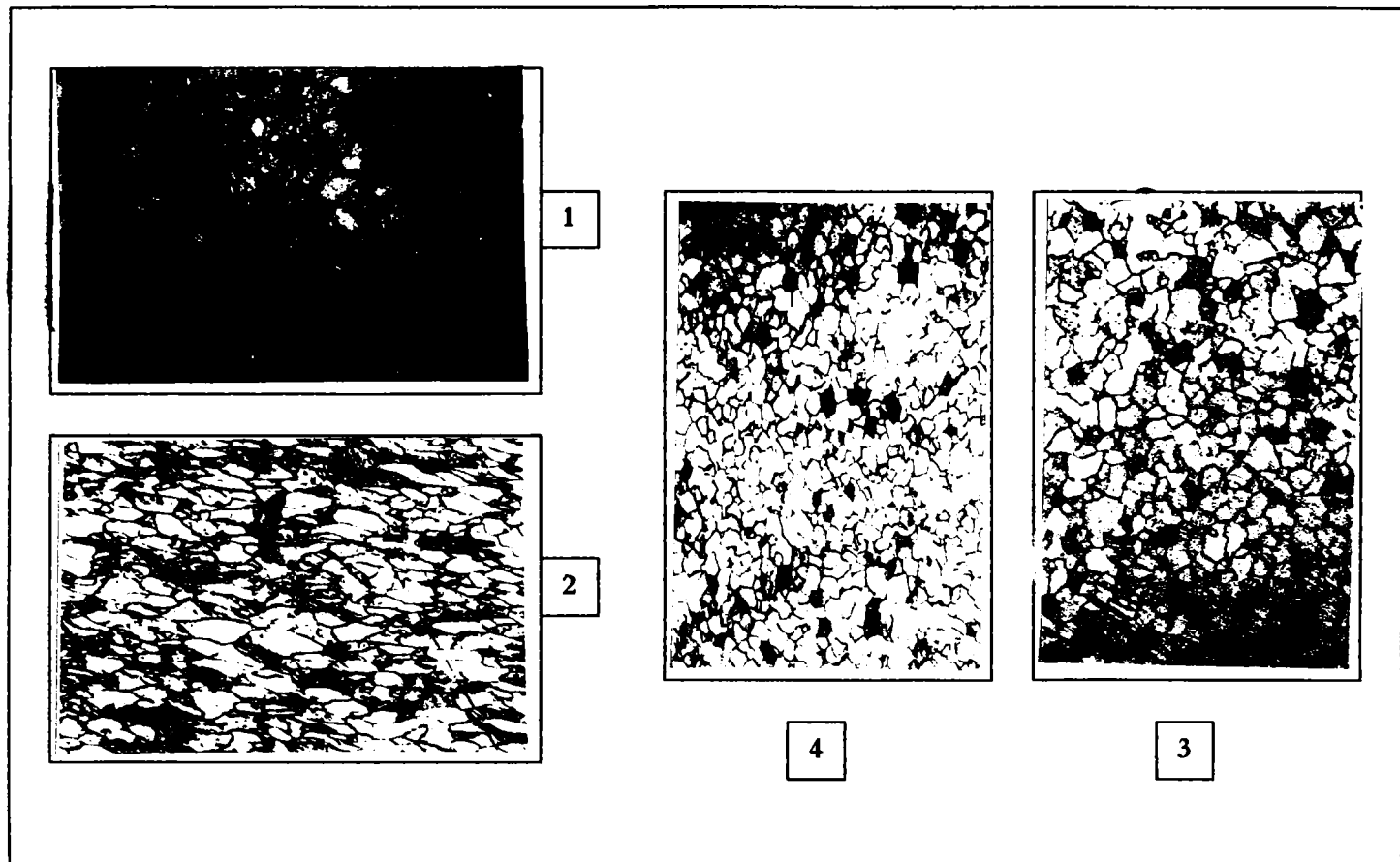


Fig. 2.61. Microstructura oțelului cu 0,02 % C deformat cu un grad de deformare de 43 %

Din totalitatea microstructurilor, sunt prezentate în cadrul acestui capitol doar cele realizate pe probele din oțel cu 0,02 % C, deformate cu grade de deformare diferite, restul fiind expuse în anexa IV.

Conform datelor obținute anterior prin analiza distribuției durtății Vickers pe secțiunea probelor deformate plastic, microstructurile confirmă faptul că zonele în care s-au obținut cele mai mari valori pentru duritate, deci zonele cele mai ecrusate, trebuie să prezinte o structură specifică cu grăunți alungiți în direcția de întindere.

În microstructurile prezentate în continuare se pune în evidență această repartizare, dar numai de la grade de deformare mai mari de 7 %, când în zona centrală se remarcă un aspect caracteristic al grăunților. Distribuția se remarcă pe toate probele analizate metalografic (figurile 2.57 – 2.61).

În celelalte zone analizate, nu se pun în evidență zone particularizate de ecrusare ci, ca și în cazul prelucrării datelor obținute prin determinări de duritate, se remarcă zone concentrice cu același aspect al grăunților cristalini, respectiv cu același grad de ecrusare.

Așadar și această analiză confirmă ipoteza că ecrusarea nu se face după zone bine particularizate ci în zone concentrice în care durezza scade de la centru spre marginile probei.

Structurile prezentate pentru cazul oțelului MK 3 (0,02% C), deformat cu diferite grade de deformare (2 %, 10 %, 20 %, 35% și 43 %) confirmă datele din tabelul 2.33 în care, pe baza durezzaților obținute în diferite zone ale suprafeței transversale ale probelor, s-au determinat gradele de deformare.

Tabel 2.33. Repartizarea durezzaților HV₅ pe secțiunea probelor de oțel extramoale la diferite grade de deformare

Marca oțelului	ε, %	Durezza medie, HV5					
		Pe probă	Zona I	Zona II	Zona III	Zona IV	Zona V
Extramoale (0,02 %C)	2	113,8	-	-	-	-	-
	10	124,2	110	119	124	138	146
	20	149,1	138	141	143	156	165
	27	152,0	137	145	151	160	172
	30	161,9	146	153	161	168	175
	35	160,9	145	151	158	169	173
	43	156,0	124	144	161	166	176

Tabel 2.34. Variația gradelor de deformare pe secțiunea probelor, în funcție de durezza HV₅

Conținut de carbon, %	Dimensiunea probei, mm	Grad de reducere a probei, %	Grade de reducere, ε, % pe axa X-O în						
			marginile						centru
0,02	Φ35,2	2	7,76	8,65	9,62	9,62	10,0	12,5	13,9
		10	8,52	8,96	12,1	18,4	23,2	30,4	27,4
		20	19,5	26,6	37,3	38,4	38,4	49,7	46,3
		26	22,5	26,6	28,9	42,1	46,3	54,4	54,4
		30	30,4	35,4	44,2	54,4	55,7	59,5	63,6
		35	29,6	40,5	47,5	54,4	54,4	54,4	59,5
		43	17,3	29,6	35,4	54,4	54,4	59,5	63,6

Corelând datele din tabele cu microstructurile prezentate, rezultă că, chiar la grade reduse de deformare pe ansamblul probelor (2 %, 10 %), distribuția gradului de deformare local, (stabilit în funcție de durezza locală obținută) este diferit de la o zonă la alta.

Astfel, la un grad de reducere de ansamblu de 2%, în zona de margine (microstructura 2.57 - 2) gradul de deformare calculat este de cca. 7%, în timp ce în zona centrală (microstructura 2.57 -3) este de 14%. Acest lucru este pus în evidență pe microstructurile prezentate.

La creșterea gradului de deformare al probelor, se accentuează diferențele între gradele de deformare locale.

Astfel pentru cazul unui grad de reducere pe probă de 43%, în zona de margine gradul de reducere este de doar 17% pe când în zona centrală este de 63%.

Din analiza repartiției durițăților HV5 pe secțiunea probelor din oțel deformate cu diferite grade de deformare și cu diferite conținuturi de carbon, rezultă că:

- ecruisarea cea mai puternică se produce în centrul geometric al secțiunii și scade pe măsura îndepărtării de acesta;

- la proba cu secțiune pătrată se pot identifica trei zone concentrice de durițăți apropiate, cu valorile medii cele mai ridicate în zona centrală și scăzute în zona marginală;

- la probele cu secțiune circulară se disting cinci zone de duritate apropiată, valorile medii cele mai ridicate fiind în centrul secțiunii și scăzând către margini;

Aceeași repartiție a durițăților se constată și la analiza detaliată pe linii și coloane de determinare.

Se știe că mecanismele de ecruisare depind, în ceea ce privește influențarea lor, de împiedicarea mișcării dislocațiilor.

Se cunosc patru căi de creștere a rezistenței materialelor metalice și anume:

- blocarea mecanică a mișcării dislocațiilor care poate fi produsă cel mai direct prin introducerea unor atomi de interstițiali în rețeaua cristalină;

- fixarea dislocațiilor de către atomii dizolvați;

- formarea atmosferelor Cottrell;

- mărirea densității dislocațiilor astfel încât să rezulte o aglomerare a defectelor de rețea și implicit o diminuarea a posibilităților de deplasare ale acestora de-a lungul planelor de alunecare.

În afara căilor enumerate, trebuiesc luate în considerare următoarele influențe asupra ecruisării:

- mărirea grăuntelui;

- schema stării de tensiune;

- deviatorul stării de tensiune.

Rezultă că procesul de ecrusare este un fenomen foarte complex, care nu poate fi explicat numai pe baza influenței gradului de deformare.

Pentru explicarea modului de repartiție a durtății (ecruisării) pe secțiunea probelor supuse deformării plastice la rece, propun schema redată în continuare:

La aplicarea forței de comprimare se creează în centrul geometric al secțiunii o comprimare maximă prin schema de tensiune S_1 în care σ_1 are valoarea tensiunii corespunzătoare presiunii de deformare p , iar σ_2 și σ_3 au valori corespunzătoare tensiunii create de forțele de frecare și alunecare.

La deformarea probelor rotunde, suprafața de contact între scula de deformare și probă crește pe măsura creșterii forței de deformare (P), iar în zona centrală se constată o creștere a ecrusării (durtății) la valori tot mai ridicate ale limitei de curgere, paralel cu creșteri din ce în ce mai scăzute, pe măsura îndepărtării de centrul geometric, în toate direcțiile. Practic, în volumul de material supus direct comprimării, se pot delimita zone concentrice de durtăți medii descrescătoare dinspre zona centrală spre marginea piesei.

În volumele de material care nu sunt sub acțiunea directă a forței de deformare, schema de tensiuni tinde către starea de tensiune S_2 .

Explicația acestui mod de deformare prin comprimare se poate face dacă admitem că sub acțiunea forței de comprimare în secțiune apare o “undă energetică” a cărei amplitudine este maximă în zona centrală și scade pe măsura deplasării spre margine ca urmare a consumului energetic necesar formării de noi dislocații, a blocării mecanice a mișcării acestora, a formării atmosferelor Cottrell și fixarea atomilor interstițiali de carbon, intersectarea dislocațiilor în planele de alunecare și alte influențe ale comportamentului dislocațiilor.

Aplicarea unei noi forțe de comprimare produce o nouă “undă energetică”, ale cărei efecte se suprapun undei precedente ducând atât la creșterea ecrusării (durtății) în zona centrală cât și în celelalte zone.

În zona care nu se află sub influența directă a forței de comprimare, deși gradul de deformare este mai mare decât în celelalte zone, datorită stării de tensiune care trece din S_1 în S_2 și a modificării deviatorului tensiunii, durtățile sunt mai scăzute.

Influența schemei stării de tensiune se constată la oțelurile cu 0,02 – 0,22 % C, la care în cazul deformării cu grade de reducere de peste 30 – 35 %, valoarea ratei de creștere a durtăților scade sensibil în toate zonele.

2.4. Refularea barelor din oțel

2.4.1. Refularea între suprafețe de lucru plan-paralele

Refularea se definește ca un proces de deformare plastică prin care înălțimea semifabricatului se micșorează în timp ce secțiunea transversală se mărește.

Fiecare grăunte cristalin al materialului inițial își modifică dimensiunile. Prin micșorarea înălțimii semifabricatului inițial, curgerea materialului în direcție perpendiculară pe direcția de acțiune a forței exterioare se poate produce fie pe două direcții fie doar pe una singură.

În cazul ideal al refulării unui semifabricat cilindric (refulare cu deformare uniformă), fără ca între suprafața sculelor și materialul supus refulării să existe frecare, în întregul volum al materialului se creează o stare de tensiuni de comprimare axială omogenă. Acest lucru permite să se obțină un alt cilindru cu înălțimea mai mică și diametru mai mare, egal pe întreaga înălțime [9, 46, 72].

Datorită lipsei de aderență între scule și materialul care se deformează, tensiunile principale σ_2 și σ_3 sunt nule și prin urmare refularea cu deformare uniformă se produce în condițiile stării de tensiune de comprimare liniară. Din această cauză, la refulările cu deformare uniformă, rezistența la deformare este egală cu limita de curgere a materialului.

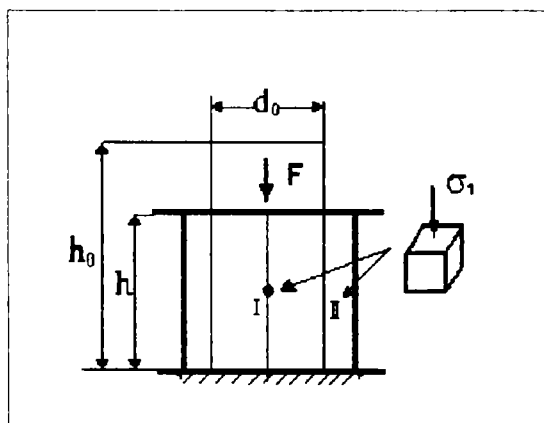


Fig. 2.62. Starea de tensiune la compresiune fără frecare

Spre deosebire de refularea cu deformare uniformă, la refularea cu deformare neuniformă, datorită forțelor de frecare dintre scule și materialele care se deformează, are loc fenomenul de butoiere, deformația plastică producându-se în condiții diferite.

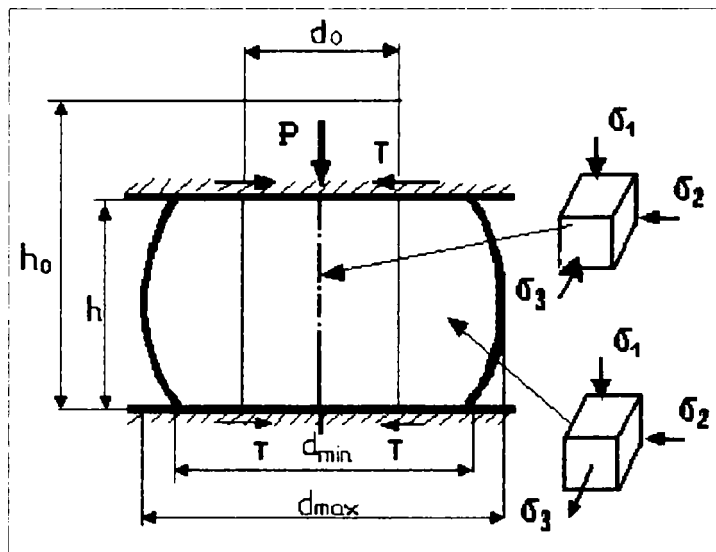


Fig. 2.63. Starea de tensiune la compresiune cu frecare

În zona care se găsește sub influență forțelor de frecare exterioară, zona de mijloc, deformarea plastică se produce în condițiile stării de tensiune S1, comprimare spațială, iar în zona care se găsește în afara suprafeței de contact, deformarea plastică se produce în condițiile schemei de tensiune S2, comprimare în două direcții și întindere în cea de-a treia direcție. Apariția stării de tensiune S1 în zona centrală se datorează în exclusivitate forțelor de frecare exterioară care se opun deformării plastice.

Schimbarea semnului tensiunii principale σ_3 și modificarea stării de tensiune de la S1 la S2 se datorează forțelor de frecare care se opun mării perimetrului la capetele semifabricatului, la zona de contact cu suprafața de lucru și pătrunderii zonelor de deformare îngreunată în interiorul materialului cu forțarea mării perimetrului la mijlocul înălțimii semifabricatului.

Mărirea perimetrului suprafeței de contact se poate face pe două căi și anume:

- prin trecerea materialului din interiorul probei spre suprafața de contact;
- prin trecerea materialului de pe suprafața laterală a probei spre suprafața de contact.

Trecerea materialului spre suprafața de contact fie din interiorul probei, fie de pe suprafața laterală, este legată de raportul d/h .

În condițiile în care diametrul probei este mai mare decât înălțimea, creșterea suprafeței de contact are loc numai pe seama trecerii materialului de pe suprafața laterală. Rezultă că deformarea probelor (semifabricatelor) cu raportul $d/h < 1,0$, are loc aproape de condițiile stării de eforturi liniare [17, 41].

Aceeași afirmație este făcută și în diferite tratate de deformări plastice în sensul că la întinderea semifabricatului cu secțiune rotundă între suprafețe plan-paralele, se acceptă ipoteza că

la grade de deformare mici, respectiv b/h de până la 1,0, pe suprafața de contact nu au loc alunecări de material, deci lipsesc (sau se neglijează) forțele de frecare [17,39,41,63].

Transformarea formei cilindrice în formă butoiată determină apariția în volumul semifabricatului a trei zone:

- **I** – zona din imediata apropiere a contactului cu sculele de deformare, unde deformația are valoarea cea mai mică (zona de deformație îngreunată);

- **II** – zona unde au loc deformațiile cele mai mari;

- **III** – zona de deformații medii.

În zona I starea de tensiune este de comprimare axială S_1 cu diferențe foarte mici între tensiunile principale extreme σ_1 și σ_3 .

În zona II, starea de tensiune este tot S_1 , dar cu diferențe mai mari între σ_1 și σ_3 .

În zona III, gradul de deformare este mai mic decât în zona II și mai mare decât în zona I. În această zonă, pe lângă tensiunile de comprimare, apar și tensiuni de întindere în direcție tangențială, care cresc pe măsura apropierii de periferie. Starea de tensiune în zona III este S_2 .

2.4.2. Rezistența la deformare la refulare. Relații generale de calcul

Rezistența la deformare reprezintă rezistența pe care o opun metalele deformării plastice în condițiile concrete ale proceselor de prelucrare plastică prin presiune.

Pentru ca rezistența la deformare să fie cât mai mică, trebuie astfel acționat încât, la nivelul rețelei cristaline a materialului metalic supus deformării să se creeze condiții pentru realizarea unei deplasări ușoare a dislocațiilor, independent de densitatea lor și de blocările acestora.

Expresia generală a rezistenței la deformare se obține din ecuația simplificată a plasticității în care tensiunea principală maximă σ_1 este egală și de sens contrar cu rezistența la deformare p :

$$\sigma_1 - \sigma_3 = \beta \cdot \sigma_c \quad \text{sau} \quad \sigma_1 = \beta \cdot \sigma_c + \sigma_2 \quad (2.45)$$

de unde rezultă :

$$p = k + q \quad (2.46)$$

în care: k , reprezintă rezistența la deformare naturală a materialului metalic, corespunzător unei stări de tensiune liniară;

q – componenta rezistenței la deformare datorată efectului condițiilor de frecare;

β - coeficientul lui Lode, egal cu 1,155 pentru starea de tensiune și de deformare plană [17].

Schema mecanică a deformației este S1 – D1. Tensiunea principală maximă (σ_1) este asigurată de forța de deformare (P), generând deformația maximă ϵ_1 în sensul micșorării înălțimii semifabricatului, iar tensiunea principală medie și minimă, σ_2 și σ_3 aparând în plan transversal ca urmare a efectului forțelor de frecare de pe suprafața de contact și de frânare a deformațiilor ϵ_2 și ϵ_3 , prin care se mărește secțiunea transversală a semifabricatului.

Tensiunile de frecare au valoare maximă la nivelul suprafețelor de contact și valoarea minimă la jumătatea înălțimii probei, unde apare și bombarea cea mai accentuată. Gradul de bombare depinde și de raportul dimensiunilor inițiale; cu cât este mai mare raportul dintre diametrul și înălțimea semifabricatului, bombarea va fi mai mică.

Coeficientul de frecare (f sau q) la refularea unei probe cilindrice de determină cu relația:

$$f = \frac{6,25(\delta - 2\delta^2)}{1 + \epsilon} \left(\frac{d}{h_0} \right)^{1,5} \quad (2.47)$$

unde: δ reprezintă gradul de deformare care se determină cu relația:

$$\delta = \frac{D_{\max} - D_{\min}}{D_{\max}} \quad (2.48)$$

Valorile practice ale coeficientului de frecare sunt prezentate în tabelul 2.33

Tabel 2.33. Valorile practice ale coeficientului de frecare

Condiții de deformare plastică	Coeficientul de frecare, μ
A. Laminarea la cald	
- blumuri și alte semifabricate pe cilindrii cu zimți	0,45-0,62
- profile fasonate la cald	0,36-0,47
- table și benzi din oțel	0,27-0,37
B. Laminarea la rece a oțelurilor	
- cu ungere pe cilindrii bine șlefuiți	0,04-0,09
- fără ungere pe cilindrii cu rugozitate mai pronunțată	0,09-0,18

În afara expresiei generale, de forma $p = k + q$, literatura de specialitate conține o serie de relații specifice pentru fiecare caz privind secțiunea transversală și lungimea semifabricatelor supuse refulării prin comprimare (compresiune).

În general, pentru calculul rezistenței la deformare p este valabilă relația lui Gubkin:

$$p = \frac{P}{m \cdot A} \text{ [N/mm}^2\text{]} \quad (2.49)$$

în care P, reprezintă forța maximă, N;

m – coeficient de corecție care ține seama de frecarea dintre suprafețele de contact ale suprafeței de lucru cu proba (semifabricatul) = $1 + 0,1 \cdot d_{\min}/h$;

A – aria secțiunii maxime a epruvetei deformate în cazul probei cilindrice.

Procese asemănătoare cu deformarea plastică la rece prin comprimare pe generatoare a semifabricatelor rotunde de lungime infinită au loc în cazul refulării între suprafețe plan-paralele a semifabricatelor cu secțiune transversală dreptunghiulară de lungime infinită și în cazul întinderii între suprafețe plan-paralele.

2.4.3. Întinderea semifabricatelor de secțiune circulară între suprafețe plan-paralele

Întinderea este operația de prelucrare prin deformare plastică care asigură mărirea lungimii semifabricatului și micșorarea secțiunii lui transversale.

Un caz particular al întinderii este acela în care se urmărește să se obțină și o lățire a semifabricatului în cursul deformării.

Fenomenele care apar la întindere sunt asemănătoare celor analizate la operația de refulare. Deosebirile constă în două aspecte:

- la întindere nu se deformează deodată toată masa materialului ci în mod treptat;
- deformarea la întindere are loc în general pe toate laturile semifabricatului, în mod succesiv și nu numai pe două laturi ca la refulare.

Pe baza celor expuse, toate aspectele analizate la refulare sunt valabile și la întindere, cu mici abateri cantitative din motivele prezentate anterior.

Printre aceste abateri se pot cita:

- la forjarea semifabricatelor pătrate, zonele de deformare îngreunată se formează imediat ce începe deformarea, iar la semifabricatele rotunde, la început se deformează materialul și după aceea se formează zonele de deformare îngreunată;
- la forjarea semifabricatelor de secțiune pătrată, materialul care se deformează se află în întregime sub influența sculelor, iar la forjarea semifabricatelor cu secțiune rotundă, sub acțiunea directă a sculelor se află numai o parte din materialul care se deformează.

În procesul de întindere, prin rotirea semifabricatului după fiecare presare se formează în secțiunea semifabricatelor trei zone de deformare (fig. 2.64) și anume:

- zona I de deformare îngreunată, cu starea de tensiuni de comprimare spațială și valori foarte apropiate între tensiunile extreme σ_1 și σ_3 ;
- zona II, care este zona în care materialul se deformează cu intensitate maximă unde se înregistrează o stare de tensiune de comprimare spațială pe axa O-Y, iar pe axa O-X, tensiunea radială își modifică semnul, din comprimare cu valori maxime în vecinătatea zonei I în întindere cu

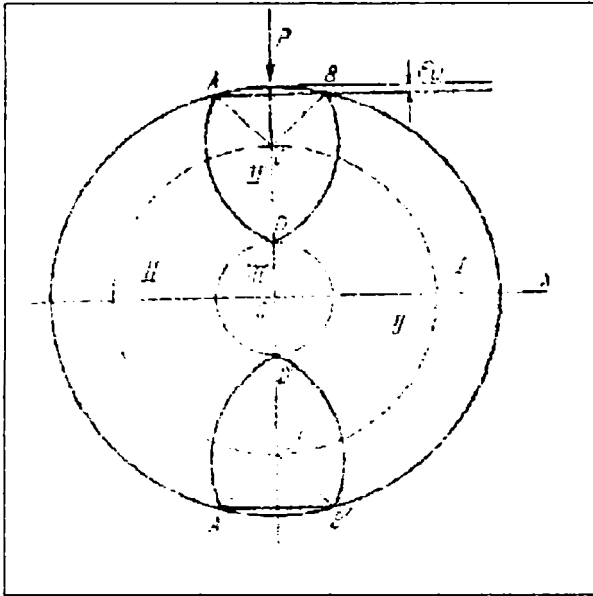


Fig. 2.64. Zonele de deformare plastică la forjarea semifabricatelor rotunde între scule plane

valori maxime în apropierea zonei III;

- zona III, care corespunde unei deformări plastice cu intensitate medie dar sub influența tensiunilor de întindere.

Câmpul liniilor de alunecare, variația tensiunilor de întindere și comprimare în cazul întinderii sunt prezentate în figura 2.65

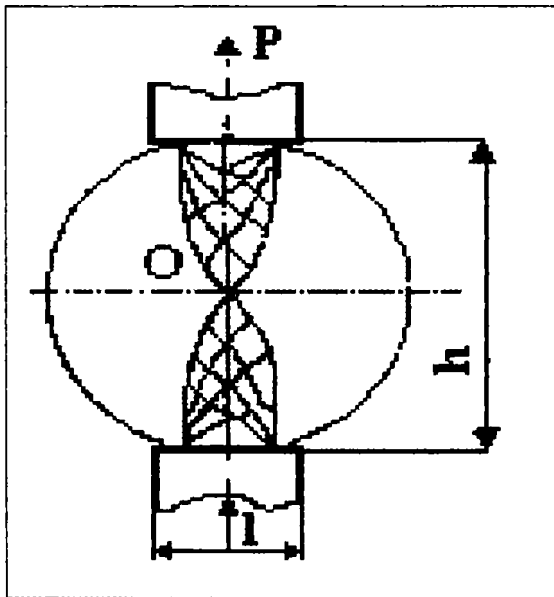


Fig. 2.65. Câmpul liniilor de alunecare în cazul întinderii semifabricatelor cilindrice

La calculul forței de deformare se acceptă ipoteza că întinderea se face cu grade mici de deformare, respectiv raportul $b/h < 1$. În aceste condiții, pe suprafața de contact nu au loc alunecări de material. Lipsind forțele de frecare pe suprafața de contact sau fiind mici, acestea se neglijează.

În ceea ce privește rezistența la deformare, făcând o sinteză a datelor din literatura de specialitate, rezultă că aceasta poate fi calculată cu ajutorul mai multor relații stabilite analitic și anume:

$$p = K + q \quad (2.50)$$

în care k - rezistența la deformare naturală a materialului, corespunzătoare unei stări de tensiune liniară;

q – componenta rezistenței la deformare datorată efectului condițiilor de frecare.

$$p = \frac{P}{m \cdot A} \quad (2.51)$$

în care P , reprezintă forța maximă;

m = coeficient de corecție care ține seama de frecarea dintre suprafețele de contact cu semifabricatul;

A – aria suprafeței de contact.

$$p = 2k \left(1 + \frac{\pi}{2} - \frac{2b}{d} \right) \quad (2.52)$$

unde: b , reprezintă lățimea zonei de contact;

d - înălțimea barei aflate între suprafețele plan-paralele.

$$p = 2k \left(1 + \frac{1}{2} \cdot \mu \cdot \frac{b}{h} \right) \quad (2.53)$$

unde : $2k$, reprezintă limita de curgere reală;

μ - coeficientul de frecare;

b – lățimea zonei de contact;

h – înălțimea după refulare.

$$p = 1,155 \cdot \sigma_c' \left(1 + \frac{1}{2} \mu \frac{B}{h_1} \right) \quad (2.54)$$

unde: σ_c' , reprezintă rezistența la deformare;

μ - coeficient de frecare;

h_1 – înălțimea semifabricatului după deformare;

B – lățimea zonei de contact.

O altă relație empirică de calcul este de forma:

$$p = \sigma_c + a\varepsilon^b \quad (2.55)$$

unde: σ_c , reprezintă rezistența la deformare a materialului metalic în stare inițială, necruisată;

a, b – coeficienți care dau variația limitei de curgere a materialelor metalice în funcție de gradul de reducere aplicat la deformarea la rece cu următoarele valori:

$$a = 3,4 \text{ pentru oțelul carbon cu maxim } 0,30\%C;$$

$$a = 5,4 \text{ pentru oțelul cu carbon mai mare de } 0,30\%;$$

$$b = 0,6 \text{ pentru toate oțelurile carbon};$$

ε - gradul de deformare convențional, %.

Utilizând datele din literatura de specialitate și valorile determinate pe probe din oțel carbon prelucrate plastic la rece, s-au obținut o serie de rezultate pentru calculul rezistenței la deformare în cazul comprimării pe generatoare. Rezultatele sunt prezentate în capitolul 2.4.4.

2.4.4. Incercări de laborator pentru determinarea rezistenței la deformare

Pentru determinarea rezistenței la deformare (p) s-au luat ca bază relațiile care s-a considerat că pot conduce la valorile cele mai apropiate de valorile reale și anume:

$$\sigma_{real} = K \cdot \varepsilon^n \quad (\text{I}) \quad (2.56)$$

în care K , reprezintă modulul de rezistență;

n – coeficientul de ecruisare;

ε - alungirea reală

$$p = \sigma_{real} \left(1 + \frac{1}{3} \mu \frac{b}{h} \right) \quad (\text{II}) \quad (2.57)$$

și

$$p = \sigma_{real} \left(1 + \frac{1}{2} \mu \frac{b}{h} \right) \quad (\text{III}) \quad (2.58)$$

în care p , reprezintă rezistența la deformare, N/mm²;

μ - coeficient de frecare ($\mu = 0,2$);

b – lățimea zonei de contact, mm;

h - înălțimea probei, pe diametru, după deformare, mm.

În relațiile (2.57) și (2.58) pentru limita de curgere s-a luat în calcul limita de curgere reală (σ_{real}) necesară a realiza gradul de reducere avut sau prescris.

$$p = 2K \left(1 + \frac{\pi}{2} - \frac{2b}{h} \right) \quad (\text{IV}) \quad (2.59)$$

în care $K = \sigma_{\text{real}}$, reprezintă rezistența naturală a materialului

Pentru studiu s-au prelucrat epruvete din șapte mărci de oțel nealiat cu conținuturile de carbon egale cu 0,02%, 0,10%, 0,12%, 0,17%, 0,22%, 0,25%, 0,33% care au fost deformate prin comprimare pe generatoare. Au fost înregistrate forțele de comprimare, gradele de deformare rezultate, precum și modificările dimensiunilor probelor.

Tabelul 2.34 cuprinde următoarele date:

- presiunea (forța de deformare), P , kN;
- diametrul probei d_0 , mm;
- lungimea probei, L , mm;
- gradul de reducere, ε , %;
- înălțimea probei pe diametru după deformare, h , mm;
- lățimea zonei de contact, d , după deformare, mm;
- suprafața de contact după deformare, S , mm.

Tabel 2.34. Caracteristicile dimensionale la deformarea la rece prin comprimare pe generatoare

Oțel	P , kN	D_0 , mm	l_0 , mm	ε_d , %	h , mm	b , mm	b/h	S , mm ²
1	2	3	4	5	6	7	8	9
0,02 % C $R_{p0,2}=233\text{N/mm}^2$ $K=363\text{ N/mm}^2$ $n=0,26$	150	33,5	39,7	1,8	32,9	8,9	0,27	353
	250	33,5	34,5	10,8	29,9	13,3	0,44	458
	500	35,2	47,8	19,3	28,4	19,9	0,70	951
	650	35,0	47,8	26,5	25,7	25,6	1,00	1223
	850	35,2	48,8	30,4	24,5	30,4	1,24	1483
	950	33,5	39,7	42,9	19,1	36,5	1,44	1460
0,10% C $R_{p0,2}=239\text{N/mm}^2$ $K=390\text{ N/mm}^2$ $n=0,27$	300	25,0	55,5	9,6	22,6	9,2	0,40	510
	500	25,0	56,7	21,2	19,7	15,6	0,79	884
	600	25,0	56,8	25,6	18,6	18,2	0,96	1033
	700	25,0	58,1	30,0	17,5	20,6	1,18	1196

1	2	3	4	5	6	7	8	9
0,12% C $R_{p0,2}=250\text{N/mm}^2$ $K=395\text{ N/mm}^2$ $n=0,26$	250	34,2	40,0	3,8	32,9	11,8	0,36	472
	300	34,2	40,0	12,6	29,9	14,3	0,48	572
	450	34,2	40,0	16,9	28,4	19,6	0,69	784
	600	34,2	40,0	25,1	25,6	25,6	1,00	1024
	750	34,2	40,0	28,4	24,5	29,5	1,20	1180
	950	34,2	40,0	44,2	19,1	34,2	1,79	1368
0,17% C $R_{p0,2}=269\text{N/mm}^2$ $K=464\text{N/mm}^2$ $n=0,25$	300	25,0	55,3	7,2	23,2	7,9	0,34	436
	500	25,0	56,2	16,8	20,8	13,4	0,64	753
	600	25,0	56,4	21,6	19,6	15,8	0,80	891
	700	25,0	57,4	26,0	18,5	18,4	1,00	1056
0,25% C $R_{p0,2}=324\text{N/mm}^2$ $K=526\text{ N/mm}^2$ $n=0,25$	300	25,0	55,2	5,2	23,7	7,8	0,33	430
	500	25,0	55,6	15,2	21,2	12,4	0,58	689
	600	25,0	56,2	19,6	20,1	14,7	0,73	826
0,33% C $R_{p0,2}=341\text{N/mm}^2$ $K=583\text{ N/mm}^2$ $n=0,23$	300	25,0	55,3	5,6	23,6	7,1	0,30	392
	500	25,0	55,7	13,6	21,6	11,4	0,53	635
	600	25,0	56,2	18,4	20,4	14,0	0,68	787
0,47% C $R_{p0,2}=413\text{N/mm}^2$ $K=822\text{ N/mm}^2$ $n=0,26$	300	25,0	55,3	3,6	24,1	5,4	0,22	243
	500	25,0	56,2	8,8	22,8	9,3	0,40	423
	600	25,0	56,4	14,4	21,4	12,2	0,57	559
	800	25,0	57,4	20,8	19,8	16,4	0,83	752

Tabelul 2.35 cuprinde următoarele date:

- rezistența (presiunea medie) la deformare, p , N/mm^2 ;
- rezistența la deformare obținută cu relațiile de calcul I, II, și III;
- diferențele procentuale între rezistențele la deformare realizate (înregistrate) și calculate,

q_1 , q_2 și q_3 .

Tabel 2.35. Rezistența la deformare în variante diferite de calcul la deformarea la rece prin comprimare pe generatoare

Oțel	P, kN	P _s N/mm ²	σ _{real,(I)} N/mm ²	σ _{real,(II)} N/mm ²	σ _{real,(III)} N/mm ²	q ₁ , %	q ₂ , %	q ₃ , %
1	2	3	4	5	6	7	8	9
0,02 % C R _{p0,2} =233 N/mm ² K=363 N/mm ² n=0,26	150	425	236	238	242	44,4	44,0	1,8
	250	545	380	386	396	30,0	29,0	2,5
	500	515	449	460	480	13,0	11,0	5,0
	650	531	497	513	546	6,4	3,3	6,05
	850	573	523	544	587	8,7	5,1	7,3
	950	650	580	606	661	10,8	6,7	9,07
0,10% C R _{p0,2} =239 N/mm ² K=390 N/mm ² n=0,27	300	588	396	401	371	32,6	31,8	29,5
	500	565	502	514	451	11,3	9,0	13,4
	600	580	535	551	477	7,7	5,0	9,6
	700	585	566	586	500	3,2	0	3,2
0,12% C R _{p0,2} =250 N/mm ² K=395 N/mm ² n=0,26	250	529	320	337	318	39,5	38,7	35,4
	300	524	441	466	399	15,8	14,5	13,8
	450	573	483	509	426	15,6	13,6	12,4
	600	585	545	579	469	6,8	3,7	5,2
	750	635	570	615	483	10,2	6,9	7,1
	950	694	664	726	544	4,3	0	2,1
0,17% C R _{p0,2} =269 N/mm ² K= 464 N/mm ² n=0,25	300	688	427	437	441	36,4	35,9	44,7
	500	664	528	550	561	17,1	19,5	17,3
	600	673	562	592	607	12,0	9,8	10,5
	700	662	589	628	648	5,1	2,1	7,4
0,25% C R _{p0,2} =324 N/mm ² K=526 N/mm ² n=0,25	300	697	457	462	415	34,4	33,7	21,2
	500	725	606	618	498	16,4	14,7	10
	600	726	652	667	526	10,2	8,1	8,5

1	2	3	4	5	6	7	8	9
0,33% C $R_{p0,2}=341\text{N/mm}^2$ $K=583\text{ N/mm}^2$ $n=0,23$	300	765	520	525	436	32,0	31,3	29,0
	500	787	648	659	503	17,6	16,3	18,1
	600	762	700	715	536	8,2	6,2	2,7
047% C $R_{p0,2}=413\text{N/mm}^2$ $K=822\text{ N/mm}^2$ $n=0,26$	300	1234	624	711	638	49,3	42,3	48,3
	500	1182	789	809	805	33,1	31,5	31,2
	600	1088	896	929	950	17,6	14,6	12,7
	800	1063	994	1043	1059	6,5	1,9	0,3

Din analiza datelor prezentate în tabelul 2.35, rezultă o serie de constatări mai puțin comentate în literatura de specialitate, care vizează în special diferențele dintre valorile calculate și realizate ale rezistenței la deformare sau evidențierea unor scăderi ale rezistenței calculate la deformare în cazurile în care gradul de deformare este mai mic de 15%. Raportul d/h are valoarea 1 la un grad de deformare de cca. 25 –26%.

Abaterile valorii pentru rezistența la deformare, calculate cu relația IV, recomandată pentru operația de întindere a semifabricatelor cu secțiune circulară între suprafețe plan-paralele, sunt prezentate în tabelul 2.36.

Tabelul 2.36 Valorile pentru rezistența la deformare calculate cu relația IV

%C	$\epsilon, \%$	b/h	σ_{real}	P_{realizat}	P_{calculat}	$P_{\text{calculat}} / P_{\text{realizat}}$ +/-
1	2	3	4	5	6	7
0,02	1,8	0,27	232	425	464	+9,1
	10,8	0,44	370	545	610	+11,9
	19,3	0,70	430	515	490	-4,8
	26,5	1,00	467	531	236	-55,5
	30,4	1,24	484	573	29	-94,9
	42,9	1,44	530	650	-	-

1	2	3	4	5	6	7
0,12	3,8	0,36	320	529	570	+7,7
	12,6	0,48	441	524	677	+12,9
	16,9	0,69	483	573	509	-11,1
	25,1	1,00	545	585	276	-52,8
	28,4	1,20	570	635	89	-85,9
0,22	44,2	1,79	664	694	-	-
	7,2	0,26	474	617	872	+41,3
	13,6	0,49	549	700	850	+21,4
	21,2	0,75	608	680	638	-6,2
	25,2	1,00	633	675	354	-47,5
	30,4	1,20	661	714	86	-87,9
	35,0	1,43	682	-	-	-
	39,7	1,69	703	-	-	-

Relația IV poate fi folosită, obținându-se abateri pozitive de 8-13%, numai la aplicarea unor grade de reducere de max. 13 %. Afirmatia este valabilă ținând cont de faptul că se folosește în cazul procesului de întindere între suprafețe plan paralele a semifabricatelor, proces realizat cu grade de reducere unitară (ϵ_u) mai mici de 8%.

Cele mai mici abateri negative a valorilor calculate pentru rezistență la deformare (p) față de cele realizate la toate mărcile de oțel, cuprinse atât în tabelul 2.36 cât și în tabelul 2.37, se înregistrează la grade de deformare mai mici de 15%, fiind cu atât mai mari cu cât conținutul de carbon este mai scăzut.

Rezultă că la grade mici de deformare, o mare parte din forța de deformare este destinată modificării formei materialului care nu se află sub directa influență a forței de comprimare. Această parte a forței de deformare este direct proporțională cu partea din secțiunea inițială care nu se află sub influența directă a forței de compresiune, reprezentând 20-40% din rezistența reală la deformare, pentru $\epsilon < 15\%$, chiar în condițiile în care forța de frecare la deformare este nulă sau nesemnificativă. Având în vedere condițiile reale de deformare la rece a semifabricatelor cu secțiuni circulară, schema de tensiune valabilă este P2. Această stare de tensiuni constă în comprimarea unei probe de forma celei din figura 2.67.

