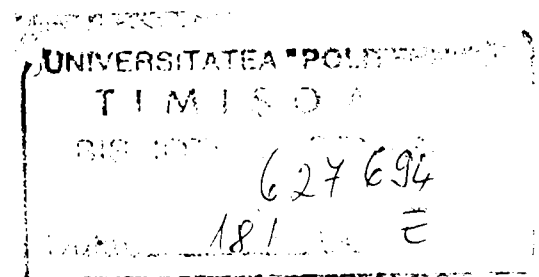


TEZĂ DE DOCTORAT

**Cercetări privind posibilitatea înlocuirii oțelurilor
pentru nitrurare de tipul Cr – Mo – Al cu oțeluri
de tipul Cr – Mo aluminizate**

BIBLIOTECA CENTRALĂ
UNIVERSITATEA "POLITEHNICA"
TIMIȘOARA



Conducător științific:
Prof.univ.dr.ing. Ioan ILCA

Doctorand:
Ș.ling. Doina FRUNZĂVERDE

2000

CUPRINS

CUPRINS	1
I. INTRODUCERE	3
II. STUDIU COMPARATIV PRIVIND DEFORMABILITATEA LA CALD A OȚELURILOR 42MoCr11 ȘI 39MoAlCr15	4
II.1. Introducere	4
II.2. Definirea noțiunii de deformabilitate și a indicatorilor folosiți	5
II.2.1. Deformabilitatea oțelurilor	5
II.2.2. Plasticitatea oțelurilor	6
II.2.3. Rezistența la deformare a oțelurilor	15
II.3 Metode de determinare a deformabilității la cald	30
II.3.1. Metoda de determinare a deformabilității la cald prin tracțiune	31
II.3.2. Metoda de determinare a deformabilității la cald prin comprimare	34
II.3.3. Metoda de determinare a deformabilității la cald prin răsucire	41
II.3.4. Încercări tehnologice de determinare a deformabilității la cald	44
II.4. Alegerea metodei de determinare a deformabilității la cald	49
II.5. Experimentări proprii	51
II.5.1. Scopul cercetării	51
II.5.2. Materialul cercetat	52
II.5.3. Metoda experimentală	52
II.5.4. Instalația experimentală	55
II.5.5. Programul experimental	58
II.5.6. Rezultatele experimentale obținute	59
II.5.7. Interpretarea rezultatelor experimentale. Concluzii	61
III. STUDIU COMPARATIV PRIVIND CĂLIBILITATEA OȚELURILOR 42 MoCr 11 ȘI 39 MoAlCr 15	64
III.1. Introducere	64
III.2. Definirea noțiunii de călibilitate și a indicatorilor folosiți	65
III.2.1. Duritatea martensitei de călire	65
III.2.2. Viteza critică de călire	67
III.2.3. Diametrul critic de călire	79
III.3. Metode de determinare a călibilității	89
III.4. Experimentări proprii	94
III.4.1. Scopul cercetării	94
III.4.2. Programul experimental și materialul cercetat	94
III.4.3. Metoda experimentală	96
III.4.4. Instalația experimentală	97
III.4.5. Rezultatele experimentale obținute	97
III.4.6. Interpretarea rezultatelor experimentale. Concluzii	101

IV. STUDIU PRIVIND COMPOZIȚIA ȘI PROPRIETĂȚILE STRATURILOR SUPERFICIALE OBTINUTE PRIN ALUMINIZARE URMATĂ DE NITRURARE	104
IV.1 Introducere	104
IV.2. Aluminizarea	106
IV.2.1. Scopul aluminizării	106
IV.2.2. Oțeluri și fonte pentru aluminizare	106
IV.2.3. Structura și proprietățile stratului aluminizat	107
IV.2.3.1. Structura stratului aluminizat	107
IV.2.3.2. Proprietățile stratului aluminizat	114
IV.2.4. Procedee de aluminizare	117
IV.2.4.1. Aluminizarea în amestecuri de pulberi	117
IV.2.4.2. Aluminizarea în băi de aluminiu topit	119
IV.2.4.3. Aluminizarea prin metalizare cu recoacere ulterioară	123
IV.2.4.4. Aluminizarea în aerosoli	124
IV.2.4.5. Aluminizarea în gaze	125
IV.2.4.6. Aluminizarea prin electroliză	126
IV.3. Nitrurarea	127
IV.3.1. Scopul nitrurării	127
IV.3.2. Oțeluri și fonte pentru nitrurare	128
IV.3.3. Structura și proprietățile stratului nitrurat	131
IV.3.3.1. Structura stratului nitrurat	131
IV.3.3.2. Proprietățile stratului nitrurat	140
IV.3.4. Procedee de nitrurare	144
IV.3.4.1. Nitrurarea în mediu gazos	144
IV.3.4.2. Nitrurarea ionică	152
IV.3.4.3. Nitrurarea în mediu lichid	157
IV.4. Experimentări proprii	162
IV.4.1. Scopul cercetării	162
IV.4.2. Materialul cercetat și programul experimental	163
IV.4.3. Metodele experimentale folosite pentru realizarea tratamentelor termice aplicate probelor	164
IV.4.4. Determinări experimentale. Aparatura folosită	166
IV.4.5. Rezultate experimentale și interpretări	169
IV.4.6. Concluzii	190
V. CONCLUZII FINALE	192
BIBLIOGRAFIE	194
ANEXE	201

I. INTRODUCERE

Aluminiul este unul dintre elementele care acționează în modul cel mai efectiv asupra măririi durității stratului superficial obținut prin nitrurare, întrucât formează nitruri foarte dure și stabile până la temperaturi înalte. În același timp însă, alierea oțelurilor de îmbunătățire cu 1...1,5% aluminiu crează dificultăți în procesul de prelucrare, atât la deformarea plastică, cât și la tratamentul termic [33].

În scopul evitării efectelor negative ale aluminiului asupra celor două caracteristici tehnologice ale oțelurilor aliate cu acest element, în condițiile utilizării influenței sale benefice în cazul nitrurării, “de nenumărate ori s-a propus ca în locul pieselor nitrurate confecționate din oțeluri aliate cu aluminiu să se folosească piese din oțeluri carbon sau slab aliate supuse aluminizării, recoacerii de difuziune, rectificării, iar după aceea nitrurării (se formează un strat de difuziune cu adâncimea de 0,4...0,6 mm cu duritatea superficială 1100...1150 HV)” [32]. “Această metodă nu și-a găsit însă utilizarea datorită volumului mare de muncă și datorită faptului că nu este indicată pentru tratamentul pieselor importante supuse la sarcini mari.” [33].

După ce demonstrează experimental influența nefavorabilă a aluminiului asupra deformabilității și călibilității oțelurilor, lucrarea de față propune o tehnologie de tratament termochimic care, aplicată oțelurilor fără aluminiu, oferă posibilitatea obținerii unor performanțe după nitrurare similare cu cele caracteristice oțelurilor aliate cu circa 1% aluminiu.

Pentru aplicație sunt alese două oțeluri slab aliate pentru îmbunătățire (STAS 791-88), ambele aliate cu crom și molibden în proporții apropiate și având aproximativ aceleași conținuturi în carbon. Deosebirea constă în aceea că marca 39MoAlCr15, reprezentant tipic al oțelurilor de nitrurare, conține suplimentar față de 42MoCr11 un procent de 0,7...1,1 % Al.

Autoarea dorește să mulțumească în mod deosebit conducătorului științific, domnul prof.univ.dr.ing. Ioan ILCA pentru îndrumarea și sprijinul direct acordate pe perioada elaborării prezentei lucrări. Totodată dorește să exprime calde mulțumiri doamnei prof. dr.ing. Waltraut BRANDL de la Fachhochschule Gelsenkirchen, Germania, pentru ajutorul primit în efectuarea determinărilor experimentale și a măsurărilor din cap.IV.

II. STUDIU COMPARATIV PRIVIND DEFORMABILITATEA LA CALD A OȚELURILOR 42MoCr11 ȘI 39MoAlCr15

II.1. Introducere

Dezvoltarea continuă a tehnicii impune, în paralel cu extinderea procedeelelor de prelucrare noi, așa-numite neconvenționale, dezvoltarea permanentă a procedeelelor clasice de obținere a semifabricatelor și produselor finite din oțeluri, în scopul creșterii gradului de precizie și al calității acestora, dar și a eficienței economice, deziderat devenit imperativ în contextul economiei de piață. În acest sens, unul din procedeele de fabricație care se află mereu în atenția specialiștilor, fiind dat atât consumul ridicat de combustibil și energie, cât și coeficientul destul de redus de utilizare a materialului metalic, este deformarea plastică.

O problemă importantă care se pune în cazul prelucrării oțelurilor prin laminare, tragere, trefilare, forjare, matrițare și extrudare este aceea a determinării parametrilor tehnologici optimi, care să asigure obținerea unor produse cu forme și dimensiuni cât mai exacte și lipsite de defecte, în condițiile menținerii costurilor în limite acceptabile. Cu alte cuvinte, se încearcă stabilirea cât mai precisă a valorilor corelate ale intervalului temperaturilor de deformare, gradului de deformare admisibil și vitezei de deformare, care, în condițiile unei anumite stări de tensiune realizate, conduc la obținerea deformației dorite cu efort minim.

Comportarea diferitelor materiale la deformarea plastică la cald este determinată de proprietățile lor fizico-mecanice, care, la rândul lor, depind de compoziția chimică și structură. De aceea, în cazul proiectării tehnologiilor de fabricație pentru produse noi și, în mod special, în cazul utilizării unor materiale metalice noi, nu se poate recurge nici la date cu caracter empiric și nici la folosirea unor rezultate obținute anterior la alte procese sau materiale similare. Este necesar să fie luate în considerare, în primul rând, particularitățile fiecărui procedeu, iar în al doilea rând, influența pe care o exercită compoziția chimică și structura materialului asupra comportării acestuia la deformarea plastică la cald.