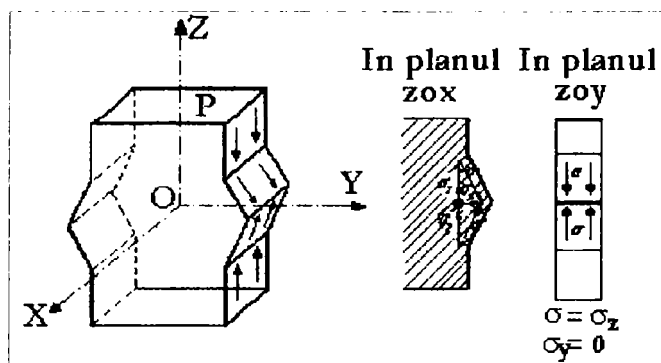


Figura 2.67. Realizarea schemei de tensiune P2 (caz teoretic)

Tensiunea σ din zona înclinată a probei (produsă de forța de deformare) se descompune în două componente, din care σ_z cu acțiune de comprimare pe generatoare, iar componenta σ_x cu acțiune de întindere. În cazul semifabricatelor rotunde cu comprimare pe generatoare, cele două componente variază ca mărime în funcție de distanța de la marginea zonei aflate sub influența directă a forței de deformare, componenta σ_x fiind cu atât mai mare cu cât se află la o distanță mai mare de centrul probei.

Analizând evoluția rezistenței la deformare realizată prin încercări la oțeluri cu diferite conținuturi de carbon, se constată următoarele aspecte:

- la oțeluri cu conținut de carbon de până la 0,22, la grade de reducere de până la 20%, se pune în evidență o zonă în care rezistența la deformare are variații asemănătoare celor obținute la limita de curgere ale oțelurilor moi;
- oțelurile cu conținut de carbon de 0,25 – 0,33% au practic o rezistență la deformare constantă până la reduceri de 15%;
- oțelul cu conținut ridicat de carbon (0,47%) se comportă complet diferit, în sensul că odată cu creșterea gradului de deformare scade rezistența la deformare.

Având în vedere rezultatele obținute, în special comportarea particulară a oțelului cu 0,47% C, s-au efectuat încercări de refulare pe probe cilindrice, cu grade diferite de reducere pentru oțelurile cu 0,22% C și 0,47% C, în scopul verificării dacă comportarea descrisă are loc și în cazul refulării la rece.

2.4.5. Rezistența la deformare prin refulare la rece pe probe cilindrice

Necesitatea unor experimentări pe probe refulate la rece s-a impus ca urmare a faptului că, la deformarea prin comprimare pe o generatoare, apare, similar procesului de la întindere, o zonă supusă direct presiunii de deformare care, în mod normal urmează legile stabilite pentru refulare.

Oțelurile supuse încercării de refulare la rece sunt din aceleași șarje pentru care s-au stabilit coeficienții de ecruisare la întindere și anume oțel OL 44 cu 0,22% C și oțel de marcă OLC 45 cu 0,47% C.

Gradele de deformare la refulare (ϵ_h) s-au încadrat în limitele 2,4 – 52,8.

Înainte de a prezenta și comenta rezultatele încercărilor se va face o trecere în revistă a principalelor relații de calcul din literatura de specialitate.

Metoda de calcul a tensiunii reale de curgere (σ_{real}) funcție de alungirea reală (ϵ) în cazul stării de tensiune liniară, a fost prezentată în capitolul 2.1, cu calcule, exemplificări și propuneri de stabilirea practică a modului de rezistență (K_1) și a coeficientului de ecruisare (n_1).

Toată literatura de specialitate consultată recomandă relația de calcul de forma:

$$\sigma_{real} = K \cdot \epsilon^n \quad (2.60)$$

în care σ_{real} , reprezintă tensiunea reală, definită ca raport între sarcina aplicată la un moment dat și aria secțiunii la acel moment, N/mm²;

K – modulul de rezistență, N/mm²;

ϵ - deformația specifică reală, mm/mm;

n – coeficient de ecruisare.

Relația se referă practic la încercarea de tracțiune, lipsită de frecare.

În cazul deformării prin refulare intervine, pe lângă variația tensiunii funcție de gradul de deformare și componenta rezultată ca urmare a forțelor de frecare [17].

$$p = K + q \quad (2.61)$$

unde p, reprezintă rezistența la deformare plastică prin presiune, N/mm²;

K – rezistența naturală la deformare a materialului metalic, corespunzătoare unei stări de tensiune liniară, practic $K = \sigma_{real}$, N/mm²;

q – componenta rezistenței la deformare datorată efectului condițiilor de frecare, N/mm².

Pentru calculul rezistenței tehnologice la deformare s-a folosit relația:

$$R_{teh} = R_e [1 + (1/3) \cdot \mu_f \cdot (d/h)] \quad [9] \quad (2.62)$$

unde R_{teh} , corespunde rezistenței limită la care apar deformațiile plastice, inclusiv rezistențele pasive pe care le creează suplimentar procesul tehnologic, N/mm²;

R_c – limita la care apar deformațiile plastice, respectiv rezistența inițială la deformarea materialului, $R_{p0,2}$, N/mm²;

d – diametrul corpului, mm

h – înălțimea corpului, mm;

μ_f – coeficient de frecare.

Oțelurile luate în studiu sunt din mărcile OL 44 și OLC 45 cu compoziția chimică prezentată în tabelul 2.37.

Tabel 2.37. Compoziția chimică a mărcilor de oțel refulate la rece

Marca oțelului	Compoziția chimică, %								
	C	Mn	Si	S	P	Cr	Ni	Mo	Cu
OL 42	0,22	0,65	0,23	0,04	0,02	0,06	0,06	0,02	0,09
OLC 45	0,47	0,95	0,26	0,03	0,03	0,11	0,11	0,02	0,12

Probele cilindrice au avut dimensiunile prezentate în tabelul 2.38, care cuprinde și parametrii de ecrusare K și n , $R_{p0,2}$ și R_m .

Tabel 2.38. Date caracteristice pentru refularea la rece

Marca oțel	ϵ_h , %	P , kN	h_0 , mm	d_0 , mm	h_1 , mm	d_1 , mm	d_2 , mm	K_h , N/mm ²	n_h	$R_{p0,2}$, N/mm ²	R_m , N/mm ²
OL 42	6,5	250	30,5	23,0	28,5	25,3	25,7	507	0,22	305	482
	23,2	400	30,5	23,0	23,4	27,4	29,1				
	42,2	600	30,5	23,0	17,6	31,0	33,5				
	52,8	800	30,5	23,0	14,4	34,8	37,5				
OLC 45	2,3	300	30,0	25,0	29,3	25,1	25,3	822	0,30	413	746
	14,0	500	30,0	25,0	25,8	26,4	27,2				
	21,8	600	29,4	24,8	23,0	27,5	29,3				
	37,8	800	29,4	24,8	18,4	29,6	32,9				

În tabelul 2.38, semnificația mărimilor este:

ε_h , reprezintă gradul de deformare prin refulare, %;

P – presiunea de deformare, kN;

K_l – modulul de rezistență corespunzător stării de tensiune liniară, N/mm²;

n_1 – coeficient de ecrusare;

R_m – rezistența maximă convențională,

$R_{p0,2}$ – limita de curgere tehnică, N/mm²;

h_0, d_0 – dimensiunile epruvetelor înainte de refulare, mm;

h_1 – înălțimea epruvetei după refulare, mm;

d_1 – lățimea zonei de contact după refulare, mm;

d_2 – diametrul maxim al epruvetei după refulare în zona butoiată, mm.

Coeficientul de frecare la șarjele care au făcut obiectul cercetării, calculat cu

relația $f = \frac{6,25(\delta - 2\delta^2)}{1 + \varepsilon_h} \left(\frac{d}{h_0} \right)^{1,5}$ a fost cuprins, în funcție de gradul de deformare, în limitele

înscrise în tabelul 2.39, respectiv între 0,116 și 0,282.

Tabel 2.39. Valorile coeficientului de frecare

OL 42		OLC 45	
ε_h	f	ε_h	f
23,2	0,151	14,0	0,116
42,2	0,155	21,8	0,210
52,8	0,165	37,8	0,282

În tabelul 2.40 sunt înscrise date privind valorile gradului de deformare, ale rezistenței la deformare, σ_{real} calculat cu relația

$$\sigma_{real} = K \cdot \varepsilon^n \quad (2.63)$$

și R_{teh} calculat cu relația

$$R_{teh} = R_e \left[1 + (1/3) \cdot \mu_f \cdot (d/h) \right] \quad (2.64)$$

Tabel 2.40 Rezistența la deformare la refularea la rece

Marca oțel	ϵ_h , %	p_h , N/mm ²	σ_{real} , N/mm ²	R_{tehn} , N/mm ²	q_1 , %	q_2 , %
OL42	6,5	499	456	411	7,4	16,4
	23,2	679	618	530	9,8	12,9
	42,2	795	710	627	11,9	21,1
	52,8	841	747	673	12,6	19,9
OLC45	2,3	607	557	502	8,9	16,9
	14,0	914	891	676	2,7	26,0
	21,8	1010	977	756	3,4	25,0
	37,8	1162	1109	890	4,8	23,4

p_h – rezistența la deformare determinată pe probe cilindrice;

q_1 – diferența dintre σ_{real} și p_h exprimată în procente;

q_2 – diferența dintre σ_{real} și R_{tehn} exprimată în procente.

Intrucât se constată diferențe semnificative între valorile obținute pentru rezistența tehnologică la deformare calculată cu relația (2.57) și rezistența efectivă obținută prin determinări directe pe probe cilindrice, am trasat curba logaritmică $\log p_h - \log \epsilon_h$, prezentată în figura 2.68, obținându-se o relație de formă similară calculului rezistenței reale la întindere, de forma:

$$p_h = K_h \cdot \epsilon_h^{n_h} \quad (2.65)$$

unde: p_h , reprezintă presiunea medie la refulare, N/mm²;

K_h - modulul de rezistență la refulare, N/mm²;

ϵ_h – gradul de deformare la refulare, mm/mm;

n_h – coeficientul de ecruisare la refulare.

Valorile obținute pentru parametrii de ecruisare la refularea la rece a probelor cilindrice sunt înscrise în tabelul 2.41.

Se constată că în condițiile refulării la rece a probelor cilindrice, valorile calculate cu modulul de rezistență K_l și coeficientul de ecruisare n_l , sunt foarte apropiate de cele calculate cu modulul de rezistență K_h și coeficientul de ecruisare n_h , determinați pe curba logaritmică $\log p_h - \log \epsilon_h$.

Raportul $K_r/K_l = 1,055$ pentru $C = 0,22 \%$;

$K_r/K_l = 1,035$ pentru $C = 0,47 \%$

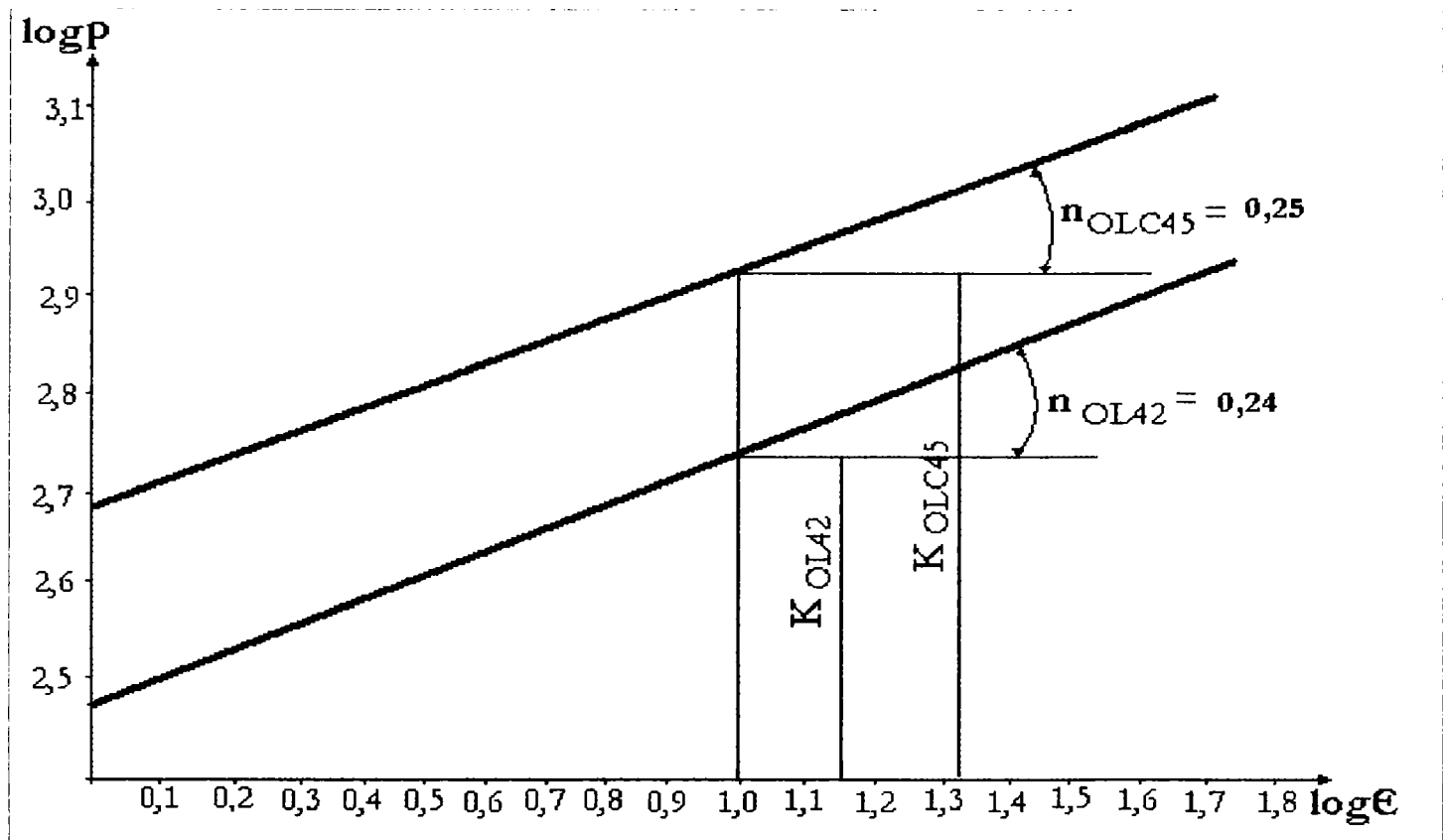


Figura 2.68. Curba logaritmică pentru cazul refulării la rece a oțelurilor OL42 și OLC45

Tabel 2.41. Refularea la rece a probelor din oțel OL42 și OLC 45

%C	P, kN	ϵ_b , %	h_0 , mm	d_0 , mm	h_b , mm	d_b , mm	d_2 , mm	S, mm ²	P, N/mm ²
0,22	250	6,5	30,5	23,0	28,5	25,3	25,7	502	499
	400	23,2	30,5	23,0	23,4	27,4	29,1	589	679
	600	42,2	30,5	23,0	17,6	31,0	33,5	754	795
	800	52,8	30,5	23,0	14,4	34,8	37,5	951	841
0,47	350	2,3	30,5	25,0	29,3	25,1	25,3	494	607
	500	14,0	30,5	25,0	25,8	26,4	27,2	547	914
	600	21,8	30,5	25,0	23,0	27,5	29,3	590	1016
	800	37,8	30,5	25,0	18,4	29,6	32,9	688	1162

Tabel 2.42. Refularea la rece a probelor din oțel OI42 și OLC 45 (continuare)

%C	P, kN	K _t	K _r	n _t	n _r	K _r /K _t	p _r	δ	f
0,22	250	531	562	0,23	0,27	1,055	500	0,015	0,029
	400						705	0,058	0,17
	600						829	0,074	0,184
	800						882	0,072	0,182
0,47	350	822	851	0,29	0,26	1,035	580	0,0079	0,038
	500						928	0,0294	0,124
	600						1042	0,0614	0,242
	800						1202	0,100	0,297

In consecință, se propune pentru calculul parametrilor de ecrusare la refularea la rece a probelor cilindrice, utilizarea valorilor obținute din curba logaritmică $\log p_h - \log \varepsilon_h$.

Așadar, privind procesul de refulare, se pot stabili următoarele concluzii:

1. Pe baza datelor de laborator obținute prin prelucrarea unui număr mare de date rezultate prin încercări de laborator pe probe din oțel, înregistrându-se:

- mărimea forțelor aplicate;
- evoluția geometriei probelor;
- caracteristicile mecanice de rezistență obținute,

s-a făcut o analiză a relațiilor de calcul pentru calculul rezistenței la deformare pentru cazurile studiate.

In urma analizei diferențelor înregistrate între rezistența la deformare calculată cu diferite relații indicate de literatura de specialitate și valorile direct determinate prin experimentări, am restrâns numărul relațiilor posibil de aplicat pentru gama de oțeluri studiate (conținut în carbon de maxim 0,3%) și grade de deformare de max. 30% la două și anume:

$$p = 2k \left(1 + \frac{\pi}{2} - \frac{2b}{h} \right) \text{ - pentru oțeluri cu max. } 0,20\% \text{ C și grade de reducere de max. } 13\%$$

și

$p = \sigma_c + a\varepsilon^m$ - pentru toate oțelurile carbon cu conținut în carbon de max. 0,33% și grade de reducere relativă (ε) de până la 40%.

2. Se constată că, în condițiile refulării la rece a probelor cilindrice, valorile calculate cu modulul de rezistență K_l și coeficientul de ecrusare n_l , sunt foarte apropiate de cele calculate cu modulul de rezistență K_h și coeficientul de ecrusare n_h , determinați pe curba logaritmică $\log p_h - \log \varepsilon_h$.

Raportul $K_r/K_l = 1,055$ pentru $C = 0,22$ %;

$K_r/K_l = 1,035$ pentru $C = 0,47$ %

În consecință se propune pentru calculul parametrilor de ecrusare la refularea la rece a probelor cilindrice, valorile obținute din curba logaritmică $\log p_h - \log \varepsilon_h$, trasată după aceeași metodologie ca și la operația de tracțiune.

Concluzii la capitolul II

1. Pentru a stabili comportarea la deformare a oțelurilor studiate (oțeluri nealiat, cu conținuturi de carbon cuprinse în intervalul 0,02 – 0,47%) s-au trasat curbele de curgere (respectiv curbele caracteristice reale) pe baza cărora s-au determinat parametrii de ecrusare – modulul de rezistență K și coeficientul de ecrusare n .

2. S-au stabilit relații simplificate de calcul pentru valoarea n și K , în funcție de datele obținute pe diagrama convențională $\sigma - \epsilon$.

Astfel, pentru calculul coeficientului de ecrusare se iau în considerare și se logaritmează valorile alungirii reale începând cu valoarea limitei de curgere $R_{p0,2}$ până la rezistența maximă la tracțiune R_m .

Pentru calculul modulului de rezistență K s-a stabilit o relație de calcul în funcție de valoarea R_m de pe curba caracteristică convențională. Astfel, pentru oțeluri cu $C=0,10 - 0,20\%$, $K = 1,06 \cdot R_m$.

3. Deoarece există mai multe posibilități de calcul pentru parametrii de ecrusare, s-a determinat varianta optimă de calcul, comparând valorile pentru două variate $V1$ și $V2$, respectiv cu valorile K și n de pe curba reală $\log \sigma_{real} - \log \epsilon$ ($V1$) și relațiile menționate anterior ($V2$). Intre variantele menționate s-a constatat un ecart al abaterilor cuprins în limitele $-4,3\% - +2,5\%$.

4. Literatura de specialitate recomandă pentru calculul forțelor de deformare coeficienți de corecție relativ mari. De aceea, pentru calculul practic al forțelor de deformare se indică a se folosi relațiile care dau erori pozitive, dar mici. În contextul acestor recomandări, rezultate cu abateri pozitive cuprinse în limitele $0 - 6\%$ se obțin prin aplicarea relațiilor empirice

$$K'' = 1,1 \cdot R_m \quad \text{și} \quad n'' = \log K'' - \log R_{p0,2}$$

5. Cu ajutorul programului de calcul EXCEL s-au stabilit dependențele grafice pentru $\epsilon = f(\epsilon)$ și $\epsilon = f(c)$, cu relațiile de calcul aferente.

6. Deoarece despre procedeul de deformare la rece prin comprimare pe generatoare am găsit destul de puține referiri în literatura de specialitate consultată, am efectuat o analiză a modului de distribuție a durtății pe suprafața transversală a probelor deformate, știut fiind că prin această metodă se poate pune în evidență modul de distribuție al deformației.

7. În urma încercărilor de duritate Vickers, efectuate pe probe prelevate din oțeluri carbon cu conținuturi de carbon cuprinse în intervalul 0,02 – 0,47% deformate cu grade de deformare de 2– 45 %, s-a stabilit stabilit distribuția zonelor de ecruisare diferită.

S-a constatat că, în afara gradelor foarte reduse de deformare (max. 5% când distribuția durtăților Vickers este similară cu cele prezentate în literatura de specialitate) la grade de deformare mai mari, variația durtății nu mai pune în evidență zone înguste de duritate diferită ci se remarcă o descreștere continuă a durtății dinspre zona centrală, de duritate maximă, spre zonele periferice.

8. Pentru a confirma rezultatele obținute prin determinări de duritate, am efectuat o analiză metalografică pe toate probele supuse deformării la rece prin comprimare pe generatoare. Microstructurile prezentate în capitolul II confirmă rezultatele obținute prin determinări de duritate.

9. Tot pentru confirmarea acestei repartiții, prin prelucrarea matematică a datelor obținute prin determinări de duritate HV5 am obținut suprafețe de variație la care zona centrală este mult superioară din punct de vedere al valorilor durtății, zonelor limitrofe. Așadar și prin această metodă se confirmă faptul că dinspre zona centrală, zona cea mai puternic deformată și deci cea mai ecruisată la aplicarea forței prin comprimare pe generatoare, gradul de ecruisare scade continuu spre marginile probelor, sub forma unei “unde de ecruisare” .

10. Pe baza datelor de laborator obținute prin prelucrarea unui număr mare de probe din oțel, cu înregistrarea forțelor aplicate, a evoluției geometriei probei și a caracteristicilor mecanice de rezistență obținute, s-a făcut o analiză atentă a relațiilor de calcul pentru rezistența la deformare pentru cazul studiat. În urma analizei diferențelor înregistrate pentru rezistența la deformare, calculată cu diferite relații indicate de literatura de specialitate, ținând cont și de valorile direct

determinate prin experimentări, am restrâns numărul relațiilor posibil de aplicat pentru gama de oțeluri studiate (conținut în carbon de maxim 0,33 %) și grade de deformare de max. 30% la două și anume:

$$p = 2k \left(1 + \frac{\pi}{2} - \frac{2b}{h} \right) \text{ pentru oțelurile cu max. } 0,20\% \text{ C și grade de reducere de maxim}$$

13% și

$p = \sigma_c + a\varepsilon^m$ pentru toate oțelurile carbon cu conținut în carbon de max. 0,33% și grade de reducere relativă (ε) de până la 40%.

În continuare, am aplicat procedeul de deformare plastică prin comprimare pe generatoare, în scopul creșterii caracteristicilor de rezistență, pe produse industriale, care au fost utilizate fără pregătiri preliminare, pentru a păstra condițiile de încercare cât mai apropiate de cele industriale.

Rezultatele obținute sunt prezentate în capitolul III.

Capitolul III

EXPERIMENTARI INDUSTRIALE

Oțelurile destinate armării betonului, care fac în principal obiectul aplicării studiului teoretic efectuat, fac parte din următoarele categorii:

- sârmă rotundă din oțel laminat la cald (STAS 563-89);
- oțel beton laminat la cald (STAS 438/1-80)

cu compoziția chimică corespunzătoare mărcilor:

- oțeluri de uz general pentru construcții (STAS 500/2-80 (mai puțin marca OL70);
- oțeluri carbon de calitate pentru tratamente termice destinate construcțiilor de mașini (STAS 880-88);
- oțel beton laminat la cald de tip OB37 cu profil periodic sau neted (STAS 438/1-80)

Din totalitatea grupelor de oțeluri menționate, cercetarea în continuare, s-a efectuat pe oțeluri de uz general și oțeluri beton ca și pe oțeluri similare celor menționate, a căror compoziție chimică este cuprinsă în limitele prezentate în tabelul 3.1

Tabel 3.1. Compoziția chimică a oțelurilor studiate

Marca oțelului	Compoziția chimică, %				
	C	Mn	Si	P _{max}	S _{max}
OL37	max. 0,20	max. 0,80	max. 0,07	0,06	0,06
OL44	max. 0,20	max. 1,10	max. 0,50	0,05	0,05
OL52	max. 0,20	max. 1,60	max. 0,50	0,05	0,05
OB37	0,15-0,23	0,40-0,75	-	0,045	0,045

Aceste oțeluri, care se pot livra sub formă de produse plate, profile laminate la cald, semifabricate pentru forjare, profile formate la rece, oțel calibrat, sârme laminate și trase, produse tubulare, produse din sârmă, oțel beton se utilizează în următoarele domenii: elemente portante pentru construcții metalice sudate sau îmbinate prin alte procedee ca ferme, poduri de șosea, de cale ferată, rezervoare, stâlpi, elemente de structuri portante de mașini și utilaje, batiuri sudate,

organe de mașini supuse la tensiuni moderate, lanțuri de tracțiune, sârme și plase sudate pentru beton armat, flanșe și altele.

Caracteristicile de utilizare ale acestor oțeluri și în mod special limita de curgere (aparentă R_{eH} sau tehnică $R_{p0,2}$) și tenacitatea, sunt influențate de un complex de factori care includ compoziția chimică și practica de dezoxidare la elaborare, regimul de temperaturi și gradul de deformare la laminare, grosimea produselor.

Caracteristicile mecanice pentru câteva oțeluri de folosire curentă sunt prezentate în tabelul 3.2.

Tabel 3.2. Caracteristicile mecanice la tracțiune ale unor oțeluri de uz general

Marca oțelului	Clasa de calitate	Limita de curgere, N/mm ²			Rezistența la rupere, N/mm ²	Alungire la rupere, A ₅ , % min
		e ≤ 16	17-40	41-100	e ≤ 100	e ≤ 100
OL 37	1					25
	2					25
	3	240	230	210	260-440	26
	4					26
OL 44	2					22
	3	280	270	250	430-540	25
	4					25
OL 52	2					21
	3	350	340	330	510-630	22
	4					22

În ceea ce privește caracteristicile mecanice ale produselor prezentate în tabelul anterior se pot face următoarele precizări:

a. Conținutul de carbon prin influența asupra proporției perlită/ferită și în mai mică măsură conținutul de mangan prin efectul de aliere a feritei, reprezintă principalii factori de control pentru realizarea caracteristicilor de rezistență garantate. Modificările de structură care asigură creșterea caracteristicilor de rezistență au efect opus asupra caracteristicilor de plasticitate;

b. majoritatea produselor din oțel de uz general se livrează în stare laminată la cald. Odată cu creșterea grosimii produsului, ca urmare a creșterii temperaturii de sfârșit de laminare și scăderii vitezei de răcire, la aceeași compoziție chimică, produsele de grosime mai mare au caracteristici de rezistență mai scăzute decât cele de grosime mică.

Oțelurile pentru armarea betonului standardizate în România cuprind marca OB37 din clasa de rezistență I ($R_{p0,2} \geq 240$ N/mm²) livrată în stare laminată la cald sub formă de colaci și bare cu suprafața netedă, marca de oțel PC60 din clasa de rezistență III ($R_{p0,2} \geq 430$ N/mm²)

livrată în stare laminată la cald sub formă de colaci și bare cu profil periodic și marca de oțel carbon OL37 din clasa de rezistență IV ($R_{p0,2} \geq 510 \text{ N/mm}^2$) livrată în stare trasă la rece cu un grad de deformare avansat (min. 40%)

Caracteristicile mecanice ale acestor oțeluri sunt prezentate în tabelul 3.3.

Tabel 3.3. Caracteristicile mecanice la tracțiune ale oțelurilor pentru armarea betonului

Marca oțelului	Diametrul produsului, mm	Limita de curgere, N/mm^2 , min.	Rezistența la rupere, min N/mm^2 ,	Alungirea la rupere, min %	
				A ₅	A ₁₀
OB37	6...12	255	360	25	-
	14...40	235			
PC60	6...40	430	590	16	-
OL 37	3...4	510	610	-	6
	4,5...5	460	560		7
	5,6...7,1				8
	8...10	400	510		8

Produsele din oțel OB 37 și PC 60 asigură o aderență la beton în concordanță cu clasa de rezistență în care sunt încadrate. Ele sunt destinate execuției de armături și structuri portante din beton.

Produsele trase la rece din OL37 nu permit, din cauza suprafeței netede, valorificarea integrală în armătură a caracteristicilor înalte de rezistență realizate prin tragerea la rece, fiind folosite mai ales sub formă de plase sudate.

Standardele internaționale ISO, EURONORM, DIN, NF, UNE, ASTM, JIS menționează pentru oțelurile pentru beton armat atât compoziția chimică și caracteristicile mecanice, cât și condițiile de încercare și de livrare.

Astfel ISO conține mărcile de oțel pentru armarea betonului PB240, PB300, RB 300, RB 400, RB 500, RB 400W și RB 500W care au compoziția chimică în limitele:

$$C = \text{max. } 1,22\%;$$

$$P = \text{max. } 0,050\%;$$

$$Si = \text{max. } 0,60 \%;$$

$$S = \text{max. } 0,050 \%;$$

$$Mn = \text{max. } 1,60 \%;$$

$$N = \text{max. } 0,012 \%;$$

$$CEV = \text{max. } 0,50\% \quad (CEV = C + Mn/6 + (Cr + Mo + V)/5 + (Ni + Cu)/15)$$

și caracteristicile mecanice de rezistență și plasticitate:

- limita de curgere caracteristică $R_{p0,2} = 240 - 500 \text{ N/mm}^2$;
- rezistența la tracțiune $R_{m \text{ min}} = 265 - 550 \text{ N/mm}^2$;
- alungirea 20-14%.

Normele ISO mai prevăd:

- nici o valoare izolată nu trebuie să fie mai mică de 95% din valorile caracteristicilor menționate anterior;

- pentru fiecare încercare la tracțiune raportul $R_m/R_{p0,2}$ trebuie să fie:
 - pentru oțelul PB $\geq 1,10$
 - pentru oțelul RB $\geq 1,05$.

Caracteristicile se determină pe probe în stare îmbătrânită astfel:

- relaxate la temperatura camerei timp de 24 – 48 ore;
- tratate (încălzite la 100°C , menținute cel puțin 1 oră, răcite în aer liber).

Controlul produselor se face în urma unei prelucrări statistice a comportării produselor la încercările indicate în normative

Normele EURONORM din care fac parte FeB 400, FeB 500, B500A, B500B prevăd aceleași limite pentru compoziția chimică și aceleași relații de calcul a CEV iar raportul $R_m/R_{p0,2}$ în limitele 1,05 – 1,08. Condițiile de determinare ale caracteristicilor mecanice sunt aceleași ca și la normele ISO.

Normele ASTM în care sunt cuprinse mărcile A615 Grade 40, A615 Grade 60, A615 Grade 75, A616 Grade 50, A616 Grade 60, A617 Grade 40, A617 Grade 60, A615 Grade 40W, A615 Grade 60W, A615 Grade 75W, A706 Grade 60W, în stare calmată complet sau în altă stare decât necalmată indică pentru compoziția chimică :

- C = max. 0,30%;
- Si = max. 0,50%;
- Mn = max. 1,50 %;
- CE = max. 0,55% ($CE=C+Mn/6+Cu/40+Ni/20+Cr/10-Mo/50-V/10$).
- P = max. 0,060% ;
- S = max. 0,045%;

Pentru oțelurile menționate anterior caracteristicile mecanice se încadrează în limitele:

- $R_{p0,35} = 420 - 520 \text{ N/mm}^2$ și $R_{p0,5} = 300 - 420 \text{ N/mm}^2$;
- $R_m = 500 - 620 \text{ N/mm}^2$
- $R_m/R_{p0,35} \geq 1,25$;
- A_{200} minim în funcție de dimensiunea nominală = 4,5 – 14%.

Norma JIS cuprinde mărcile SR 235, SR 295, SD 215 A, SD 295 B, SD 345, SD 390, SD 490 care au compoziția chimică următoare:

- C = max. 0,30%;
- Si = max. 0,55%;
- Mn = max. 1,80 %;
- CE = max. 0,60% (CE=C+Mn/6).
- P = max. 0,050% ;
- S = max. 0,050%;

Pentru mărcile de oțel din această normă, caracteristicile mecanice sunt cuprinse în limitele:

- limita de curgere $R_{p0,2} \geq 235$ și până la 490- 625 N/mm²;
- rezistența la tracțiune R_m cuprinsă în limitele 350- 520 pentru SR 235 și până la valori de peste 620 N/mm² la SD 490.

Așadar, oțelurile pentru armarea betonului folosite atât pe plan mondial cât și în România, fac parte din categoria oțelurilor carbon sau slab aliate, elaborate prin procedee convenționale, calmate complet sau în altă stare decât necalmată, cu caracteristicile mecanice dependente în principal de compoziția chimică și în mod deosebit de conținutul de carbon.

M-am orientat spre oțelurile pentru armarea betonului ca o primă aplicație a procedurii studiat deoarece:

- sunt oțeluri cu conținuturile de carbon în intervalul studiat teoretic;
- una dintre caracteristicile obligatorii la recepția acestor oțeluri este limita de curgere, asupra căreia comprimarea pe generatoare influențează în mod hotărâtor;
- nu sunt deosebit de pretențioase din punct de vedere dimensional;
- poate crește mult valoarea de vânzare dacă sunt livrate cu caracteristici de rezistență mai ridicate;
- se impun condiții de restricție la compoziția chimică în sensul limitării conținuturilor de elemente de aliere (relațiile de calcul pentru CE), deci valoarea caracteristicilor de rezistență nu poate fi influențată prin aliere.

3.1. Studiul ecruisării prin deformare plastică la rece pe generatoare, realizat pe produse industriale

Studiul efectuat anterior încercărilor de aplicare industrială a procedurii de deformare prin aplicarea unei comprimări pe generatoare, a demonstrat faptul că este posibilă obținerea unor creșteri apreciable ale caracteristicilor de rezistență la aplicarea unor grade relativ mici de deformare.

Procedul s-a aplicat pe produse industriale din producția curentă, respectiv sârmă pentru oțel beton, din șarje de oțel cu compoziții chimice diferite și cu dimensiuni diferite ale produselor laminate.

3.1.1. Ecrusarea prin deformare plastică la rece prin comprimare pe generatoare a sârmelor

Pentru cercetarea privind influența deformării plastice la rece prin aplicarea forței pe generatoare asupra caracteristicilor de rezistență ale oțelurilor carbon nealiate, s-au prelevat probe din sârmă cu diametrul de 6 mm, cu lungimi cuprinse între 500 și 1500 mm. Sârma pentru determinări s-a prelevat din mijlocul colacilor de sârmă pentru a nu fi influențate rezultatele de modul de răcire al sârmei în colaci (eventual neuniform) și pentru a se asigura condiții cât mai asemănătoare de încercare.

Probele pe care s-au efectuat deformări plastice la rece și determinări de caracteristici, au fost folosite ca atare, fără nici o prelucrare preliminară, în scopul de a reproduce cât mai exact aplicarea acestui procedeu direct pe produsele industriale.

După deformarea la rece pe generatoare, din fiecare șarjă au fost prelevate epruvete pentru determinarea caracteristicilor mecanic. Epruvetele s-au debitat la dimensiunea de 150 mm conform prescripțiilor în vigoare.

Șarjele de oțel care s-au folosit pentru încercări semiindustriale au conținuturi de carbon cuprinse în limitele 0,07 - 0,22 %. Compoziția chimică a șarjelor luate în studiu este prezentată în tabelul 3.4.

Tabel 3.4 Compoziția chimică a șarjelor experimentale

Sarjă oțel	Compoziția chimică, %								
	C	Mn	Si	S	P	Cr	Ni	Cu	Al
1.A	0,07	0,32	0,01	0,030	0,016	0,06	0,07	0,07	-
2.A	0,11	0,50	0,01	0,045	0,020	0,08	0,06	0,12	-
3.A	0,09	0,53	0,01	0,028	0,016	0,06	0,09	0,12	-
4.A	0,07	0,34	0,01	0,030	0,018	0,10	0,10	0,15	-
5.A	0,14	0,53	0,22	0,030	0,017	0,06	0,06	0,09	0,007
6.A	0,09	0,37	0,22	0,043	0,015	0,08	0,06	0,09	0,006
7.A	0,08	0,46	0,01	0,040	0,016	0,07	0,10	0,10	-

Din fiecare șarjă s-au prelevat câte șase probe dintre care una reprezintă proba etalon (E), iar celelalte (1, 2, 3, 4, 5) au fost supuse deformării pe generatoare cu diferite grade de deformare.

Gradul de deformare s-a determinat cu ajutorul relației:

$$\varepsilon = \frac{d_0 - d}{d_0} \cdot 100 \quad (3.1)$$

în care ε , reprezintă gradul de deformare, %;

d_0 - diametrul inițial al epruvetei, mm

d - diametrul final al epruvetei, mm.

Fiecare epruvetă a fost marcată cu două semne la distanța de 100 mm unul de celălalt, fiecare semn fiind așezat la 25 mm de capătul epruvetei.

Epruvetele au fost supuse încercărilor de tracțiune până la rupere. Încercările au fost realizate pe o mașină universală de încercat la tracțiune, cu un interval de forță de 0 - 2500 daN.

Pentru fiecare epruvetă s-a trasat diagrama în coordonatele forță – alungire, cu ajutorul căroră s-au determinat caracteristicile de rezistență (limita de curgere și rezistența la rupere) și cele de plasticitate (alungirea și gătuirea).

În continuare, în tabelele 3.5 și 3.6 sunt prezentate caracteristicile dimensionale și gradele de deformare determinate pe epruvetele supuse încercării de tracțiune.

Tabel 3.5 Caracteristicile dimensionale ale epruvetelor înainte și după deformare

Nr. șarjă	Diametrul sau grosimea inițială a epruvetelor (etalon și după deformare)					
	E	1	2	3	4	5
1.A	6,1	5,8	5,0	4,5	4,3	4,0
2.A	6,0	5,5	5,0	4,4	4,2	3,9
3.A	5,95	5,4	5,2	4,4	4,1	3,8
4.A	6,0	5,8	5,0	4,6	4,3	3,8
5.A	6,0	5,8	5,2	4,5	4,1	3,7
6.A	6,05	5,8	5,2	4,5	4,2	3,8
7.A	6,1	5,0	4,6	4,3	4,0	3,8

Tabel 3.6 Gradele de deformare realizate prin comprimare pe generatoare

Nr. șarjă	Grad de deformare, %				
	ϵ_1	ϵ_2	ϵ_3	ϵ_4	ϵ_5
1.A	4,92	18,03	26,23	29,51	34,43
2.A	8,33	16,66	26,66	30,00	35,00
3.A	9,24	12,61	26,05	31,09	36,13
4.A	3,33	16,66	23,33	28,33	36,67
5.A	3,33	13,33	25,00	31,66	38,33
6.A	4,13	14,05	25,62	30,58	37,19
7.A	18,03	24,59	29,51	34,43	37,70

În tabelul 3.7, se prezintă date referitoare la fiecare lot de epruvete deformate plastic la rece prin comprimare pe generatoare și apoi supuse încercării de tracțiune în condițiile menționate anterior.

Tabel 3.7 Caracteristicile de plasticitate ale laminatelor deformate plastic la rece

Șarja	Caracteristici mecanice (producție) $R_{p0,2}$, R_m , A_5	Proba	Forța de rupere, daN	Gâtuirea la rupere, %	Alungirea la rupere, %
0	1	2	3	4	5
1.A	$R_{p0,2} = 292 \text{ N/mm}^2$ $R_m = 387 \text{ N/mm}^2$ $A_5 = 33 \%$	E.1 A	1100	74,68	23,3
		1.1 A	1120	68,68	20,5
		2.1 A	1300	60,89	14,4
		3.1 A	1360	64,69	15,8
		4.1 A	1470	65,60	14,8
		5.1 A	1540	56,54	10,7
2.A	$R_{p0,2} = 284 \text{ N/mm}^2$ $R_m = 407 \text{ N/mm}^2$ $A_5 = 28 \%$	E.2 A	1200	65,97	23,4
		1.2 A	1280	43,76	16,2
		2.2 A	1350	47,21	15,5
		3.2 A	1520	45,34	14,5
		4.2 A	1610	51,19	14,1
		5.2 A	1670	24,39	11,3
3.A	$R_{p0,2} = 339 \text{ N/mm}^2$ $R_m = 438 \text{ N/mm}^2$ $A_5 = 29 \%$	E.3 A	1110	68,39	27,5
		1.3 A	1130	67,61	23,2
		2.3 A	1240	65,89	18,2
		3.3 A	1340	65,30	14,8
		4.3 A	1410	60,28	10,5
		5.3 A	1500	57,09	7,8
4.A	$R_{p0,2} = 341 \text{ N/mm}^2$ $R_m = 451 \text{ N/mm}^2$ $A_5 = 31 \%$	E.4 A	1110	72,02	27,0
		1.4 A	1130	61,17	17,6
		2.4 A	1240	67,97	12,4
		3.4 A	1340	61,55	5,3
		4.4 A	1410	56,67	3,9
		5.4 A	1500	53,40	3,4

Tabel 3.7 Caracteristicile de plasticitate ale laminatelor deformate plastic la rece (continuare)

5.A	$R_{p0,2} = 292 \text{ N/mm}^2$ $R_m = 387 \text{ N/mm}^2$ $A_5 = 33 \%$	E.5 A	1410	63,99	24,3
		1.5 A	1500	63,48	13,0
		2.5 A	1620	62,61	6,9
		3.5 A	1790	59,90	5,7
		4.5 A	1860	58,92	1,5
		5.5 A	1910	52,01	0,8
6.A	$R_{p0,2} = 323 \text{ N/mm}^2$ $R_m = 410 \text{ N/mm}^2$ $A_5 = 33 \%$	E.6 A	1180	70,26	23,4
		1.6 A	1190	66,48	16,2
		2.6 A	1400	62,49	15,5
		3.6 A	1540	59,49	14,5
		4.6 A	1650	56,16	14,1
		5.6 A	1660	54,03	11,3
7.A	$R_{p0,2} = 301 \text{ N/mm}^2$ $R_m = 388 \text{ N/mm}^2$ $A_5 = 34 \%$	E.7 A	1100	65,16	27,4
		1.7 A	1230	67,04	19,2
		2.7 A	1330	64,15	12,8
		3.7 A	1400	63,06	9,2
		4.7 A	1520	56,86	6,0
		5.7 A	1560	58,41	3,8

În tabelul 3.8 se prezintă caracteristicile dimensionale înainte și după deformare pentru fiecare dintre epruvetele luate în considerație.