Determinarea condițiilor optime pentru realizarea deformații plastice a unui anumit oțel printr-un procedeu dat se poate realiza tehnologic, prin încercări industriale, dar această

Sunt preferate, din acest motiv, metodele de determinare la scară de laborator a comportării oțelurilor la deformare plastică la cald, respectiv a deformabilității acestora, metode care asigură reproductibilitatea rezultatelor obținute.

II.2. Definierea noțiunii de deformabilitate și a indicatorilor folosiți

II.2.1. Deformabilitatea oțelurilor

În funcție de comportarea lor în timpul deformării plastice, materialele metalice se pot împărți în materiale fragile, elastice, plastice sau vâscoase [1].

Se consideră *materiale fragile* acelea care se distrug la deformații elastice mici și cu urme neglijabile de deformații permanente ($\epsilon < 1\%$), iar *materiale elastice* acelea care suportă deformații elastice (reversibile) mari ($\epsilon \geq 60\%$).

Materialele plastice sunt acelea care admit deformații permanente mari și prezintă următoarele particularități:

- în procesul deformării permanente au loc schimbări structurale care determină dependența rezistenței la deformare de mărimea gradului de deformare;
- rezistența la deformare nu depinde de viteza de deformație;
- presiunea hidrostatică nu influențează rezistența la deformare.

Materialele vâscoase sunt acelea care suportă deformații permanente mari și prezintă următoarele particularități:

- în procesul deformării permanente nu au loc schimbări structurale, din care motiv rezistența la deformare a materialului rămâne neschimbată în cursul deformării;
- rezistența la deformare este influențată de viteza de deformație;
- presiunea hidrostatică influențează sensibil rezistența la deformare.

În natură nu se întâlnesc materiale ideal fragile, ideal elastice, ideal plastice sau ideal vâscoase, ci materiale care prezintă combinații ale acestor însușiri. Dacă unele dintre aceste caracteristici se manifestă slab, ele pot fi neglijate în raport cu cele predominante, considerându-se, în consecință, materialele ca fiind elastico-fragile, elastico-plastice, elastico-plastico-vâscoase, etc.

Majoritatea metalelor și aliajelor folosite în tehnică și care se prelucerează prin deformare plastică la rece sau la cald intră în categoria materialelor elasto-plastico-vâscoase, comportamentul lor în timpul procesului de deformare fiind determinat, pe de o parte, de compoziția chimică și de structură, iar pe de altă parte de factorii variabili ai deformării. Caracteristica tehnologică ce oferă informații cu privire la acest comportament se numește *deformabilitate*.

În literatura noastră de specialitate *deformabilitatea* nu are încă un conținut unanim acceptat. Astfel ea este folosită de unii autori [1] în locul noțiunii de plasticitate, fiind definită drept acea caracteristică ce exprimă capacitatea metalelor și aliajelor de a se deforma permanent fără ruperea legăturilor interioare. O situație similară se întâlnește și în [2], autorii considerând că măsura cantitativă a deformabilității este gradul de deformare suferit de un material până în momentul în care apare prima fisură interioară sau exterioară.

În literatura străină se regăsesc păreri diferite cu privire la criteriul de apreciere a comportării la deformare plastică, fiind folosite în acest scop caracteristici cum sunt: forjabilitatea [3], prelucrabilitatea [4], ductilitatea [5], capacitatea de deformare [6] sau rezistența la curgere [7].

În cele ce urmează se va considera *deformabilitatea* fiind acea caracteristică tehnologică complexă, care definește comportarea la deformare plastică a materialelor metalice și care se exprimă prin intermediul a doi indicatori: *plasticitatea* și *rezistența la deformare*.

II.2.2. Plasticitatea oțelurilor

Plasticitatea oțelurilor reprezintă capacitatea acestora de a se deforma, respectiv de a suporta schimbări macroscopice remanente ale formei și dimensiunilor sub acțiunea unor forțe exterioare, fără a-și distruge integritatea structurală.

Pentru o schemă de deformare dată, plasticitatea este cu atât mai mare, cu cât deformația la rupere este mai mare. Fiind dat numărul mare al stărilor de deformare (27), rezultate prin combinarea celor 9 stări de tensiune cu cele 3 stări de deformație, precum și diversitatea condițiilor de deformare posibil de realizat prin varierea temperaturii, vitezei și gradului de deformare, este de la sine înțeles că, pentru un material dat, nu se poate determina o valoare unică a caracteristicii de plasticitate, valabilă pentru toate situațiile practice posibile. În funcție de procedeul de deformare plastică ales și de parametrii tehnologici utilizați, se

recurge la metode adecvate de determinare și exprimare a plasticității, folosind, în acest scop, fie încercări mecanice simple (plasticitate mecanică), fie încercări tehnologice (plasticitate tehnologică).

Plasticitatea mecanică se determină prin încercări la tracțiune, compresiune, încovoiere și răsucire.

La încercarea la tracțiune, plasticitatea se exprimă fie prin alungirea totală la rupere, fie prin gătuirea la rupere, la încercarea la compresiune, prin gradul de reducere în momentul apariției primelor fisuri pe suprafața probei comprimate, iar la încercarea la încovoiere, prin unghiul de îndoire la care apar primele fisuri pe porțiunea întinsă a probei. Nici una dintre aceste încercări nu dă însă rezultate satisfăcătoare, din motive diferite: caracterul static, simplificarea stării de tensiune sau variația acesteia în timpul încercării, apariția frecării exterioare, etc.

Rezultate mai concludente se obțin fie prin combinarea încercărilor de tracțiune și de compresiune, fie prin încercarea la torsiune.

Încercarea la torsiune prezintă avantajul că se execută în absența frecării exterioare, implică acțiunea simultană a tensiunilor de întindere și de compresiune și poate fi executată în condiții foarte diferite de temperatură și viteză de deformare. În cazul acestei metode plasticitatea se exprimă prin numărul de răsuciri până la rupere.

Plasticitatea tehnologică se determină prin încercări tehnologice, pe probe care sunt deformată în condiții apropiate de cele ale procedurilor practice de deformare. Se folosesc, în acest scop, refularea și întinderea prin forjare, laminarea, îndoirea pe dorn (la tablele groase), ambutisarea prin penetrare (încercarea Erichsen, la tablele subțiri și benzi) sau îndoirea alternantă a sârmelor, iar indicii de plasticitate utilizați sunt gradele de deformare atinse în momentul apariției fisurilor pe suprafețele probelor.

Plasticitatea oțelurilor este determinată, pe de o parte, de factori interni (de material: compoziție chimică și structură), iar pe de altă parte de factori externi (condițiile de deformare: temperatura de deformare, viteza de deformare, gradul de deformare, starea de tensiune aplicată și starea de deformare rezultată).

a) Factorii interni care influențează asupra plasticității oțelurilor

a₁) Compoziția chimică a oțelului

Fierul, ca de altfel toate metalele pure, prezintă proprietăți de plasticitate foarte bune.

Prezența unor atomi străini în rețeaua fierului produce distorsionarea acesteia și îngreunează astfel procesul de alunecare. Drept urmare, oțelurile prezintă, îndeosebi în cazul în care conținutul în carbon este ridicat (peste 1,2 - 1,4 %, [9]), o plasticitate mai redusă decât metalul de bază.

În afară de fier și carbon, oțelurile nealiat mai conțin și o serie de elemente însoțitoare (mangan, siliciu, sulf, fosfor, oxigen, azot, hidrogen, etc.), iar oțelurile aliate, pe lângă acestea, unul sau mai multe elemente de aliere (crom, molibden, mangan, nichel, vanadiu, wolfram, bor, aluminiu, etc), introduse în compoziția lor în scopul asigurării unor caracteristici tehnologice și de exploatare superioare.

În funcție de natura lor, dar și de proporția în care se găsesc în oțel, aceste elemente se pot dizolva în soluțiile solide ale fierului (în ferită și austenită), se pot combina cu carbonul, dând naștere la carburi complexe împreună cu fierul (cementită aliată) sau carburi stabile E_xC_y nemiscibile cu fierul, pot să formeze incluziuni nemetalice sau se pot distribui între diferite faze. Datorită numărului mare de elemente care pot intra în compoziția oțelurilor, a limitelor largi în care acestea pot varia și a multitudinii de combinații posibile, nu se poate stabili cu precizie, numai pe baza compoziției chimice, cum acționează concret fiecare element asupra caracteristicilor de plasticitate ale unui oțel dat. Precizări cu privire la influența diferitelor elemente asupra plasticității, cum sunt cele prezentate în tab.1 [11], prezintă un caracter pur informativ, întrucât nu sunt luate în considerare corelațiile posibile:

Tabelul 1 Influența elementelor de aliere asupra plasticității oțelurilor

Influența asupra plasticității	Elementul de aliere
Crește	Cr (peste 15 %); Mn ; Pământuri rare Ca; Co; Ti (sub 0,15%); V (până la 1,5%)
Nu influențează	C (până la 1%); Cr (până la 0,6%) Ni (peste 5%); N (până la 0,03%)
Scade	C (peste 1%); Al; Cr (până la 9%); As Cu, P, S, Mo, Pb, S, Si, B, N, Ti (peste 0,2%); V(peste 1,5%) W, N (peste 0,03%)

a₂) Structura oțelului

În ceea ce privește influența acestui factor asupra plasticității, trebuie remarcată, în primul rând, importanța pe care o prezintă uniformitatea structurală a oțelurilor. Forma și dimensiunea grăunților cristalini, cantitatea și distribuția impurităților prezente în masa

metalică de bază, precum și numărul și distribuția fazelor ce alcătuiesc microstructura oțelului influențează direct asupra plasticității acestuia.

Astfel, oțelurile turnate prezintă, în general, o plasticitate mai redusă decât cele deformate, iar, la rândul lor, oțelurile deformate la rece sunt mai puțin plastice decât cele deformate la cald, care prezintă o structură mai uniformă. Pentru exemplificare, în fig.1 [12] este prezentat modul de variație cu temperatura a plasticității, exprimată prin numărul de răsuciri până la rupere, pentru două oțeluri inoxidabile austenitice având 0% și respectiv 7% ferită, ambele în stare deformată (1) și turnată (2).