Tabel 3.8 Caracteristicile dimensionale înainte și după deformarea probele deformate

Șarja	Proba	Diametrul sau grosimea inițială,			Diametrul sau grosimea finală,		
		mm			mm		
		I	L_0	L_c	I	L_0	L_c
1.A	E.1 A	6,1	-	-	-	-	-
	1.1 A	5,8	6,0	2,1	3,0	3,4	2,1
	2.1 A	5,0	6,6	3,4	2,7	4,8	2,4
	3.1 A	4,5	7,0	4,3	2,5	4,4	2,9
	4.1 A	4,3	7,2	4,8	2,3	4,6	3,2
	5.1 A	4,0	7,6	5,9	2,4	5,5	4,3

Tabel 3.8 Caracteristicile dimensionale înainte și după deformarea probelor (continuare)

2.A	E.2 A	6,0	-	-	3,5	-	-
	1.2 A	5,3	5,5	1,8	3,9	4,0	2,1
	2.2 A	5,0	6,3	3,1	3,7	4,3	2,9
	3.2 A	4,4	6,6	4,6	3,3	5,0	3,2
	4.2 A	4,2	6,9	5,2	2,9	4,9	3,6
	5.2 A	3,9	7,5	5,8	2,5	6,4	4,6
3.A	E.3 A	5,95	-	-	3,4	-	-
	1.3 A	5,4	6,0	1,5	3,0	3,5	1,6
	2.3 A	5,2	6,3	3,6	2,9	3,6	2,3
	3.3 A	4,4	6,9	4,3	2,6	4,0	2,7
	4.3 A	4,1	7,2	5,0	2,4	4,8	3,7
	5.3 A	3,8	7,5	5,8	2,2	5,1	4,5
4.A	E.4 A	6,0	-	-	3,5	-	-
	1.4 A	5,8	6,3	2,1	3,0	3,3	1,5
	2.4 A	5,2	6,6	3,2	2,8	3,9	2,4
	3.4 A	4,5	6,9	4,4	2,7	4,4	2,9
	4.4 A	4,1	7,2	5,3	2,6	4,9	3,7
	5.4 A	3,7	7,7	6,1	2,4	5,5	4,5
5.A	E.5 A	6,0	-	-	3,6	-	-
	1.5 A	5,8	6,5	2,2	3,4	3,9	1,9
	2.5 A	5,0	6,9	3,6	3,1	4,3	2,9
	3.5 A	4,6	7,5	5,1	2,6	4,9	3,6
	4.5 A	4,3	7,7	5,9	2,5	5,3	4,0
	5.5 A	3,8	8,2	6,3	2,4	6,2	4,9
6.A	E.6 A	6,05	-	-	3,3	-	-
	1.6 A	5,8	5,9	1,5	3,2	3,4	2,0
	2.6 A	5,2	6,5	3,8	2,9	3,9	2,3
	3.6 A	4,5	6,8	4,4	2,7	4,5	3,3
	4.6 A	4,2	7,0	4,8	2,5	5,0	4,1
	5.6 A	3,8	7,5	5,9	2,2	5,4	4,4

Tabel 3.8 Caracteristicile dimensionale înainte și după deformarea probelor deformate (continuare)

7.A	E.7 A	6,1	-	-	3,6	-	-
	1.7 A	5,0	6,4	3,4	2,7	3,9	2,1
	2.7 A	4,6	6,9	4,7	2,6	4,4	2,9
	3.7 A	4,3	7,0	5,2	2,4	4,7	3,2
	4.7 A	4,0	7,2	5,4	2,3	5,5	3,7
	5.7 A	3,8	7,6	5,7	2,2	5,4	4,3

In tabelele anterioare, semnificațiile mărimilor care intervin este următoarea:

- I - înălțimea epruvetei deformate plastic la rece;
- L_0 - lățimea epruvetei deformate plastic la rece;
- L_c - lățimea zonei de contact.

Tabel 3.9. Caracteristicile de rezistență ale probelor etalon și deformate plastic la rece

Șarja	Proba	Forța de rupere, daN	Limita de curgere, $R_{p0,2}$ N/mm ²	Rezistența la rupere, R_m N/mm ²
1.A	E.1 A	1100	265	353
	1.1 A	1120	310	385
	2.1 A	1300	440	455
	3.1 A	1360	482	493
	4.1 A	1470	507	520
	5.1 A	1540	528	537
2.A	E.2 A	1100	284	407
	1.2 A	1120	351	445
	2.2 A	1300	455	487
	3.2 A	1360	524	540
	4.2 A	1470	561	573
	5.2 A	1540	590	609
3.A	E.3 A	1100	268	375
	1.3 A	1120	314	414
	2.3 A	1300	391	422
	3.3 A	1360	455	470
	4.3 A	1470	490	508
	5.3 A	1540	515	530

Tabel 3.9. Caracteristicile de rezistență ale probelor etalon și deformate plastic la rece (continuare)

4.A	E.4 A	1100	255	360
	1.4 A	1120	290	380
	2.4 A	1300	380	409
	3.4 A	1360	469	477
	4.4 A	1470	490	500
	5.4 A	1540	530	538
5.A	E.5 A	1100	330	465
	1.5 A	1120	375	500
	2.5 A	1300	535	548
	3.5 A	1360	590	603
	4.5 A	1470	610	628
	5.5 A	1540	623	640
6.A	E.6 A	1100	295	400
	1.6 A	1120	300	415
	2.6 A	1300	430	470
	3.6 A	1360	500	525
	4.6 A	1470	560	570
	5.6 A	1540	570	580
7.A	E.7 A	1100	280	395
	1.7 A	1120	390	430
	2.7 A	1300	430	455
	3.7 A	1360	460	475
	4.7 A	1470	500	515
	5.7 A	1540	520	530

In tabelul 3.10 sunt prezentate sintetic datele obținute la deformarea pe generatoare a probelor din oțel rotund cu diametrul mediu de 6 și 8 mm.

Tabel 3.10. Caracteristicile mecanice obținute la deformarea probelor prin comprimare pe generatoare

Sarja	Proba	Grad def. $\epsilon, \%$	Caracteristici mecanice				Creștere	Creștere	R_m/R_{p0} 2	$R_{p0,2}/R_m$
			Z, %	A, %	$R_{p0,2}$, N/mm ²	R_m , N/mm ²	$R_{p0,2}$, %	R_m , %		
1.A	E.1 A	-	74,68	23,3	265	353	-	-	1,33	0,75
	1.1 A	4,92	68,68	20,5	310	385	16,98	8,96	1,24	0,80
	2.1 A	18,03	60,89	14,4	440	455	66,03	25,76	1,03	0,96
	3.1 A	26,23	64,69	15,8	482	493	81,88	39,20	1,02	0,97
	4.1 A	29,51	65,60	14,8	507	520	91,32	46,76	1,02	0,98
	5.1 A	34,43	56,54	10,7	528	537	99,24	51,52	1,01	0,99
2.A	E.2 A	-	65,97	23,4	284	407	-	-	1,43	0,69
	1.2 A	8,33	43,76	16,2	351	445	23,59	9,33	1,26	0,78
	2.2 A	16,66	47,21	15,5	455	487	60,21	19,65	1,07	0,93
	3.2 A	26,66	45,34	14,5	524	540	84,50	32,67	1,03	0,97
	4.2 A	30,0	51,19	14,1	561	573	97,53	40,78	1,02	0,98
	5.2 A	35,0	24,39	11,3	590	609	107,74	49,63	1,03	0,97
3.A	E.3 A	-	67,39	27,5	268	375	-	-	1,39	0,71
	1.3 A	9,24	65,80	18,2	314	414	17,16	10,40	1,31	0,75
	2.3 A	12,61	67,61	17,2	391	422	45,89	12,53	1,07	0,92
	3.3 A	26,05	65,30	14,8	455	470	69,77	25,33	1,03	0,96
	4.3 A	31,09	60,28	14,5	490	508	82,83	32,80	1,03	0,96
	5.3 A	36,13	57,09	13,8	515	530	92,16	41,33	1,02	0,97
4.A	E.4 A	-	65,97	27,0	255	360	-	-	1,41	0,70
	1.4 A	3,33	72,07	17,6	290	380	13,75	5,55	1,31	0,76
	2.4 A	16,66	67,17	12,4	380	409	49,01	13,61	1,07	0,92
	3.4 A	23,33	61,55	5,3	469	477	83,92	32,50	1,01	0,98
	4.4 A	28,33	56,67	3,9	490	500	92,15	38,80	1,02	0,98
	5.4 A	36,67	53,40	3,4	530	538	107,80	49,40	1,01	0,99

Tabel 3.10. Caracteristicile mecanice obținute la deformarea probelor prin comprimare pe generatoare (continuare)

5.A	E.5 A	-	63,99	24,3	330	465	-	-	1,40	0,71
	1.5 A	3,33	63,48	13,0	375	500	13,6	7,5	1,33	0,75
	2.5 A	13,33	59,90	6,9	535	548	62,12	17,80	1,02	0,97
	3.5 A	25,00	62,61	5,7	590	603	78,78	29,67	1,02	0,98
	4.5 A	31,66	59,92	1,5	610	628	8484	35,05	1,03	0,97
	5.5 A	38,33	52,01	0,8	623	640	8878	37,63	1,02	0,97
6.A	E.6 A	-	70,26	23,4	295	400	-	-	1,35	0,73
	1.6 A	4,13	66,48	16,2	300	415	0,3	3,75	1,38	0,72
	2.6 A	14,05	66,49	15,5	430	470	45,76	17,50	1,09	0,91
	3.6 A	25,62	59,49	14,5	500	525	69,49	31,25	1,05	0,95
	4.6 A	30,58	56,16	14,1	560	570	89,83	42,50	1,01	0,98
	5.6 A	37,19	58,03	11,3	570	580	93,22	45,00	1,01	0,98
7.A	E.7 A	-	65,16	27,4	280	395	-	-	1,41	0,70
	1.7 A	18,03	67,04	9,2	390	430	39,28	8,8	1,10	0,91
	2.7 A	24,59	64,15	5,8	430	455	53,57	15,18	1,05	0,94
	3.7 A	29,51	63,06	5,2	460	475	64,28	20,25	1,03	0,96
	4.7 A	34,43	56,86	4,0	500	515	78,57	30,37	1,03	0,97
	5.7 A	37,70	58,41	3,8	520	530	85,70	34,17	1,02	0,98

3.1.2. Studiul ecruisării prin deformare plastică la rece prin comprimare pe generatoare realizat pe produse metalice cu diametrul de 12 – 25 mm

Studiul efectuat anterior prin aplicarea unei deformări prin comprimare pe generatoare produselor din oțel cu diametre de 6 și 8 mm, a arătat faptul că este posibilă obținerea unor creșteri apreciabile ale caracteristicilor de rezistență și în special a limitei de curgere (raportul $R_{p0,2} / R_m = 0,70 - 0,98$) la aplicarea unor grade relativ mici de deformare.

S-a dorit experimentarea aceluiași procedeu pe produse industriale de diametre mai mari.

Pentru aceasta, s-au prelevat probe din oțeluri din producția curentă, din șarje de oțel cu compoziții chimice diferite și cu dimensiuni diferite ale produselor laminate.

Probele au avut lungimi cuprinse între 500 și 1500 mm. Probele pentru încercări au fost

astfel prelevate încât rezultatele aplicării deformării să nu fie influențate de modul de răcire al lor și pentru a se asigura condiții inițiale pe cât posibil egale.

Probele pe care s-au efectuat deformări plastice la rece și determinări de caracteristici, au fost folosite ca atare, fără nici o prelucrare preliminară, în scopul de a reproduce cât mai exact aplicarea acestui procedeu direct pe produsele industriale.

După deformarea la rece pe generatoare, din fiecare șarjă au fost prelevate epruvete pentru determinarea caracteristicilor mecanic. Epruvetele s-au debitat la dimensiunea de 150 mm conform prescripțiilor în vigoare.

Șarjele de oțel care s-au folosit pentru al doilea lot de încercări au conținuturi de carbon cuprinse în limitele 0,07 - 0,22 %. Compoziția chimică a șarjelor luate în studiu este prezentată în tabelul 3.11.

Tabel 3.11. Compoziția chimică a șarjelor experimentale

Sarjă	Compoziția chimică, %								
	C	Mn	Si	S	P	Cr	Ni	Cu	Al
1.B	0,07	0,32	0,01	0,030	0,016	0,06	0,07	0,07	-
2.B	0,11	0,50	0,01	0,045	0,020	0,08	0,06	0,12	-
3.B	0,09	0,53	0,01	0,028	0,016	0,06	0,09	0,12	-
4.B	0,07	0,34	0,01	0,030	0,018	0,10	0,10	0,15	-
5.B	0,14	0,53	0,22	0,030	0,017	0,06	0,06	0,09	0,007
6.B	0,09	0,37	0,22	0,043	0,015	0,08	0,06	0,09	0,006
7.B	0,08	0,46	0,01	0,040	0,016	0,07	0,10	0,10	-

Tabel 3.12 Caracteristicile dimensionale ale epruvetelor înainte și după deformare

Nr. șarjă	Diametrul sau grosimea inițială a epruvetelor (etalon și după deformare)					
	E	1	2	3	4	5
1.B	12,5	11,90	10,28	9,35	8,74	8,13
2.B	11,9	11,04	10,05	8,68	8,36	7,72
3.B	15,1	13,76	13,20	11,21	10,26	9,62
4.B	15,0	14,48	12,44	11,48	10,64	9,44
5.B	14,8	14,36	12,88	11,13	10,07	9,02
6.B	24,5	23,4	21,0	18,11	16,91	15,19
7.B	24,5	22,54	18,31	17,42	16,20	15,42

Tabel 3.13. Gradele de deformare realizate prin comprimare pe generatoare pe lotul B

Nr. șarjă	Grad de deformare, %				
	ϵ_1	ϵ_2	ϵ_3	ϵ_4	ϵ_5
1.B	4,8	17,8	25,2	30,1	35,0
2.B	7,3	15,6	27,1	29,8	35,2
3.B	8,94	12,6	25,8	32,1	36,3
4.B	3,5	17,1	23,5	29,1	37,1
5.B	3,0	13,0	24,8	32,0	39,1
6.B	4,5	14,3	26,1	31,0	38,0
7.B	8,0	25,3	28,9	33,9	37,1

Tabel 3.14. Caracteristicile mecanice obținute la deformarea probelor prin comprimare pe generatoare

Sarja	Proba	Grad def. ϵ , %	Caracteristici mecanice				Creștere $R_{p0,2}$, %	Creștere R_m , %	R_m/R_p	$R_{p0,2}/R_m$
			Z, %	A, %	$R_{p0,2}$, N/mm ²	R_m , N/mm ²				
1.B	E.1 B	-	64,68	23,3	255	331	-	-	1,30	0,75
	1.1 B	4,8	58,68	20,5	300	366	16,98	8,96	1,22	0,80
	2.1 B	17,8	50,89	14,4	430	423	66,03	25,76	1,03	0,96
	3.1 B	25,2	54,69	15,8	472	481	81,88	39,20	1,02	0,97
	4.1 B	30,1	45,60	14,8	497	507	91,32	46,76	1,02	0,98
	5.1 B	35,0	36,54	10,7	508	513	99,24	51,52	1,01	0,99
2.B	E.2 B	-	52,97	23,4	264	351	-	-	1,33	0,69
	1.2 B	7,3	46,76	16,2	331	417	23,59	9,33	1,26	0,78
	2.2 B	15,6	41,21	15,5	425	454	60,21	19,65	1,07	0,93
	3.2 B	27,1	35,34	14,5	504	519	84,50	32,67	1,03	0,97
	4.2 B	29,8	41,19	14,1	541	552	97,53	40,78	1,02	0,98
	5.2 B	35,2	24,39	11,3	570	575	107,74	49,63	1,01	0,97
3.B	E.3 B	-	57,39	27,5	248	339	-	-	1,37	0,71
	1.3 B	8,94	55,80	18,2	294	379	17,16	10,40	1,29	0,75
	2.3 B	12,6	57,61	17,2	361	386	45,89	12,53	1,07	0,92
	3.3 B	25,8	55,30	14,8	425	437	69,77	25,33	1,03	0,96
	4.3 B	32,1	50,28	14,5	430	443	82,83	32,80	1,03	0,96
	5.3 B	36,3	47,09	13,8	495	505	92,16	41,33	1,02	0,97

Tabel 3.14. Caracteristicile mecanice obținute la deformarea probelor prin comprimare pe generatoare (continuare)

4.B	E.4 B	-	60,97	27,0	235	326	-	-	1,39	0,70
	1.4 B	3,5	62,07	17,6	260	340	13,75	5,55	1,31	0,76
	2.4 B	17,1	57,17	12,4	350	374	49,01	13,61	1,07	0,92
	3.4 B	23,5	51,55	5,3	449	453	83,92	32,50	1,01	0,98
	4.4 B	29,1	46,67	3,9	430	434	92,15	38,80	1,01	0,98
	5.4 B	37,1	43,40	3,4	490	494	107,80	49,40	1,01	0,99
5.B	E.5 B	-	53,99	24,3	290	403	-	-	1,39	0,71
	1.5 B	3,0	53,48	13,0	355	472	13,6	7,5	1,33	0,75
	2.5 B	13,0	49,90	6,9	495	571	62,12	17,80	1,02	0,97
	3.5 B	24,8	42,61	5,7	560	607	78,78	29,67	1,02	0,98
	4.5 B	32,0	49,92	1,5	590	615	8484	35,05	1,03	0,97
	5.5 B	39,1	54,01	0,8	603	640	8878	37,63	1,02	0,97
6.B	E.6 B	-	68,26	23,4	245	330	-	-	1,35	0,73
	1.6 B	4,5	60,48	16,2	360	461	0,3	3,75	1,28	0,72
	2.6 B	14,3	56,49	15,5	400	428	45,76	17,50	1,07	0,91
	3.6 B	26,1	59,49	14,5	420	441	69,49	31,25	1,05	0,95
	4.6 B	31,0	50,16	14,1	520	525	89,83	42,50	1,01	0,98
	5.6 B	38,0	52,03	11,3	570	575	93,22	45,00	1,01	0,98
7.B	E.7 B	-	64,16	27,4	230	324	-	-	1,41	0,70
	1.7 B	8,0	63,04	9,2	290	319	39,28	8,8	1,10	0,91
	2.7 B	25,3	60,15	5,8	330	347	53,57	15,18	1,05	0,94
	3.7 B	28,9	59,06	5,2	420	432	64,28	20,25	1,03	0,96
	4.7 B	33,9	56,86	4,0	450	463	78,57	30,37	1,03	0,97
	5.7 B	37,1	48,41	3,8	480	489	85,70	34,17	1,02	0,98

Din analiza datelor prezentate, rezultă că și în cazul produselor industriale de grosimi mai mari, efectul deformării plastice prin comprimare pe generatoare se manifestă mai ales asupra limitei de curgere, care înregistrează cele mai mari rate de creștere până la grade de deformare de cca. 30%, după care rata creșterii limitei de curgere scade.

Concluziile care se desprind din analiza datelor prezentate în capitolele 3.1.1. și 3.1.2 sunt:

- procesul de deformare plastică la rece prin comprimare pe generatoare aplicat produselor industriale din categoria sârmelor cu diametrul mediu de 6 și 8 mm și a laminatelor cu grosimi de 12 – 25 mm, din oțeluri cu conținuturi scăzute de carbon, se aplică fără dificultăți, oțelurile având o rezistență la deformare redusă;

- influența asupra caracteristicilor de rezistență este foarte accentuată începând chiar de la grade de deformare reduse (cca. 12 %);

- rata creșterii caracteristicilor de rezistență este mare până la grade de deformare de cca. 30% , după care, aplicarea în continuare a deformării pe generatoare nu mai conduce la obținerea de creșteri mari de rezistență;

- influența cea mai mare se manifestă asupra limitei de curgere, care înregistrează creșteri spectaculoase, ajungând la valori comparabile cu cele ale rezistenței la rupere pentru aceleași oțeluri;

- crește mult raportul $R_{p0,2}/R_m$, criteriu de apreciere a calității oțelurilor pentru armarea betonului, care ajunge până la valori de cca. 0,99.

3.2. Stabilirea condițiilor tehnologice de aplicare a deformării plastice la rece prin comprimare pe generatoare

Pentru stabilirea condițiilor tehnologice ale aplicării deformării plastice prin comprimare pe generatoare, au fost prelucrate datele obținute în urma experimentărilor în fază de laborator și industrială. Prelucrarea datelor s-a efectuat pe baza metodelor statistico-matematice, utilizând programe specifice de calcul.

Pentru stabilirea unor relații de dependență între factorii tehnologici care influențează procesul de deformare plastică și anume compoziția chimică a oțelului și gradul de deformare aplicat, s-au utilizat programul de calcul MATLAB.

Datele care au fost prelucrate prin programul MATLAB sunt prezentate în partea introductivă a fiecăruia dintre programele de calcul P III. 1, P III. 2 și PIII. 3. Au fost luate în considerație 48 de seturi de date care includ compoziția chimică a oțelului, valoarea raportului C/Mn, valoarea gradului de reducere aplicat ca și valorile determinate pentru limita de curgere, rezistența la rupere și valoarea calculată pentru raportul $R_{p0,2}/R_m$.

Pentru fiecare corelație se prezintă valorile medii ale parametrilor, coeficientul de corelație, abaterea standard de la suprafața de regresie, valorile pentru punctul staționar (punct de minim, de maxim sau de șea).

În cele ce urmează, pe baza datelor prelucrate, a suprafețelor de variație obținute și a diagramelor curbilor de nivel, se pot stabili condițiile tehnologice, respectiv compoziția chimică și gradul de deformare, care să conducă la cea mai bună corelare cu caracteristicile mecanice de rezistență ale produselor deformate.

În cursul experimentărilor s-a constatat că influența substanțială a procedurii de deformare prin comprimare pe generatoare se manifestă asupra limitei de curgere, care înregistrează creșteri foarte mari la grade relativ mici de deformare. De aceea, în continuare sunt prezentate suprafețele de variație ale limitei de curgere $R_{p0,2}$ ca și pe cele de variație ale raportului $R_{p0,2}/R_m$ în funcție de parametrii independenți menționați anterior. Suprafețele de variație ale rezistenței la rupere în funcție de aceiași parametri, sunt prezentate în anexa VI.

P III.1

Datele prelucrate sunt:

- ca parametru dependent $R_{p0,2}$;
- ca parametri independenți: C , C/Mn , ϵ .

Limitele de variație ale variabilelor sunt:

$$\begin{aligned} C_{\min} &= 0,07\% & C_{\max} &= 0,22\% \\ (C/Mn)_{\min} &= 0,17 & (C/Mn)_{\max} &= 0,35 \\ \epsilon_{\min} &= 0 & \epsilon_{\max} &= 38 \\ R_{p0,2\min} &= 255 & R_{p0,2\max} &= 623 \end{aligned}$$

Valorile medii ale variabilelor sunt:

$$\begin{aligned} C_{\text{med}} &= 0,1338 \\ (C/Mn)_{\text{med}} &= 0,2508 \\ \epsilon_{\text{med}} &= 17,15 \\ R_{p0,2\text{med}} &= 443 \end{aligned}$$

Ecuția hipersuprafeței de regresie este :

$$\begin{aligned} R_{p0,2} &= 5064 * C^2 - 5295 * (C/Mn)^2 - 0,1725 * \epsilon^2 - 5595 * C * C/Mn \\ &- 1,945 * C/Mn * \epsilon + 5,866 * \epsilon * C + 3274 * C + 3606 * C/Mn + 13,75 * \epsilon \end{aligned} \quad (3.1)$$

Coeficientul de corelație pentru această hipersuprafață este $r = 0,98$, abaterea de la suprafața de regresie este $s = 21,13$, iar coordonatele punctului de maxim sunt:

$$\begin{aligned} C &= 0,2319; \\ C/Mn &= 0,2103 \\ \epsilon &= 42,62 \\ R_{p0,2} &= 649,5. \end{aligned}$$

Deoarece aceste hipersuprafețe nu pot fi reprezentate în spațiul cu trei dimensiuni, s-a recurs la înlocuirea succesivă a câte unei variabile independente cu valoarea ei medie, obținându-se astfel suprafețe care pot fi reprezentate în spațiul tridimensional și care pot fi interpretate tehnologic.

Astfel, se obțin suprafețele care fac obiectul studiului prezentat în continuare. Asociat suprafețelor, se prezintă curbele de nivel pentru fiecare valoare a caracteristicilor studiate. Pe baza acestor prelucrări se poate stabili nivelul maxim de deformare prin comprimare pe generatoare, care să asigure, simultan cu creșterea rezistenței oțelurilor și o comportare corespunzătoare în exploatare

Influența compoziției chimice și a gradului de deformare asupra limitei de curgere se pune în evidență prin suprafața de regresie reprezentată de ecuația:

$$R_{p0,2} = - 5295 * (C/Mn)^2 - 0,1725 * \epsilon^2 - 1,945 * C/Mn * \epsilon + 2858 * C/Mn + 14,54 * \epsilon - 55,1 \text{ (pentru } C = C_{med}) \quad (3.2)$$

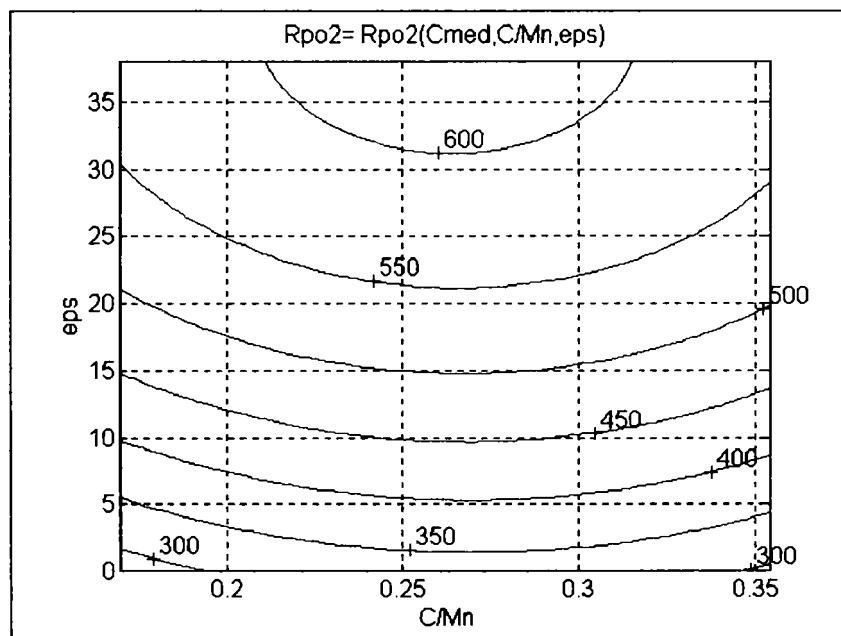
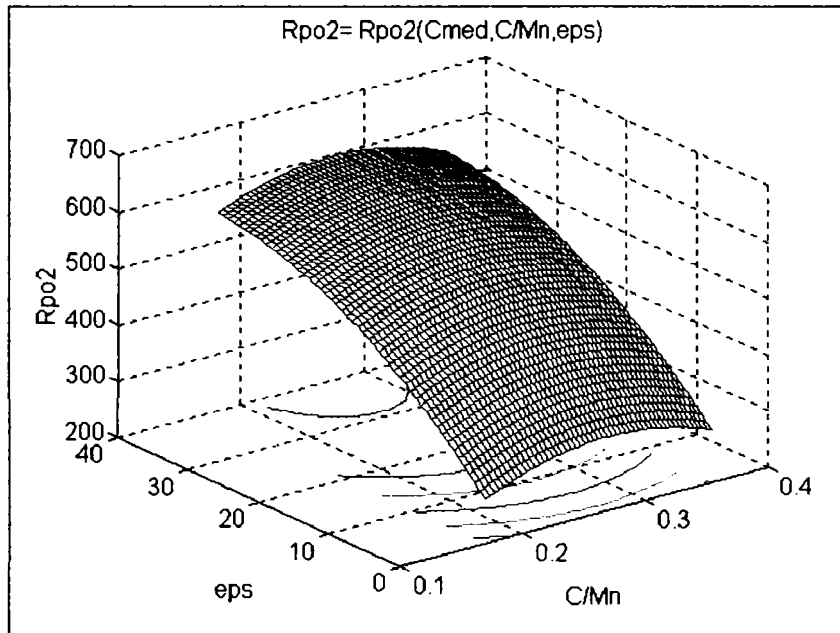
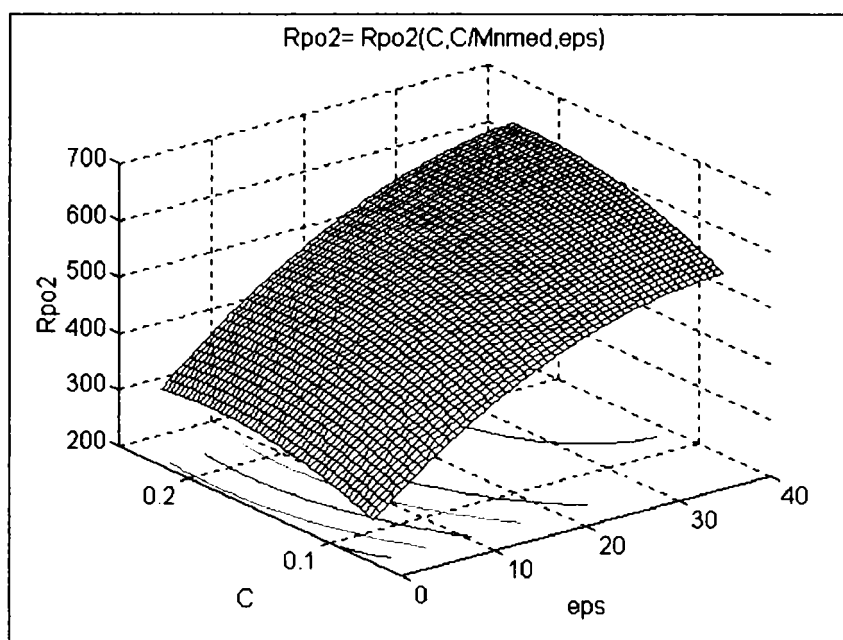
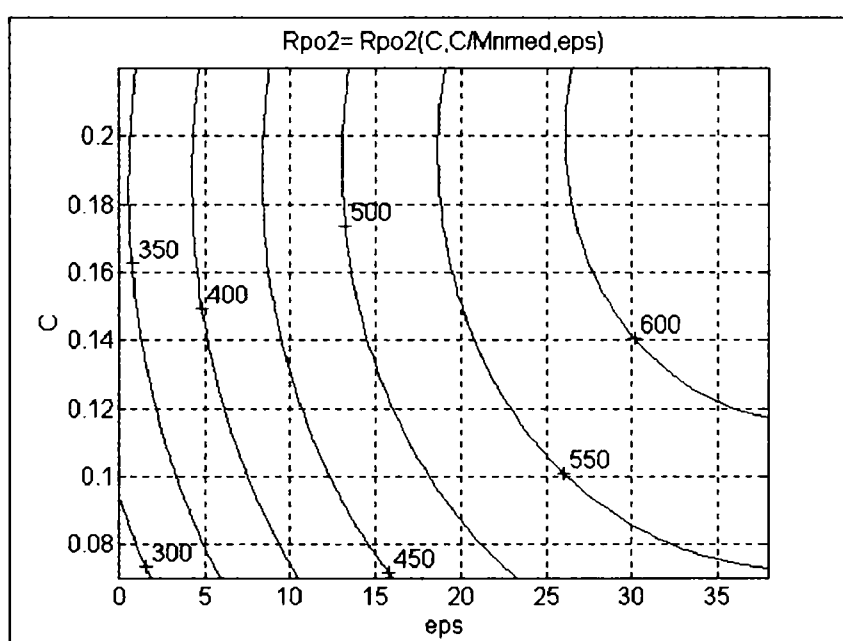


Fig. 3. 1. Suprafața $R_{p0,2} = R_{p0,2}(C_{med}, C/Mn, \epsilon)$ (a) și curbele de nivel corespunzătoare suprafeței (b)

Dependența dintre valoarea limitei de curgere, valoarea C/Mn și gradul de reducere în condițiile considerării unui conținut de carbon constant și egal cu media pe șarje, prezentată în figurile 3.1.a și 3.1.b este cea normală, tehnologică, în sensul că valoarea acesteia crește continuu cu creșterea C/Mn și a lui ϵ , pe de o parte datorită efectului durificator al celor două elemente și pe de altă parte, a ecrisării indusă de gradele de reducere tot mai mari.



3.2.a



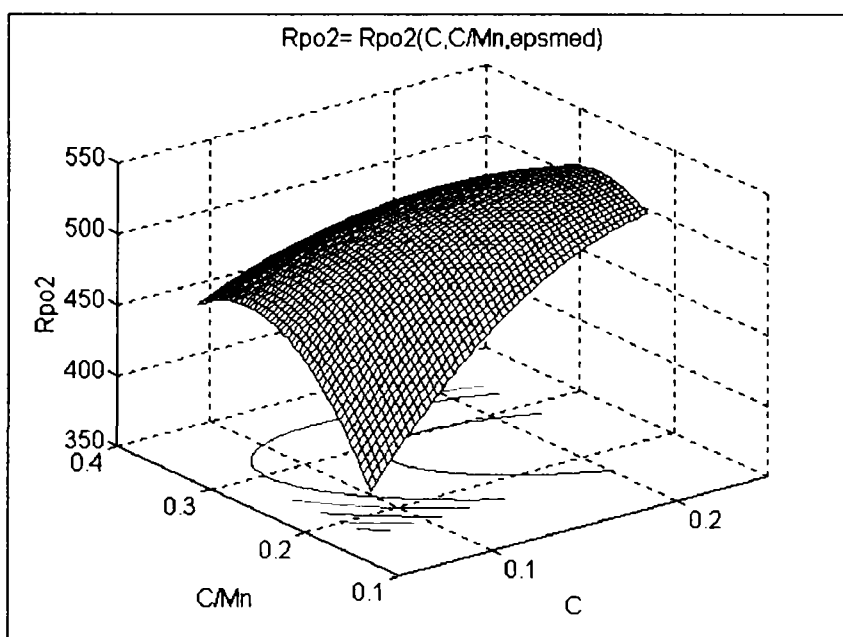
3.2.b

Fig. 3. 2. Suprafața $R_{p0,2} = R_{p0,2}(C, C/Mn_{med}, \epsilon)$ (a) și curbele de nivel corespunzătoare suprafeței (b)

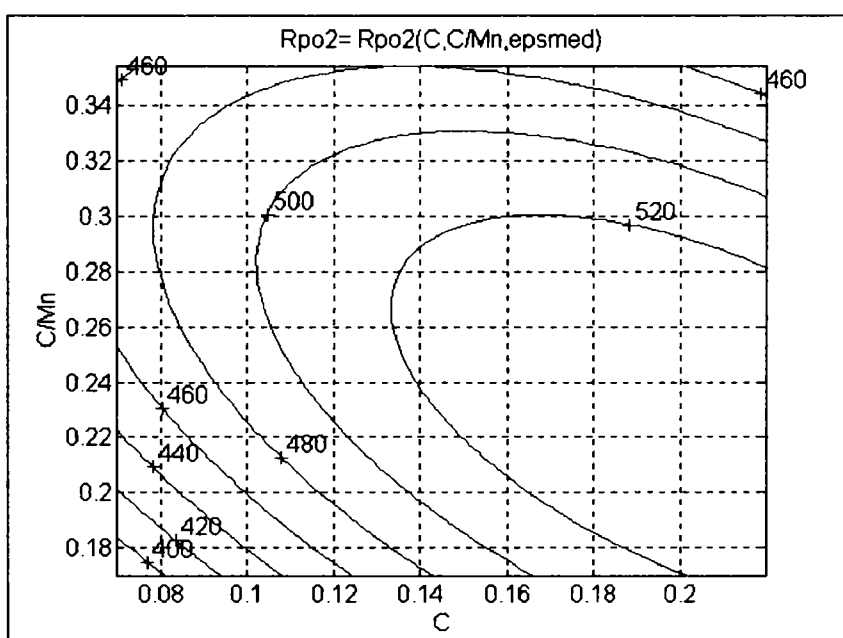
În condițiile menținerii unui raport C/Mn constant și egal cu 0,25, la creșterea continuă a conținutului în carbon în limitele 0,07 – 0,22% și a gradului de reducere de la 0 la 38%, limita de curgere a oțelurilor analizate crește de la valoarea de cca. 255 N/mm² până la cca. 620 N/mm². Se remarcă o creștere mai accentuată a limitei de curgere pentru intervalul $C=0,05 - 0,15\%$ și $\epsilon = 5-20\%$.

Ecuția suprafețele de regresie pentru aceste caz este :

$$R_{p0,2} = -0,1725 * \epsilon^2 - 5064 * C^2 + 5,866 * C * \epsilon + 13,27 * \epsilon + 1872 * C + 169 \text{ (pentru } C/Mn = C/Mn_{med}) \quad (3.3)$$



3.3.a



3.3.b

Fig. 3. 3. Suprafața $R_{p0,2} = R_{p0,2}(C, C/Mn, \epsilon_{med})$ (a) și curbele de nivel corespunzătoare suprafeței (b)

În condițiile menținerii unui grad de reducere constant, la valoarea medie de 17%, la 0,35, se remarcă faptul că nivelul maxim al limitei de curgere se înregistrează în vecinătatea punctului de coordonate $C=0,18$ și $C/Mn = 0,26$ când limita de curgere atinge valoarea de cca. 530N/mm^2 . În acest caz deci, conținutul de mangan trebuie să se încadreze în jurul valorii de 0,7 %. Ecuația suprafețele de regresie pentru aceste caz este :

$$\begin{aligned}
 R_{p0,2} = & - 5064 * C^2 - 5295 * (C/Mn)^2 - 5592 * C * (C/Mn) + \\
 & + 3375 * C + 3573 * C/Mn - 217,3 \text{ (pentru } \epsilon = \epsilon_{med})
 \end{aligned}
 \tag{3.4}$$

P III.3

Datele prelucrate sunt:

- ca parametru dependent raportul $R_{p0,2}/R_m$;
- ca parametri independenți: C , C/Mn , ε .

Limitele de variație ale variabilelor sunt:

$$\begin{aligned} C_{\min} &= 0,07\% & C_{\max} &= 0,22\% \\ (C/Mn)_{\min} &= 0,17 & (C/Mn)_{\max} &= 0,35 \\ \varepsilon_{\min} &= 0 & \varepsilon_{\max} &= 38 \\ R_{p0,2}/R_{m\min} &= 0,64 & R_{p0,2}/R_{m\max} &= 0,99 \end{aligned}$$

Valorile medii ale variabilelor sunt:

$$\begin{aligned} C_{\text{med}} &= 0,1338 \\ (C/Mn)_{\text{med}} &= 0,2508 \\ \varepsilon_{\text{med}} &= 17,15 \\ R_{p0,2}/R_{m\text{med}} &= 0,885 \end{aligned}$$

Ecuția hipersuprafeței de regresie este :

$$R_{p0,2}/R_m = 5,362 * C^2 + 0,918 * (C/Mn)^2 - 0,00035 * \varepsilon^2 - 9,308 * C * C/Mn + 0,005 * C/Mn * \varepsilon - 0,009 * \varepsilon * C + 3274 * C + 0,896 * C * 0,895 * C/Mn + 0,198 * \varepsilon + 0,5196 \quad (3.5)$$

Coeficientul de corelație pentru această hipersuprafață este $r = 0,97$, abaterea de la suprafața de regresie este $s = 0,027$, iar coordonatele punctului de șea sunt:

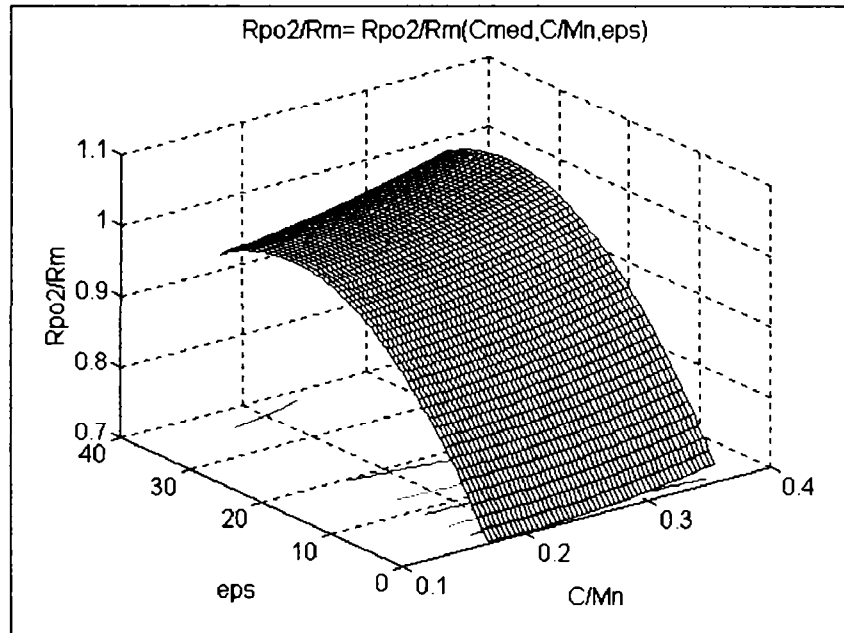
$$\begin{aligned} C &= 0,1614; \\ C/Mn &= 0,2549 \\ \varepsilon &= 28,03 \\ R_{p0,2} &= 0,9846. \end{aligned}$$

Deoarece această hipersuprafață nu pot fi reprezentată în spațiul cu trei dimensiuni, s-a recurs la înlocuirea succesivă a câte unei variabile independente cu valoarea ei medie, obținându-se astfel suprafețe care pot fi reprezentate în spațiul tridimensional și care pot fi interpretate tehnologic.

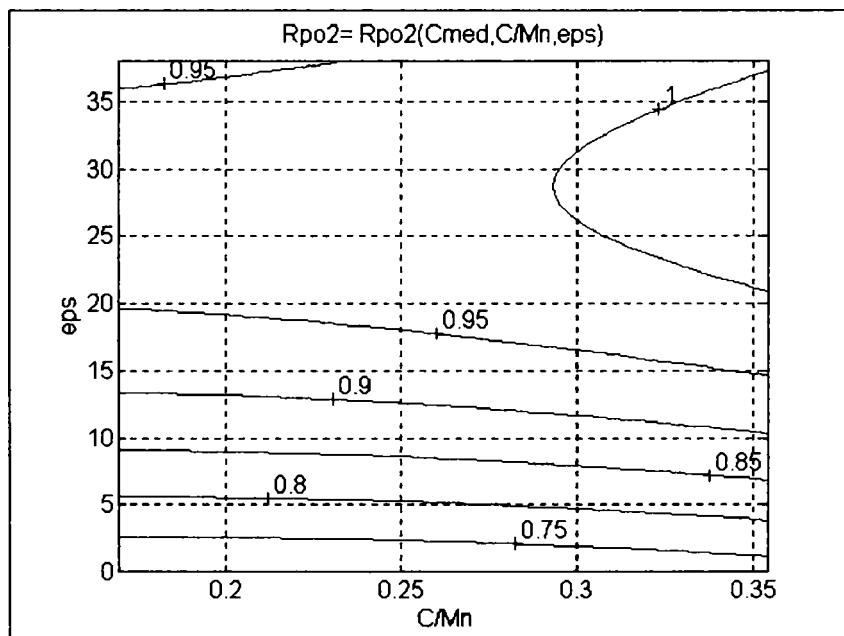
Astfel, se obțin suprafețele prezentate în continuare. Asociat suprafețelor, se prezintă curbele de nivel pentru fiecare valoare a caracteristicilor studiate. Pe baza acestor prelucrări se poate stabili nivelul maxim de deformare prin comprimare pe generatoare, care să asigure, simultan cu creșterea rezistenței oțelurilor și o comportare corespunzătoare în exploatare, respectiv o valoare pentru raportul $R_{p0,2}/R_m$ limitată la max. 0,95.

Influența compoziției chimice și a gradului de deformare asupra raportului $R_{p0,2}/R_m$ se pune în evidență prin suprafața de regresie reprezentată de ecuația:

$$R_{p0,2}/R_m = 0,918 * (C/Mn)^2 - 0,000355 * \epsilon^2 + 0,005 * C/Mn * \epsilon - 0,35 * C/Mn + 0,018 * \epsilon + 0,7355 \quad (\text{pentru } C = C_{med}) \quad (3.6)$$



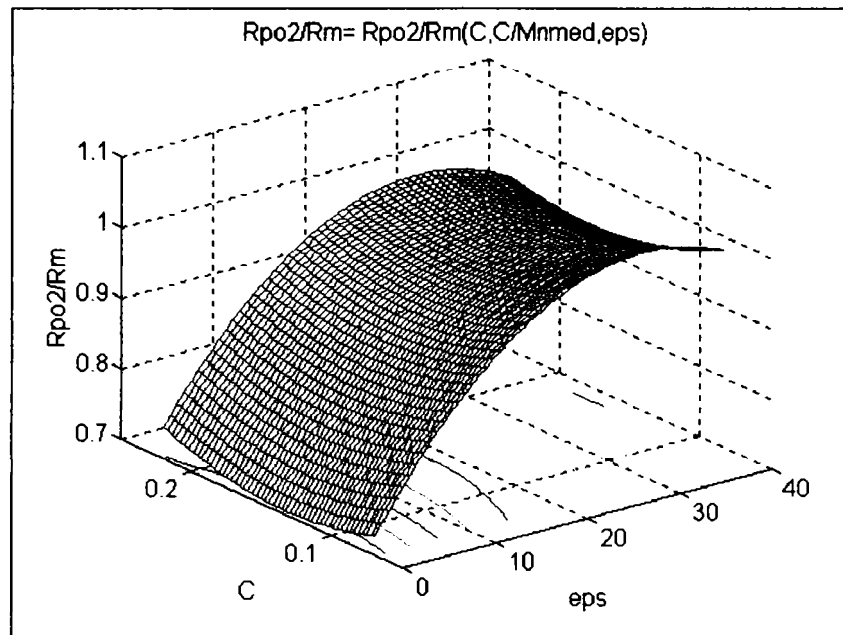
3.4. a



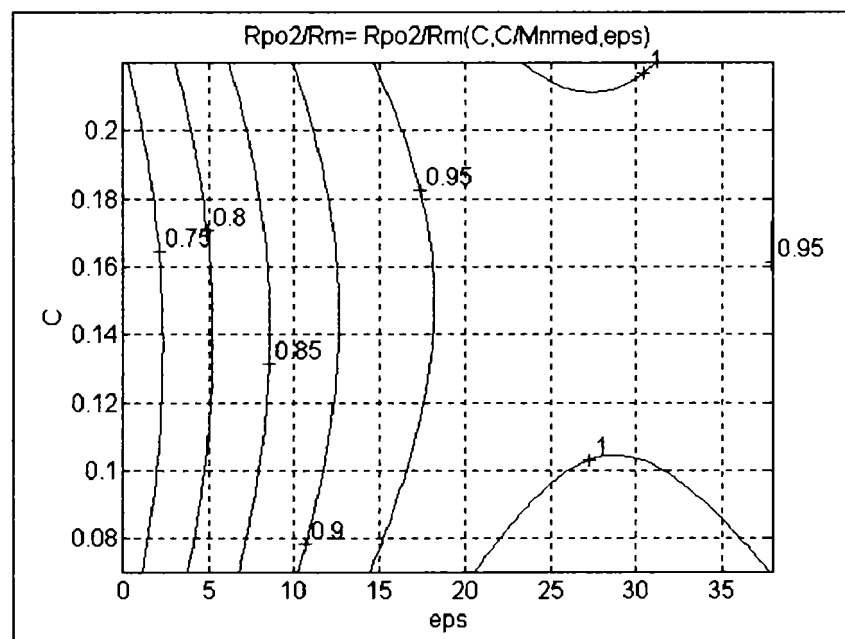
3.4.b

Fig. 3. 4. Suprafața $R_{p0,2} = R_{p0,2}(C_{med}, C/Mn, \epsilon)$ (a) și curbele de nivel corespunzătoare suprafeței (b)

Dependența raportului $R_{p0,2}/R_m$ de raportul C/Mn și de gradul de reducere, în condițiile menținerii unui conținut de carbon constant egal cu 0,13%, prezentată în figura 3.7 a și b, arată că, menținerea unei valori convenabile pentru raportul $R_{p0,2}/R_m$ se poate face în condițiile limitării C/Mn la 0,26 - 0,28 și a asigurării unor grade de reducere de 20 – 30%.



3.5.a



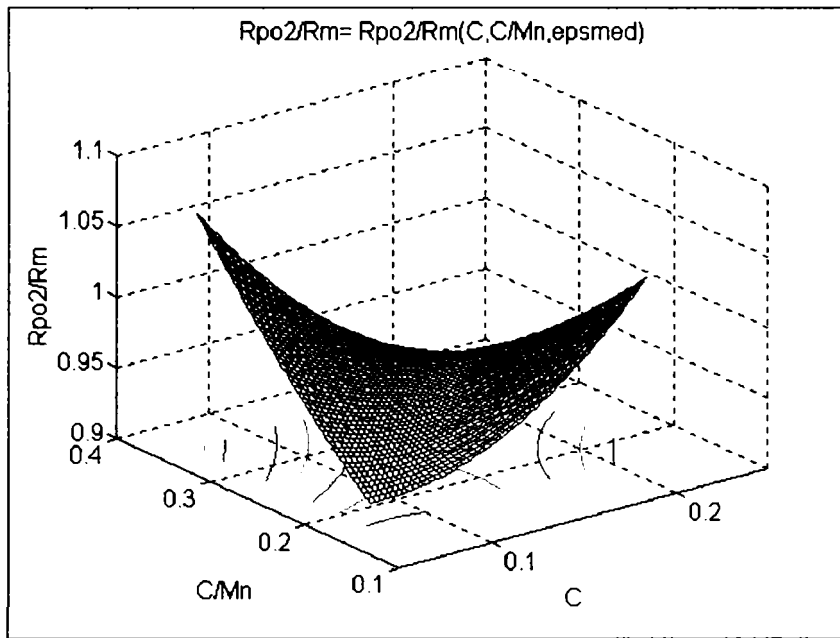
3.5.b

Fig. 3. 5. Suprafața $R_{p0,2} = R_{p0,2}(C, C/Mn_{med}, \epsilon)$ (a) și curbele de nivel corespunzătoare suprafeței (b)

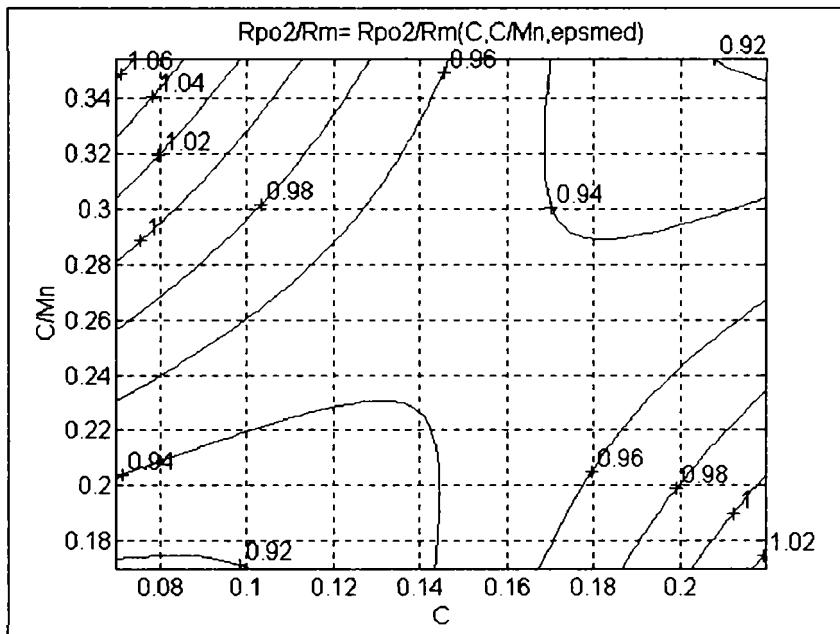
În condițiile menținerii unui raport C/Mn egal cu media pe lotul de șarje studiat, respectiv 0,25, valoarea convenabilă pentru raportul $R_{p0,2}/R_m$ (maxim 0,95) se obține pentru conținuturi de carbon cuprinse în intervalul 0,12 – 0,20 %, în condițiile aplicării unor grade de reducere de 20 – 30%.

Ecuția suprafeței de regresie pentru aceste caz este :

$$R_{p0,2}/R_m = -0,00035 * \epsilon^2 + 5,362 * C^2 - 0,0091 * C * \epsilon + 0,021 * \epsilon - 1,438 * C + 0,801 \quad (\text{pentru } C/Mn = C/Mn_{med}) \quad (3.6)$$



3.6.a



3.6.b

Fig. 3. 6. Suprafața $R_{p0,2} = R_{p0,2}(C, C/Mn, \epsilon_{med})$ (a) și curbele de nivel corespunzătoare suprafeței (b)

La menținerea unui grad de reducere constant, la valoarea medie de 17%, a menținerii conținutului în carbon în limitele 0,12 – 0,20% și a raportului C/Mn cuprins în limitele 0,24 - 0,30, raportul $R_{p0,2}/R_m$ se menține la valoarea acceptată de 0,95.

Ecuția suprafețelor de regresie pentru aceste caz este :

$$R_{p0,2} = - 5064 * C^2 - 5295 * (C/Mn)^2 - 5592 * C * (C/Mn) + \\ + 3375 * C + 3573 * C/Mn - 217,3 \text{ (pentru } \epsilon = \epsilon_{med}) \quad (3.7)$$

Analiza efectuată prin prelucrarea matematică a datelor obținute în condițiile aplicării unei deformări plastice la rece prin comprimare pe generatoare cu grade de deformare care au variat în

intervalul 2 – 40%, scoate în evidență faptul că pentru a se obține creșteri de rezistență care însă să nu afecteze comportarea în exploatare a oțelurilor, trebuie luate o serie de măsuri cum sunt:

- conținutul în carbon trebuie menținut sub nivelul de 0,25% iar conținutul de mangan la limita tehnologic necesară în oțelurile ccarbon, nealiate, respectiv sub 0,8%;

- raportul C/Mn trebuie să fie cuprins în intervalul 0,2 – 0,3, astfel încât valoarea limitei de curgere și a raportului $R_{p0,2} / R_m$ să poată fi menținut în limitele tehnologic adoptate;

- datele prezentate în tabelele din cuprinsul capitolelor 3.1.1 și 3.1.2 demonstrează posibilitatea aplicării procedurii experimentale pe produse industriale din producția curentă, obținându-se creșteri importante de rezistență a laminatelor.

Capitolul IV

CONCLUZII. CONTRIBUȚII ORIGINALE

În urma cercetării literaturii de specialitate în domeniul deformării plastice la rece a semifabricatelor cu secțiune circulară, s-a constatat avantajul creșterii rezistenței la rupere (R_m) și a limitei de curgere ($R_{p0,2}$) prin deformarea plastică față de alte metode de durificare posibil de aplicat oțelurilor carbon cu conținut scăzut de carbon.

În cazul deformării plastice la rece, determinările făcute pe bare trase și sârme trefilate au arătat că prin reducerea secțiunii cu 10 % se obțin creșteri ale limitei de curgere cu peste 100 N/mm², iar la o reducere a secțiunii cu 20% se pot obține creșteri de până la 200 N/mm² pentru oțelurile cu conținuturi relativ reduse de carbon.

În aceste condiții, cercetarea s-a axat pe soluții de creștere a capacității de rezistență a laminatelor din oțel carbon prin deformare plastică la rece.

Din sortimentul de laminate la cald, cel care se pretează cel mai bine la durificarea prin ecrusare este oțelul carbon neted destinat construcțiilor.

La baza alegerii acestui sortiment stau următoarele considerente:

- deformarea cu 10 - 30 % se poate realiza cu instalații relativ simple, presiunea de deformare fiind de ordinul (5 - 10) 10⁴ N;
- simplitatea instalațiilor de ecrusare permite efectuarea acesteia chiar în zona șantierelor de construcții cu debitarea la dimensiunile necesare;
- ecrusarea duce la creșterea sensibilă a limitei de curgere, caracteristică importantă pentru rezistența structurilor din beton armat ;
- se realizează importante economii de feroaliaje.

În literatura de specialitate nu este tratată în detaliu problema deformării plastice a laminatelor cu secțiune circulară între suprafețe plane, cu aplicarea forței pe generatoare.

De aceea s-a considerat necesară efectuarea de cercetări în următoarele domenii:

- influența gradului de deformare asupra durificării în diferite puncte ale secțiunii transversale;
- modificarea caracteristicilor mecanice prin deformarea pe generatoare;
- mărimile ce caracterizează deformația pe generatoare și relațiile dintre aceste mărimi;

- aspecte microstructurale;
- rezistența la deformare la întindere și la refulare la rece, determinată cu ajutorul parametrilor de ecruisare obținuți prin prelucrarea curbelor logaritmice $\log\sigma$ - $\log\epsilon$ și pe bază experimentală.

1. Pentru a stabili comportarea la deformare a oțelurilor studiate (oțeluri nealiat, cu conținuturi de carbon cuprinse în intervalul 0,02 – 0,47%) s-au trasat curbele de curgere (respectiv curbele caracteristice reale) pe baza cărora s-au determinat parametrii de ecruisare – modulul de rezistență K și coeficientul de ecruisare n .

2. S-au stabilit relații simplificate de calcul pentru valoarea n și K , în funcție de datele obținute pe diagrama convențională $\sigma - \epsilon$.

Astfel, pentru calculul coeficientului de ecruisare se iau în considerare și se logaritmează valorile alungirii reale începând cu valoarea limitei de curgere $R_{p0,2}$ până la rezistența maximă la tracțiune R_m .

Pentru calculul modulului de rezistență K s-a stabilit o relație de calcul în funcție de valoarea R_m de pe curba caracteristică convențională.

Astfel, pentru oțeluri cu $C=0,10 - 0,20\%$, $K = 1,06 \cdot R_m$.

3. Deoarece există mai multe posibilități de calcul pentru parametrii de ecruisare, s-a determinat varianta optimă de calcul, comparând valorile pentru două variate $V1$ și $V2$, respectiv cu valorile K și n de pe curba reală $\log \sigma_{real} - \log \epsilon$ ($V1$) și relațiile menționate anterior ($V2$). Intre variantele menționate s-a constatat o încadrare într-un ecart al abaterilor cuprins în limitele $-4,3\%$ - $+2,5\%$.

4. Literatura de specialitate recomandă pentru calculul forțelor de deformare coeficienți de corecție relativ mari. De aceea, pentru calculul practic al forțelor de deformare se indică a se folosi relațiile care dau erori pozitive, dar mici. În contextul acestor recomandări, rezultate cu abateri pozitive cuprinse în limitele $0 - 6\%$ se obțin prin aplicarea relațiilor empirice

$$K''=1,1 \cdot R_m \quad \text{și} \quad n''= \log K'' - \log R_{p0,2}$$

5. Cu ajutorul programului de calcul EXCEL s-au stabilit dependențele grafice pentru $\epsilon = f(\epsilon)$ și $\epsilon = f(\epsilon)$, cu relațiile de calcul aferente.

6. Deoarece despre procedeul de deformare la rece prin comprimare pe generatoare am găsit destul de puține referiri în literatura de specialitate consultată, am efectuat o analiză a modului de distribuție a durității pe suprafața transversală a probelor deformate, știut fiind că prin această metodă se poate pune în evidență modul de distribuție al deformației.

7. În urma încercărilor efectuate pe probe prelevate din oțeluri carbon cu conținuturi de carbon cuprinse în intervalul 0,02 – 0,47%, deformate cu grade de deformare de 2– 45 %, am stabilit ajuns la concluzia că repartizarea zonelor de ecruisare aproximativ egală pe suprafața probelor este diferită de cea care este explicată în literatura de specialitate.

Astfel, am ajuns la concluzia că zonele de ecruisare, la grade de deformare mai mari de 5 % se plasează concentric, cu zona de cea mai mare duritate situată central și având extinderi diferite. Explicația presupune, în opinia mea, acceptarea ideii că de fapt ecruisarea este un proces care poate fi comparat cu o “undă de ecruisare” care are un maxim în centrul geometric al secțiunii produsului deformat și care se propagă și “se consumă” în înaintarea ei către zonele marginale.

8. Pentru a confirma rezultatele obținute prin determinări de duritate, am efectuat o analiză metalografică pe toate probele supuse deformării la rece prin comprimare pe generatoare. Microstructurile prezentate în capitolul II confirmă rezultatele obținute prin determinări de duritate.

9. Tot pentru confirmarea acestei repartiții, prin prelucrarea matematică a datelor obținute prin determinări de duritate HV5 am obținut suprafețe de variație care pun în evidență faptul că ecruisarea poate fi comparată cu o “undă” cu maxim în centrul geometric al secțiunii, care se propagă, consumându-se către zonele marginale.

10. Am propus o nouă modalitate de explicare a distribuției durității pe secțiunea transversală a probelor din oțel supuse deformării prin comprimare pe generatoare.

11. Pe baza datelor de laborator obținute prin prelucrarea unui număr mare de probe din oțel, cu înregistrarea forțelor aplicate, a evoluției geometriei probei și a caracteristicilor mecanice de rezistență obținute, s-a făcut o analiză atentă a relațiilor de calcul pentru rezistența la deformare pentru cazuri similare cazului studiat. În urma analizei diferențelor înregistrate pentru rezistența la deformare calculată cu diferite relații indicate de literatura de specialitate și de valorile direct determinate prin experimentări, am restrâns numărul relațiilor posibil de aplicat pentru gama de oțeluri studiate (conținut în carbon de maxim 0,3%) și grade de deformare de max. 30% la două și anume:

$$p = 2k \left(1 + \frac{\pi}{2} - \frac{2b}{h} \right) \text{ pentru oțelurile cu max. } 0,20\% \text{ C și grade de reducere de}$$

maxim 13% și

$$p = \sigma_c + a\varepsilon^m \text{ pentru toate oțelurile carbon cu conținut în carbon de max.}$$

0,33% și grade de reducere relativă (ε) de până la 40%.

12. Am propus, pentru cazul refulării la rece al probelor din oțel cu C = max. 0,33%, stabilirea parametrilor de ecruisare K_h și n_h prin trasarea unei diagrame logaritmice similare celei de la tracțiune.

13. Aplicarea rezultatelor din partea de experimentări de laborator, s-a făcut pe produse industriale din oțel cu conținut de carbon de max. 0,30%, cu diametrul între 6 și 8 mm și între 12 și 25 mm, deformate la rece pe laminoarele din cadrul Laboratorului de Deformări Plastice al Facultății. Condițiile de utilizare, de încercare și rezultatele obținute sunt prezentate în capitolul 3.

14. Prin aplicarea comprimării pe generatoare s-au obținut creșteri ale caracteristicilor de rezistență care au variat între 5% și 50 % pentru rezistența la rupere și între 13% și 110% pentru limita de curgere.

15. Ca urmare a modului de repartizare a durității pe secțiunea transversală a produselor comprimate pe generatoare, stratul exterior cu plasticitate mare lucrează foarte bine în condițiile de îndoire pe dorn (încercare realizată în conformitate cu indicațiile normativelor în vigoare).

16. Operația de durificare se realizează prin cea mai simplă metodă posibilă și anume printr-o laminare cu reducere controlată.
17. Procedeul este aplicabil deopotrivă oțelului care se livrează în colaci (comprimarea din colac în colac) ca și celui livrat în bare de diferite lungimi.
18. Procedeul nu implică nici un fel de tratament termic(normalizare, recoacere, etc) anterior sau ulterior deformării.
19. Procedeul se poate aplica atât de către furnizorul de oțel beton. cu efectele benefice asupra creșterii prețului de livrare) cât și de către utilizatorul acestuia.
20. Pentru deformarea la rece se pot folosi în condiții industriale instalații similare celor din laboratoarele de Deformări Plastice din cadrul Facultății de Inginerie Hunedoara.

BIBLIOGRAFIE

- [1] Gâdea, S., Petrescu, M. **Metalurgie fizică și studiul metalelor**, Vol. I, Editura Didactică și Pedagogică, București, 1983
- [2] Mantea, St., Geru, N., Dulămiță, T., Rădulescu, M. **Metalurgie fizică**, Editura Tehnică, București, 1970
- [3] Kittel, C. **Introducere în fizica corpului solid**, Editura Tehnică, București, 1972
- [4] Frenkel, I.I. **Introducere în teoria metalelor**, traducere din limba rusă, Editura Tehnică, 1953
- [5] Geru, N. **Teoria structurală a proprietăților metalelor**, Editura Didactică și Pedagogică, București, 1980
- [6] Dieter, E.G. jr **Metalurgie mecanică**, Editura Tehnică, București, 1970
- [7] Popescu, V, ș. a. **Tehnologia forjării**, Editura Tehnică, București 1980
- [8] Gâdea, S., Petrescu, M. **Metalurgie fizică și studiul metalelor**, Vol. III, Editura Didactică și Pedagogică, București, 1983
- [9] Adrian, M., Badea, S. **Bazele proceselor de deformare plastică**, Editura Tehnică, 1983
- [10] Chausson, C., Hilly, G. **Métalurgie**, Tome I, Ed. Dunod, Paris 1972
- [11] *** **Dicționar de fizică**
- [12] Ursache, M. **Proprietățile metalelor**, Editura Didactică și Pedagogică, București, 1981
- [13] Houdremont, E. **Handbuch der Sonderstahlkunde**, vol. I Verlag Stahlsen, m.b. H. Düsseldorf, 1956
- [14] Kelly, P.M., Nutting, J. **High-Strength Steels**, Harrogate, 1962
- [15] *** **Metals Handbook - Properties and Selection, Iron and Steel**, vol. I ASM, Ohio, 1978
- [16] *** **Metals Handbook - Properties and Selection, Nonferrous Alloys and Pure Metals**, ASM, Ohio, 1978
- [17] Cazimirovici, E. **Teoria deformării plastice**, Editura Didactică și Pedagogică, București, 1977
- [18] *** **Proprietățile elementelor**, traducere din limba rusă
- [19] Nanu, A. **Tehnologia materialelor**, Editura Didactică și pedagogică, București, 1977
- [20] *** **Manualul inginerului**, Hutte, Editura Tehnică, București, 1951
- [21] *** **Manualul inginerului metalurg**, vol. I, Editura Tehnică, București 1978
- [22] *** **Manualul inginerului metalurg**, vol. II, Editura Tehnică, București 1978
- [23] *** **High Strenght Steels**
- [24] Goraș, G. **Metalurgie fizică**, Editura Didactică și pedagogică, București, 1981
- [25] Popescu, N., Aloman, A., Isac, M. **Considerații privind termodinamica și mecanismul îmbătrânirii deformaționale**, în *Metalurgia*, 3/1988
- [26] Popescu, N., Aloman, A., Isac, M. **Variația proprietăților mecanice a oțelurilor cu conținut scăzut de carbon la îmbătrânirea deformațională**, *Metalurgia* nr.5 1988
- [27] Drăgulescu, D., Brândeș, L. **Considerații asupra relaxării structurilor metalice prin deplasarea dislocațiilor**, *Metalurgia* nr.8 1988
- [28] Drăgulescu, D., Brândeș, L. **Asupra ecuațiilor de bază ale deformării metalelor**, Volumul "A XI-a sesiune de comunicări științifice și referate" Constanța 28- 29 mai, 1988
- [29] Kosevici, A.M. **Dislocații și teorii uprugosti**, Kiev, Nankova Dumka, 1978
- [30] Dalban, C., Juncan, N., Serbănescu, C., Varga, A., Dima, S. **Construcții metalice**, Editura Didactică și Pedagogică, București, 1983
- [31] Geru, N. **Metalurgie Fizică**, Editura Didactică și Pedagogică, București, 1981
- [32] Feynman, V. **Fizica modernă**, Editura Tehnică, București, 1981

- [33] Gubenko, S.I., Varavka, B.N. **Vliianie stepeni deformații pri holodnoi prokatke na izmerenie structuri satli pri lazerom nagrevne**, *Metalii*, nr. 2, 1990
- [34] Clarebrough, L.M., Hargreaves, M.E., Losetro, M.H. **Recovery and Recrystallization of Metals**, New York- London, 1964
- [35] Zet, G., Ursu, D. **Fizica stării solide**, Editura tehnică, 1989
- [36] Trușculescu, M. **Studiul metalelor**, Editura Didactică și Pedagogică, București, 1974
- [37] Liebowitz, H. **Fracture**, Academic Press, New York, 1969
- [38] Goldstein, I.E. **Nizkalegirovanie stali v mașinostroenie**, Ed. Masghiz, Moscova, 1963, 1963
- [39] Cazimirovici, E. **Teoria și tehnologia deformării plastice prin tragere**, Editura Tehnică, București, 1986
- [40] Drăgan, I. **Tehnologia deformărilor plastice**, Editura Didactică și Pedagogică, București, 1976
- [41] Drăgan, I., Ilca, I., Badea, S., Cazimirovici, E. **Tehnologia deformărilor plastice**, Editura Didactică și Pedagogică, București, 1979
- [42] Drăgan, I., Dragoș, E. **Unele aspecte cu privire la aprecierea deformabilității la rece a oțelurilor**, *Construcția de mașini*, nr. 10, 1977
- [43] *** **Inercarea metalelor**, Editura Tehnică, București, 1980
- [44] Buzdugan, G. **Rezistența materialelor**, Editura Tehnică, București, 1982
- [45] Babici, V.K., Guli, I.P., Doljenkov, I.E. **Deformativnoe Starenie Stali**, *Mettalurgija*, Moscova, 1974
- [46] Jegaden, G., ș.a. **Determination pratique des caracteristiques intrinseques des tôles d'acier extra-doux**, SOLLAC, France, 1966
- [47] Grumach, M., Pomey, G. **Methodes de mesure des coefficients d'anizotropie et d'ecrouissage (n-mètre)**, *Revue de Métallurgie*, nr. 5, 1966
- [48] Grumach, M., Giumard, A., Pomey, G. **Dispositif automatique de mesure du coefficient d'ecrouissage (n-mètre)**, *Revue de Métallurgie*, nr. 6, 1966
- [49] Galikov, I.N., Goldstein, M.I., Murzie, I.I. **Vdaniı v stali**, *Metallurgija*, Moscova, 1968
- [50] Ototami, T. **Precipitation of Aluminium Nitride during Recrystallization of α - Iron**, translated of the Iron and Steel Institute of Japan, vol. 11, 5/1971
- [51] Ionescu, C., Dumitrescu, T., Pîrvu, G. **Influența parametrilor tehnologici asupra structurii și caracteristicilor mecanice la oțelurile cu carbon scăzut, calmate cu aluminiu destinate ambutisării**, *Cercetări Metalurgice*, vol. 15, 1974, ICEM București
- [52] *** **Acciai speciali**, Breda Catalog, Ediția 1971
- [53] Wusatowski, Z. **Bazele laminării**, Editura Tehnică, București, 1983
- [54] Weber, K., H. **Berechnung Watzkraft und Drehmoment beim Kaltwalzen mit und ohne Bandzug**, in *Freiberger Forschungshefte*, B49, Berlin, 1960
- [55] Popescu, V.I. **Forjarea și extruziunea metalelor și aliajelor**, Editura Didactică și Pedagogică, București, 1976
- [56] Popescu, V., I., Drăghici, S. **Contribuții cu privire la clasificarea stării de tensiune care se creează în timpul refulării**, *Metalurgia*, 4/1991
- [57] Nădășan, S. și colectiv **Oboseala metalelor**, Editura Tehnică, București, 1962
- [58] Vacu, S., și colectiv **Elaborarea oțelurilor aliate**, vol. I, Editura Tehnică București, 1980
- [59] Gubkin, S.I. **Deformarea plastică a metalelor**, *Metallurgizdat*, Moscova, 1980
- [60] Petrescu, M. **Thermodynamics and Structure in Materials Science**, Departament of Engineering Sciences, Editura Politechnical University, Bucharest, 1996
- [61] Geru, N. **Analiza structurii materialelor metalice**, Editura Tehnică, București, 1991
- [62] Bunea, D. **Studiul materialelor**, Editura U.P. București, 1993
- [63] Tăpălagă, I., Berce, P., Achimaș, G. **Extrudarea metalelor la rece**, Editura Dacia, Cluj Napoca, 1986
- [64] Buhler, H.A. **Curbe de curgere ale oțelurilor nealiat și aliate**, *Industrie Anzeiger*, 100/1968

- [65] Buzdugan, G. **Manualul inginerului mecanic**, Editura Tehnică, București, 1974
- [66] Cheșa, S. și alții **Mărci și produse din oțel**, Editura Tehnică, București, 1989
- [67] Constantinescu, I.N., și alții **Măsurarea mărimilor mecanice cu ajutorul tensometriei**, Editura tehnică, București, 1989
- [68] Golovin, V.A., și alții **Producția și fabricația pieselor prin deformare plastică la rece**, INIT, 1968
- [69] Laska, R. **Ecruisarea și exponentul de ecruisare al oțelurilor cu un conținut bogat în carbon**, *Werkstatt und Betrieb*, 8/1971
- [70] Poluhin, P.I., și alții **Prelucrarea metalelor la rece în construcția de mașini**, Ed. Mașinostroienie, Moscova, 1983
- [71] Teodorescu, M., Zgură, G. **Tehnologia presării la rece**, Editura Didactică și Pedagogică, București, 1979
- [72] Tomsen, E., și alții **Procese mecanice de deformare plastică a metalelor**, traducere din limba engleză, Ed. Mașinostroienie, 1969
- [73] Tripșa, I., și alții **Mică enciclopedie de metalurgie**, Editura Didactică și Pedagogică, București, 1979
- [74] Goraș, G. **Metalurgie fizică elementară**, Editura Tehnică, București, 1976
- [75] *** **De Ferri Metalographia, vol. III, Solidification and Deformation of Steels**, Institute de Recherches de la Siderurgie Français, IRSID, 1977
- [76] Chelu, G., Gheban, N. **Evidențierea neuniformității deformației la extrudarea barelor rotunde și țevilor**, *Metalurgia*, 6/1993
- [77] Drăgan, I., Nistor, A. **Descrierea evoluției rezistenței la deformare în domeniul de deformare la semicald cu ajutorul unor regresii liniare multiple**, *Metalurgia*, 6/1993
- [78] Wehner, T., Fatemi, A. **Effects of mean stress on fatigue behavior of a hardened carbon steel**, *International Journal of Fatigue*, May 1991
- [79] Xia, Z., Ellyin, F. **Nonproportional multiaxial cyclic loading, Experiments and constitutive modelling**, *Journal of Applied Mechanics, Transactions ASME*, June 1991
- [80] Gurev, A.V., Dudkina, N.G., Fedorov, A.V. **Effects of electromechanical hardening on mechanical properties of carbon steel**, *Soviet Materials Science*, November 1990
- [81] Szacinski, A.M., Thompson, P.E. **Comparison of effect on material properties on growth of wrinkles in sheet metal during forming and their removal**, *Materials Science and Technology*, March 1991
- [82] Bleckwedel, A., Schrader, H., Kunze, H.D. **Beschreibung von Ver und Entfestigungsvorgängen Stähle mit Hilfe von Fließkurven**, *Fraunhofer Institut für Angewandte Material-forschung*, Bremen, Germany, *Steel Research*, nr. 62, 1991
- [83] Wang, X., Yang, L., Yang, D., Lei, T. **Strengthening mechanism of cold drawing deformation of a Steel 1020 dual-phase wire**, *Proceedings of the Annual Convention of the Wire Association International*, Boston, 1990
- [84] Johnson, P.E., Schmitt, J.H., Vincent, S.A., Morris, J.W.jr. **Effect of prestrain temperatures on dislocation cell formation and subsequent tensile behavior in low carbon steel sheets**, *Scripota Metalurgica et Materialia*, aug. 1990
- [85] White, C.S., Bronkhorst, C.A., Anand, L. **Improved isotropic-kinematic hardening model for moderate deformation metal plasticity**, *Mechanics of Materials*, nov. 1990
- [86] Adie, J.F., Harper, S. **Hydrostatisches Strangpresen**, in *Zeitschrift für Metallkunde*, Germany, 1971
- [87] Fiorentino, J. **Comparison of cold, warm and hot extrusion by conventional and hydrostatic methods**, in *Metal Forming*, England 2/1973
- [88] Rostokev, W., și alții **Interpretation of Metallographic Structures**, Academic Press, New York, 1977

- [89] Petrescu, N., și alții **Science des materiaux, transformations et traitements**, Editura U.P.București, 1995
- [90] Cănanău, N., Gurău, G. **Comportarea la deformare a materialelor metalice. Ecuații constitutive**, Editura "Eureka", Brăila, 1996
- [91] Frost, H.J., Ashby, M.E. **Deformation Mechanism Maps**, Pergamon, Paris-Oxford-New York, 1982
- [92] Samoilescu, S. **Stadiul actual al cercetării neuniformității deformației la laminare**, referat nr. 1. București 1969
- [93] Samoilescu, S. **Cercetări privind corelația dintre factorii care influențează neuniformitatea deformației și calitatea laminatelor**, Teza de doctorat, București
- [94] Drăgulescu, D., Brândeș, L. **Asupra ecuațiilor de bază ale deformării metalelor**, Volumul "A XI-a sesiune de comunicări științifice și referate" Constanța 28- 29 mai, 1988
- [95] Popescu, V.I., Drăghici, S. **Contribuții cu privire la clasificarea stării de tensiune care se creează în timpul refulării**, Metalurgia nr. 4 1991
- [96] Petre Doina Elena **Experimentarea unor soluții de creștere a capacității de rezistență a laminatelor din oțeluri carbon**, Referat nr. 2, Hunedoara 1994
- [97] Petre Doina Elena **Stabilirea de corelații între parametrii de deformare plastică la rece și caracteristicile care definesc domeniul de utilizare a laminatelor**, Referat nr. 3, Hunedoara 1994
- [98] Ilca, I., Petre, Doina **Study upon the Uneven Characteristics of Hardening in the Cross-Section of Round Bars, based on Determination of the Vickers Hardness**, Buletinul Științific al Universității "Politehnica" Timișoara, Tomul 42 (56) Fascicola I, 1997
- [99] Ilca, I., Petre, D. **Considerations on the Resistance to Cold Deformation of Mild Steels. Yield Curves**, Buletinul Științific al Universității "Politehnica" Timișoara, Tomul 42 (56) Fascicola II, 1997
- [100] Petre, D. **Metode de determinare a coeficienților de ecruisare la deformarea la rece a oțelurilor carbon**, Simpozionul internațional "Tradiții și perspective în școala românească de metalurgie" București, 1998
- [101] Petre, D. **The Influence of the Elaboration and Plastic Deformation Conditions upon the Tenacity of Some All Purpose Steels**, Buletinul Științific al Universității "Politehnica" Timișoara, Tomul 45 (59) Fascicola I, 2000
- [102] Petre, D. **Durificarea structurală a oțelurilor carbon moi prin aplicarea unei deformări la rece, pe generatoare, cu grade mici de deformare**, Simpozionul internațional "Tradiții și perspective în școala românească de metalurgie" București, 2000
- [103] Petre, D. **Considerații privind efectul deformării plastice la rece cu grade mici de deformare asupra neuniformității deformației la oțeluri cu conținut scăzut de carbon**, Galați, 2000
- [104] Petre, D. **Neuniformitatea deformației la oțeluri cu conținut scăzut de carbon deformate plastic la rece**, Hunedoara 2000
- [105] *** **STAS 563-89 - Sârmă rotundă din oțel laminat la cald**
- [106] *** **STAS 438/1-80 - Oțel beton laminat la cald**
- [107] *** **STAS 500/2-80 - Oțel de uz general pentru construcții**
- [108] *** **STAS 6951-81 Incercarea de tracțiune**

Anexa I**Repartizarea durtății pe suprafața probelor cu 0,12 % C și cu 0,22 % C**

			131	132	132	147	146	148	146	147	132	132	131			
		133	133	136	137	148	147	146	147	148	137	137	133	133		
	113	119	130	134	144	146	146	146	146	146	144	144	130	119	113	
	117	118	121	132	138	148	148	147	148	148	138	138	121	118	117	
113	121	113	120	130	143	145	146	144	146	145	143	143	120	113	121	113
112	120	112	120	136	140	146	146	143	146	146	140	140	120	112	120	112
110	120	116	123	132	142	145	147	146	147	145	142	142	123	116	120	110
108	110	118	118	132	139	145	144	144	144	145	139	139	118	118	110	108
107	107	117	118	129	143	142	144	145	144	142	143	143	118	117	107	107
109	113	114	121	132	146	139	144	146	144	139	146	146	121	114	113	109
110	111	114	120	131	146	144	147	148	147	144	146	146	120	114	111	110
	110	116	124	132	145	146	147	146	147	146	145	145	124	116	110	
	112	114	128	133	140	142	143	145	143	142	140	140	128	114	112	
		114	122	134	147	148	143	145	143	148	147	147	122	114		
			127	135	143	146	140	145	140	146	143	143	127			

Fig. I.1. Repartizarea durtății Vickers pe secțiunea probei din oțel cu 0,12%C, deformat cu $\epsilon_d = 3 \%$

			127	132	137	137	132	137	132	137	137	137	137			
		126	127	133	139	142	143	139	143	142	139	139	139	126		
	120	125	132	134	137	143	145	148	145	143	137	137	137	125	120	
	116	125	135	143	148	147	145	155	145	147	148	148	148	125	116	
115	123	127	129	139	150	147	150	151	150	147	150	150	150	127	123	115
118	124	127	134	142	148	148	150	151	150	148	148	148	148	127	124	118
122	125	127	134	145	144	147	151	151	151	147	144	144	144	127	125	122
118	124	129	134	142	146	147	151	148	151	147	146	146	146	129	124	118
124	123	129	136	140	148	150	151	153	151	150	148	148	148	129	123	124
122	127	132	135	139	148	150	153	153	153	150	148	148	148	132	127	122
125	122	133	135	139	147	152	151	155	151	152	147	147	147	133	122	125
	127	133	135	138	150	155	151	151	151	155	150	150	150	133	127	
	127	132	133	138	147	152	150	156	150	152	147	147	147	132	127	
		137	134	140	151	148	147	151	147	148	151	151	151	137		
			133	142	151	145	147	144	147	145	151	151	151			