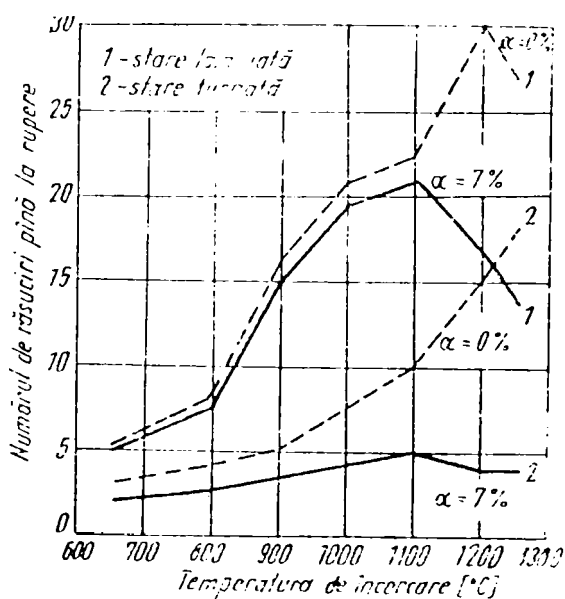


Fig.1 Variația plasticității cu temperatura pentru două oțeluri inoxidabile austenitice, cu 0% și 7% ferită, în stare predeformată (1) și turnată (2)

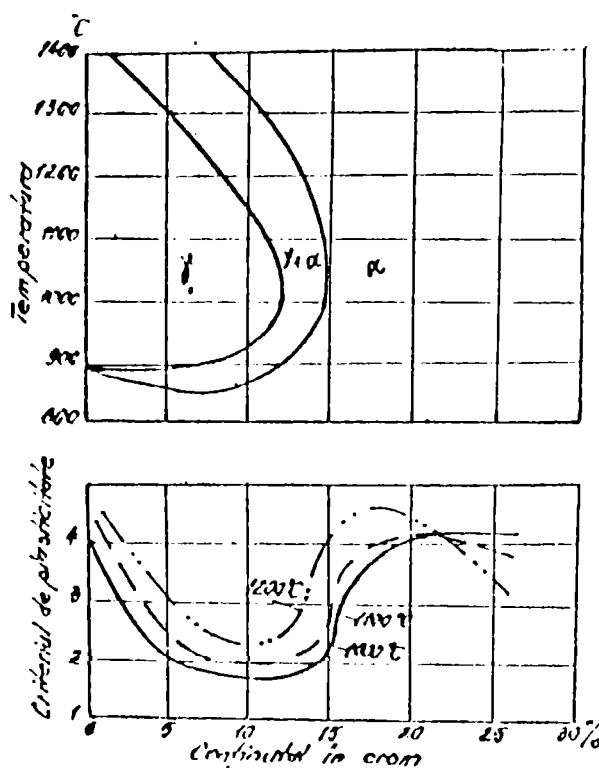


Fig.2 Variația structurii și plasticității oțelurilor în funcție de conținutul în crom

În structura lingourilor sau pieselor turnate sunt prezente, de regulă, trei zone caracteristice: zona exterioară, formată din cristale echiace mici, o zonă intermediară, alcătuită din cristale columnare, alungite în direcția fluxului de căldură (așa-numita zonă de transcristalizare), și zona centrală, constituită din cristale echiace mari. Formarea celor trei zone, ca de altfel și întinderea fiecăreia, sunt determinate direct de tipul oțelului, dar și de condițiile de turnare, întâlnindu-se adesea situații în care una sau chiar două dintre acestea apare numai într-o proporție redusă în structura de turnare sau lipsește complet. Modul în care influențează fiecare dintre cele trei tipuri de grăunți asupra plasticității produsului turnat nu a putut fi lămurit pe deplin până în prezent, dar este unanim acceptat faptul că structurile

puternic transcristalizate prezintă o plasticitate redusă, îndeosebi în situațiile în care schema de deformare obligă realizarea deformării într-o direcție perpendiculară pe axa longitudinală a cristalelor columnare [12].

De asemenea, plasticitatea oțelurilor este influențată nu numai de forma grăunților, ci și de mărimea și uniformitatea lor dimensională, granulația fină și uniformă asigurând cele mai bune valori ale acestei caracteristici tehnologice. Acest aspect trebuie avut în vedere în cazul deformării plastice la cald a oțelurilor, întrucât aceasta se efectuează la temperaturi înalte, la care atât oțelurile cu granulație ereditară fină, cât și cele cu granulație ereditară grosolană, prezintă grăunți de dimensiuni mari.

Impuritățile prezente în oțeluri manifestă o influență defavorabilă asupra plasticității, constituindu-se, de regulă, în surse de inițiere a fisurilor care iau naștere în timpul deformării [1]. Deosebit de periculoase în acest sens sunt incluziunile intergranulare cu puncte de topire mai scăzute decât cel al masei metalice în care sunt înglobate. Astfel de incluziuni, cum sunt, spre exemplu, sulfurile și oxizii de mangan, îmbracă grăunții cristalini ca o peliculă, care se poate topi la temperaturile la care se realizează deformarea plastică la cald, micșorând astfel coeziunea intercristalină.

Asupra plasticității oțelurilor influențează, de asemenea, și numărul, natura și distribuția fazelor existente în structura lor. În acest sens, plasticitatea cea mai ridicată (comparabilă cu a metalelor pure) o au soluțiile solide, respectiv ferita și austenita. Plasticitatea perlitiei, rezultată prin amestecul intim a două faze (una de tip soluție solidă și cealaltă de tip compus chimic), este mai redusă [8] și depinde de morfologia acesteia, fiind mai bună în cazul perlitiei globulare, decât în cazul celei lamelare.

În scopul asigurării unei plasticități cât mai bune, procesele de deformare plastică se realizează, pe cât posibil, în intervale de temperaturi la care structura oțelurilor este monofazică sau conține o cantitate cât mai redusă dintr-o eventuală a doua fază. Cea mai bună plasticitate o au oțelurile cu structură monofazică feritică (cazul oțelurilor înalt aliate feritice), urmate îndeaproape de cele austenitice (cazul oțelurilor înalt aliate austenitice sau al oțelurilor carbon și slab aliate încălzite la temperaturi situate deasupra liniilor A_{c3} , respectiv A_{cccm}) [12]. Coexistența ambelor soluții solide în structura aceluiași oțel determină însă scăderea plasticității, fapt evidențiat și de fig.1 și fig.2 [12]. Așa cum reiese din fig.1, existența unei proporții de ferită de 7% în masa de bază austenitică a oțelului inoxidabil a determinat reducerea sensibilă a plasticității, îndeosebi în starea turnată, deși ferita este o fază mai plastică decât austenita. Același efect poate fi urmărit și în fig.2, în care se prezintă variația

relativă a plasticității în funcție de conținutul în crom, element alfa-gen. Se remarcă faptul că, la conținuturi în crom de 8 -10%, la care cele două faze coexistă, plasticitatea este minimă.

b) Factorii externi care influențează asupra plasticității oțelurilor

b₁) Temperatura de deformare

Influența temperaturii asupra plasticității este determinată în principal de tipul oțelului și transformările structurale care se produc la încălzirea acestuia: transformări de fază în stare solidă, recristalizarea și activarea alunecării intercrystaline.

Astfel, în cazul oțelurilor cu structură monofazică (ferritice sau austenitice), la creșterea temperaturii, ca urmare a creșterii vitezei de recristalizare, plasticitatea crește la început mai lent (în intervalul de temperaturi la care alunecarea se produce preponderent intracrystalin), iar apoi, odată cu depășirea temperaturii de echicoeziune, intrarea în acțiune a alunecărilor intercrystaline determină o mărire rapidă a plasticității. După atingerea unui maxim, aceasta începe apoi să scadă, ca urmare a creșterii excesive a granulației și a apropiării de temperatura de topire (amorsarea ruperii intercrystaline) (fig.3,[8]).

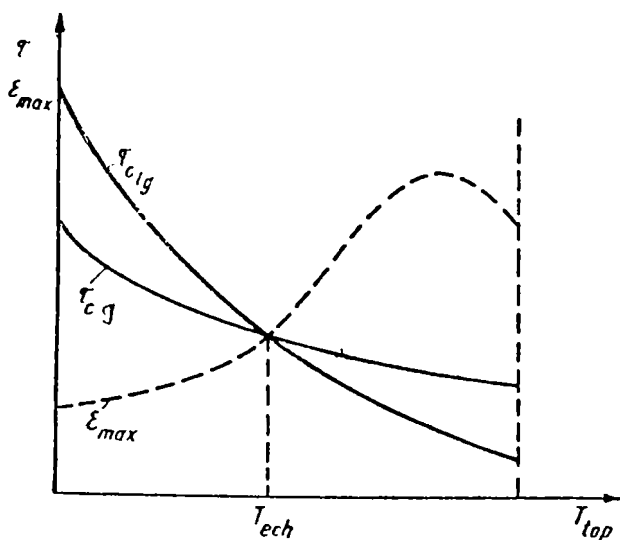


Fig.3 Variația cu temperatura a plasticității pentru materiale monofazice (τ_{cg} - rezistența la alunecare a grăunților; τ_{clg} - rezistența la alunecare a limitelor de grăunte)