Fig. I.2. Repartizarea durtății Vickers pe secțiunea probei din oțel cu 0,12%C, deformat cu $\epsilon_d = 10 \%$

		144	148	157	153	146	145	144	144	144	145	146	153	157	148	144		
	130	132	144	153	155	154	150	146	144	146	150	15	155	153	144	132	130	
	132	136	148	153	161	155	157	147	151	147	157	155	161	153	148	136	132	
130	135	136	143	152	161	153	157	151	156	151	157	153	161	152	143	136	135	130
132	131	135	139	151	155	155	156	160	160	160	156	155	155	151	139	135	131	132
131	134	135	145	143	153	157	157	160	161	160	157	157	153	143	145	135	134	131
133	134	136	146	145	151	153	156	157	164	157	156	153	151	145	146	136	134	133
133	131	137	143	147	151	151	157	162	164	162	157	151	151	147	143	137	131	133
132	131	137	143	147	153	156	165	165	165	165	165	156	153	147	143	137	131	132
135	137	137	143	148	156	152	161	165	165	165	161	152	156	148	143	137	137	135
	136	139	142	146	161	155	161	162	165	162	161	155	161	146	142	139	136	
	137	130	132	139	148	148	155	160	156	160	155	148	148	139	132	130	137	
		129	129	139	153	151	148	150	147	150	148	151	153	139	129	129		

Fig. I.3. Repartizarea durtății Vickers pe secțiunea probei din
oțel cu 0,12%C,deformat cu $\epsilon_d = 13 \%$

		146	146	155	151	148	147	148	151	155	146	146		
	140	147	150	155	156	156	162	156	156	155	150	147	140	
133	134	142	145	153	158	161	166	161	158	153	145	142	134	133
134	136	143	148	148	161	161	166	161	161	148	148	143	136	134
134	136	140	146	146	161	162	168	162	161	146	146	140	136	134
134	134	144	146	153	157	161	172	161	157	153	146	144	134	134
133	133	146	146	148	151	156	167	156	151	148	146	146	133	133
132	135	145	150	150	158	153	156	153	158	150	150	145	135	132
	131	140	153	156	161	147	158	147	161	156	153	140	131	
		143	150	146	153	150	148	150	153	146	150	143		

Fig. I.4. Repartizarea durtății Vickers pe secțiunea probei
din oțel cu 0,12%C, deformat cu $\epsilon_d = 17 \%$

		137	155	161	164	164	160	162	157	162	160	164	164	161	155	137		
	131	133	155	161	162	167	169	165	162	165	169	167	162	161	155	133	131	
133	133	137	156	162	162	175	171	172	162	172	171	175	162	162	156	137	133	133
134	137	144	151	160	160	171	171	167	168	167	171	171	160	160	151	144	137	134
136	135	142	151	152	156	167	169	165	164	165	169	167	156	152	151	142	135	136
136	133	137	152	151	164	167	171	169	168	169	171	167	164	151	152	137	133	136
134	134	137	151	155	164	169	167	169	169	169	167	169	164	155	151	137	134	134
134	135	139	152	155	167	173	167	169	167	169	167	173	167	155	152	139	135	134
133	133	139	147	151	168	168	167	171	171	171	167	168	168	151	147	139	133	133
	133	133	151	151	169	162	169	165	167	165	169	162	169	151	151	133	133	
		134	156	157	164	162	157	158	156	158	157	162	164	157	156	134		

Fig. I.5. Repartizarea durtății Vickers pe secțiunea probei din
oțel cu 0,12%C, deformat cu $\epsilon_d = 28\%$

		142	149	158	160	158	156	156	158	156	158	156	156	158	160	158	149	142
		141	149	158	158	158	158	161	161	167	161	161	158	158	158	158	149	141
140	140	147	158	160	160	162	162	166	179	166	162	162	160	160	158	147	140	140
139	139	146	154	158	160	161	165	171	179	171	165	161	160	158	154	146	139	139
138	139	147	152	156	161	161	162	165	179	165	162	161	161	156	152	147	139	138
138	138	141	159	158	160	158	158	158	171	158	158	158	160	158	159	141	138	138
	139	148	158	160	160	158	157	160	166	160	157	158	160	160	158	148	139	
	138	144	158	160	160	156	156	160	156	160	156	156	160	160	158	144	138	

Fig. I.6. Repartizarea durtății Vickers pe secțiunea probei din
oțel cu 0,12%C, deformat cu $\epsilon_d = 40\%$

155	161	162	162	168	172	165	168	162	162	155
155	167	167	167	165	164	168	165	165	165	155
155	165	162	168	168	165	168	169	162	167	156
165	160	162	168	169	169	162	168	162	158	155
156	160	157	162	165	168	169	168	158	160	154
156	158	157	168	165	165	168	165	153	160	156
155	165	153	168	165	172	168	165	157	161	155
155	164	157	168	168	162	165	165	157	164	155
156	164	158	168	165	162	168	168	158	161	158

Fig. I.7. Repartizarea durtății Vickers pe secțiunea probei din
oțel cu 0,22%C, deformat cu $\epsilon_d = 7\%$

161	160	221	201	197	200	219	162	164
168	173	214	210	197	206	214	173	168
165	175	203	216	227	227	216	178	165
164	178	206	219	234	224	219	177	169
168	180	206	219	234	227	219	178	173
169	169	190	212	206	190	190	169	168
164	167	195	193	183	183	195	165	165

Fig. I.8. Repartizarea durtății Vickers pe secțiunea probei din oțel cu 0,22%C, deformat cu $\epsilon_d = 21\%$

171	188	210	193	188	193	210	185	168
172	185	204	223	212	225	197	188	171
168	187	197	225	232	232	201	185	175
175	185	209	232	237	232	209	190	175
175	186	206	237	232	225	212	187	171
175	190	214	208	209	209	208	185	173
173	185	214	237	210	214	214	187	172

Fig. I.9. Repartizarea durtății Vickers pe secțiunea probei din oțel cu 0,22%C, deformat cu $\epsilon_d = 30\%$

167	180	201	206	206	201	201	206	206	180	172
172	180	206	208	203	206	206	208	201	179	167
173	183	201	210	229	221	221	229	206	185	173
169	187	210	214	216	221	216	217	214	185	167
167	185	214	210	221	227	220	210	210	185	169
169	185	210	208	201	206	208	210	201	187	167
171	180	195	206	193	195	195	195	200	180	170

Fig. I.10. Repartizarea durtății Vickers pe secțiunea probei din oțel cu 0,22%C, deformat cu $\epsilon_d = 40\%$

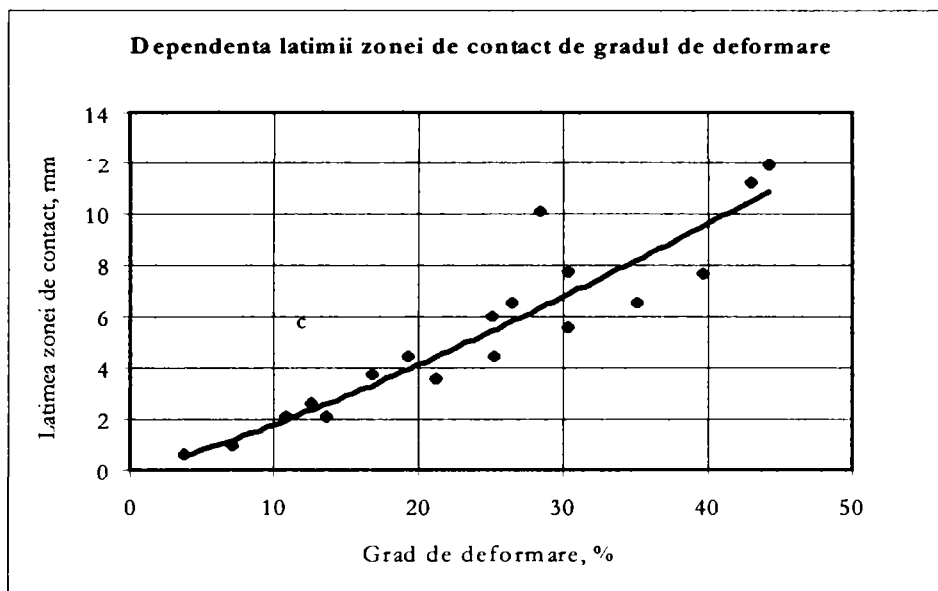
Anexa II – Mărimi caracteristice ale evoluției geometriei probelor deformate

Fig. II.1. Dependenta lății zonei de contact de gradul de deformare

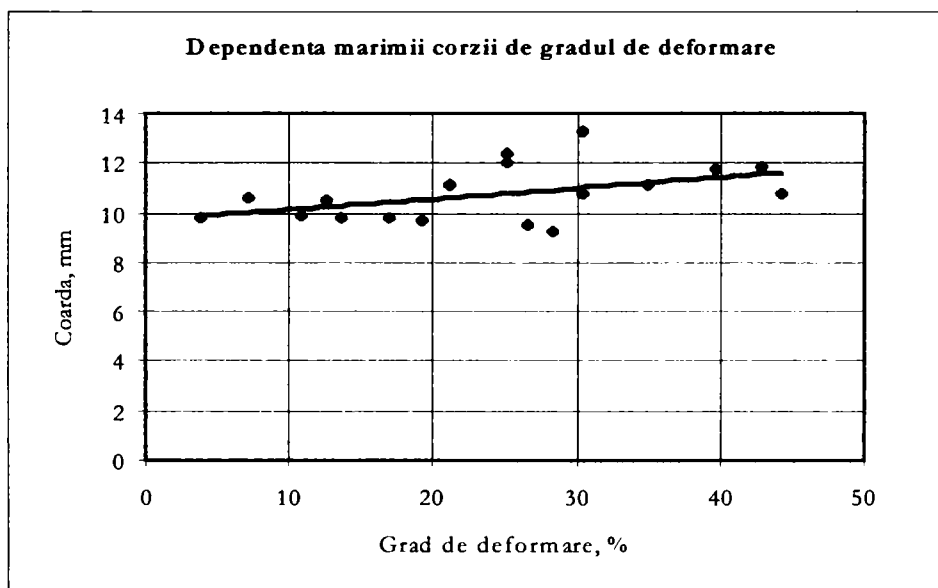


Fig. II.2. Dependenta mărimii corzii de gradul de deformare

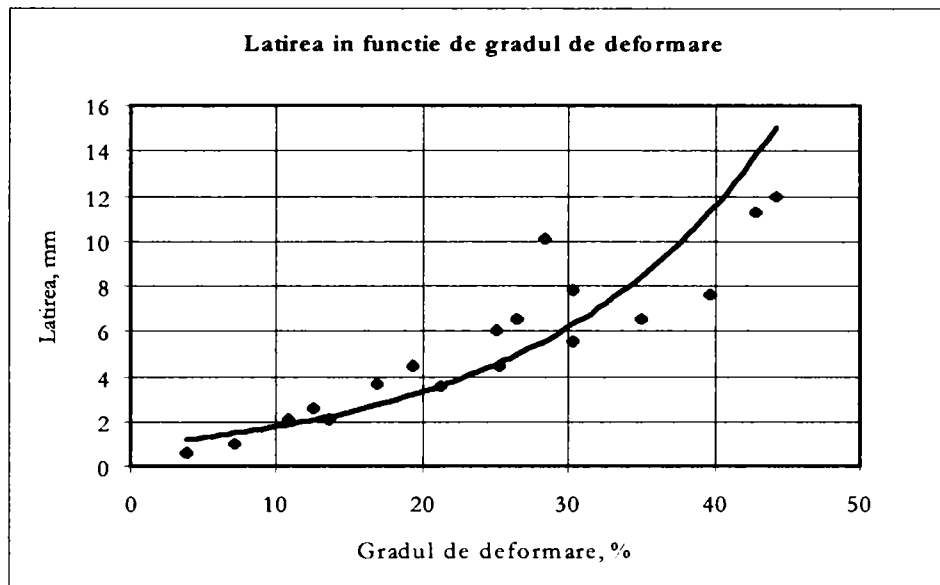


Fig. II.3. Lățirea în funcție de gradul de deformare

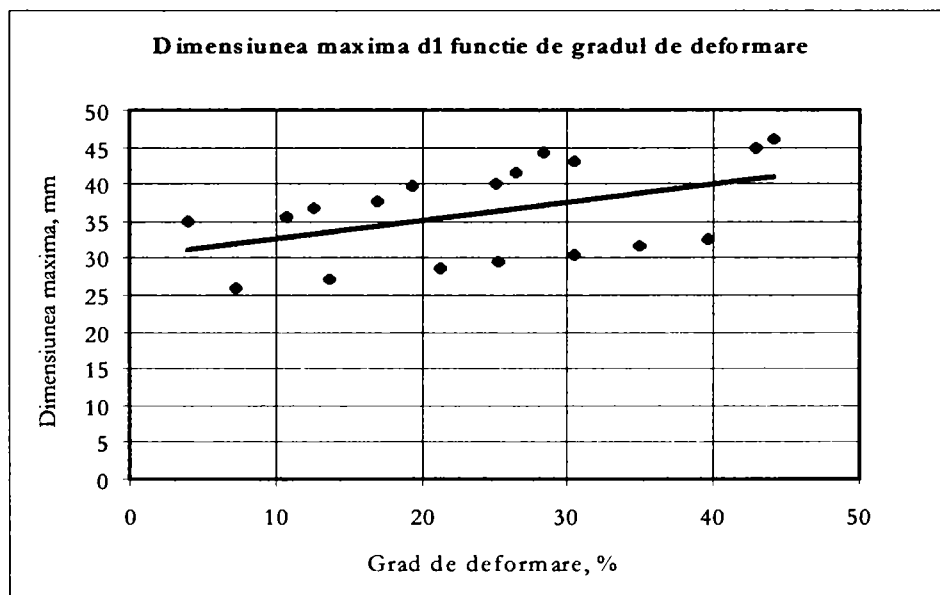


Fig. II.4. Dependența dimensiunii maxime a laminatului de gradul de deformare

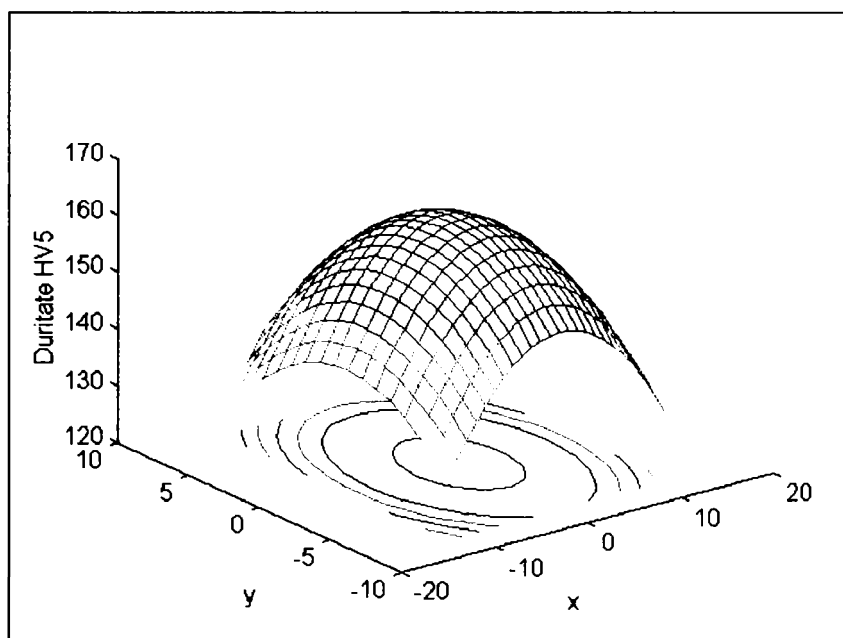
Anexa III**Suprafețele de variație a durtății pe secțiunea probelor deformate**

Fig. III.1. Distribuția durtăților pe suprafața probelor din oțel cu 0,02 % C deformate cu $\epsilon = 15\%$

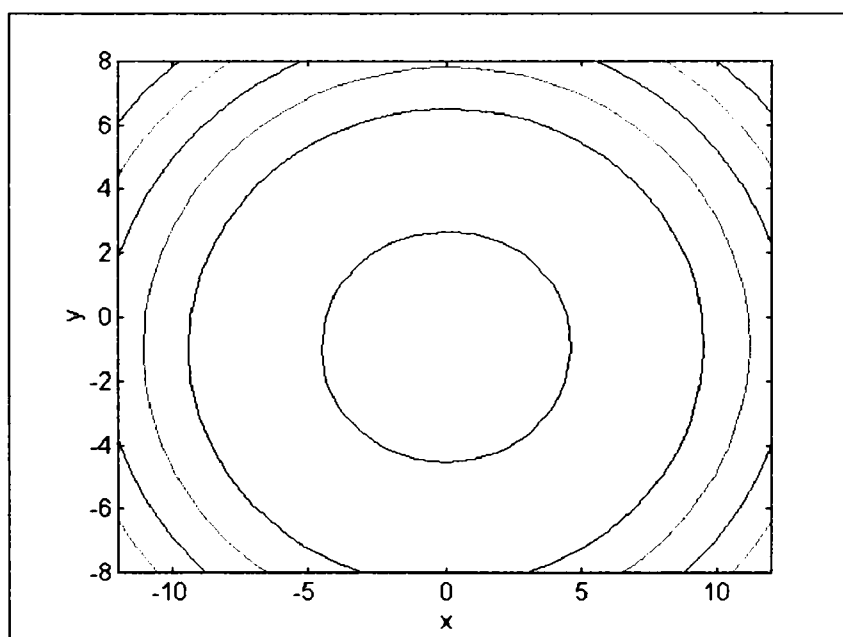


Fig.III.2. Curbele de izodurtate corespunzătoare suprafeței din figura III.1

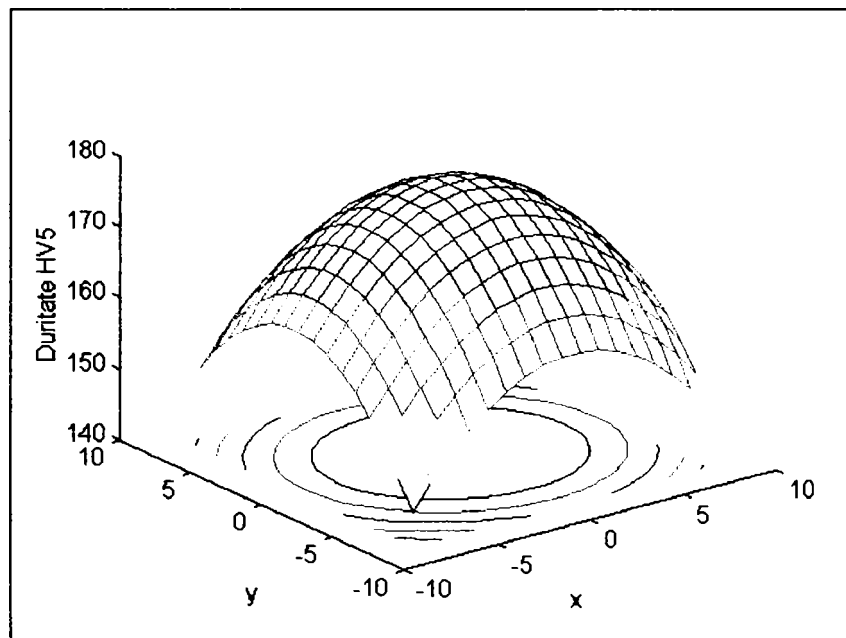


Fig. III.3. Distribuția durităților pe suprafața probelor din oțel cu 0,02 % C deformatate cu $\epsilon = 35\%$

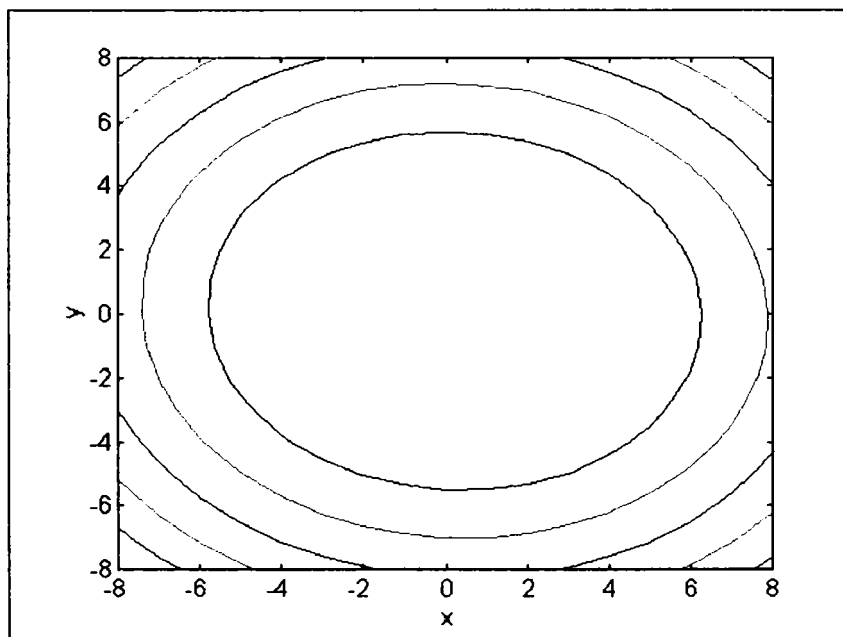


Fig.III.4. Curbele de izoduritate corespunzătoare suprafeței din figura III.3

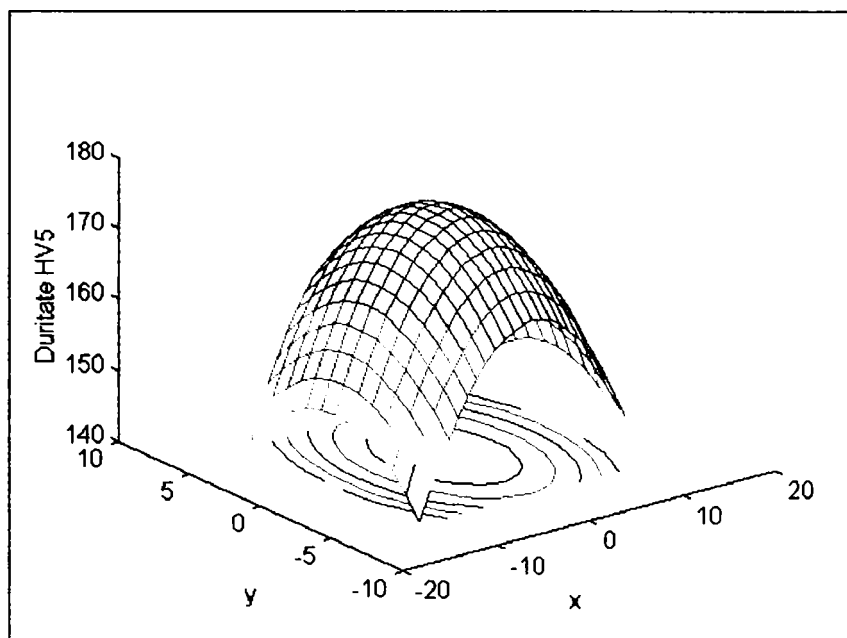


Fig. III.5. Distribuția duriților pe suprafața probelor din oțel cu 0,02 % C deformată cu $\varepsilon = 40\%$

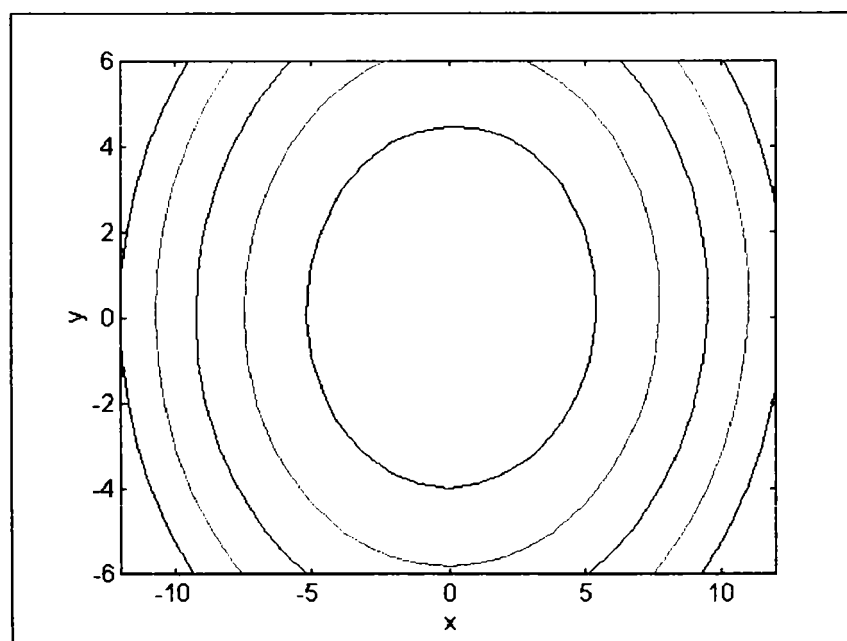


Fig.III.6. Curbele de izoduritate corespunzătoare suprafeței din figura III.5

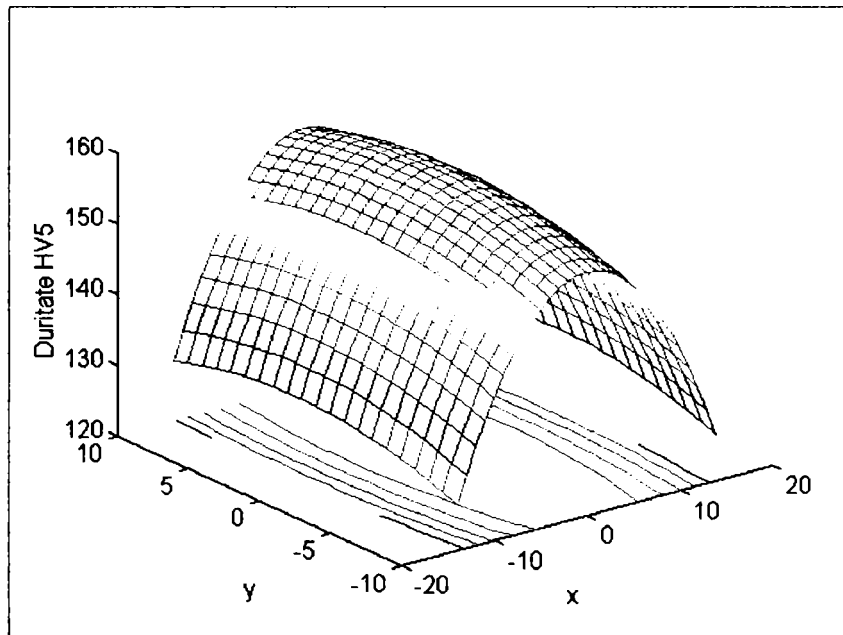


Fig. III.7. Distribuția durităților pe suprafața probelor din oțel cu 0,12 % C deformată cu $\varepsilon = 10\%$

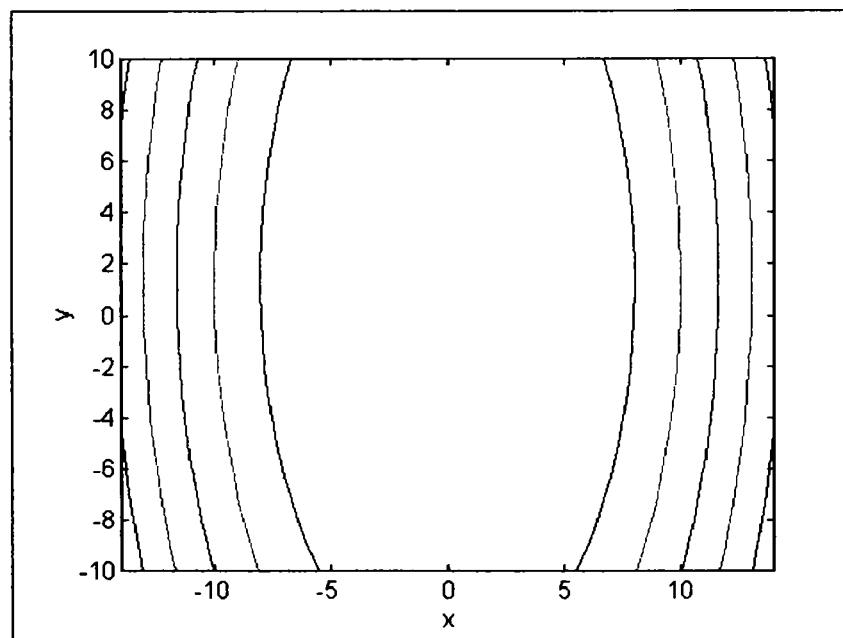


Fig.III.8. Curbele de izoduritate corespunzătoare suprafeței din figura III.7

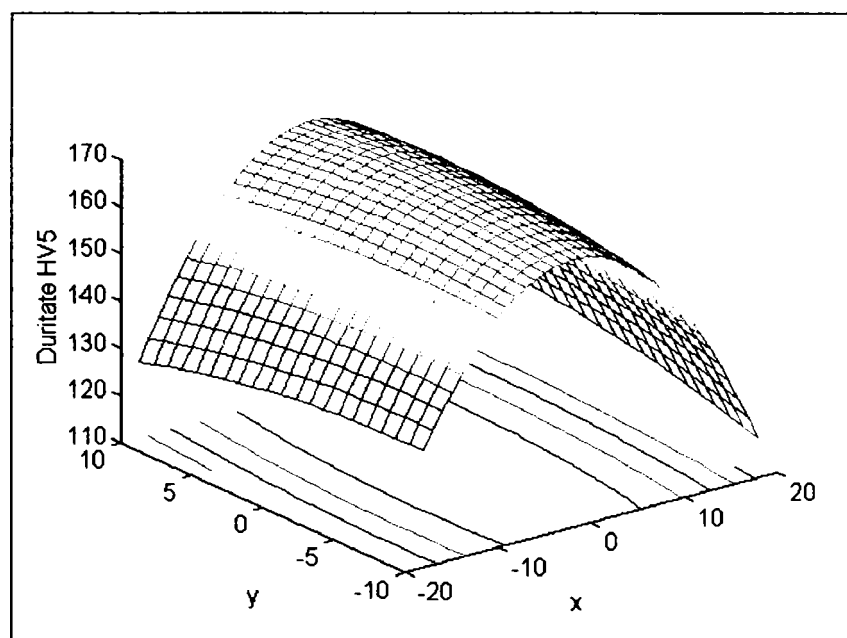


Fig. III.9. Distribuția duriților pe suprafața probelor din oțel cu 0,12 % C deformate cu $\varepsilon = 17\%$

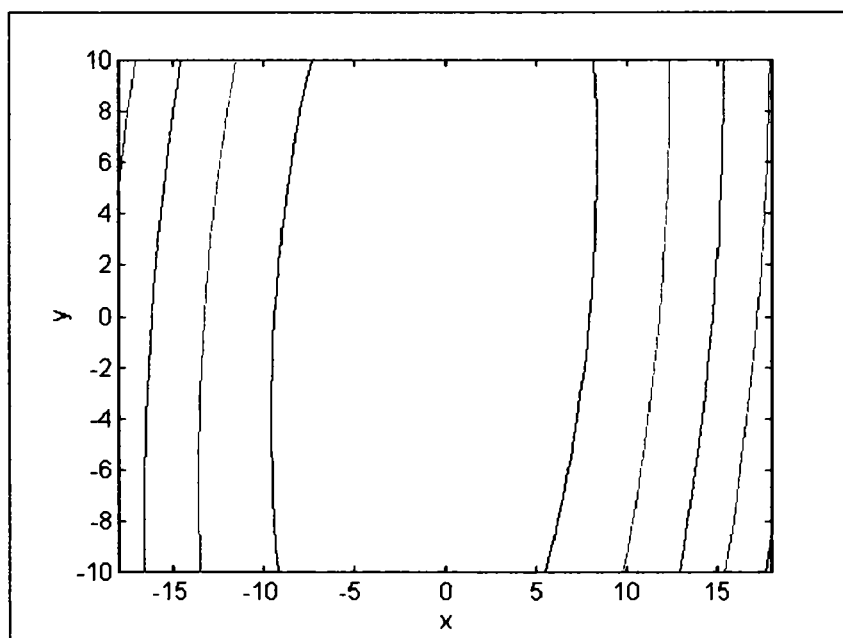


Fig.III.10. Curbele de izoduritate corespunzătoare suprafeței din figura III.9

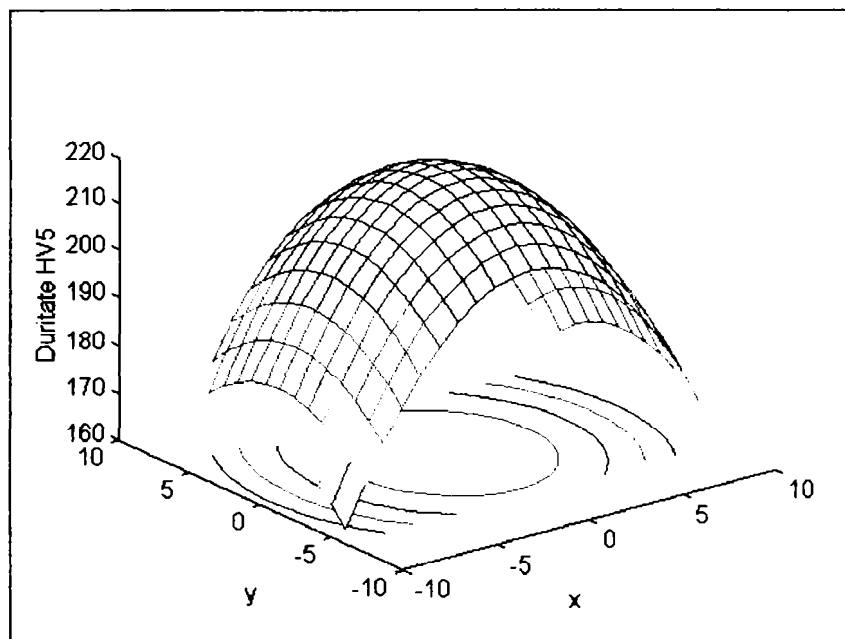


Fig. III.21. Distribuția durităților pe suprafața probelor din oțel cu 0,22 % C deformatate cu $\epsilon = 40\%$

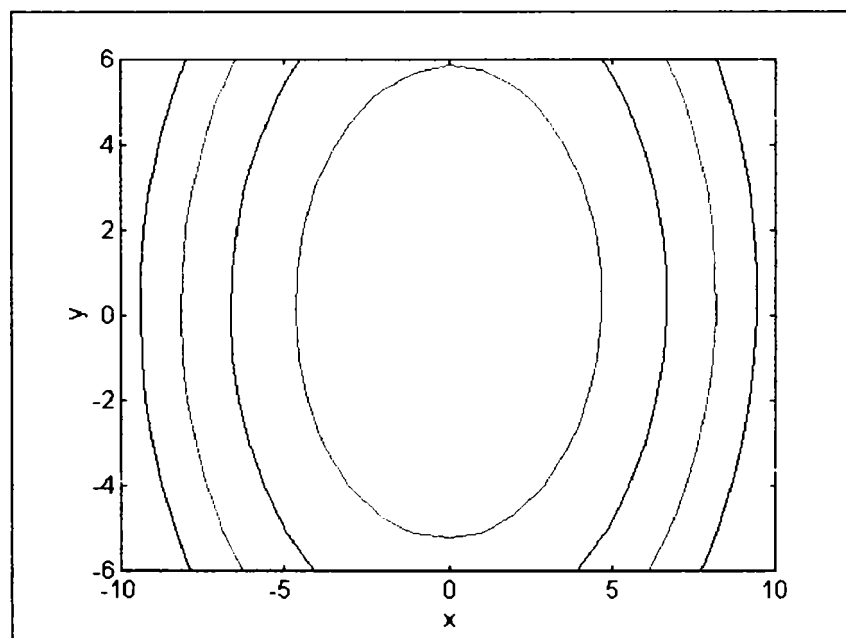


Fig.III.22. Curbele de izoduritate corespunzătoare suprafeței din figura III.21

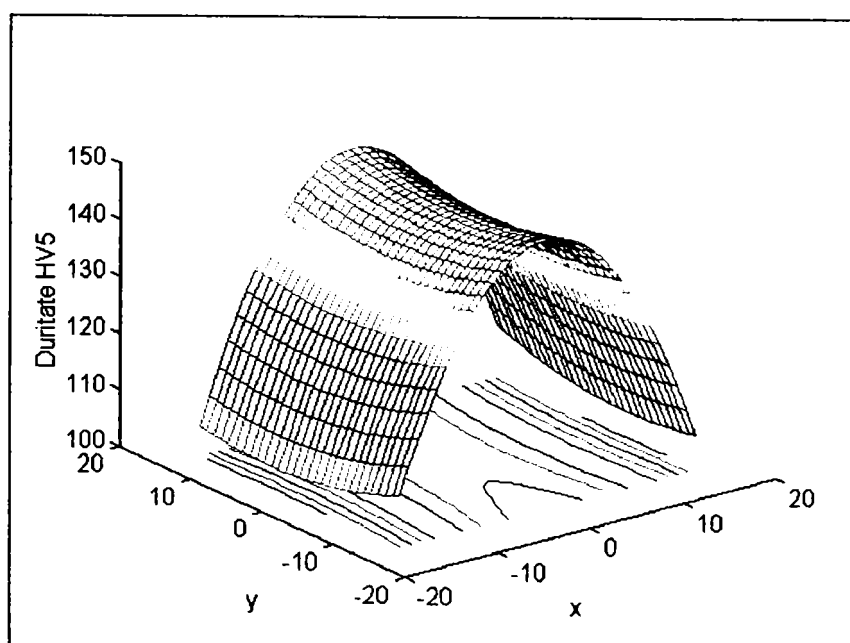


Fig. III.11. Distribuția durităților pe suprafața probelor din oțel cu 0,12 % C deformată cu $\epsilon = 24\%$

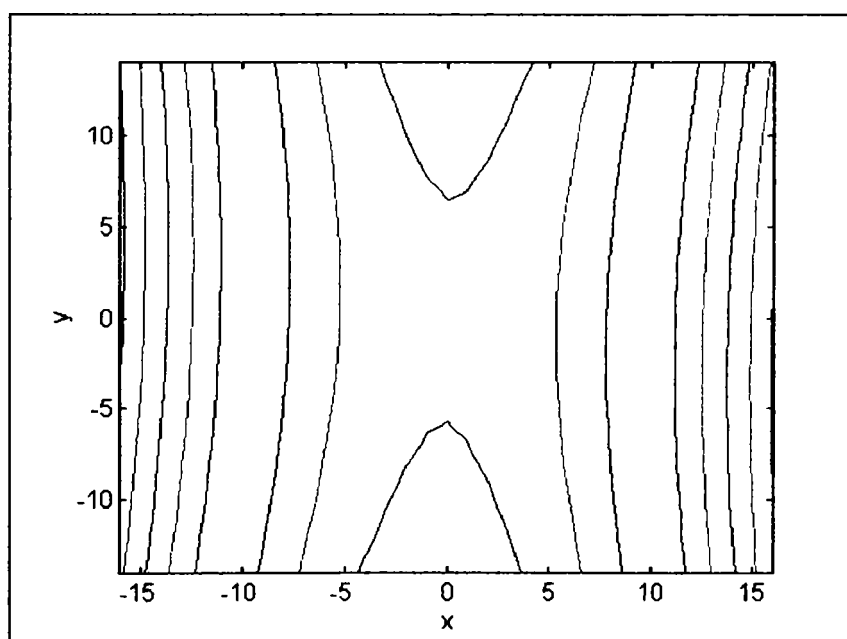


Fig.III.12. Curbele de izoduritate corespunzătoare suprafeței din figura III.11

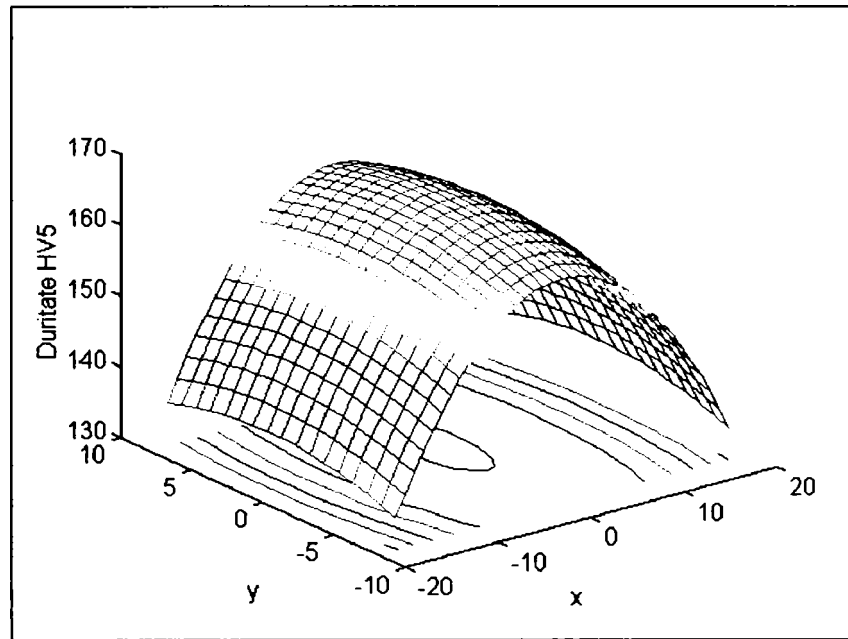


Fig. III.13. Distribuția duriților pe suprafața probelor din oțel cu 0,12 % C deformate cu $\varepsilon = 30\%$