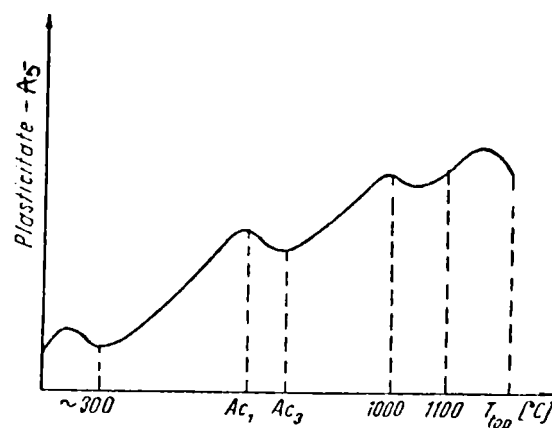


Fig.4 Influența temperaturii asupra plasticității unui oțel hipoeutectoid

În cazul oțelurilor ce prezintă transformări de fază în stare solidă, alura curbei de variație a plasticității cu temperatura poate îmbrăca diferite aspecte, reflectând, prin puncte de inflexiune determinate de minime și maxime, modificările structurale care se produc. Spre exemplificare, în fig.4 [8] este redată variația cu temperatura a alungirii la rupere pentru un

oțel hipoeutectoid. Minimul de la temperaturi de 250...300°C se datorează precipitării compușilor Fe₄N (îmbătrânirii oțelului), fenomen ce determină “fragilitatea la albastru” [14]. Creșterea accentuată în continuare a plasticității, între 600...800 °C, se explică prin activarea alunecărilor intercrystaline și creșterea vitezei de recristalizare. La depășirea temperaturii A_{c1}, odată cu declanșarea transformării polimorfice a feritei în austenită și creșterea treptată a proporției de austenită din structură, plasticitatea se diminuează, minimul corespunzând încheierii acestui proces (A_{c3}). Plasticitatea maximă a oțelurilor hipoeutectoide se realizează, de obicei, la temperaturi cuprinse între 1000...1200°C, temperaturi la care viteza de recristalizare este destul de mare, fără însă a conduce la obținerea unei granulații prea grosolane. Pe măsura apropierii de temperatura de topire, plasticitatea începe din nou să scadă, ca urmare a creșterii excesive a grăunților și apariției fenomenelor de ardere intercrystalină.

b₂) Viteza de deformare

Viteza de deformare influențează plasticitatea oțelurilor în mod diferit, în funcție de natura acestora și de temperatura la care are loc procesul de deformare. Pentru același oțel, în diferite intervale de temperatură, creșterea vitezei de deformare poate determina o creștere mai lentă sau mai accentuată a plasticității (fig.5,[9]), poate implica o scădere a acesteia sau să nu influențeze în nici un mod.

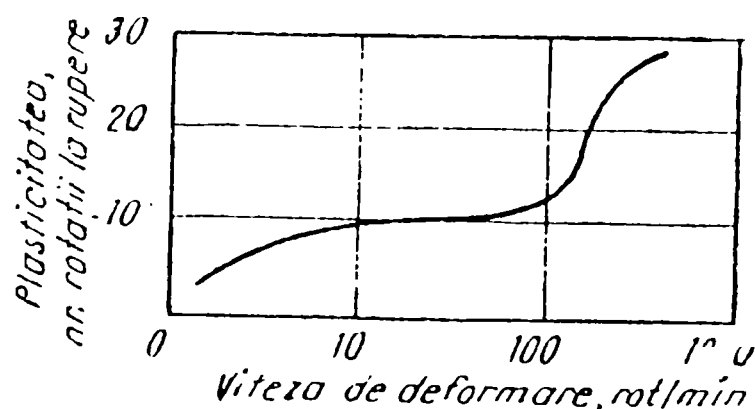


Fig.5 Variația plasticității, exprimată prin numărul de răsuciri până la rupere, în funcție de viteza de deformare pentru cazul unui oțel cu 0,29%C, deformat prin răsucire la o temperatură de 1000°C

Din această cauză, influența vitezei de deformare asupra plasticității trebuie studiată odată cu influența temperaturii. În acest sens trebuie avut în vedere și faptul că, în general, efectele produse de variația vitezei de deformare sunt mai reduse în cazul deformării la rece.

la care oțelurile se comportă în măsură mai mare ca materiale plastice și doar în mică măsură ca materiale vâscoase, decât în cazul deformării la cald.

La temperaturi ridicate influența vitezei de deformare asupra plasticității trebuie analizată din cel puțin trei puncte de vedere:

- influența asupra temperaturii reale de deformare:

În timpul deformării o parte din lucrul mecanic de deformare se transformă în căldură, astfel încât este posibil ca, la un moment dat, temperatura reală a produsului să depășească temperatura avută inițial. Această creștere de temperatură este cu atât mai însemnată, cu cât temperatura de început de deformare este mai redusă, iar viteza de deformare mai mare (considerând ceilalți parametri tehnologici constanți). Așa cum s-a mai arătat, în funcție de tipul oțelului și intervalul de temperatură la care se realizează deformarea, creșterea temperaturii poate avea o influență favorabilă sau, dimpotrivă, nefavorabilă asupra plasticității. Drept urmare, în domenii de temperatură în care la creșterea temperaturii deformabilitatea crește, este indicată deformarea cu viteze mari, iar în domenii în care creșterea temperaturii implică reducerea plasticității trebuie alese viteze mici de deformare.

- influența asupra echilibrului care se realizează între procesul de ecrisare și cel de recristalizare:

Creșterea vitezei de deformare în cazul deformării la cald determină creșterea mai accentuată a vitezei de ecrisare în raport cu cea de recristalizare, astfel încât, în ansamblu, se accentuează durificarea materialului, scăzând plasticitatea.

- influența asupra deformării inter- și intracristaline:

Așa cum reiese din fig.3, creșterea vitezei de deformare la temperaturi mai mici decât temperatura de echicoeziune, determinând creșterea rezistenței la deformare a limitelor de grăunte, nu modifică mecanismul alunecărilor (la astfel de temperaturi acestea se produc preponderent intracristalin). Peste punctul T_{ech} însă, creșterea vitezei de deformare și, implicit, creșterea rezistenței limitelor de grăunte, conduc la scăderea pericolului de rupere intercristalină, deci la îmbunătățirea plasticității oțelului. Experimental s-a dovedit că plasticitatea cea mai bună nu se realizează la viteze de deformare maxime, ci la unele medii, viteze care trebuie determinate practic, prin încercări [15].

b₃) Starea de tensiune

Plasticitatea oțelurilor este favorizată de prezența tensiunilor de comprimare și este diminuată de prezența tensiunilor de tracțiune. De aceea, un oțel dat va prezenta plasticitatea

maximă în timpul proceselor de deformare care se realizează în condițiile stării de tensiune S_1 (comprimare triaxială) și valori tot mai reduse pe măsura trecerii la stările: $P_1, L_1, S_2, P_2, L_2, S_3, P_3, S_4$ [16].

Influența stării de tensiune asupra plasticității poate fi caracterizată prin următorul indice:

$$\alpha = \frac{\sigma_{med}}{|\sigma_{max}|} \quad (1)$$

în care: $\sigma_{med} = 1/3(\sigma_1 + \sigma_2 + \sigma_3)$ - tensiunea medie; σ_{max} - tensiunea maximă.

Acest indice variază între -1 (S_1 cu $\sigma_1 = \sigma_2 = \sigma_3$) și +1 (S_4 cu $\sigma_1 = \sigma_2 = \sigma_3$).

b.) Schema de deformare

În ceea ce privește influența schemei de deformare asupra plasticității, s-a constatat că în condițiile schemei de deformare D_{III} oțelul prezintă plasticitatea cea mai ridicată, în condițiile schemei D_{II} plasticitatea sa este medie, iar schema D_I implică valorile minime ale acestei caracteristici.

Având în vedere influența diferiților factori de material și de lucru asupra mărimii plasticității oțelurilor, precum și corelațiile existente între unii dintre aceștia, rezultă că pentru creșterea plasticității oțelurilor se poate acționa prin:

- stabilirea unei compoziții chimice a oțelului ce urmează a fi deformat, care să asigure nu numai caracteristicile de exploatare impuse produsului finit, ci și o plasticitate cât mai bună. Astfel, în limitele compoziției de marcă a oțelului (precizată de STAS), se va alege acea combinație de concentrații ale elementelor însoțitoare și de aliere, care, prin efectul produs asupra structurii, să asigure plasticitatea maximă. Totodată, dacă este posibil, se va opta pentru acea variantă care conduce la obținerea unei structuri monofazice sau cu proporții cât mai mici de o a doua fază (în același scop se poate acționa suplimentar și asupra temperaturii de deformare). Se vor prefera structurile omogene chimic, uniforme structural și cu granulație cât mai mică.

- stabilirea, pe cale experimentală, a condițiilor optime de temperatură - viteză de deformare care asigură cea mai bună plasticitate.

- asigurarea deformării printr-o stare de tensiune care pentru procesul respectiv de deformare conferă oțelului o plasticitate corespunzătoare și implică, în același timp, un grad

de neuniformitate a deformației, și deci a structurii, cât mai mic (prin reducerea forțelor de frecare de pe suprafețele de contact, folosirea unor scule de forme cât mai adecvate, etc.).

II.2.3. Rezistența la deformare a oțelurilor

În procesele de deformare plastică materialele metalice își schimbă forma și dimensiunile sub acțiunea forțelor exterioare exercitate de utilajul de deformare prin intermediul sculelor de lucru. Forța care acționează prin intermediul sculelor asupra materialului este denumită forță de deformare, iar intensitatea acesteia (forță / suprafața asupra căreia acționează) reprezintă forța specifică de deformare.

Rezistența la deformare reprezintă tensiunea pe care o opun metalele și aliajele deformării plastice în condițiile concrete ale proceselor de prelucrare plastică prin presiune (temperatură, viteză și grad de deformare, schema mecanică a deformării, condiții de frecare, etc.).

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):

$$\sigma_1 - \sigma_3 = \beta \cdot \sigma_c \text{ sau } \sigma_1 = \beta \cdot \sigma_c + \sigma_3, \quad (2)$$

de unde rezultă:

$$p = K + q \quad (3)$$

în care: K - este rezistența la deformare naturală a materialului metalic, corespunzătoare unei stări de tensiune liniare (depinde de proprietățile materialului); q - componenta rezistenței la deformare datorată efectului condițiilor de frecare.