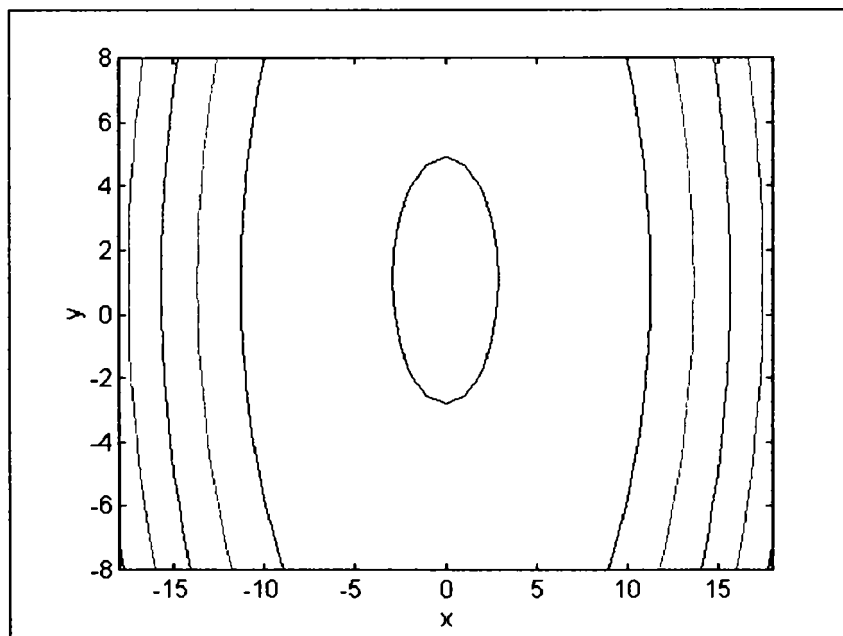


Fig.III.14. Curbele de izoduritate corespunzătoare suprafeței din figura III.13

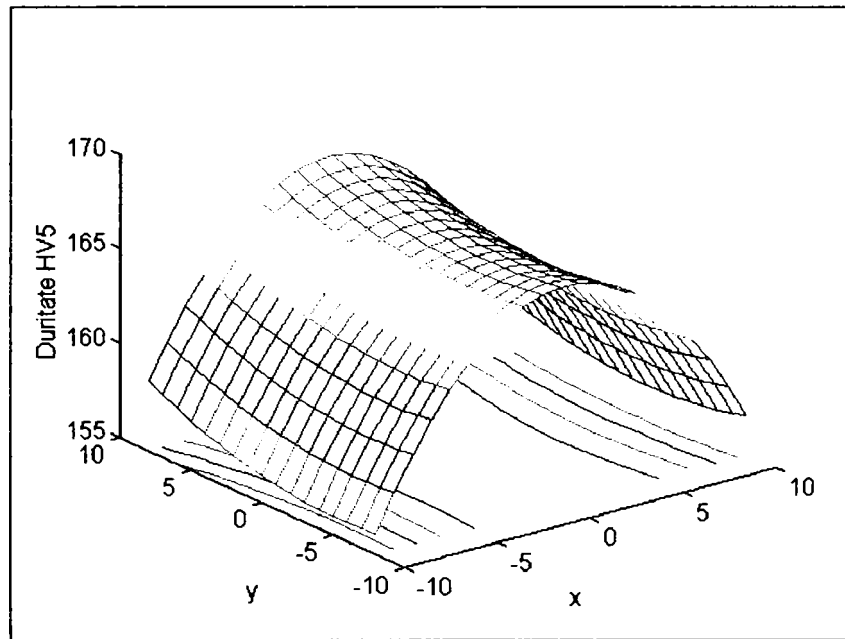


Fig. III.15. Distribuția duriților pe suprafața probelor din oțel cu 0,22 % C deformatate cu $\epsilon = 10\%$

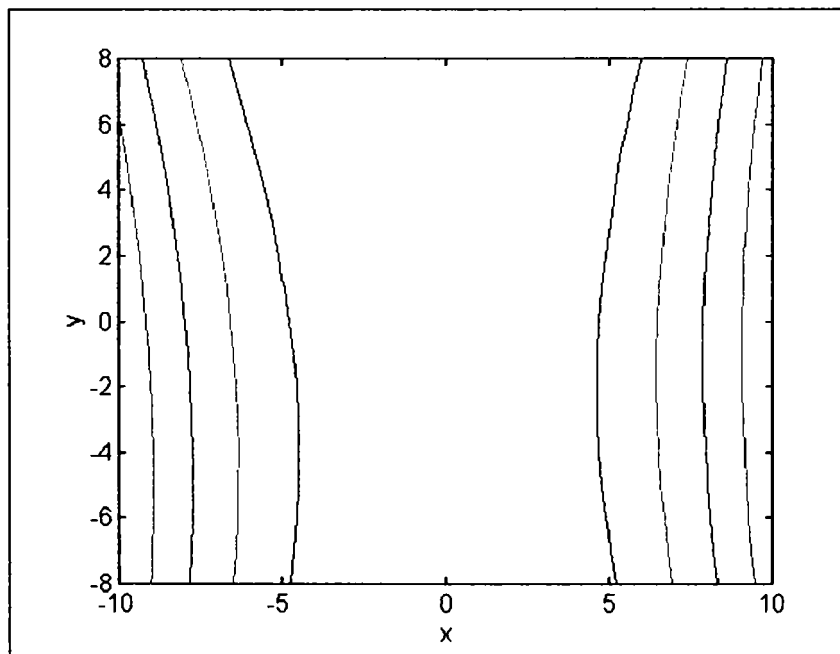


Fig.III.16. Curbele de izoduritate corespunzătoare suprafeței din figura III.15

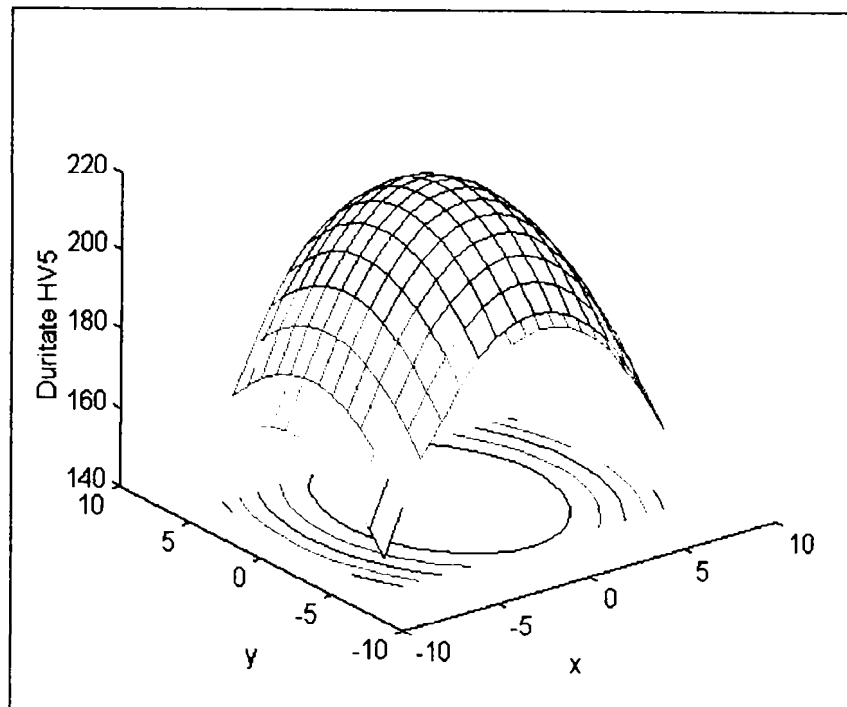


Fig. III.17. Distribuția durițăilor pe suprafața probelor din oțel cu 0,22 % C deformatate cu $\varepsilon = 21\%$

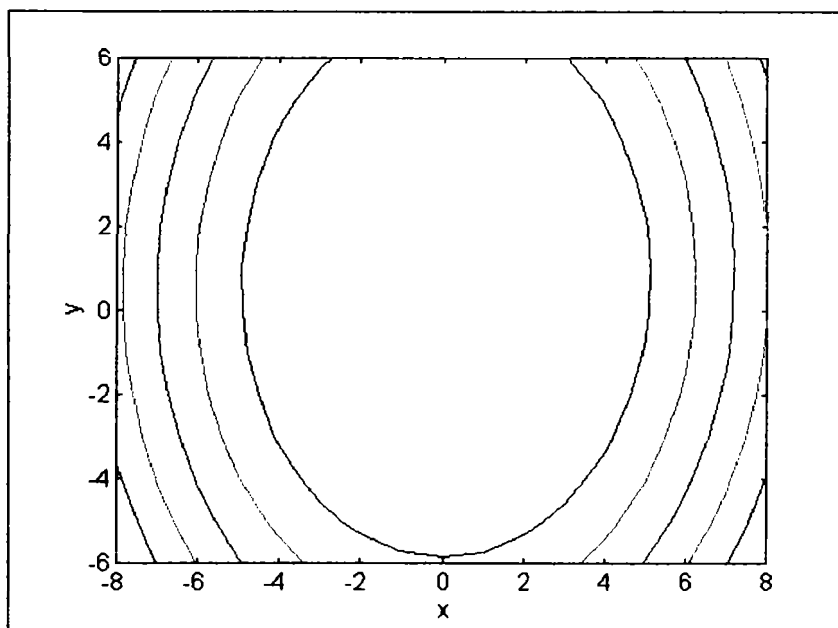


Fig.III.18. Curbele de izoduritate corespunzătoare suprafeței din figura III.17

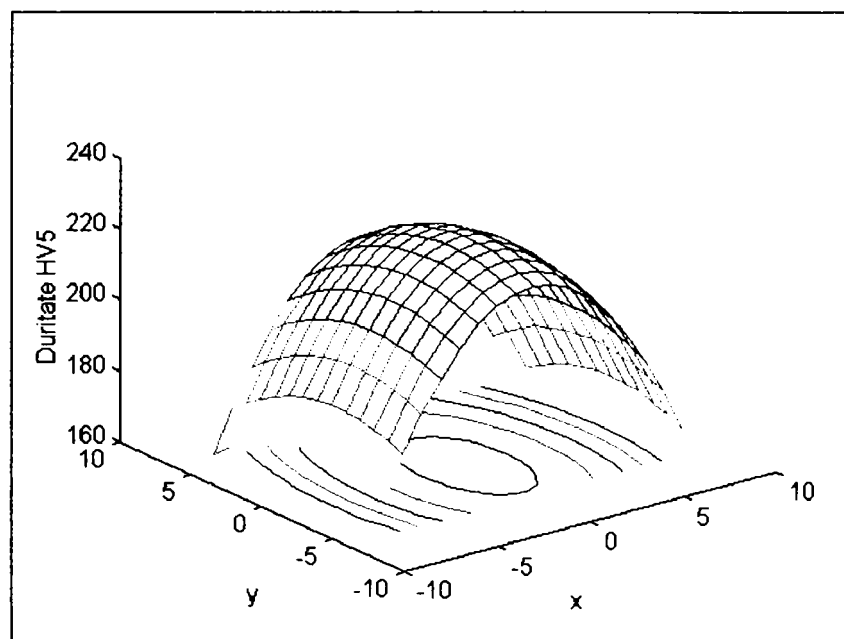


Fig. III.19. Distribuția durițărilor pe suprafața probelor din oțel cu 0,22 % C deformată cu $\varepsilon = 30\%$

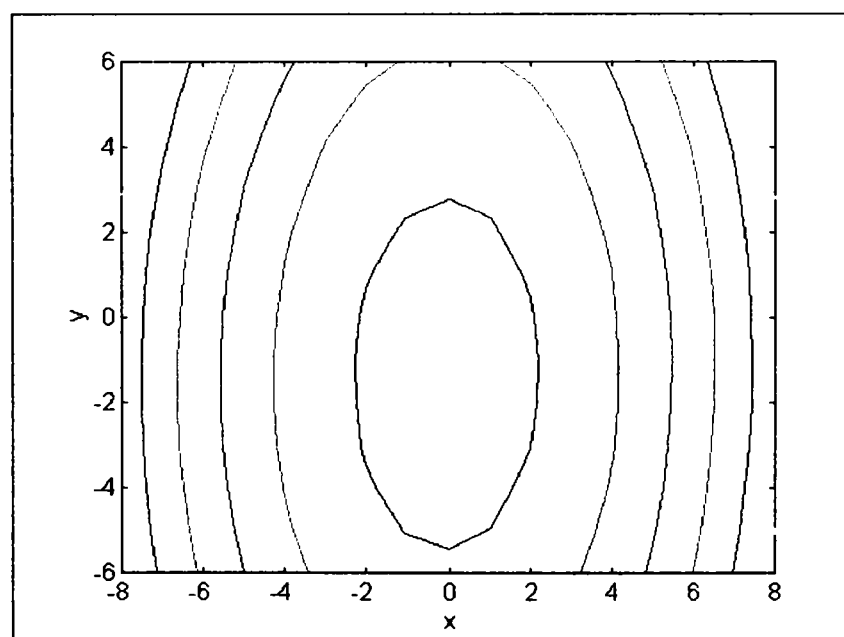


Fig.III.20. Curbele de izoduritate corespunzătoare suprafeței din figura III.19

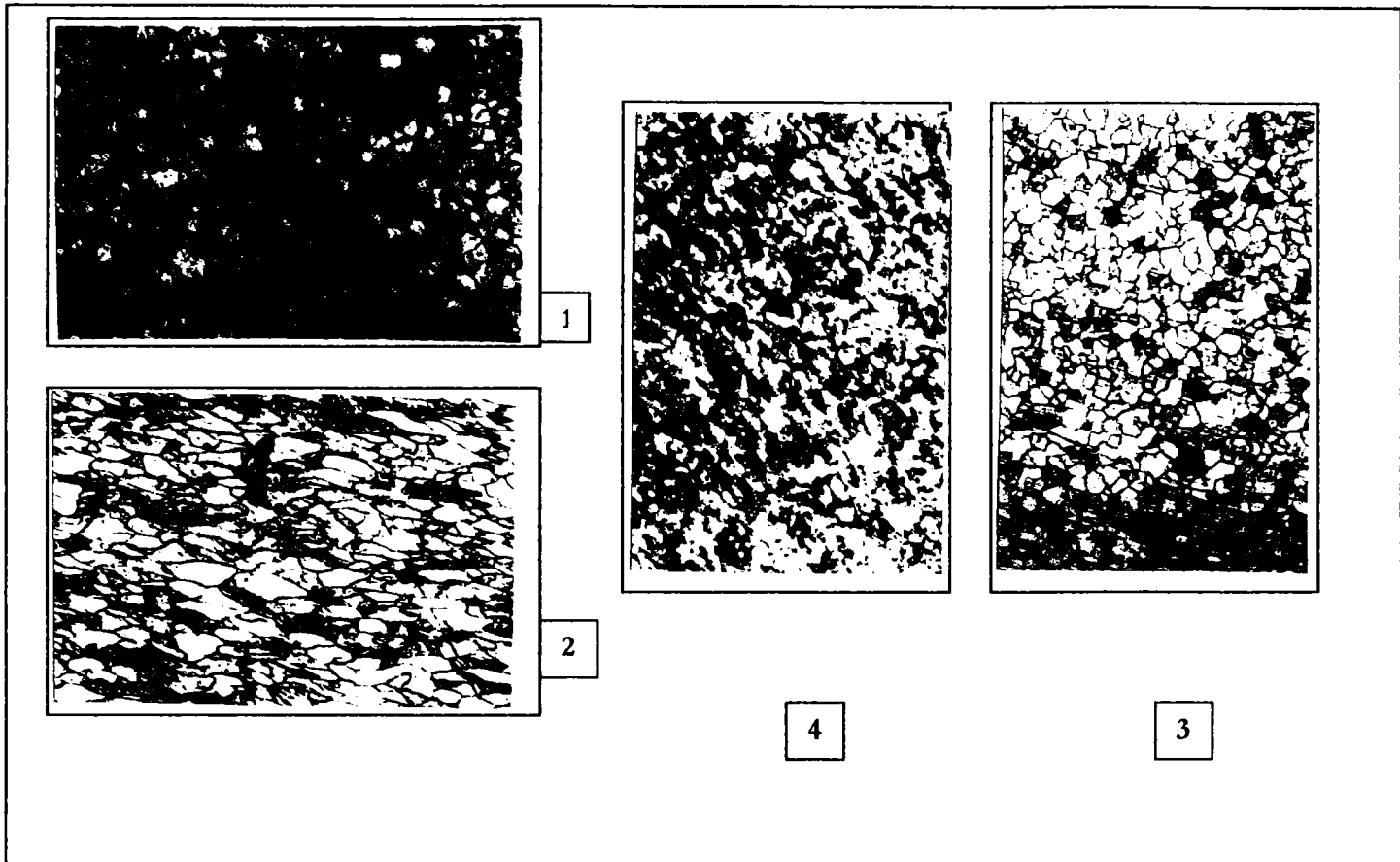
Anexa IV

Fig. IV.1. Microstructura oțelului cu 0,12 % C deformat cu un grad de deformare de 10 %

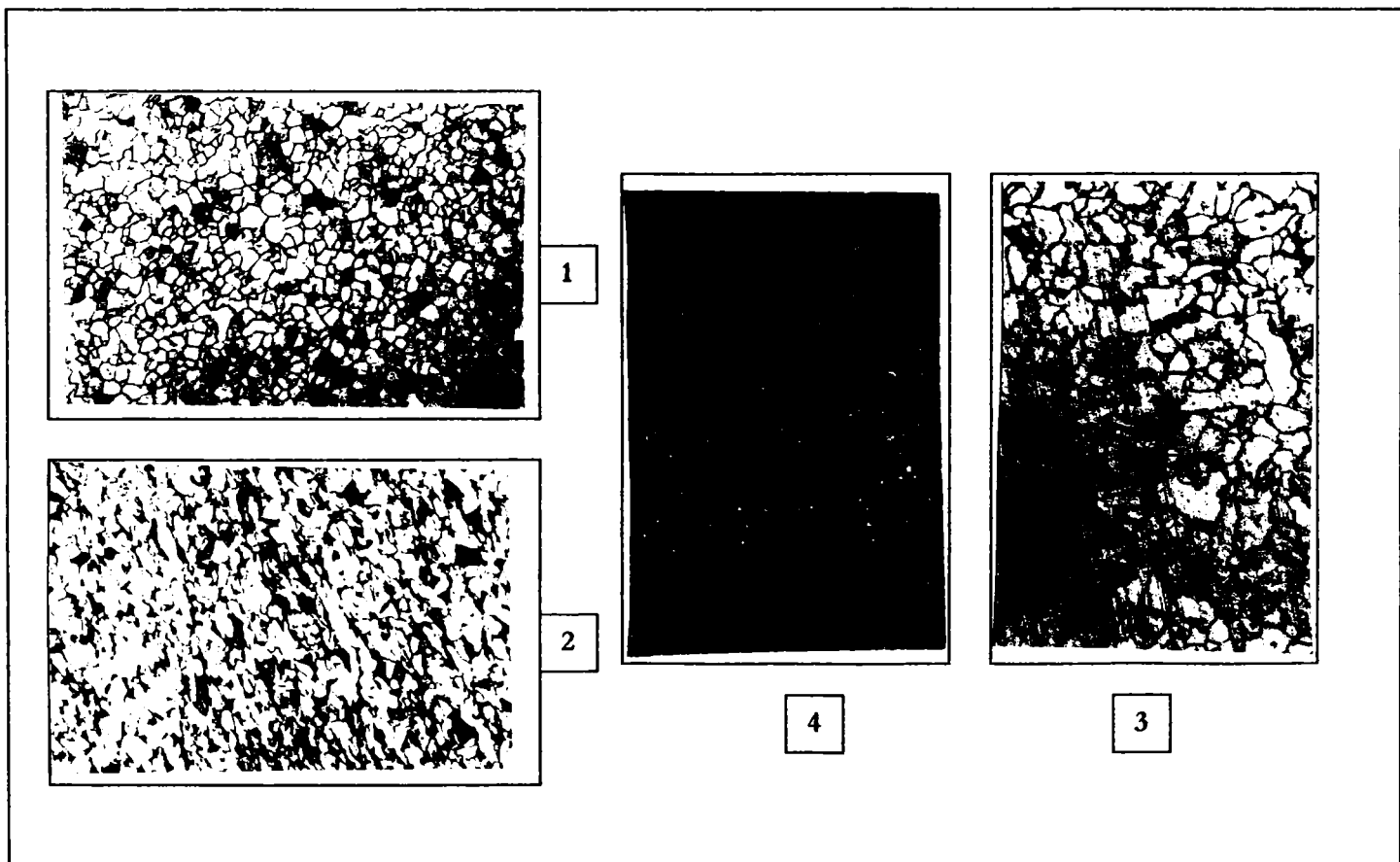


Fig. 2.58. Microstructura oțelului cu 0,12 % C deformat cu un grad de deformare de 17 %

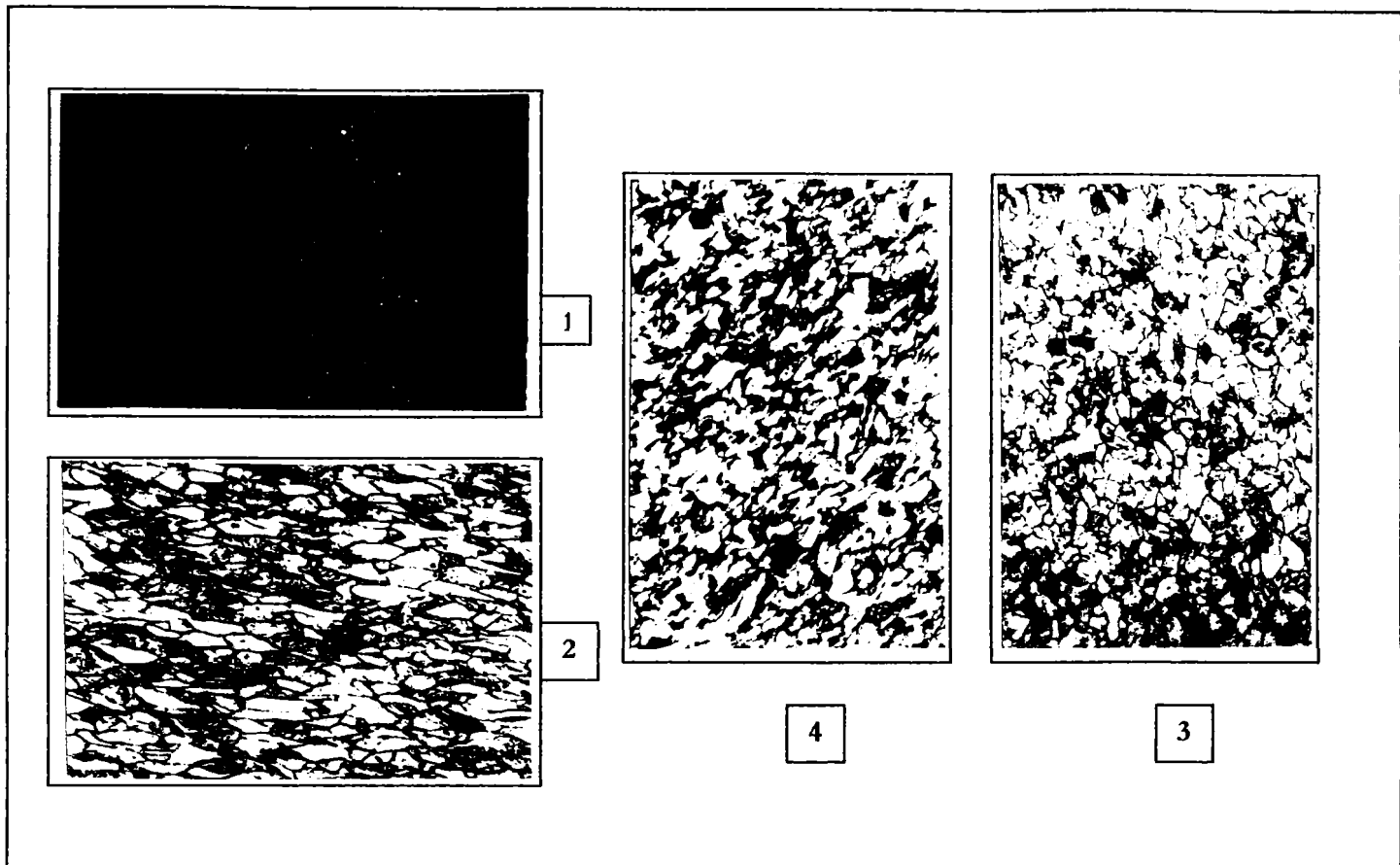


Fig. IV.3. Microstructura oțelului cu 0,12 % C deformat cu un grad de deformare de 24 %

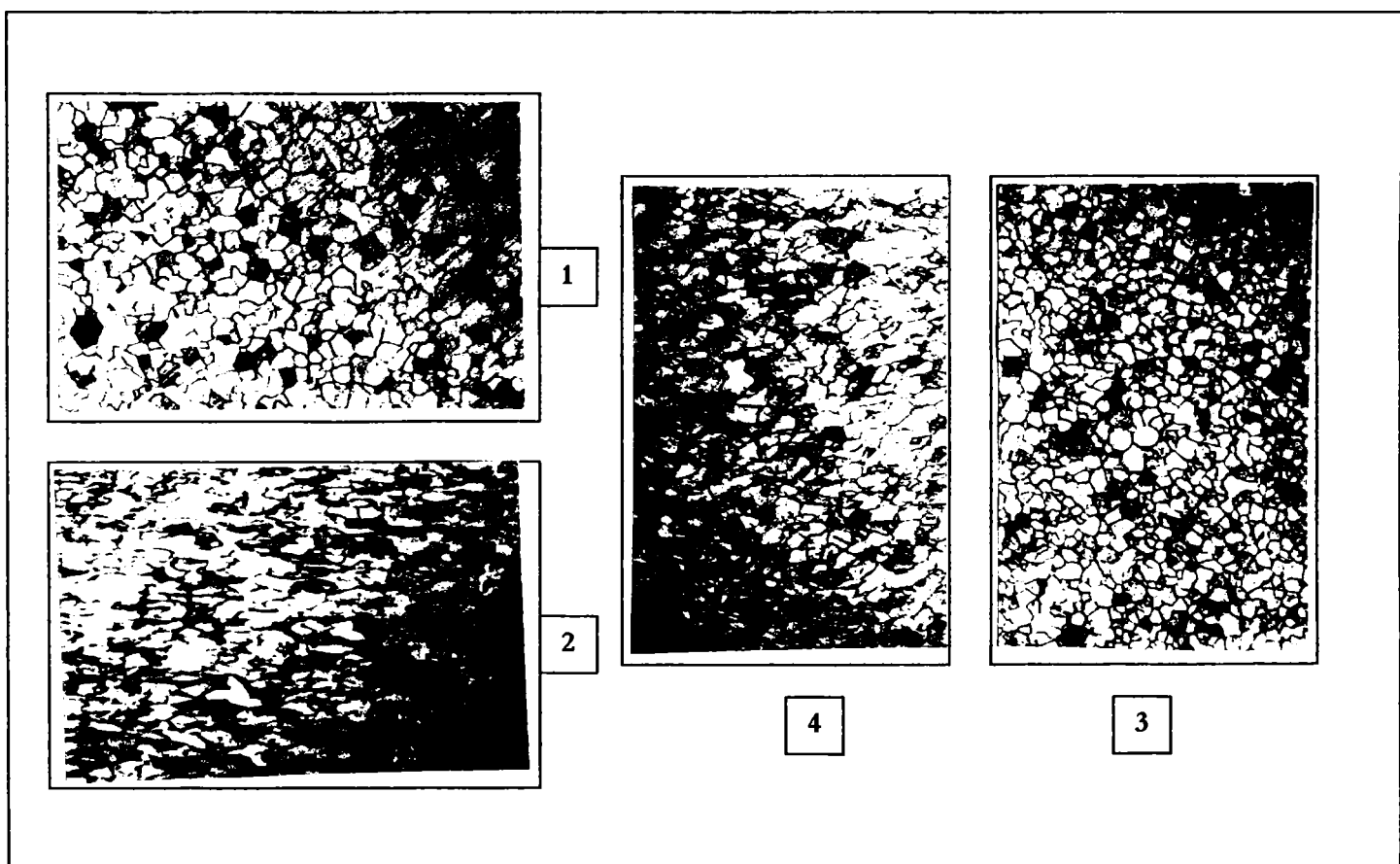


Fig. IV.4. Microstructura oțelului cu 0,12 % C deformat cu un grad de deformare de 30 %

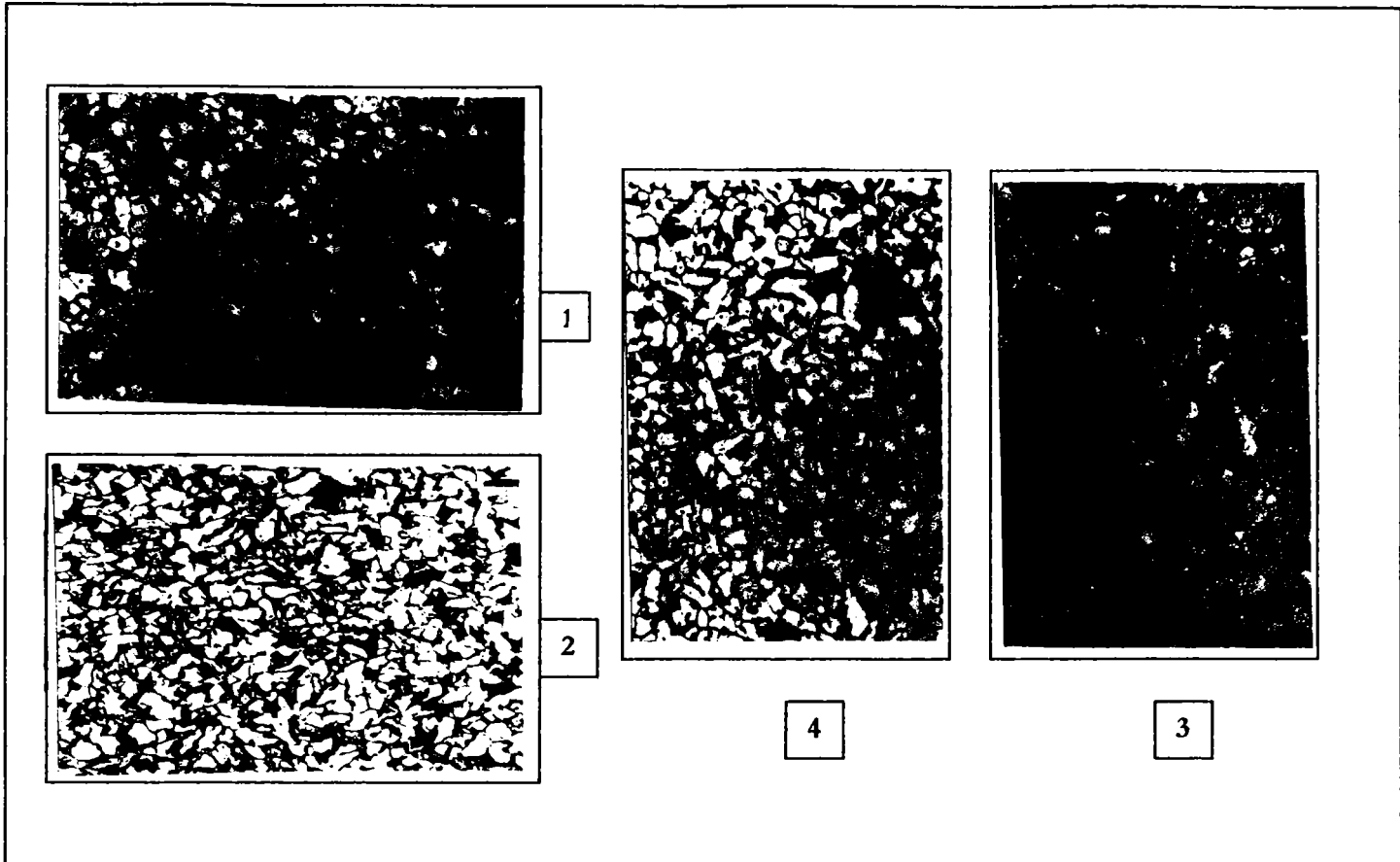


Fig. 2.57. Microstructura oțelului cu 0,02 % C deformat cu un grad de deformare de 10 %

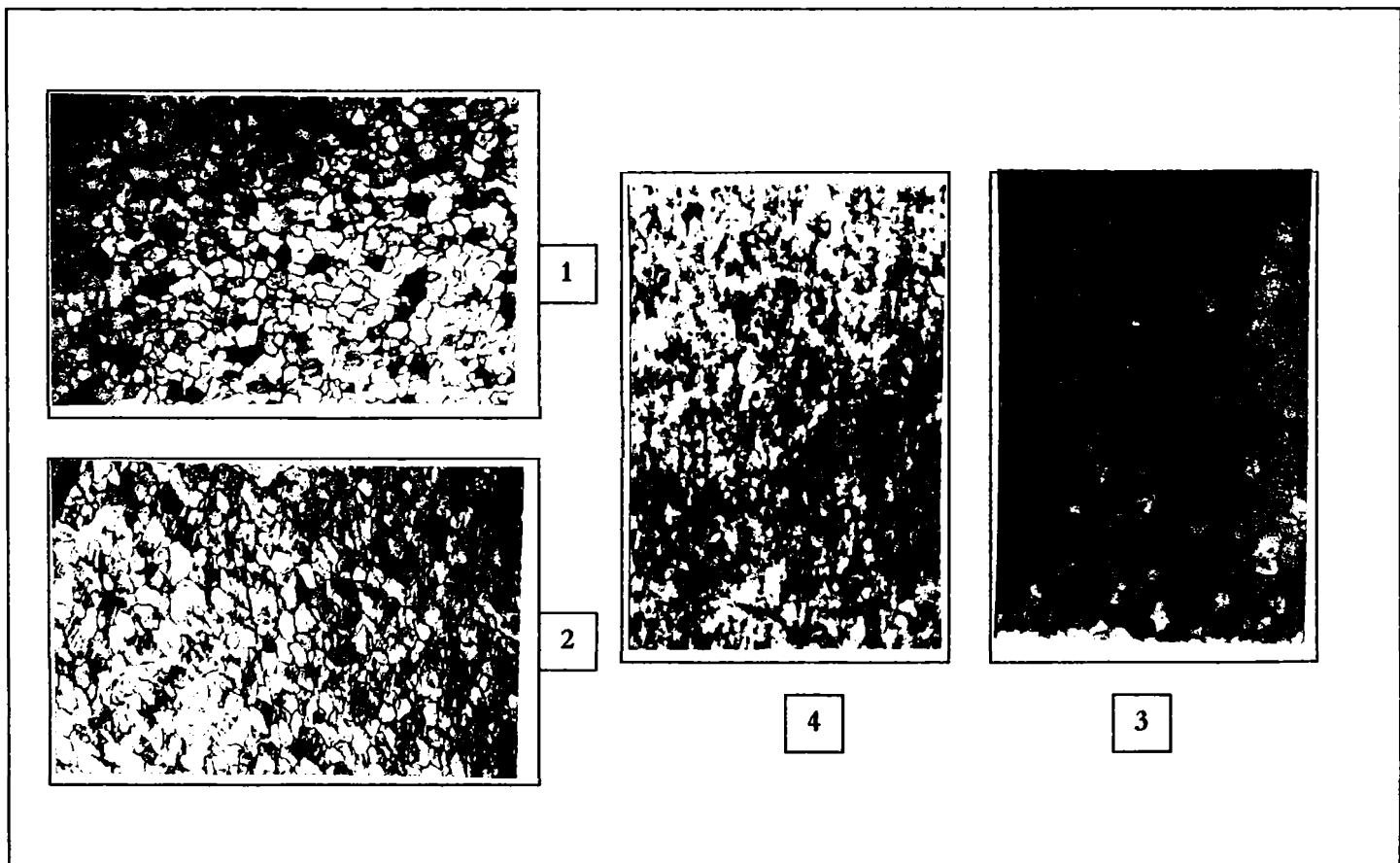


Fig. 2.58. Microstructura oțelului cu 0,02 % C deformat cu un grad de deformare de 20 %

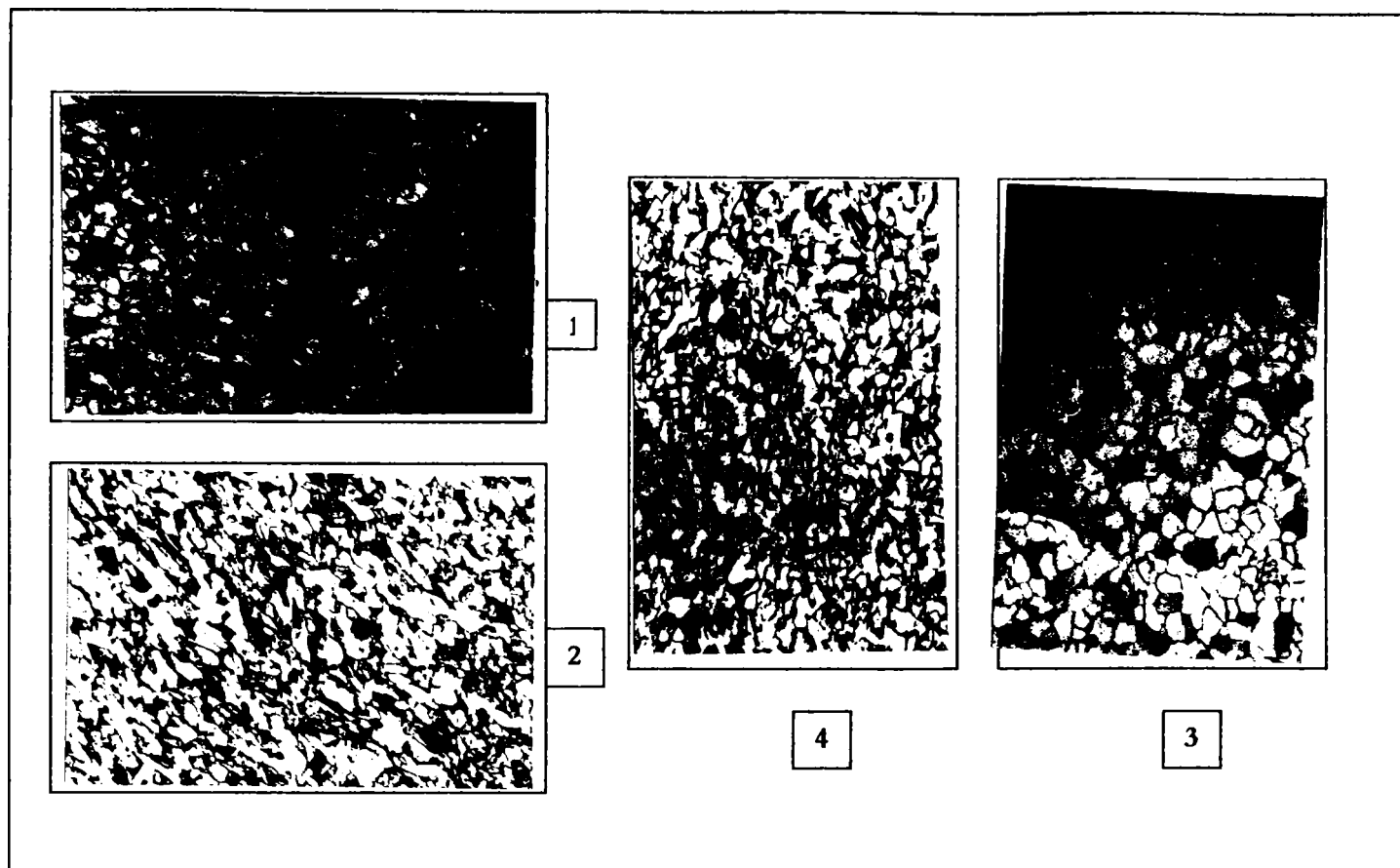


Fig. 2.57. Microstructura oțelului cu 0,02 % C deformat cu un grad de deformare de 2 %