Determinarea rezistenței la deformare se efectuează, ca și în cazul plasticității, folosind metode care, de regulă, oferă numai informații calitative cu privire la mărimea acestei caracteristici. Se folosesc, în acest scop, aceleași metode ca și în cazul plasticității, cele două proprietăți determinându-se de obicei simultan. La încercarea la tracțiune, rezistența la deformare se apreciază prin valorile limitei de curgere și a rezistenței la rupere, iar la încercarea la compresiune prin valoarea tensiunii care produce deformarea sau a lucrului mecanic specific de deformare. În cazul încercării la torsiune rezistența la deformare se apreciază prin valoarea momentului de torsiune maxim necesar ruperii epruvetei, iar la încercarea de îndoire prin șoc se determină valoarea lucrului mecanic specific de rupere.

Se poate apela, de asemenea, și la încercări tehnologice, cum ar fi, spre exemplu, laminarea unor probe în formă de pană, rezistența la deformare fiind apreciată în funcție de valoarea forței de laminare corespunzătoare secțiunii în care a apărut prima fisură în probă.

Rezistența la deformare este influențată de următorii factori:

- a) factori interni (de material) : compoziția chimică și structura materialului;
- b) factori externi (condițiile de lucru): condițiile de frecare, temperatura de deformare, viteza de deformare, gradul de deformare, forma sculelor de deformare și schema stării de tensiune.

a) Factorii interni care influențează asupra rezistenței la deformare

a₁) Compoziția chimică

Compoziția chimică a oțelului supus deformării influențează asupra rezistenței la deformare atât prin variația pe care o dă componentei K, cât și prin modificarea condițiilor de frecare, deci a componentei q.

În ceea ce privește influența compoziției chimice asupra rezistenței la deformare naturală, efectul elementelor de aliere și al elementelor însoțitoare depinde atât de natura acestora, cât și de distribuția lor în structura oțelului.

Astfel, elementele care pătrund în rețeaua cristalină a metalului de bază provoacă distorsionarea acesteia, îngreunând procesul de alunecare a unor plane de atomi față de altele, și determină, în consecință, creșterea rezistenței la deformare. Această creștere este cu atât mai însemnată, cu cât distorsionarea este mai pronunțată, respectiv cu cât diferența dintre raza atomilor străini și raza atomilor de fier este mai

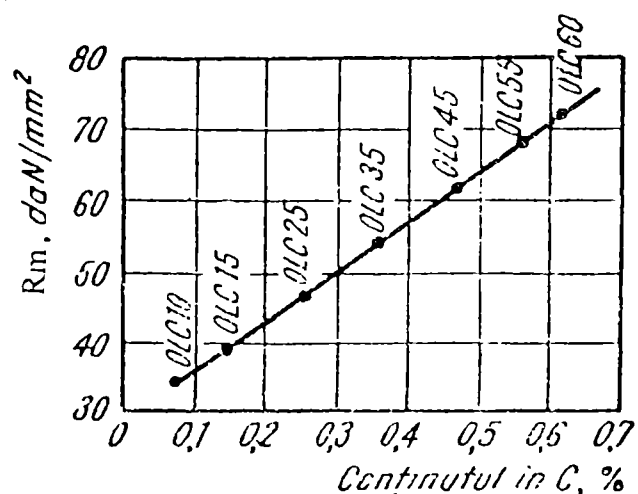


Fig. 6 Variația rezistenței la deformare în funcție de conținutul în carbon al oțelurilor carbon de calitate

mare și cu cât concentrația atomilor străini este mai ridicată. Pentru exemplificare, în fig.6 [9] este redată variația rezistenței la deformare (exprimată prin rezistența la rupere) la creșterea conținutului în carbon.

De asemenea, creșterea rezistenței la deformare determinată de elementele solubile în ferită sau austenită va fi cu atât mai accentuată, cu cât acestea se află la o distanță mai mare

față de fier în sistemul periodic [9].

Prezența carburilor (cementită aliată sau carburi stabile ale elementelor de adaos) și a incluziunilor nemetalice formate de elementele insolubile în soluțiile solide ale fierului conduc, de asemenea, la creșterea rezistenței la deformare a oțelului, îndeosebi în cazul în care acestea sunt distribuite la limitele de grăunte [9].

Indiferent de tipul elementelor de aliere și însoțitoare, precum și de distribuția lor între diferitele faze din structura oțelurilor, existența acestor atomi străini îngreunează procesele de difuzie care stau la baza recristalizării la deformarea plastică la cald și reduc astfel viteza de recristalizare. Drept urmare, la o temperatură dată, efectul de ecruisare va fi cu atât mai accentuat și, implicit, rezistența oțelului la deformare cu atât mai ridicată, cu cât numărul atomilor de adaos este mai mare.

În ceea ce privește influența compoziției chimice a oțelurilor asupra componentei q a rezistenței la deformare, s-a constatat, în primul rând, că această influență este mult mai mică în comparație cu influența asupra componentei K [9]. De exemplu, în cazul oțelurilor aliate cu crom, oxizii ce se formează pe suprafețele de contact sunt cu atât mai vâscoși și deci determină coeficienți de frecare cu atât mai mari (ducând astfel la creșterea componentei q), cu cât conținutul în crom este mai ridicat. Totodată însă, valoarea acestor coeficienți este influențată direct de temperatura de deformare, întrucât la variația temperaturii se modifică atât compoziția, cât și structura oxizilor.

Influența diferitelor elemente de aliere asupra rezistenței la deformare a oțelurilor, așa cum rezultă din practica industrială și fără a reliefa și influența corelată a mai multor elemente, ceea ce ar corespunde situațiilor reale, este redată sintetic în tabelul 2 [11].

Tab.2 Influența elementelor de aliere asupra rezistenței la deformare a oțelurilor

Influența asupra rezistenței la deformare	Elementul de aliere
Crește	Cr (până la 9%) ; W; Ni ;Co N (peste 0,03%)
Nu influențează	Al; C; P; As; Cu; S Ni (până la 5%) Pb; B; Ca; Nb; Ti
Scade	Cr (peste 13%) Mn (peste 10%); Si

a₂) Structura

Oțelurile tehnice sunt materiale policristaline ale căror proprietăți depind atât de proprietățile grăunților, cât și de cele ale marginilor grăunților. Grăunții, având o structură cristalină ordonată, se comportă la deformare ca materiale plastice, în timp ce marginile lor, constituite din atomi așezați neordonat, se comportă ca materiale vâscoase. Întrucât legile care guvernează comportarea la deformare a grăunților și marginilor sunt diferite, rezultă că pe parcursul operațiilor de deformare vor exista diferențe mai mari sau mai mici în ceea ce privește rezistența pe care acestea o opun deformării.

Pe baza rezultatelor experimentale s-a putut stabili o legătură între limita de curgere și mărimea grăunților unui oțel, de forma [17]:

$$\sigma_c = \sigma_m + \frac{c}{\sqrt{D}}, \quad (4)$$

unde: σ_c - limita de curgere a policristalului;

σ_m - limita de curgere a monocristalului;

c - constantă de material

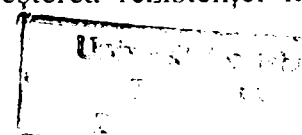
D - diametrul mediu al grăunților.

Într-un policristal fiecare grăunte are o anumită orientare a rețelei cristaline în spațiu, deci el va opune o rezistență la deformare diferită în raport cu alți grăunți vecini, în funcție de unghiul pe care îl fac planele sale de alunecare cu direcția de acționare a forței. Sub acțiunea forțelor exterioare se vor deforma mai întâi acei grăunți, care au o orientare cristalografică favorabilă pentru deformarea prin alunecare sau maclare. Unii grăunți pot fi antrenați de către grăunții vecini care s-au deformat, putând lua în timp o poziție mai favorabilă sau mai puțin favorabilă deformării. Procesul de deformare a policristalului devine și mai complex atunci când acesta este un aliaj, în componența căruia intră grăunți cu proprietăți diferite.

b) Factorii externi care influențează asupra rezistenței la deformare

b₁) Condițiile de frecare

Condițiile de frecare dintre produsul metalic supus deformării și sculele de deformare influențează semnificativ asupra valorii rezistenței la deformare, aceasta crescând continuu, pe măsură ce condițiile de frecare se înrăutățesc (valoarea coeficientului de frecare crește). Așa cum rezultă din diagrama prezentată în figura 7 [9], creșterea rezistenței la



deformare se datorează, în acest caz, numai creșterii componentei q , mărimea rezistenței naturale a oțelului (K) nefiind influențată de condițiile de frecare.

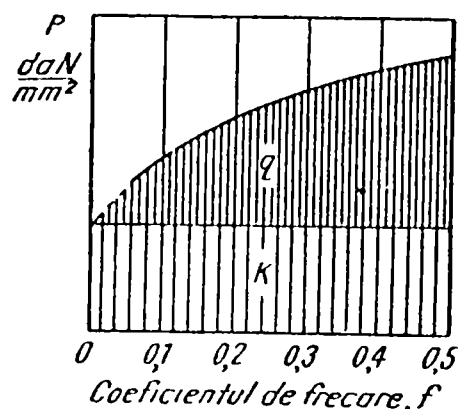


Fig. 7 Variația rezistenței la deformare în funcție de coeficientul de frecare

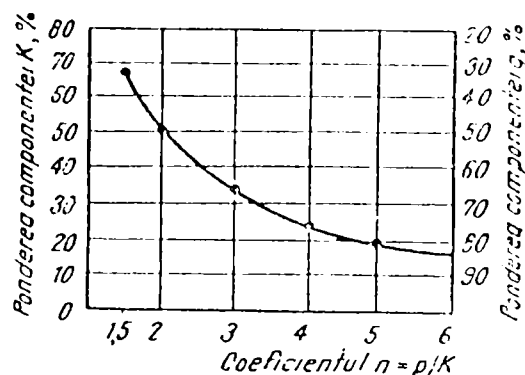


Fig. 8 Variația ponderii componentelor q și K în valoarea rezistenței la deformare în funcție de n

Împărțind relația (3) la componenta K , rezultă un coeficient n care exprimă raportul dintre rezistența la deformare în condițiile reale ale unui proces de deformare și rezistența la deformare a aceluiași oțel în condițiile stării de tensiune liniară:

$$n = \frac{p}{K} = \frac{K + q}{K} = 1 + \frac{q}{K} \quad (5)$$

În cazul proceselor de deformare plastică prin laminare sau forjare în condiții reale, valoarea acestui coeficient variază între 1,5 și 6 [18].

Dacă se înlocuiesc cele două valori limită în relația coeficientului n (5), rezultă:

- $n = 1,5 \Rightarrow q / K = 0,5$, respectiv $K = 2 q$, iar $p = 3 q$;
- $n = 6 \Rightarrow q / K = 5$, respectiv $K = 0,2q$, iar $p = 1,2q$.

Rezultă astfel că ponderea componentei q în valoarea rezistenței la deformare poate fi de 33,3% până la 83,3% (fig.8,[9]).

Valorile mari ale coeficientului n corespund cazurilor în care procesul de deformare se realizează cu un randament scăzut, respectiv din valoarea forței și energiei de deformare doar o mică parte se consumă pentru deformarea propriu-zisă, iar restul se pierde pentru învingerea forțelor de frecare. De aceea este necesar ca în cursul proceselor reale de deformare plastică valoarea coeficientului de frecare dintre material și suprafața sculelor de deformare să se reducă la valoarea minimă posibilă.

b₂) Temperatura de deformare

Temperatura de deformare influențează rezistența la deformare atât prin intermediul componentei K , cât și, în măsură mai mică, prin intermediul componentei q .

La creșterea temperaturii, componenta q se reduce, ca urmare a scăderii coeficientului de frecare.

În ceea ce privește variația cu temperatura a rezistenței naturale la deformare a oțelurilor, de regulă aceasta scade și ea la creșterea temperaturii, exceptând acele situații când între anumite temperaturi intervine o durificare determinată de producerea unor transformări de fază în stare solidă (fig.9,[1]). Astfel,

creșterea rezistenței oțelului, atingând un maxim la aproximativ 250...300 °C, se datorează precipitării nitrurilor de fier, care constituie piedici în deplasarea dislocațiilor. Ridicarea în continuare a temperaturii duce la o scădere treptată a rezistenței până a atingerea temperaturii de început de transformare a feritei în austenită. În funcție de conținutul în carbon al oțelurilor, în domeniul temperaturilor de transformare $\alpha - \gamma$, rezistența poate

să crească (la conținuturi reduse în carbon),

să se modifice puțin sau să scadă continuu (la conținuturi medii și ridicate în carbon). La creșterea temperaturii, în domeniul de stabilitate a austenitei, rezistența scade.

O caracteristică a tuturor metalelor și aliajelor este aceea că, odată cu creșterea temperaturii, limita de curgere se apropie de rezistența la rupere (fig.9). De aceea, pentru calculul forțelor de deformare la cald se poate utiliza rezistența la rupere.

Prin prelucrarea matematică a mai multor date experimentale s-a stabilit că, în domeniile de temperatură în care nu se produc transformări de fază, caracteristicile de rezistență (limita de curgere, rezistența la rupere și duritatea) variază cu temperatura după o lege exponențială de forma:

$$p_2 = p_1 \cdot e^{-\alpha(T_2 - T_1)} \quad (6)$$

unde: p_1 - caracteristica de rezistență la temperatura T_1 ;

p_2 - caracteristica de rezistență la temperatura T_2 ;

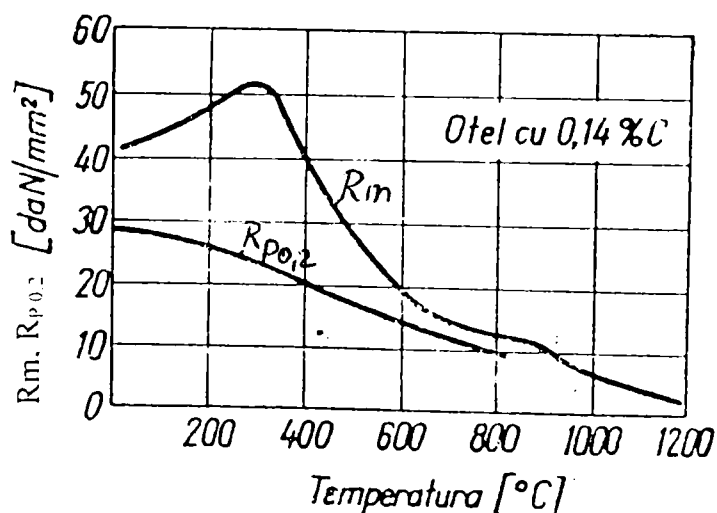


Fig.9 Variația rezistenței unui oțel carbon cu temperatura

α - coeficient care depinde de material și care pentru o fază dată are o valoare aproape constantă.

Folosirea unor legi care să arate variația caracteristicilor mecanice cu temperatura, luându-se drept bază caracteristicile avute la temperatura ambiantă, nu dau rezultate mulțumitoare, deoarece transformările structurale care se produc la încălzire pot determina modificări importante ale proprietăților inițiale, diferite de la oțel la oțel. Astfel, spre exemplu, două oțeluri cu compoziție diferită și având la temperatura camerei valori apropiate ale rezistenței la rupere, nu vor prezenta în mod obligatoriu aceeași rezistență și la temperaturi înalte [19]:

Tabelul 3

Oțel	Rezistența la rupere la 20°C [daN/mm ²]	Rezistența la rupere la 900°C [daN/mm ²]
crom-mangan	107	4,4
crom-nichel	100	18,9

De aceea Gubkin [20] propune ca temperatură de referință temperatura corespunzătoare valorii de $0,95 T_{top}$, relația (6) devenind:

$$\sigma_{rT} = \sigma_{r1} \cdot e^{-\alpha(T-T_1)} \quad (7)$$

unde: σ_{rT} - rezistența la rupere la temperatura T ;

σ_{r1} - rezistența la rupere la temperatura $T_1 = 0,95 T_{top}$

Cunoscând că pentru materialele metalice:

$$\sigma_{r1} = 0,4 \div 0,55 \text{ daN/mm}^2$$

$\alpha = 0,008 \div 0,012$ (valorile mici corespund pentru metale pure și viteze mici de deformare, iar cele mari pentru aliaje și viteze mari de deformare), se poate calcula cu ajutorul formulei (7) valoarea aproximativă a rezistenței la rupere pentru temperaturi cuprinse între $0,7 \div 0,95 T_{top}$. Determinarea exactă a acestei valori presupune însă trasarea curbei experimentale de variație cu temperatura a rezistenței la deformare pentru materialul metalic considerat. În tabelul 4[1] sunt indicate valorile rezistenței la deformare la temperaturile uzuale de deformare plastică la cald pentru câteva oțeluri.

De asemenea, trebuie remarcat faptul că, la creșterea temperaturii de deformare influența elementelor de aliere sau a elementelor însoțitoare asupra rezistenței la deformare scade în măsură foarte mare. Astfel, dacă diferența între rezistența la rupere la temperatura ambiantă a unui oțel carbon cu 0,1%C și a unui oțel cu 0,45%C este de circa 26 daN/mm^2 , la

temperatura de 800°C diferența scade la 8 daN/mm², iar la 1 000 - 1 200°C, diferența devine practic neglijabilă (0,1 -0,2 daN/mm²) [9].

Tabelul 4 Valorile rezistenței la deformare plastică la cald a unor oțeluri uzuale

Oțelul	TEMPERATURA DE DEFORMARE, [°C]						Viteza de încercare, [s ⁻¹]
	700	800	900	1 000	1 100	1 200	
VALORILE REZISTENȚEI LA DEFORMARE, [daN/mm ²]							
OLC 10	19,6	16,4	16,4	12,6	9,5	6,7	1,5
OLC 15	21,4	18,2	16,5	12,6	9,5	6,7	1,5
OLC 20	23,8	19,6	16,5	12,6	9,5	6,6	1,5
OLC 35	26	21,4	16,5	12,7	9,5	6,5	1,5
OLC 45	29	23	16,6	12,8	9,6	6,5	1,5
OSC 7	31	24,4	15,2	12,4	8,2	6,3	1,5
OSC 8	31,6	25,2	16,1	11,2	6,7	5,6	1,5
OSC 10	33	27	16,8	9	5,9	4,7	1,5
OSC 12	34,3	27,6	14,8	8,6	5,6	4,2	1,5

b₃) Viteza de deformație

Viteza de deformație influențează asupra rezistenței la deformare atât prin efectul produs asupra mărimii componentei q, cât și, în mod deosebit, prin acțiunea asupra rezistenței naturale a oțelului K.

Pe de o parte, creșterea vitezei de deformație, în cazul în care aceasta se realizează prin mărirea vitezei sculelor, conduce, datorită scăderii coeficientului de frecare, la micșorarea componentei q [9].

Acțiunea vitezei de deformație asupra rezistenței la deformare naturale a oțelului este însă mai complexă, necesitând o analiză mai profundă, efectuată din următoarele puncte de vedere:

- *Comportarea materialului la deformare:*

În cazul oțelurilor, caracterizate prin însușiri plastico-vâscoase asemenea tuturor materialelor metalice, dependența rezistenței la deformare de viteza de deformație se poate exprima matematic printr-o relație de forma [2]:

$$p_2 = p_1 \cdot \left(\frac{u_2}{u_1} \right)^m \quad (8)$$

în care: p₁ - este rezistența la deformare la viteza de deformație u₁;

p₂ - rezistența la deformare la viteza de deformație u₂ ;

m - coeficient care depinde de temperatura de deformare; pentru temperaturi cuprinse între 800 - 1 200°C , acesta ia valori între 0,1÷ 0,3 .

Conform formulei (8) rezultă că, la creșterea vitezei de deformare, rezistența oțelului la deformare se mărește. Aceeași concluzie se impune și din examinarea graficului din figura 10 [21].