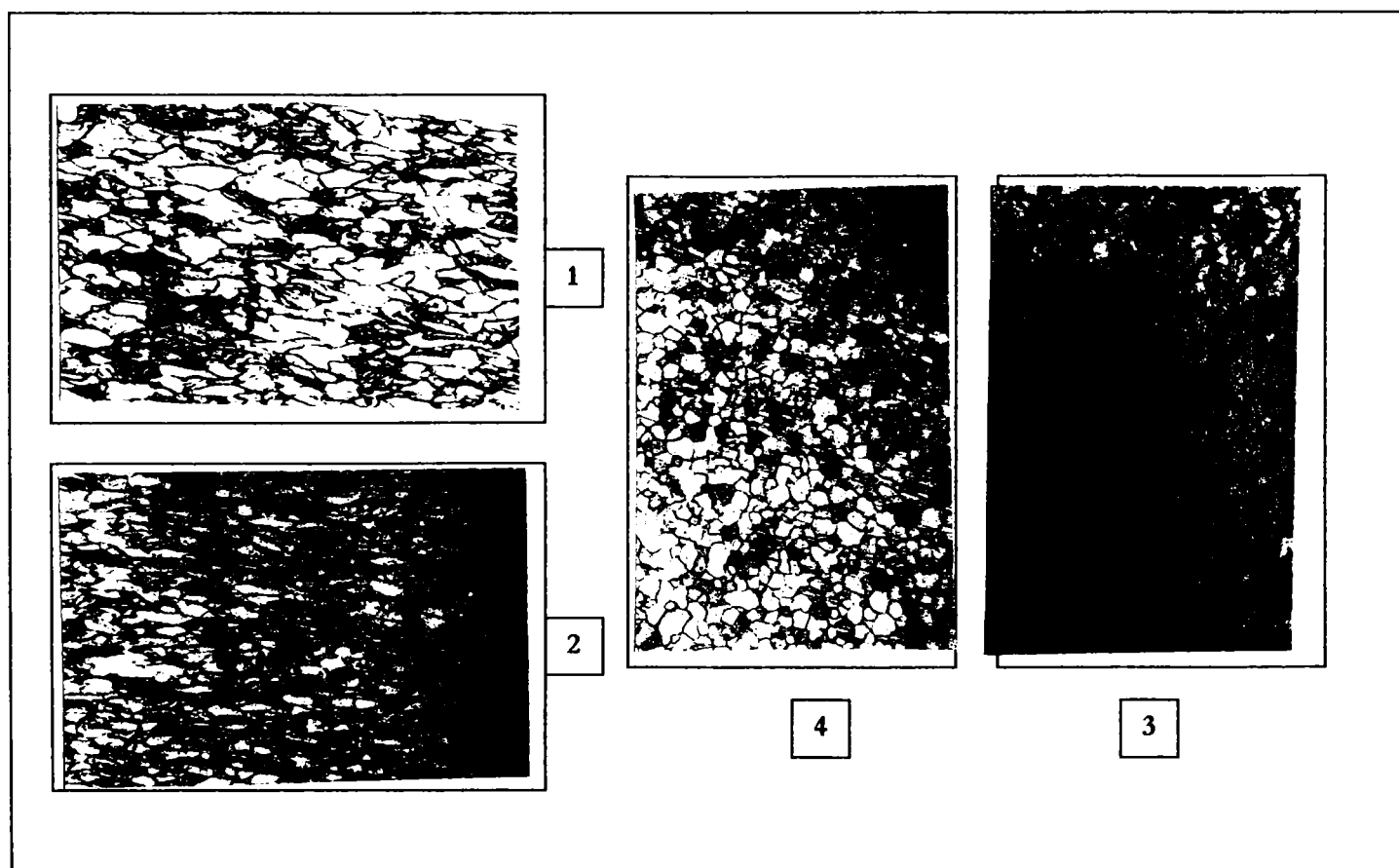


Fig. 2.58. Microstructura oțelului cu 0,02 % C deformat cu un grad de deformare de 30 %

Anexa V

Programe de calcul pentru suprafețele de regresie – cap. III

P III.1 $R_{p0,2}$ în funcție de C, C/Mn, ϵ

TABELUL III.1.1 DATE EXPERIMENTALE

Nr.	C, %	C/Mn	ϵ , %	$R_{p0,2}$
1	0.07	0.21875	0	265
2	0.07	0.21875	5	310
3	0.07	0.21875	18	440
4	0.07	0.21875	26	482
5	0.07	0.21875	30	507
6	0.07	0.21875	35	528
7	0.11	0.22	0	284
8	0.11	0.22	8	351
9	0.11	0.22	16	455
10	0.11	0.22	26	524
11	0.11	0.22	30	561
12	0.11	0.22	35	590
13	0.09	0.16981	0	268
14	0.09	0.16981	9	314
15	0.09	0.16981	13	391
16	0.09	0.16981	26	455
17	0.09	0.16981	31	490
18	0.09	0.16981	36	515
19	0.07	0.20588	0	255
20	0.07	0.20588	3	290
21	0.07	0.20588	16	380
22	0.07	0.20588	23	469
23	0.07	0.20588	28	490
24	0.07	0.20588	36	530
25	0.14	0.26415	0	330
26	0.14	0.26415	3	375
27	0.14	0.26415	13	535
28	0.14	0.26415	25	590
29	0.14	0.26415	32	610
30	0.14	0.26415	38	623
31	0.17	0.35417	0	270
32	0.17	0.35417	3	317
33	0.17	0.35417	13	450
34	0.17	0.35417	17	500
35	0.17	0.35417	28	519
36	0.17	0.35417	30	551
37	0.2	0.23529	0	300
38	0.2	0.23529	2	352
39	0.2	0.23529	8	500
40	0.2	0.23529	15	555
41	0.2	0.23529	25	577
42	0.2	0.23529	30	612
43	0.22	0.33846	0	265
44	0.22	0.33846	3	311
45	0.22	0.33846	13	441
46	0.22	0.33846	17	490
47	0.22	0.33846	28	509
48	0.22	0.33846	30	540

TABELUL III.1.2. LIMITE DE VARIATIE ALE VARIABILELOR

	minim	maxim
C	0.07	0.22
C/Mn	0.1698	0.3542
eps	0	38
Rpo2	255	623

TABELUL III.1.3. VALORILE MEDII SI ABATERILE VARIABILELOR

C	0.1338	0.05453
C/Mn	0.2508	0.06056
eps	17.15	12.59
Rpo2	443	111.7

ECUATIA HIPERSUPRAFETEI DE REGRESIE

$$R_{p0,2} = -5064 * C^2 + -5295 * C / Mn^2 + -0.1725 * eps^2 + -5592 * C * C / Mn + -1.945 * C / Mn * eps + 5.866 * eps * C + 3274 * C + 3606 * C / Mn + 13.75 * eps + -402.5$$

COEFICIENTUL DE CORELATIE

$$r = 0.98194741793971$$

ABATEREA DE LA SUPRAFATA DE REGRESIE

$$s = 21.13597519692213$$

TABELUL III.1.4. COMPARAREA DATELOR EXPERIMENTALE CU CELE TEORETICE

Nr.	C	C/Mn	ϵ	$R_{p0,2}$ exp	$R_{p0,2}$ teor	eroare
1	0.07	0.21875	0	265	251.81	13.18964
2	0.07	0.21875	5	310	316.2	-6.19663
3	0.07	0.21875	18	440	443.23	-3.23343
4	0.07	0.21875	26	482	492.43	-10.42813
5	0.07	0.21875	30	507	508.74	- 1.74496
6	0.07	0.21875	35	528	521.38	6.62198
7	0.11	0.22	0	284	298.23	- 14.23453
8	0.11	0.22	8	351	398.97	- 47.96991
9	0.11	0.22	16	455	477.62	- 22.62392
10	0.11	0.22	26	524	544.89	- 20.88951
11	0.11	0.22	30	561	562.14	- 1.13514
12	0.11	0.22	35	590	575.93	14.07079
13	0.09	0.16981	0	268	225.46	42.54204
14	0.09	0.16981	9	314	337.06	- 23.05518
15	0.09	0.16981	13	391	377.68	13.31662
16	0.09	0.16981	26	455	471.6	- 16.60019
17	0.09	0.16981	31	490	492.2	- 2.19608
18	0.09	0.16981	36	515	504.17	10.83357
19	0.07	0.20588	0	255	239.37	15.62611
20	0.07	0.20588	3	290	279.12	10.88422
21	0.07	0.20588	16	380	415.45	-35.44842
22	0.07	0.20588	23	469	464.71	4.29319
23	0.07	0.20588	28	490	489.54	0.45927
24	0.07	0.20588	36	530	511.33	18.66611
25	0.14	0.26415	0	330	333.06	-3.05929
26	0.14	0.26415	3	375	373.69	1.30693
27	0.14	0.26415	13	535	486.71	48.28736
28	0.14	0.26415	25	590	576.79	13.20671
29	0.14	0.26415	32	610	606.4	3.60359
30	0.14	0.26415	38	623	618.31	4.68532
31	0.17	0.35417	0	270	284.24	-14.23986
32	0.17	0.35417	3	317	324.88	-7.87644
33	0.17	0.35417	13	450	437.91	12.09467
34	0.17	0.35417	17	500	473.46	26.54371
35	0.17	0.35417	28	519	542.76	-23.75716
36	0.17	0.35417	30	551	550.87	0.12796
37	0.2	0.23529	0	300	342.12	-42.11568
38	0.2	0.23529	2	352	370.37	-18.36602
39	0.2	0.23529	8	500	446.84	53.16350
40	0.2	0.23529	15	555	520.35	34.64641
41	0.2	0.23529	25	577	596.05	-19.05119
42	0.2	0.23529	30	612	620.96	-8.96169
43	0.22	0.33846	0	265	270.47	-5.47500
44	0.22	0.33846	3	311	312.08	-1.08307
45	0.22	0.33846	13	441	428.35	12.64976
46	0.22	0.33846	17	490	465.2	24.80349
47	0.22	0.33846	28	509	538.06	-29.05949
48	0.22	0.33846	30	540	546.82	-6.82203

COORDONATELE PUNCTULUI DE MAXIM SUNT:

$$C = 0.2319$$

$$C/Mn = 0.2103$$

$$\epsilon = 42.62$$

$$R_{p0.2} = 649.5$$

COMPORTAMENTUL HIPERSUPRAFETEI IN VECINATATEA PUNCTULUI STATIONAR

0.2319095	0.2102636	42.61355	649.481895
0.2389806	0.2102636	42.61647	649.228421
0.2369095	0.2152636	42.61647	649.083011
0.2319095	0.2173346	42.61647	649.217265
0.2269095	0.2152636	42.61647	649.363009
0.2248384	0.2102636	42.61647	649.229008
0.2269095	0.2052636	42.61647	649.083288
0.2319095	0.2031925	42.61647	649.21707
0.2369095	0.2052636	42.61647	649.362456
0.2389806	0.2102636	42.61647	649.228421
0.2419095	0.2102636	42.62355	648.975533
0.2389806	0.2173346	42.62355	648.684403
0.2319095	0.2202636	42.62355	648.95244
0.2248384	0.2173346	42.62355	649.24357
0.2219095	0.2102636	42.62355	648.975533
0.2248384	0.2031925	42.62355	648.684403
0.2319095	0.2002636	42.62355	648.95244
0.2389806	0.2031925	42.62355	649.24357
0.2419095	0.2102636	42.62355	648.975533
0.2389806	0.2102636	42.63062	649.229008
0.2369095	0.2152636	42.63062	649.083288
0.2319095	0.2173346	42.63062	649.21707
0.2269095	0.2152636	42.63062	649.362456
0.2248384	0.2102636	42.63062	649.228421
0.2269095	0.2052636	42.63062	649.083011
0.2319095	0.2031925	42.63062	649.217265
0.2369095	0.2052636	42.63062	649.363009
0.2389806	0.2102636	42.63062	649.229008

Deoarece aceasta hipersuprafata nu poate fi reprezentata in spatiul cu 3 dimensiuni, s-a recurs la inlocuirea, succesiv, a cate unei variabile independente cu valoarea ei medie.

Aceste suprafete, care apartin spatiului cu 3 dimensiuni pot fi reprezentate si interpretate de tehnologi.

$$R_{p0.2Cmed} = -5295 * C/Mn^2 + 0.1725 * \epsilon^2 - 1.945 * C/Mn * \epsilon + 2858 * C/Mn + 14.54 * \epsilon + 55.1$$

$$R_{p0.2C/Mnmed} = -0.1725 * \epsilon^2 - 5064 * C^2 + 5.866 * \epsilon * C + 13.27 * \epsilon + 1872 * C + 169$$

$$R_{p0.2\epsilon med} = -5064 * C^2 - 5295 * C/Mn^2 - 5592 * C * C/Mn + 3375 * C + 3573 * C/Mn - 217.3$$

P III. 2 $R_{p0.2}$ n functie de C, C/Mn, ϵ

TABELUL III.2.1. DATE EXPERIMENTALE

Nr.	C	C/Mn	ϵ	R_m
1	0.07	0.21875	0	353
2	0.07	0.21875	5	385
3	0.07	0.21875	18	455
4	0.07	0.21875	26	493
5	0.07	0.21875	30	520
6	0.07	0.21875	35	537
7	0.11	0.22	0	407
8	0.11	0.22	8	445
9	0.11	0.22	16	487
10	0.11	0.22	26	540
11	0.11	0.22	30	573
12	0.11	0.22	35	609
13	0.09	0.16981	0	375
14	0.09	0.16981	9	414
15	0.09	0.16981	13	422
16	0.09	0.16981	26	470
17	0.09	0.16981	31	508
18	0.09	0.16981	36	530
19	0.07	0.20588	0	360

20	0.07	0.20588	3	380
21	0.07	0.20588	16	409
22	0.07	0.20588	23	477
23	0.07	0.20588	28	500
24	0.07	0.20588	36	538
25	0.14	0.26415	0	465
26	0.14	0.26415	3	500
27	0.14	0.26415	13	548
28	0.14	0.26415	25	603
29	0.14	0.26415	32	628
30	0.14	0.26415	38	640
31	0.17	0.35417	0	380
32	0.17	0.35417	3	417
33	0.17	0.35417	13	478
34	0.17	0.35417	17	515
35	0.17	0.35417	28	535
36	0.17	0.35417	30	562
37	0.2	0.23529	0	415
38	0.2	0.23529	2	463
39	0.2	0.23529	8	531
40	0.2	0.23529	15	572
41	0.2	0.23529	25	581
42	0.2	0.23529	30	624
43	0.22	0.33846	0	370
44	0.22	0.33846	3	426
45	0.22	0.33846	13	490
46	0.22	0.33846	17	532
47	0.22	0.33846	28	546
48	0.22	0.33846	30	556

TABELUL III.2.2. LIMITE DE VARIATIE ALE VARIABILELOR

	minim	maxim
C	0.07	0.22
C/Mn	0.1698	0.3542
eps	0	38
Rm	353	640

TABELUL III.2.3. VALORILE MEDII SI ABATERILE VARIABILELOR

C	0.1338	0.05453
C/Mn	0.2508	0.06056
eps	17.15	12.59
Rm	490.9	76.81

ECUATIA HIPERSUPRAFETEI DE REGRESIE

$$R_{po2} = -9612 \cdot C^2 + -7597 \cdot C/Mn^2 +$$

$$0.04327 \cdot eps^2 + 972.9 \cdot C \cdot C/Mn + 0.8313 \cdot C/Mn \cdot eps + 3.672 \cdot eps \cdot C + 3045 \cdot C + 3745 \cdot C/Mn + 5.958 \cdot eps + -278.7$$

COEFICIENTUL DE CORELATIE

$$r_f = 0.97889736708802$$

ABATEREA DE LA SUPRAFATA DE REGRESIE

$$s_f = 15.69688133887961$$

TABELUL III.2. 4. COMPARAREA DATELOR EXPERIMENTALE CU CELE TEORETICE

Nr	C	C/Mn	ϵ	R _m	u _{ex}	utr	eroare
1	0.07	0.21875	0	353	358.09	-5.09340	
2	0.07	0.21875	5	385	388.99	-3.99385	
3	0.07	0.21875	18	455	459.21	-4.20936	
4	0.07	0.21875	26	493	495.15	-2.14920	
5	0.07	0.21875	30	520	511.04	8.95794	
6	0.07	0.21875	35	537	528.96	8.03911	
7	0.11	0.22	0	407	419.87	-12.86798	
8	0.11	0.22	8	445	469.45	-24.45358	
9	0.11	0.22	16	487	513.5	-26.50036	
10	0.11	0.22	26	540	560.77	-20.76986	
11	0.11	0.22	30	573	577.25	-4.25442	
12	0.11	0.22	35	609	595.91	13.08711	

13	0.09	0.16981	0	375	349.39	25.61204
14	0.09	0.16981	9	414	403.75	10.25419
15	0.09	0.16981	13	422	425.65	-3.65471
16	0.09	0.16981	26	470	487.3	-17.29549
17	0.09	0.16981	31	508	507.11	0.89099
18	0.09	0.16981	36	530	524.76	5.24109
19	0.07	0.20588	0	360	350.53	9.46578
20	0.07	0.20588	3	380	369.3	10.69797
21	0.07	0.20588	16	409	441.63	-32.62862
22	0.07	0.20588	23	477	474.52	2.48438
23	0.07	0.20588	28	500	495.41	4.58999
24	0.07	0.20588	36	538	524.34	13.65925
25	0.14	0.26415	0	465	454.54	10.45710
26	0.14	0.26415	3	500	474.23	25.77281
27	0.14	0.26415	13	548	534.22	13.78387
28	0.14	0.26415	25	603	594.78	8.22097
29	0.14	0.26415	32	628	624.35	3.64780
30	0.14	0.26415	38	640	646.33	-6.32542
31	0.17	0.35417	0	380	393.41	-13.40515
32	0.17	0.35417	3	417	413.64	3.35556
33	0.17	0.35417	13	478	475.48	2.51664
34	0.17	0.35417	17	515	497.8	17.20430
35	0.17	0.35417	28	535	552.01	-17.01473
36	0.17	0.35417	30	562	560.75	1.25234
37	0.2	0.23529	0	415	452.41	-37.40833
38	0.2	0.23529	2	463	466.01	-3.01042
39	0.2	0.23529	8	531	504.74	26.26038
40	0.2	0.23529	15	572	545.99	26.01407
41	0.2	0.23529	25	581	597.55	-16.55298
42	0.2	0.23529	30	624	620.09	3.90890
43	0.22	0.33846	0	370	395.93	-25.93438
44	0.22	0.33846	3	426	416.69	9.31468
45	0.22	0.33846	13	490	480.23	9.77023
46	0.22	0.33846	17	532	503.22	28.77568
47	0.22	0.33846	28	546	559.32	-13.31943
48	0.22	0.33846	30	556	568.39	-12.39347

COORDONATELE PUNCTULUI DE MAXIM SUNT:

C 0.1869

C/Mn 0.2628

eps 79.29

Rpo2 734.2

COMPORTAMENTUL HIPERSUPRAFETEI IN VECINATATEA PUNCTULUI STATIONAR

0.1868689	0.2627987	79.28175	734.23403
0.19394	0.2627987	79.28467	733.753259
0.1918689	0.2677987	79.28467	733.827965
0.1868689	0.2698697	79.28467	733.854121
0.1818689	0.2677987	79.28467	733.779581
0.1797979	0.2627987	79.28467	733.753626
0.1818689	0.2577987	79.28467	733.828283
0.1868689	0.2557276	79.28467	733.854204
0.1918689	0.2577987	79.28467	733.77938
0.19394	0.2627987	79.28467	733.753259
0.1968689	0.2627987	79.29175	733.272855
0.19394	0.2698697	79.29175	733.422218
0.1868689	0.2727987	79.29175	733.474294
0.1797979	0.2698697	79.29175	733.324931
0.1768689	0.2627987	79.29175	733.272855
0.1797979	0.2557276	79.29175	733.422218
0.1868689	0.2527987	79.29175	733.474294
0.19394	0.2557276	79.29175	733.324931
0.1968689	0.2627987	79.29175	733.272855
0.19394	0.2627987	79.29882	733.753626
0.1918689	0.2677987	79.29882	733.828283

0.1868689	0.2698697	79.29882	733.854204
0.1818689	0.2677987	79.29882	733.77938
0.1797979	0.2627987	79.29882	733.753259
0.1818689	0.2577987	79.29882	733.827965
0.1868689	0.2557276	79.29882	733.854121
0.1918689	0.2577987	79.29882	733.779581
0.19394	0.2627987	79.29882	733.753626
0.1868689	0.2627987	79.30175	734.23403

Deoarece aceasta hipersuprafata nu poate fi reprezentata in spatiul cu 3 dimensiuni, s-a recurs la inlocuirea, succesiv, a cate unei variabile independente cu valoarea ei medie.

Aceste suprafete, care apartin spatiului cu 3 dimensiuni pot fi reprezentate si interpretate de tehnologi.

$$R_{p0.2Cmed} = -7597 \cdot C / Mn^2 + -0.04327 \cdot \epsilon^2 + 0.8313 \cdot C / Mn \cdot \epsilon + 3876 \cdot C / Mn + 6.449 \cdot \epsilon + -43.28$$

$$R_{p0.2C/Mnmed} = -0.04327 \cdot \epsilon^2 + -9612 \cdot C^2 + 3.672 \cdot \epsilon \cdot C + 6.166 \cdot \epsilon + 3289 \cdot C + 182.8$$

$$R_{p0.2\epsilon med} = -9612 \cdot C^2 + -7597 \cdot C / Mn^2 + 972.9 \cdot C \cdot C / Mn + 3108 \cdot C + 3760 \cdot C / Mn + -189.2$$

P III. 3 $R_{p0.2}$ în funcție de C, C/Mn, ϵ

TABELUL III.3. 1. DATE EXPERIMENTALE

Nr.	C	C/Mn	ϵ	$R_{p0.2}/R_m$
1	0.07	0.21875	0	0.75
2	0.07	0.21875	5	0.8
3	0.07	0.21875	18	0.96
4	0.07	0.21875	26	0.97
5	0.07	0.21875	30	0.98
6	0.07	0.21875	35	0.99
7	0.11	0.22	0	0.69
8	0.11	0.22	8	0.78
9	0.11	0.22	16	0.93
10	0.11	0.22	26	0.97
11	0.11	0.22	30	0.98
12	0.11	0.22	35	0.98
13	0.09	0.16981	0	0.71
14	0.09	0.16981	9	0.75
15	0.09	0.16981	13	0.92
16	0.09	0.16981	26	0.96
17	0.09	0.16981	31	0.96
18	0.09	0.16981	36	0.97
19	0.07	0.20588	0	0.7
20	0.07	0.20588	3	0.76
21	0.07	0.20588	16	0.92
22	0.07	0.20588	23	0.98
23	0.07	0.20588	28	0.98
24	0.07	0.20588	36	0.99
25	0.14	0.26415	0	0.71
26	0.14	0.26415	3	0.75
27	0.14	0.26415	13	0.97
28	0.14	0.26415	25	0.98
29	0.14	0.26415	32	0.97
30	0.14	0.26415	38	0.97
31	0.17	0.35417	0	0.64
32	0.17	0.35417	3	0.76
33	0.17	0.35417	13	0.94
34	0.17	0.35417	17	0.97
35	0.17	0.35417	28	0.97
36	0.17	0.35417	30	0.98
37	0.2	0.23529	0	0.72
38	0.2	0.23529	2	0.75
39	0.2	0.23529	8	0.93
40	0.2	0.23529	15	0.96
41	0.2	0.23529	25	0.98
42	0.2	0.23529	30	0.98
43	0.22	0.33846	0	0.71
44	0.22	0.33846	3	0.73
45	0.22	0.33846	13	0.9

46	0.22	0.33846	17	0.92
47	0.22	0.33846	28	0.94
48	0.22	0.33846	30	0.97

TABELUL III.3.2. LIMITE DE VARIATIE ALE VARIABILELOR

	minim	maxim
C	0.07	0.22
C/Mn	0.1698	0.3542
eps	0	38
R _{p02}	0.64	0.99

TABELUL III.3.3. VALORILE MEDII SI ABATERILE VARIABILELOR

C	0.1338	0.05453
C/Mn	0.2508	0.06056
eps	17.15	12.59
R _{p02}	0.885	0.112

ECUATIA HIPERSUPRAFETEI DE REGRESIE

$$R_{p02} = 5.362 \cdot C^2 + 0.918 \cdot C/Mn^2 + 0.0003511 \cdot \epsilon^2 + 9.308 \cdot C \cdot C/Mn + 0.004985 \cdot C/Mn \cdot \epsilon + 0.009104 \cdot \epsilon \cdot C + 0.8967 \cdot C + 0.8948 \cdot C/Mn + 0.01988 \cdot \epsilon + 0.5196$$

COEFICIENTUL DE CORELATIE

$$r_f = 0.97051166116214$$

ABATEREA DE LA SUPRAFATA DE REGRESIE

$$s_f = 0.02700900614818$$

TABELUL III.3. 4. COMPARAREA DATELOR EXPERIMENTALE CU CELE TEORETICE

Nr.	C	C/Mn	ϵ	R _{p0,2} /R _m	u _{exp}	utr eroare
1	0.07	0.21875	0	0.75	0.70578	0.04422
2	0.07	0.21875	5	0.8	0.79867	0.00133
3	0.07	0.21875	18	0.96	0.95801	0.00199
4	0.07	0.21875	26	0.97	0.99708	-0.02708
5	0.07	0.21875	30	0.98	0.99976	-0.01976
6	0.07	0.21875	35	0.99	0.98731	0.00269
7	0.11	0.22	0	0.69	0.69915	-0.00915
8	0.11	0.22	8	0.78	0.83648	-0.05648
9	0.11	0.22	16	0.93	0.92887	0.00113
10	0.11	0.22	26	0.97	0.98115	-0.01115
11	0.11	0.22	30	0.98	0.9824	-0.00240
12	0.11	0.22	35	0.98	0.96816	0.01184
13	0.09	0.16981	0	0.71	0.6799	0.03010
14	0.09	0.16981	9	0.75	0.83062	-0.08062
15	0.09	0.16981	13	0.92	0.87935	0.04065
16	0.09	0.16981	26	0.96	0.96012	-0.00012
17	0.09	0.16981	31	0.96	0.95959	0.00041
18	0.09	0.16981	36	0.97	0.9415	0.02850
19	0.07	0.20588	0	0.7	0.69763	0.00237
20	0.07	0.20588	3	0.76	0.75528	0.00472
21	0.07	0.20588	16	0.92	0.93205	-0.01205
22	0.07	0.20588	23	0.98	0.97807	0.00193
23	0.07	0.20588	28	0.98	0.98988	-0.00988
24	0.07	0.20588	36	0.99	0.97226	0.01774
25	0.14	0.26415	0	0.71	0.70644	0.00356
26	0.14	0.26415	3	0.75	0.76304	-0.01304
27	0.14	0.26415	13	0.97	0.90608	0.06392
28	0.14	0.26415	25	0.98	0.98504	-0.00504
29	0.14	0.26415	32	0.97	0.98439	-0.01439
30	0.14	0.26415	38	0.97	0.95645	0.01355
31	0.17	0.35417	0	0.64	0.69865	-0.05865
32	0.17	0.35417	3	0.76	0.75578	0.00422
33	0.17	0.35417	13	0.94	0.90058	0.03942
34	0.17	0.35417	17	0.97	0.93883	0.03117
35	0.17	0.35417	28	0.97	0.9861	-0.01610
36	0.17	0.35417	30	0.98	0.98557	-0.00557
37	0.2	0.23529	0	0.72	0.73677	-0.01677

38	0.2	0.23529	2	0.75	0.77383	-0.02383
39	0.2	0.23529	8	0.93	0.86815	0.06185
40	0.2	0.23529	15	0.96	0.94625	0.01375
41	0.2	0.23529	25	0.98	0.99812	-0.01812
42	0.2	0.23529	30	0.98	0.99772	-0.01772
43	0.22	0.33846	0	0.71	0.69134	0.01866
44	0.22	0.33846	3	0.73	0.74687	-0.01687
45	0.22	0.33846	13	0.9	0.88633	0.01367
46	0.22	0.33846	17	0.92	0.92246	-0.00246
47	0.22	0.33846	28	0.94	0.96386	-0.02386
48	0.22	0.33846	30	0.97	0.96226	0.00774

COORDONATELE PUNCTULUI SEA SUNT :

C 0.1614

C/Mn 0.2549

eps 28.03

Rpo2 0.9846

COMPORTAMENTUL HIPERSUPRAFETEI IN VECINATATEA PUNCTULUI STATIONAR

0.1614261	0.2549172	28.01594	0.984598721
0.1664261	0.2599172	28.01887	0.98452319
0.1564261	0.2499172	28.01887	0.984522898
0.1684972	0.2619882	28.02594	0.984447367
0.154355	0.2478461	28.02594	0.984447367
0.1664261	0.2599172	28.03301	0.984522898
0.1564261	0.2499172	28.03301	0.98452319
0.1614261	0.2549172	28.03594	0.984598721

Deoarece aceasta hipersuprafata nu poate fi reprezentata in spatiul cu 3 dimensiuni, s-a recurs la inlocuirea, succesiv, a cate unei variabile independente cu valoarea ei medie.

Aceste suprafete, care apartin spatiului cu 3 dimensiuni pot fi reprezentate si interpretate de tehnologi.

$Rpo2C_{med} = 0.918 * C / Mn^2 + -0.0003511 * eps^2 + 0.004985 * C / Mn * eps + -0.3501 * C / Mn + 0.01866 * eps + 0.7355$

$Rpo2C / Mn_{med} = -0.0003511 * eps^2 + 5.362 * C^2 + -0.009104 * eps * C + 0.02113 * eps + -1.438 * C + 0.8018$

$Rpo2eps_{med} = 5.362 * C^2 + 0.918 * C / Mn^2 + -9.308 * C * C / Mn + 0.7406 * C + 0.9802 * C / Mn + 0.7572$

Anexa VI**P III.1**

Datele prelucrate sunt:

- ca parametru dependent R_m ;
- ca parametri independenți: C , C/Mn , ε .

Limitele de variație ale variabilelor sunt:

$$\begin{array}{ll} C_{\min} = 0,07\% & C_{\max} = 0,22\% \\ (C/Mn)_{\min} = 0,17 & (C/Mn)_{\max} = 0,35 \\ \varepsilon_{\min} = 0 & \varepsilon_{\max} = 38 \\ R_{\min} = 353 & R_{\max} = 640 \end{array}$$

Valorile medii ale variabilelor sunt:

$$\begin{array}{l} C_{\text{med}} = 0,1338 \\ (C/Mn)_{\text{med}} = 0,2508 \\ \varepsilon_{\text{med}} = 17,15 \\ R_{\text{med}} = 491 \end{array}$$

Ecuția hipersuprafeței de regresie este :

$$R_m = - 9612 * C^2 - 7597 * (C/Mn)^2 - 0,043 * \varepsilon^2 + 972,9 * C * C/Mn + 0,831 * C/Mn * \varepsilon + 3,672 * \varepsilon * C + 3045 * C + 3745 * C/Mn + 5,958 * \varepsilon - 278,7 \quad (\text{VI.1})$$

Coeficientul de corelație pentru această hipersuprafață este $r = 0,97$, abaterea de la suprafața de regresie este $s = 15,69$, iar coordonatele punctului de maxim sunt:

$$\begin{array}{l} C = 0,1869; \\ C/Mn = 0,2628 \\ \varepsilon = 79,29 \\ R_{p0,2} = 734,2. \end{array}$$

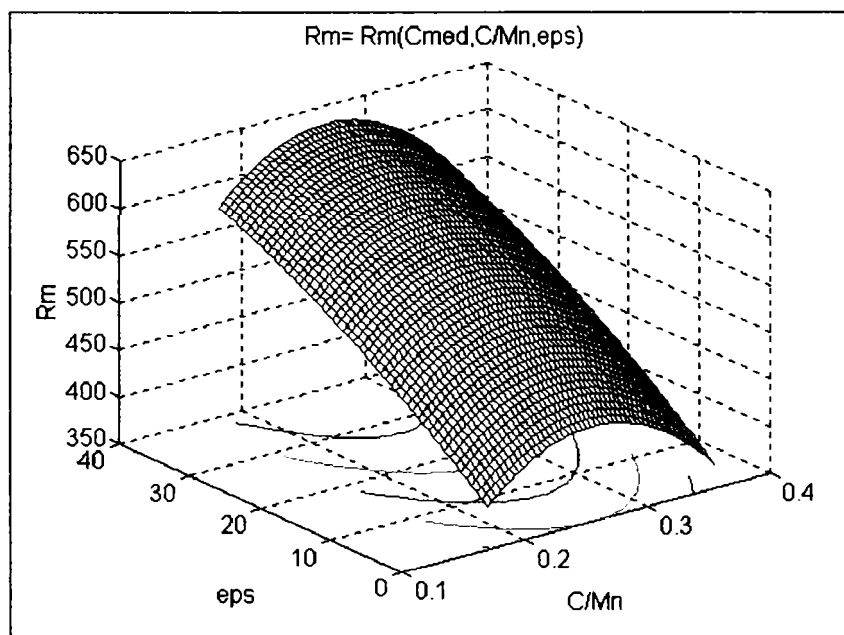
Deoarece această hipersuprafață nu poate fi reprezentată în spațiul cu trei dimensiuni, s-a recurs la înlocuirea succesivă a câte unei variabile independente cu valoarea ei medie, obținându-se astfel suprafețe care pot fi reprezentate în spațiul tridimensional și care pot fi interpretate tehnologic.

Astfel, se obțin suprafețele care fac obiectul studiului prezentat în continuare. Asociat suprafețelor, se prezintă curbele de nivel pentru fiecare valoare a caracteristicilor studiate. Pe baza acestor prelucrări se poate stabili nivelul maxim de deformare prin comprimare pe generatoare,

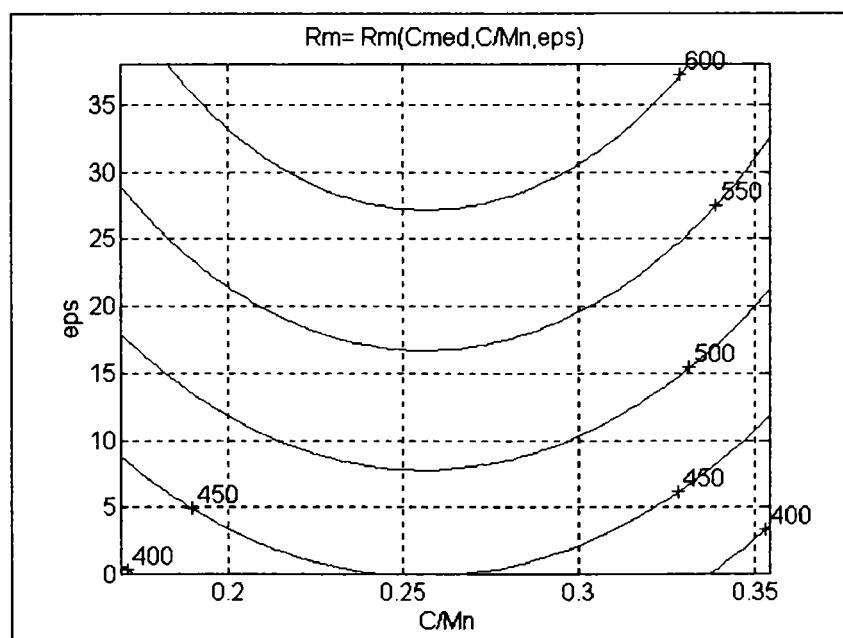
care să asigure, simultan cu creșterea rezistenței oțelurilor și o comportare corespunzătoare în exploatare

Influența compoziției chimice și a gradului de deformare asupra limitei de curgere se pune în evidență prin suprafața de regresie reprezentată de ecuația:

$$R_m = -7597 * (C/Mn)^2 - 0,0432 * \epsilon^2 + 0,8313 * C/Mn * \epsilon + 3876 * C/Mn + 6,449 * \epsilon - 43,28 \quad (\text{pentru } C = C_{med}) \quad (VI.2)$$



VI.1. a

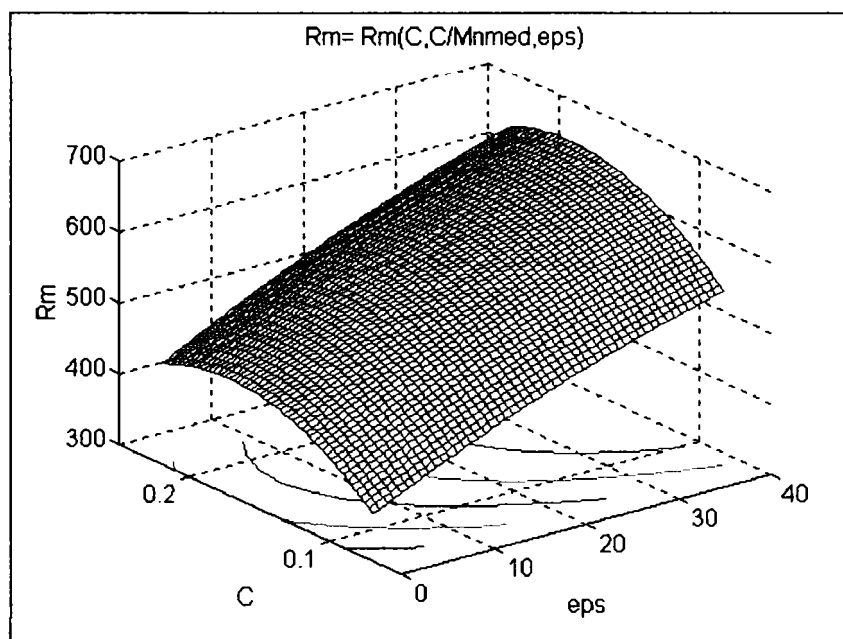


VI.1.b

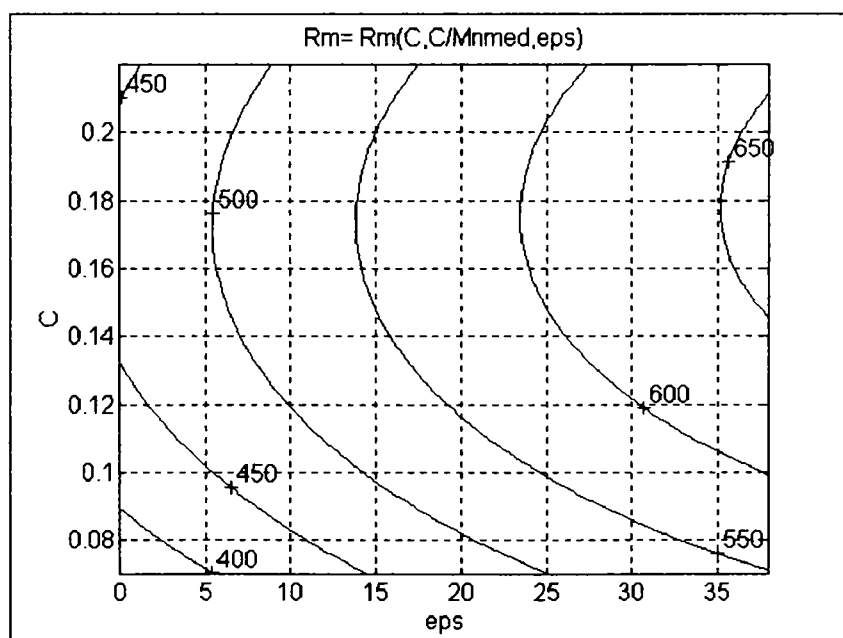
Fig. VI. 1. Suprafața $R_m = R_m(C_{med}, C/Mn, \epsilon)$ (a) și curbele de nivel corespunzătoare suprafeței (b)

Dependența rezistenței la rupere de conținutul în carbon, în mangan și de gradul de reducere, prezentată în figura VI.1 este cea normală, tehnologică, în sensul că valoarea acestei

caracteristici de rezistență crește continuu cu creșterea C/Mn și a lui ϵ , pe de o parte datorită efectului durificator al celor două elemente și pe de altă parte, a ecrusării indusă de gradele de reducere tot mai mari.