- Echilibrul proceselor de ecruisare / recristalizare care au loc simultan în timpul deformării plastice la cald:

Creșterea vitezei de deformare conduce la intensificarea procesului de ecruisare și determină astfel mărirea rezistenței oțelului la deformare. Acest efect poate fi exprimat matematic prin relația [1]:

$$p_2 = p_1 + n \cdot \ln \frac{u_2}{u_1} \quad (9)$$

unde: p_1 - este rezistența la deformare la viteza de deformare u_1 ;

p_2 - este rezistența la deformare la viteza de deformare u_2 ;

n - constantă a oțelului pentru o temperatură dată.

- Modul de propagare a deformațiilor elastice și plastice pe înălțimea produsului care se deformează:

Viteza de propagare a deformațiilor plastice este mai mică decât viteza de propagare a deformațiilor elastice, acest fenomen manifestându-se mai pregnant în cazul vitezelor de deformare mari. Este astfel posibil ca, în anumite condiții, deformațiile elastice să fie răspândite în întreg volumul produsului, iar deformațiile plastice numai în apropierea suprafeței de contact cu scula de lucru. Drept urmare, efectul energiei cheltuite pentru deformare este mic, deci rezistența opusă de material deformării sale plastice este mare. Matematic, această dependență se exprimă printr-o formulă similară cu (8) [1].

- Acțiunea forțelor de inerție:

Aceste forțe au sens contrar celor de deformare, contribuind la creșterea rezistenței. Ele au însă valori însemnate numai atunci când se lucrează cu viteze de deformare mari și cu grade de deformare reduse. De aceea, la utilajele clasice, care lucrează cu viteze de deformare

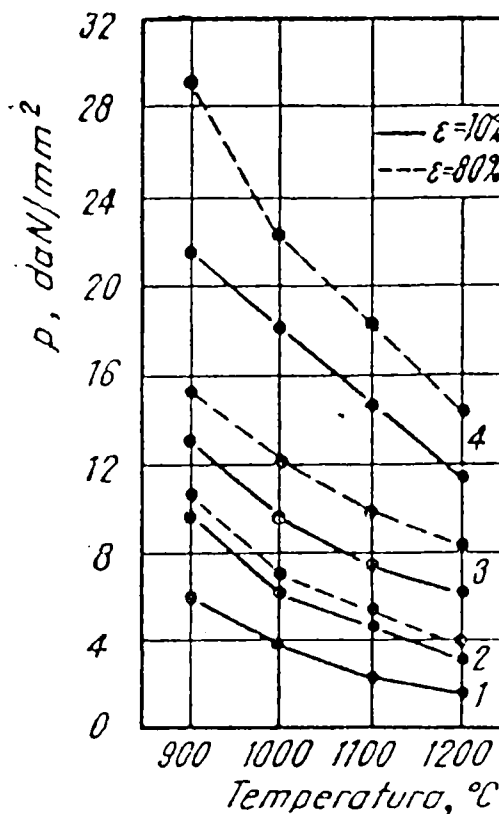


Fig. 10 Variația rezistenței la deformare în funcție de temperatură, viteză de deformare și grad de deformare pentru oțelul OSC 12
 1 - $u = 0,007 \text{ sec}^{-1}$; 2 - $u = 0,05 \text{ sec}^{-1}$
 3 - $u = 7,5 \text{ sec}^{-1}$; 4 - $u = 150 \text{ sec}^{-1}$

mici și mijlocii, influența forței de inerție se poate neglija, dar aceasta trebuie neapărat luată în considerare în cazul în care se folosesc tehnologii neconvenționale.

În timpul deformării plastice la cald, toți factorii mai sus amintiți sunt prezenți și influențează, într-o măsură mai mare sau mai mică, asupra rezistenței la deformare. Cu mijloacele de investigare actuale este greu să se analizeze efectul fiecăruia în parte, dependența rezistenței la deformare de viteza de deformare, pentru o temperatură dată, determinându-se cu relația:

$$p_1 = C_u p_0 \quad (10)$$

unde: p_1 - este rezistența la deformare la viteza de deformare u_1 .

p_0 - este rezistența la deformare determinată în condiții de laborator, la viteza u_0 ;

C_u - este un coeficient care depinde de raportul vitezelor de deformare, cf. tab.5[1].

Tab. 5 Valoarea coeficientului C_u la diferite temperaturi

Raportul vitezelor u_1 / u_0	Temperatura de deformare			
	sub $0,3 T_{top}$	$(0,3...0,5)T_{top}$	$(0,5...0,7)T_{top}$	peste $0,7 T_{top}$
Valoarea coeficientului C_u				
10	1,05...1,10	1,10...1,15	1,15...1,30	1,30...1,50
100	1,10...1,22	1,22...1,32	1,32...1,70	1,70...2,25
1 000	1,16...1,34	1,34...1,52	1,52...2,20	2,20...3,40

Așa cum rezultă din tabelul 5, cu cât temperatura este mai ridicată, cu atât valoarea coeficientului de viteză este mai mare. În concluzie, rezultă că mărirea vitezei de deformare determină creșterea rezistenței la deformare, efectul fiind cu atât mai pronunțat, cu cât temperatura este mai mare.

b₄) Gradul de deformare

Gradul de deformare aplicat influențează în măsură foarte mare asupra valorii rezistenței la deformare, acționând atât asupra componentei K , cât și asupra componentei q .

În ceea ce privește rezistența la deformare naturală K a oțelurilor, gradul de deformare aplicat joacă un rol mai important în cazul deformării plastice la rece, decât în cazul deformării la cald.

La deformarea plastică la rece, creșterea gradului de deformare conduce la apariția procesului de ecruisare datorită creșterii densității dislocațiilor și micșorării mobilității lor prin interblocări și determină, în consecință, creșterea rezistenței la deformare. Acest efect poate fi vizualizat prin intermediul curbelor de ecruisare ($\sigma - \epsilon$), în care se reprezintă variația

rezistenței la rupere sau a limitei de curgere a materialului metalic (ca expresie a rezistenței la deformare) în funcție de gradul de deformare aplicat (fig.11,[22]).

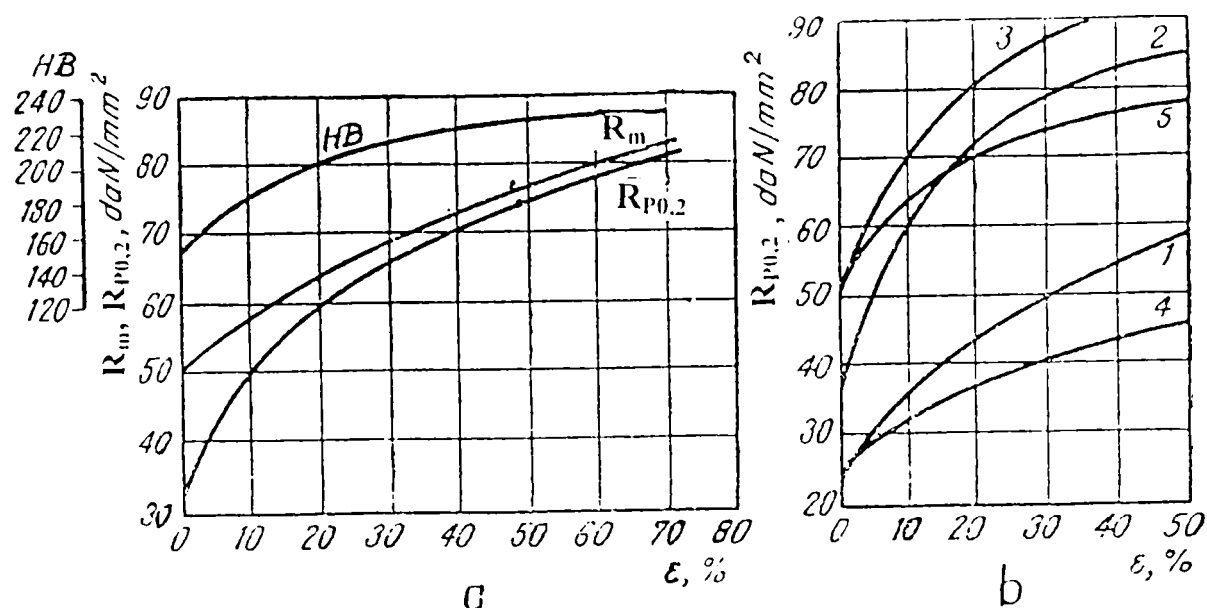


Fig. 11 Variația limitei de curgere, rezistenței la rupere și durezzații pentru diferite oțeluri și aliaje neferoase laminare la rece, în funcție de gradul total de reducere: a - oțel electrotehnic EI 496 (GOST); b - 1-OLC 08; 2-OLC 40; 3-31 CMS 10; 4--Am 90; 5-Titan tehnic

Din examinarea acestor curbe de ecrusare se constată că proprietățile de rezistență ale materialelor metalice (R_m , $R_{p0.2}$, HB), prin care se poate aprecia rezistența lor la deformare, înregistrează o creștere accentuată la creșterea gradului de deformare (ϵ) până la valori de cca. 30 - 40%. Creșterea în continuare a reducerii determină însă o durificare mai puțin pronunțată (panta curbelor este mai lină decât pe prima porțiune). Totodată, la grade de deformare reduse, creșterea limitei de curgere este mai intensă decât cea a rezistenței la rupere, dar pe măsură ce reducerea se mărește, diferența dintre cele două caracteristici se micșorează treptat până la anulare (la $\epsilon > 70\%$).

Pentru a exprima printr-o relație matematică dependența rezistenței la deformare la rece a materialului metalic (exprimată prin σ) de gradul de deformare, se pot folosi următoarele formule [9]:

$$\sigma = \sigma_0 \cdot \delta^n \quad (11)$$

$$\sigma = \sigma_0 + m \cdot \delta \quad (12)$$

$$\sigma = \sigma_0 + a \cdot \epsilon^b \quad (13)$$

în care: σ_0 - este rezistența la deformare a materialului metalic în stare necruistă (inițială);

δ - este gradul de deformare logaritmic : $\delta = \ln \frac{L}{L_0}$; L_0, L - lungimile epruvetei

înainte și respectiv după deformare;

a, b, m, n - sunt coeficienți ce țin cont de intensitatea ecruisării și de materialul metalic supus deformării.