VI.2.a

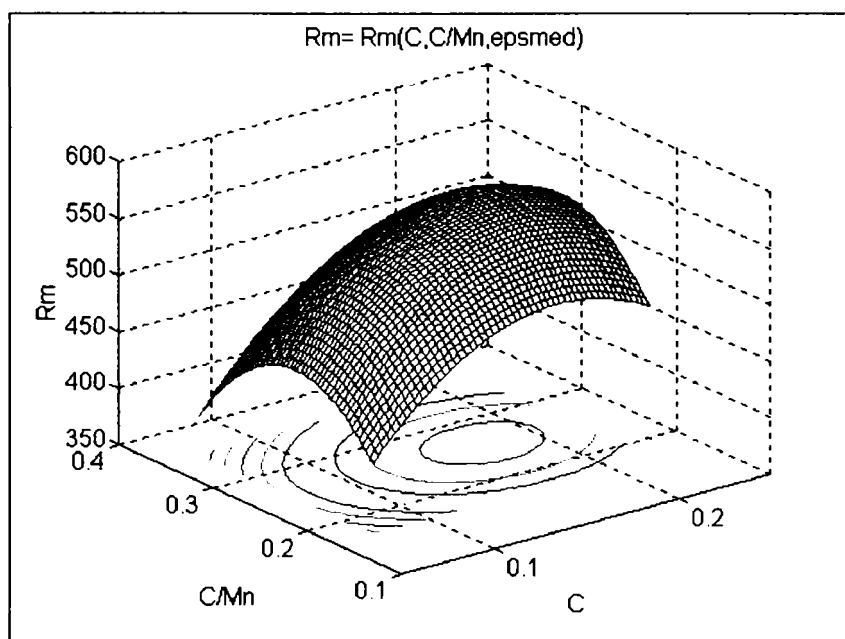


VI.2.b

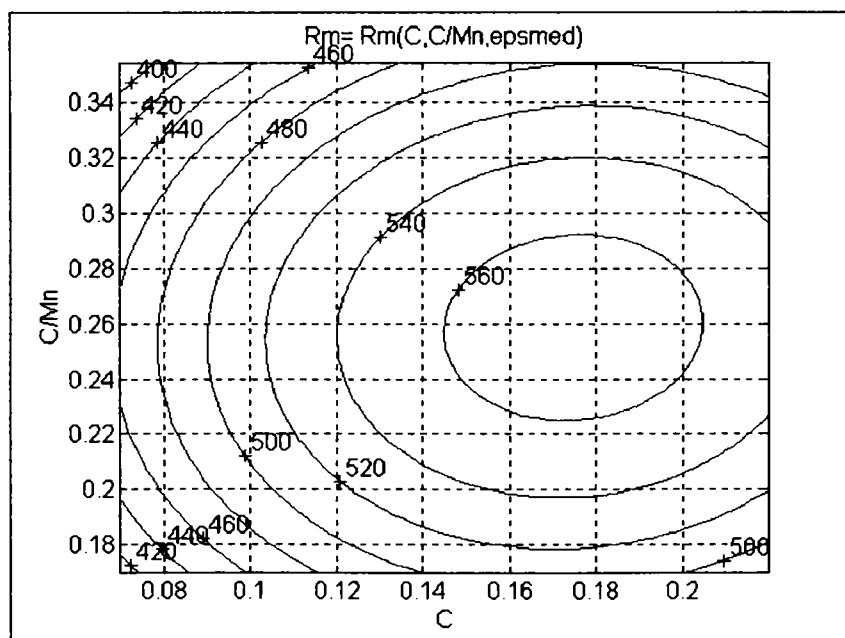
Fig. VI. 2. Suprafața $R_m = R_m(C, C/Mn_{med}, \epsilon)$ (a) și curbele de nivel corespunzătoare suprafeței (b)

În condițiile menținerii unui raport $C/Mn = 0,25$, la creșterea continuă a conținutului în carbon în limitele 0,07 – 0,22% și a gradului de reducere de la 0 la 38%, rezistența la rupere a oțelurilor analizate crește de la valoarea de cca. 450 N/mm² până la cca. 600 N/mm². Ecuația suprafeței de regresie pentru aceste caz este :

$$R_m = -0,043 * \varepsilon^2 - 9612 * C^2 + 3,672 * C * \varepsilon + 6,166 * \varepsilon + 3289 * C + 182,8 \quad (VI.3)$$



VI.3.a

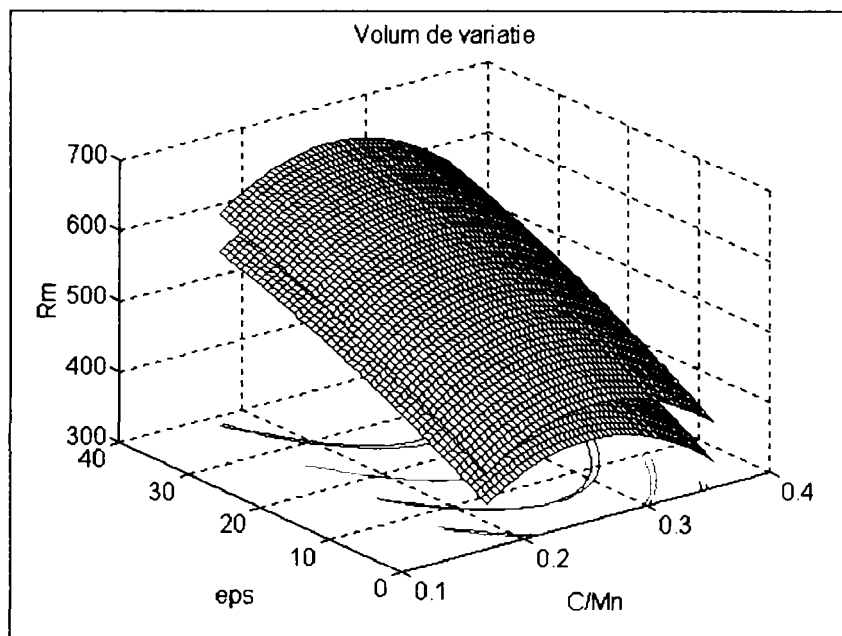


VI.3.b

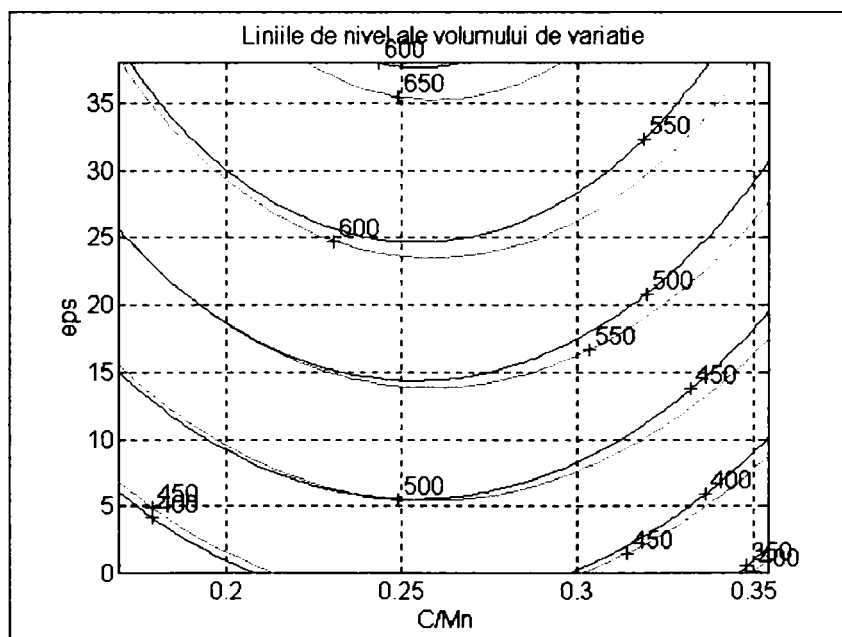
Fig. VI. 3. Suprafața $R_m = R_m(C, C/Mn, \varepsilon_{med})$ (a) și curbele de nivel corespunzătoare suprafeței (b)

În condițiile menținerii unui grad de reducere constant, la valoarea medie de 17%, creșterea continuă a conținutului în carbon în limitele 0,07 – 0,22% și a raportului C/Mn de la 0,16 la 0,35, limita de curgere a oțelurilor analizate crește. Se remarcă faptul că nivelul maxim al limitei de curgere se înregistrează pentru un raport C/Mn 0,24 – 0,30 și pentru conținuturi de carbon cuprinse în limitele 0,16 – 0,20, deci conținutul de mangan trebuie să se încadreze în jurul valorii de 0,7 %. Ecuția suprafețele de regresie pentru aceste caz este :

$$R_m = - 9612 * C^2 - 7597 * (C/Mn)^2 - 972,9 * C * (C/Mn) + 3108 * C + 3760 * C/Mn - 189,2 \quad (\text{pentru } \varepsilon = \varepsilon_{med}) \quad (VI.4)$$



VI.4.a

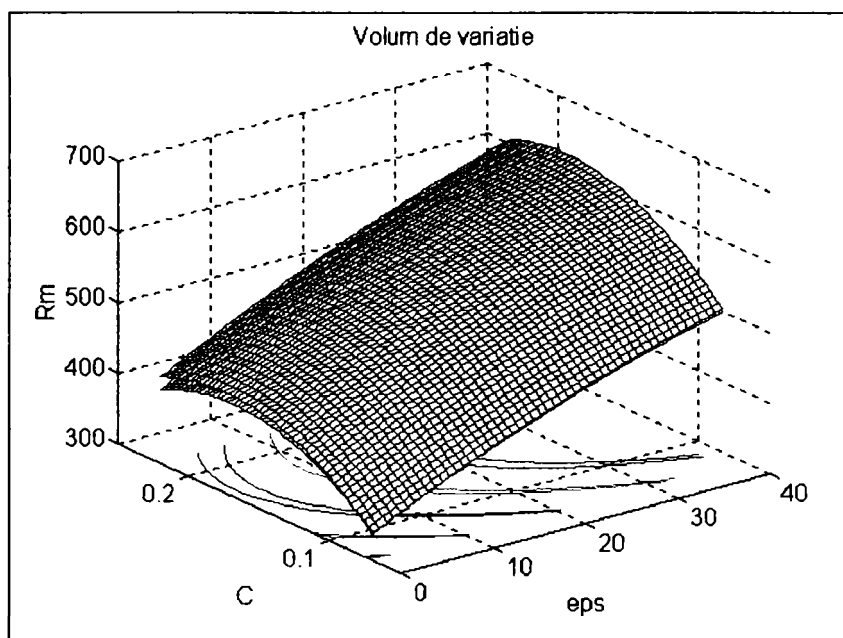


VI.4.a

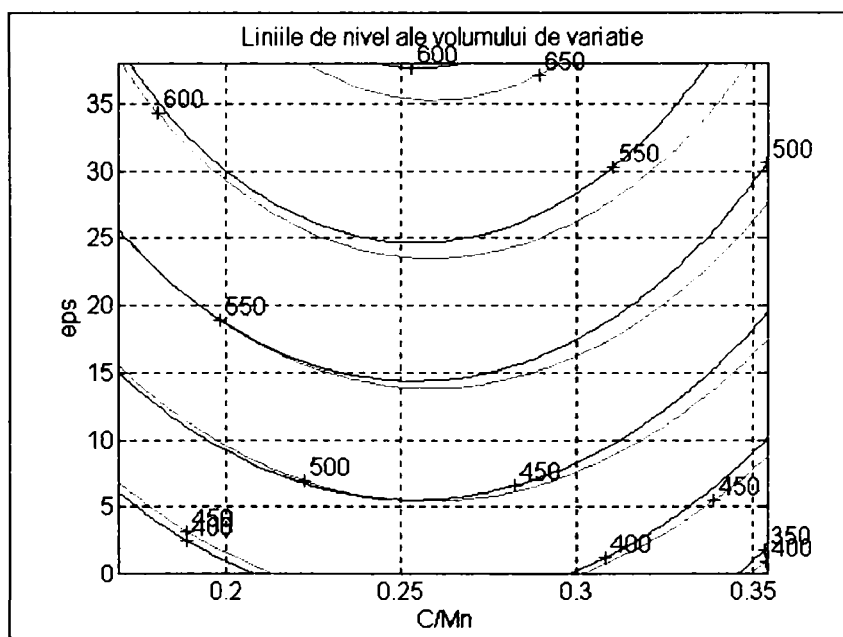
Fig. VI.4. Volumul de variație pentru rezistența la rupere în condițiile menținerii unui $C = C_{med}$ (a) și curbele de nivel corespunzătoare (b)

Se observă că în condițiile menținerii unui conținut de carbon la nivelul mediu pe șarjele analizate (0,13%), volumul în care se pot încadra valorile pentru limita de curgere la creșterea valorii C/Mn și a gradului de reducere este destul de restrâns. Cel mai mic domeniu de variație se remarcă în cazul menținerii unui raport C/Mn la limita maximă a domeniului de variație. Așadar, creșterea conținutului de mangan nu este recomandată peste limitele normale, caracteristice

oțelurilor studiate, fapt care se explică și tehnologic deoarece la creșterea conținutului de mangan peste 0,8 %, oțelul ar putea trece în altă clasă de calitate.



VI.5.a

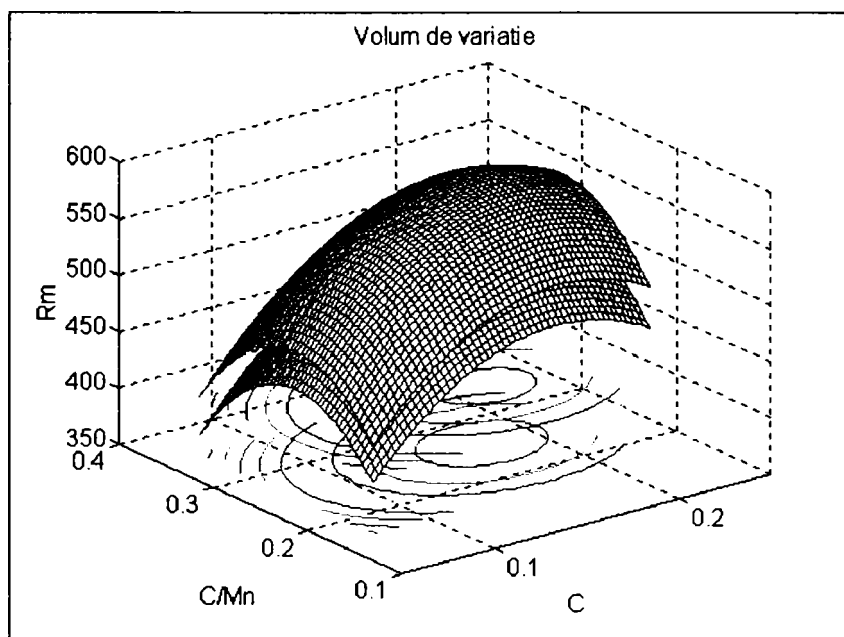


VI.5.b

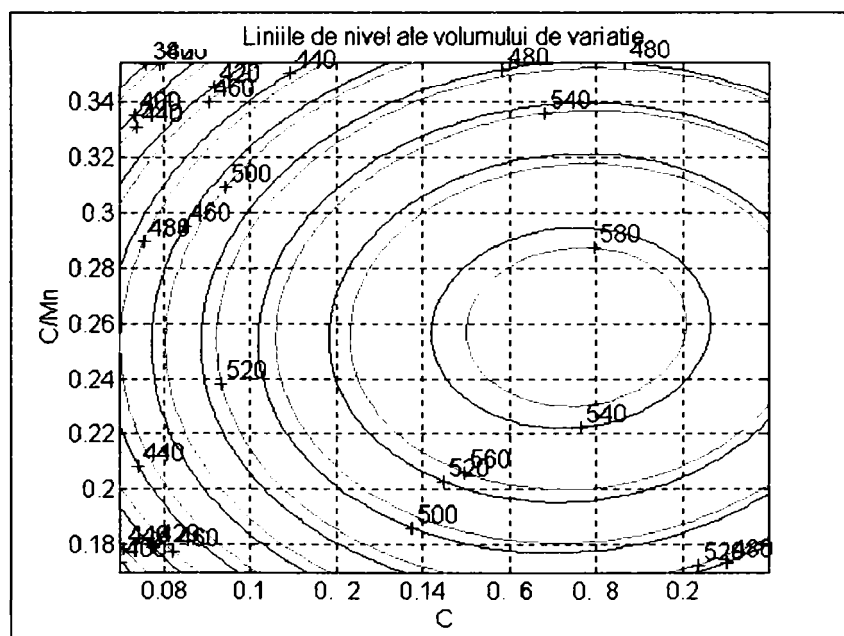
Fig. VI.5 Curbele de nivel corespunzătoare volumului de variație
a $R_m = R_m(C_{med}, C/Mn, \epsilon)$ (figura VI.5.a)

Se observă că în condițiile menținerii unui raport C/Mn la nivelul mediu pe șarjele analizate (0,25), volumul în care se pot încadra valorile pentru limita de curgere la creșterea valorii conținutului de carbon și a gradului de reducere este destul de restrâns. Cel mai mic domeniu de variație se remarcă în cazul menținerii unui conținut de carbon în jurul valorii de 0,15 %. Așadar, valori ridicate ale limitei de curgere (de până la 600 N/mm²) se pot obține în cazul oțelurilor cu conținuturi mici de carbon, deci cu tenacitate mare și sudabilitate foarte bună, la aplicare unei

deformări de până la 30%. Se remarcă așadar influența hotărâtoare a deformării la rece prin comprimare pe generatoare asupra rezistenței.



VI.6.a

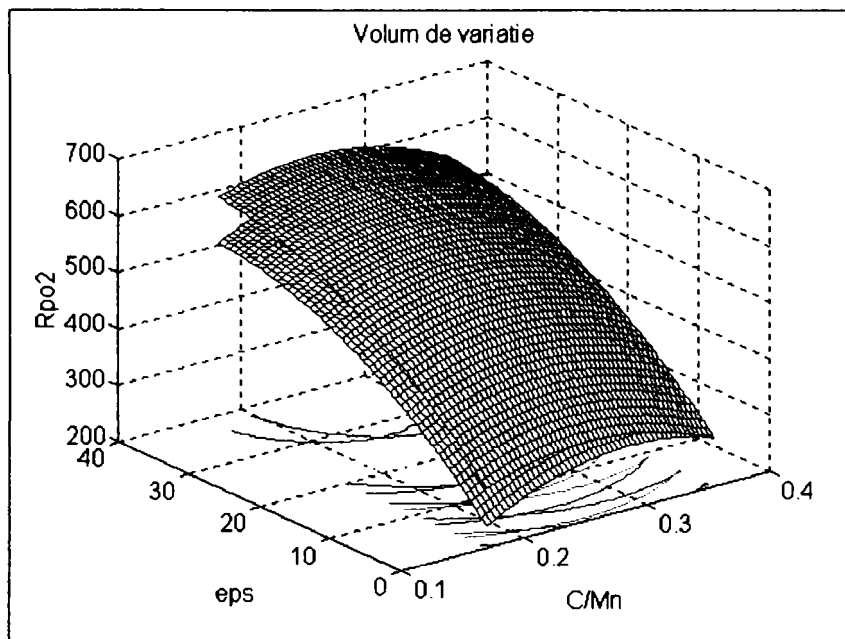


VI.6.b

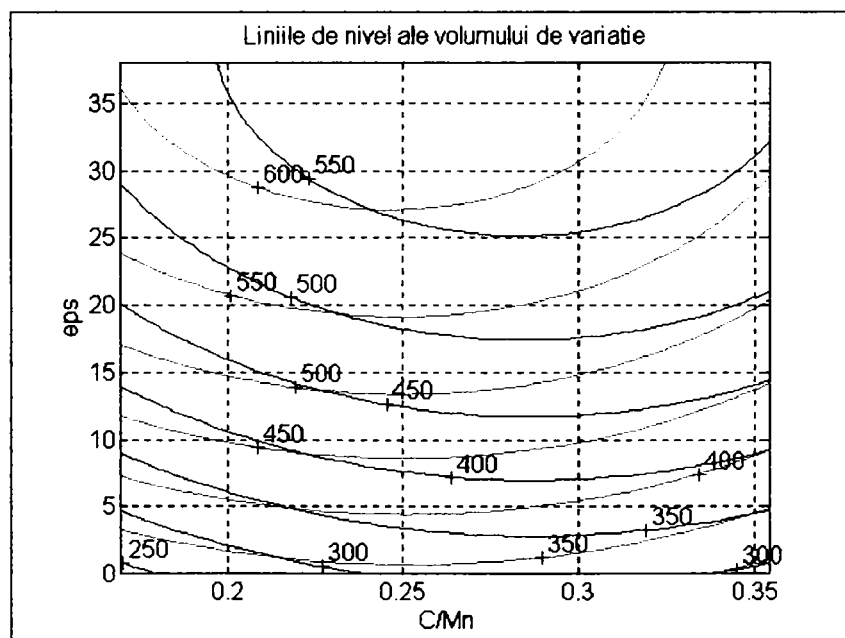
Fig. VI.6. Volumul de variație pentru limita de curgere în condițiile menținerii unui $\varepsilon = \varepsilon_{med}$ (a) și curbele de nivel corespunzătoare (b)

În condițiile menținerii unui grad de deformare, ε , la nivelul mediu pe șarjele analizate (17,5 %), volumul în care se pot încadra valorile pentru limita de curgere la creșterea valorii conținutului de carbon și a raportului C/Mn este destul de larg. La menținerea unui grad de deformare la nivelul de 17,5%, se remarcă un domeniu în care limita de curgere este la valoare maximă (560 – 620 N/mm²) pentru conținuturi în carbon în jurul valorii de 0,018 – 0,020% și a unui raport C/Mn de cca. 0,24. Acest lucru întărește afirmația că, aplicare acestui procedeu de

deformare plastică la rece conferă unor oțeluri cu conținuturi mici de carbon (deci cu sudabilitate foarte bună) caracteristici de rezistență proprii oțelurilor din clase superioare.



VI.7.a

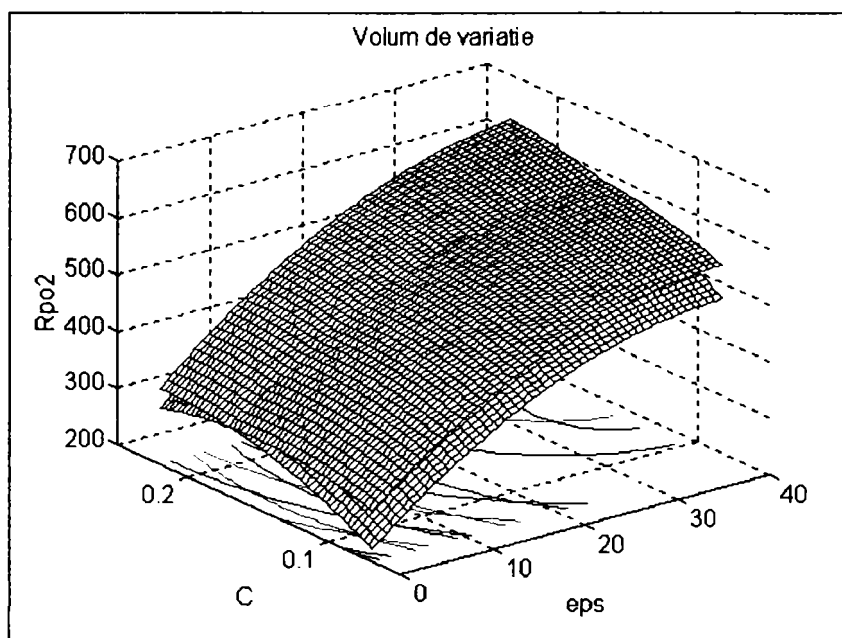


VI.7.a

Fig. VI.7. Volumul de variație pentru limita de curgere în condițiile menținerii unui $C = C_{med}$ (a) și curbele de nivel corespunzătoare (b)

Se observă că în condițiile menținerii unui conținut de carbon la nivelul mediu pe șarjele analizate (0,13%), volumul în care se pot încadra valorile pentru limita de curgere la creșterea valorii C/Mn și a gradului de reducere este destul de restrâns. Cel mai mic domeniu de variație se remarcă în cazul menținerii unui raport C/Mn la limita maximă a domeniului de variație. Așadar, creșterea conținutului de mangan nu este recomandată peste limitele normale, caracteristice

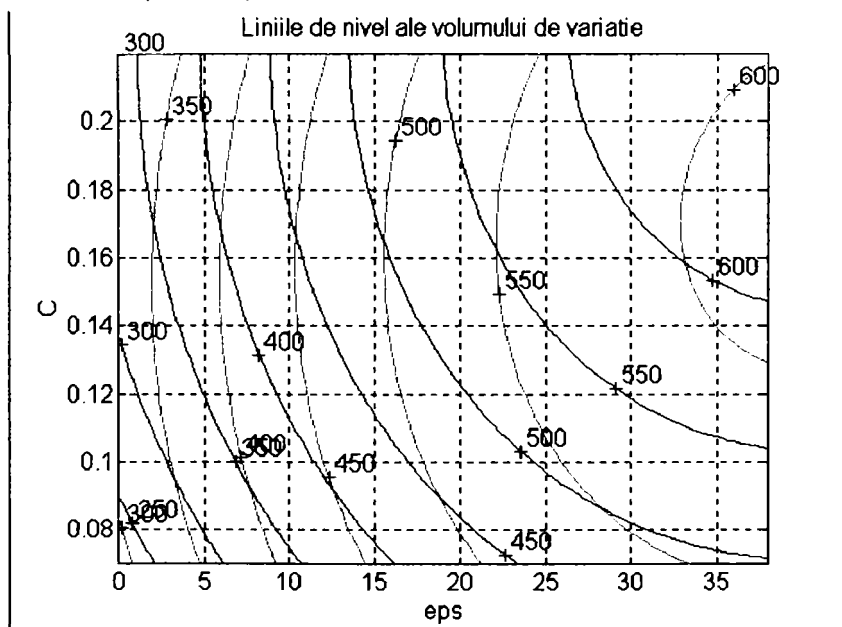
oțelurilor studiate, fapt care se explică și tehnologic deoarece la creșterea conținutului de mangan peste 0,8 %, oțelul ar putea trece în altă clasă de calitate.



VI.8.a

Fig. VI.8 Curbele de nivel corespunzătoare volumului de variație a

$$R_{p0,2} = R_{p0,2} (C_{med}, C/Mn, \epsilon)$$

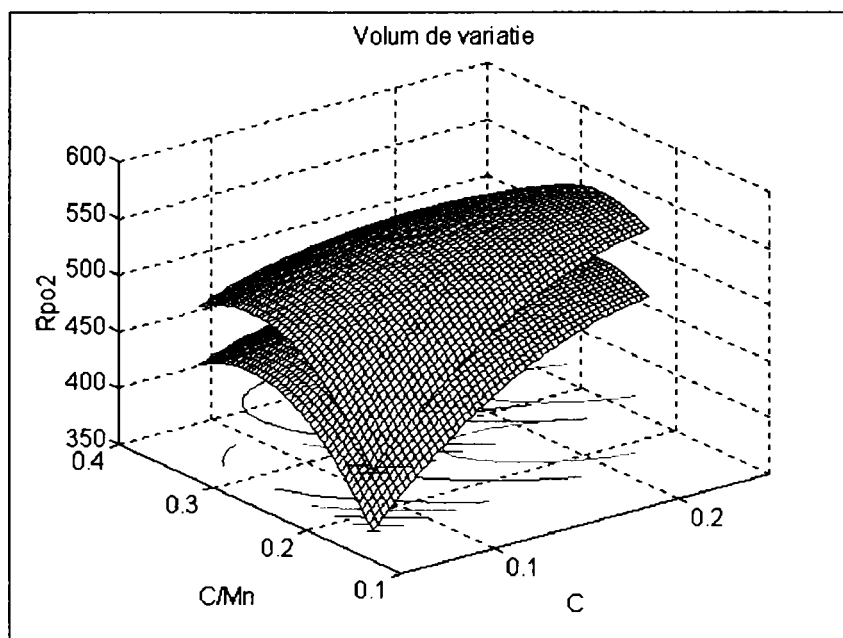


VI.8.b

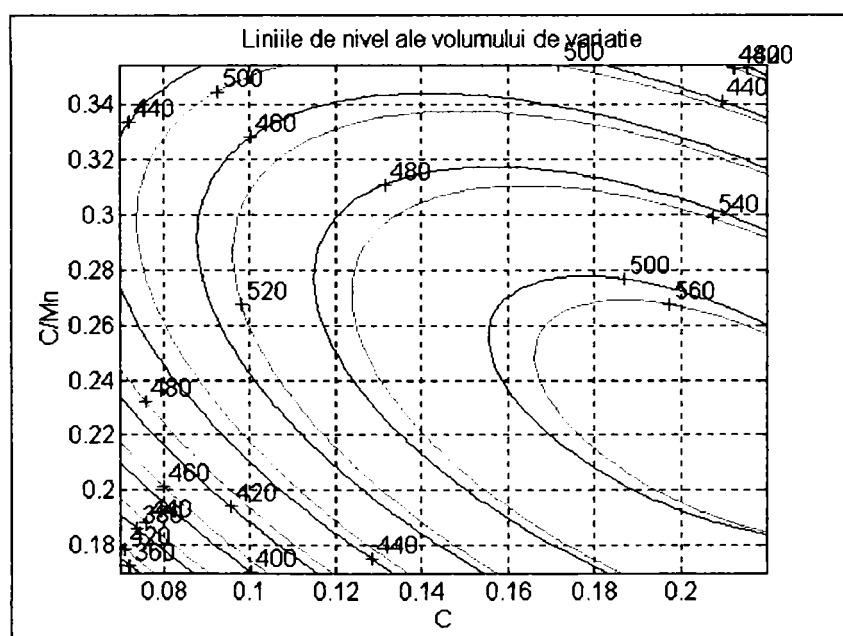
Fig. VI.8. Volumul de variație pentru limita de curgere în condițiile menținerii unui $C/Mn = C/Mn_{med}$ (a) și curbele de nivel corespunzătoare (b)

Se observă că în condițiile menținerii unui raport C/Mn la nivelul mediu pe șarjele analizate (0,25), volumul în care se pot încadra valorile pentru limita de curgere la creșterea valorii conținutului de carbon și a gradului de reducere este destul de restrâns. Cel mai mic domeniu de variație se remarcă în cazul menținerii unui conținut de carbon în jurul valorii de 0,15 %. Așadar, valori ridicate ale limitei de curgere (de până la 600 N/mm²) se pot obține în cazul oțelurilor cu

conținuturi mici de carbon, deci cu tenacitate mare și sudabilitate foarte bună, la aplicare unei deformări de până la 30%. Se remarcă așadar influența hotărâtoare a deformării la rece prin comprimare pe generatoare asupra rezistenței.



VI.9.a

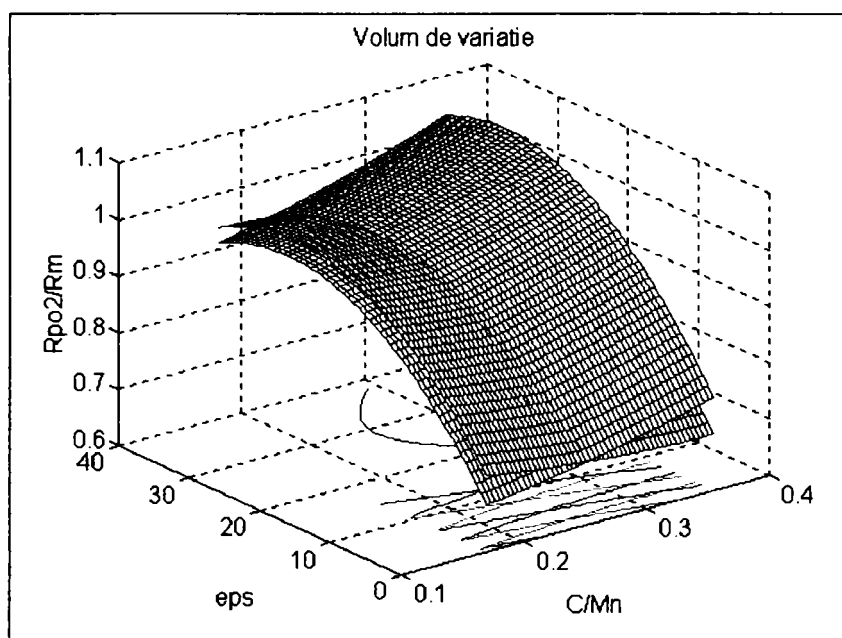


VI.9.b

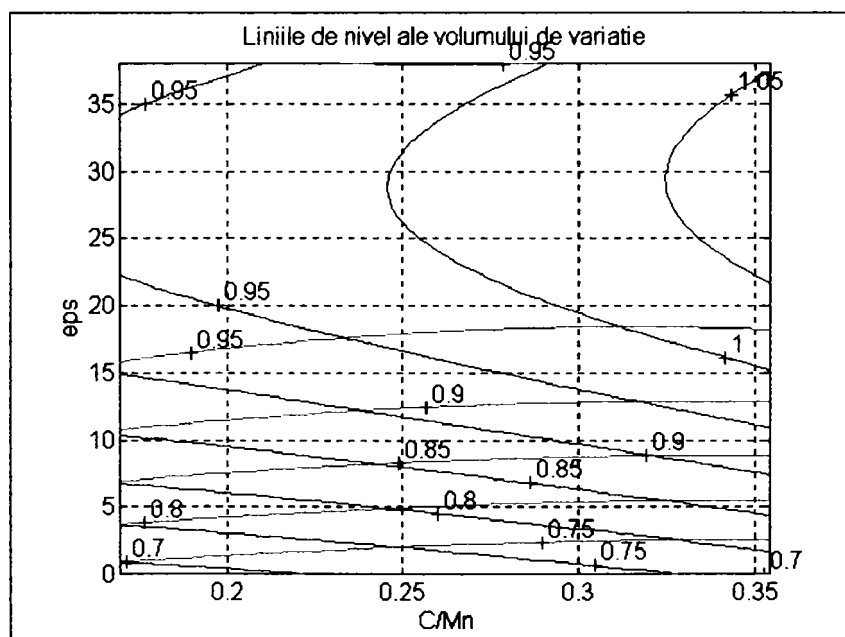
Fig. VI.9. Volumul de variație pentru limita de curgere în condițiile menținerii unui $\epsilon = \epsilon_{med}$ (a) și curbele de nivel corespunzătoare (b)

În condițiile menținerii unui grad de deformare, ϵ , la nivelul mediu pe șarjele analizate (17,5%), volumul în care se pot încadra valorile pentru limita de curgere la creșterea valorii conținutului de carbon și a raportului C/Mn este destul de larg. La menținerea unui grad de deformare la nivelul de 17,5%, se remarcă un domeniu în care limita de curgere este la valoare maximă (560 – 620 N/mm²) pentru conținuturi în carbon în jurul valorii de 0,018 – 0,020% și a

unui raport C/Mn de cca. 0,24. Acest lucru întărește afirmația că, aplicare acestui procedeu de deformare plastică la rece conferă unor oțeluri cu conținuturi mici de carbon (deci cu sudabilitate foarte bună) caracteristici de rezistență proprii oțelurilor din clase superioare.



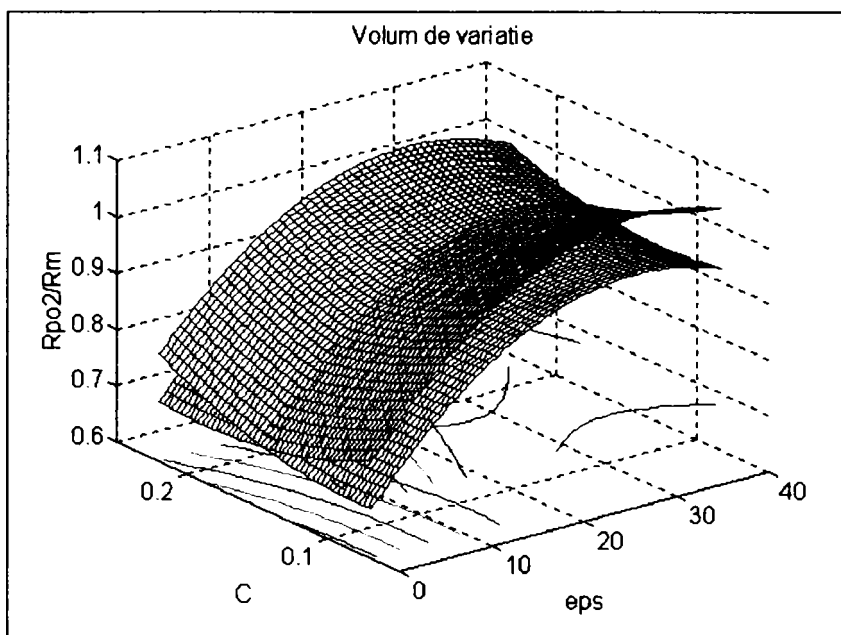
VI.10.a



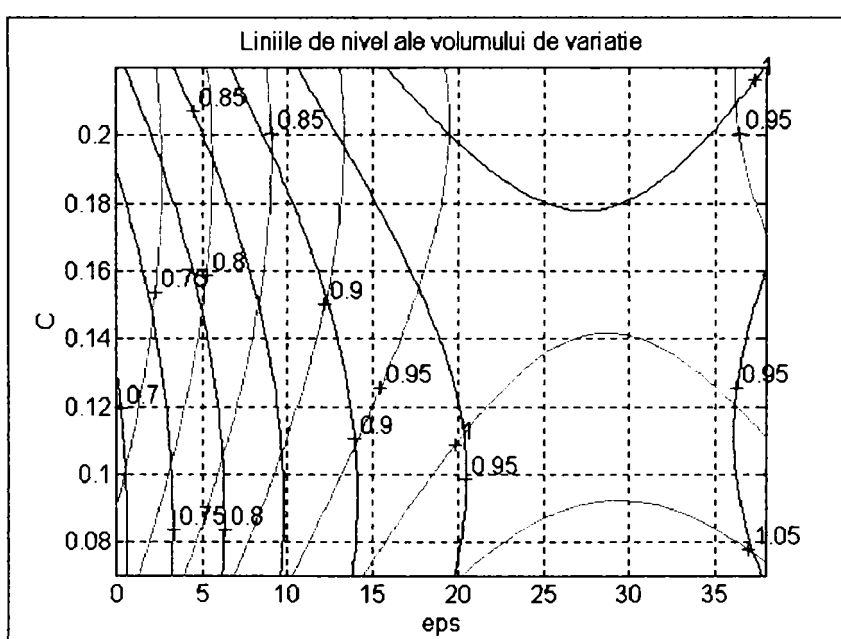
VI.10.a

Fig. VI.10. Volumul de variație pentru limita de curgere în condițiile menținerii unui $C = C_{med}$ (a) și curbele de nivel corespunzătoare (b)

Se observă că, în condițiile menținerii unui conținut de carbon la nivelul mediu pe șarjele analizate (0,13%), volumul în care se pot încadra valorile pentru raportul $R_{p0,2}/R_m$ la creșterea valorii C/Mn și a gradului de reducere este destul de restrâns. Cel mai mic domeniu de variație se remarcă în cazul menținerii unui raport C/Mn la valoarea de cca. 0,24.



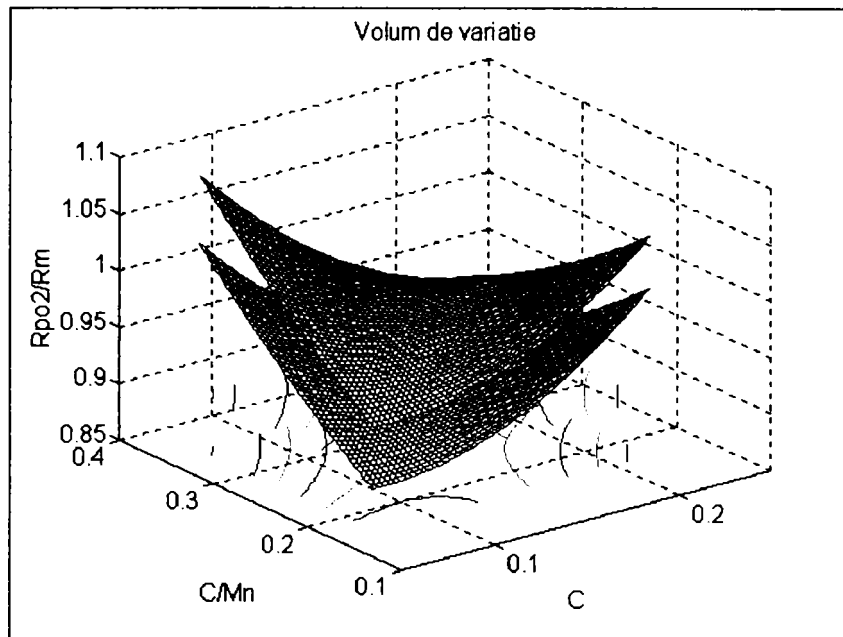
VI.11.a



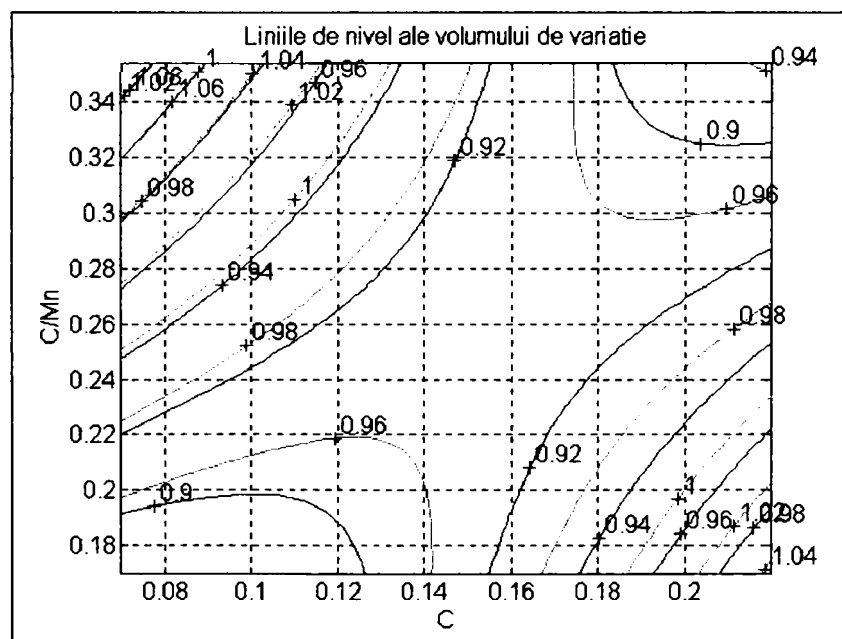
VI.11.b

Fig. VI.11. Volumul de variație pentru limita de curgere în condițiile menținerii unui $C/Mn = C/Mn_{med}$ (a) și curbele de nivel corespunzătoare (b)

Se observă că în condițiile menținerii unui raport C/Mn la nivelul mediu pe șarjele analizate (0,25), volumul în care se pot încadra valorile pentru limita de curgere la creșterea valorii conținutului de carbon și a gradului de reducere este destul de restrâns. Cel mai mic domeniu de variație, deci cele mai constante valori pentru raportul $R_{p0,2}/R_m$, se remarcă în cazul menținerii unui conținut de carbon în intervalul 0,15 – 0,20 %.



VI.12.a



VI.12.b

Fig. VI.12. Volumul de variație pentru limita de curgere în condițiile menținerii unui $\varepsilon = \varepsilon_{med}$ (a) și curbele de nivel corespunzătoare (b)

În condițiile menținerii unui grad de deformare, ε , la nivelul mediu pe șarjele analizate (17,5 %), volumul în care se pot încadra valorile pentru raportul $R_{p0,2}/R_m$ la creșterea valorii conținutului de carbon și a raportului C/Mn este destul de larg. valorile convenabile din punct de vedere al caracteristicilor de exploatare se obțin fie la menținerea unor conținuturi reduse de carbon (0,12%) cu asigurarea unui raport C/Mn de 0,30 – 0,34, fie la conținuturi în carbon de 0,18 – 0,20 cu limitarea conținuturilor de mangan astfel încât valoarea raportului C/Mn să fie de 0,20 – 0,22.