Relația (11) este valabilă în domeniul gradelor mici de deformare ($\varepsilon = 0,3...0,4$), iar relația (12) se poate aplica pentru $\varepsilon > 0,4$.

Dependența exprimată prin relația (13) este valabilă, cu o bună aproximație, pentru orice valoare a reducerii. Pentru această ultimă relație, în tabelul 6 sunt indicate valorile coeficienților a și b, cu ajutorul cărora se poate determina limita de curgere pentru diferite grade de deformare aplicate oțelurilor [23].

Comparativ cu deformarea la rece, în cazul deformării plastice la cald rezistența la deformare este influențată în măsură mult mai mică de mărimea gradului de deformare aplicat, întrucât la temperaturi superioare pragului de recristalizare în paralel cu ecruisarea se produce recristalizarea. Efectul produs, în această situație, de mărirea gradului de deformare constă în creșterea direct proporțională a vitezei de deformare, fapt care influențează direct asupra echilibrului între procesele de ecruisare / recristalizare (în favoarea ecruisării).

Tab. 6 Valorile coeficienților a și b care definesc variația limitei de curgere a câtorva oțeluri în funcție de gradul de reducere aplicat la deformarea la rece

MATERIALUL METALIC	a	b
Oțeluri carbon pentru construcții: OL 32 ,OL 34, OLC 08, OLC 10, OLC 20	3,4	0,60
Oțeluri carbon pentru construcții și scule: OLC 40, OLC 45, OSC 10, OSC 12	5,4	0,60
Oțeluri aliate de tipul : 31 CMS 10	5,9	0,54
Oțeluri aliate de tipul: 10 NC 180, 10 TNC 180	3,2	0,84
Oțeluri aliate de tipul: RW 90, oțeluri cu 14% Mn și 17% Cr	4,8	0,77
Oțeluri aliate de tipul: 22 MNC 130, oțeluri cu 21% Cr și 5% Ni, Arc 1	2,5	0,72

Gradul de deformare influențează, de asemenea, asupra componentei q a rezistenței la deformare, fiind dat faptul că modificarea sa determină implicit o modificare a mărimii suprafeței de contact pe care acționează forțele de frecare. Astfel, întrucât volumul produsului metalic se menține constant în timpul deformării, rezultă că orice reducere a înălțimii corpului supus deformării va determina o creștere corespunzătoare a secțiunii sale transversale și drept urmare componenta q a rezistenței la deformare crește. Exprimându-se variația înălțimii corpului supus deformării prin gradul de deformare (pentru o înălțime inițială constantă), se

poate obține alura curbei de legătură între rezistența la deformare, coeficientul de frecare și gradul de deformare aplicat (fig.12 [9]).

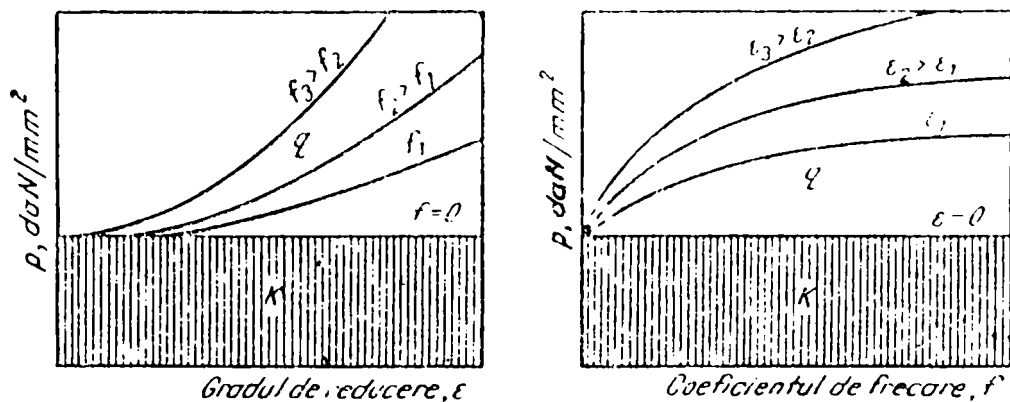


Fig. 12 Alura curbelor de variație a rezistenței la deformare în funcție de coeficientul de frecare și reducerea aplicată în timpul deformării

b) Forma sculelor de deformare

La prelucrarea plastică prin presiune se folosesc scule convexe ($\varphi > 0$), plane ($\varphi = 0$) și concave ($\varphi < 0$). Acestea influențează în mod diferit asupra rezistenței la deformare, prin acțiunea pe care o au forța normală și forța de frecare de pe suprafețele de contact.

Astfel, în cazul sculei convexe (fig.13,a[9]), în timpul deformării cu forța P , pe suprafața de contact apare o forță normală (N) și o forță de frecare (T). Proiecțiile pe planul orizontal ale acestor forțe sunt N_x , îndreptată în sensul în care are loc deformarea în planul transversal al produsului, și T_x , care se opune deformării. Deci pentru efectuarea deformării va fi necesar să se asigure o forță care să învingă diferența $T_x - N_x$.

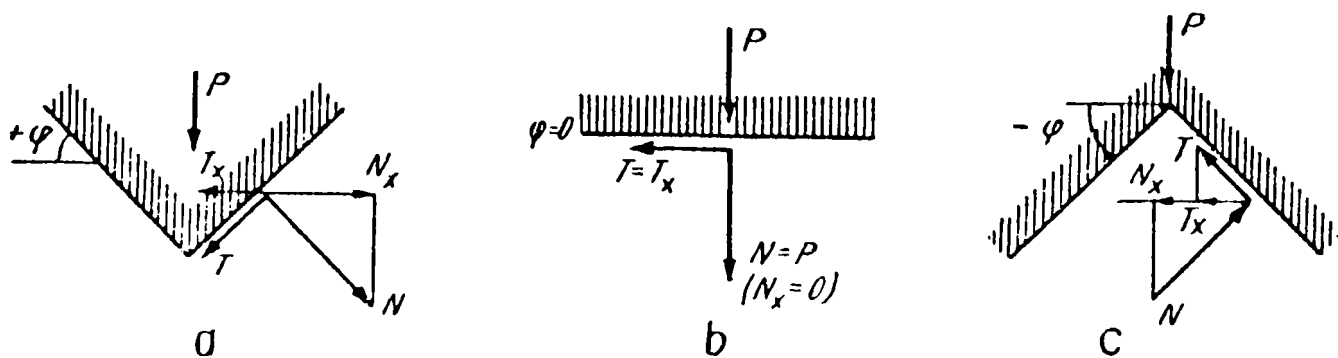


Fig. 13 Forțele care acționează pe suprafața de contact corp - sculă în cazul sculelor convexe (a), plane (b) și concave (c)

La scula plană $N_x = 0$, iar T_x are valoarea maximă egală cu T . Deci în acest caz forța pentru deformare va trebui să fie mai mare (pentru aceleași condiții de deformare), deoarece trebuie să învingă întreaga forță de frecare care se opune deformării .

În cazul sculei concave forța de deformare va avea valoarea cea mai mare, deoarece va trebui să învingă suma dintre proiecțiile orizontale ale celor două forțe de pe suprafața de contact .

Din această analiză se desprind următoarele concluzii:

- forma sculei influențează rezistența la deformare prin variația pe care o dă componentei q (fig.14,[9]).

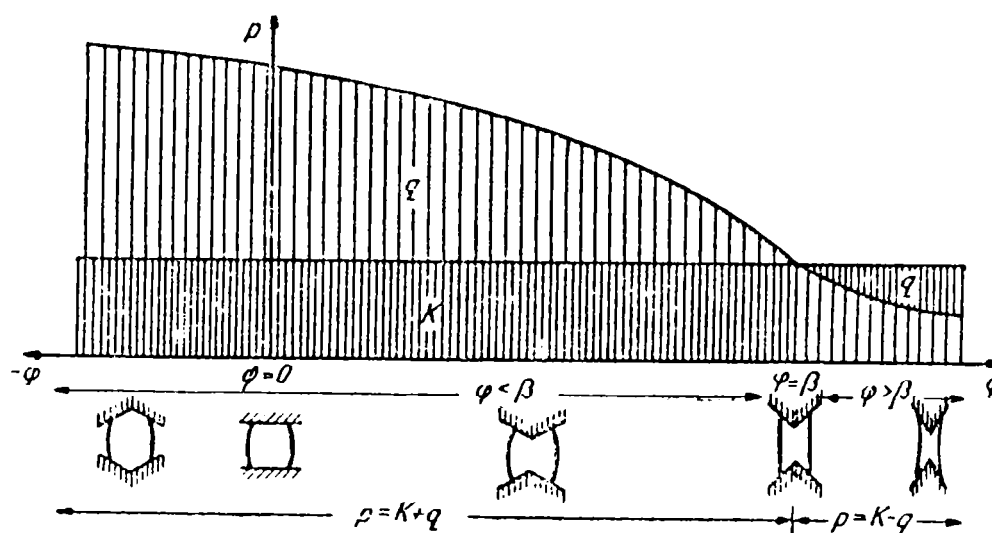


Fig.14 Alura curbei de variație a rezistenței la deformare în funcție de unghiul sculei de deformare

- pe măsură ce unghiul sculei scade de la valori pozitive până la zero și apoi la valori negative din ce în ce mai mari, rezistența la deformare a materialelor metalice crește.

- examinându-se modul de variație al curbei $p = \phi(\varphi)$ se constată că există o valoare a unghiului φ (pozitivă) pentru care efectul forțelor de frecare de pe suprafețele de contact este anulat, iar corpul metalic se deformează ca și cum s-ar afla sub acțiunea unei stări de tensiune liniară. Această situație apare în cazul când unghiul sculei este egal cu unghiul de frecare, respectiv $\varphi = \beta$ ($\beta = \text{arc tg} f$), ceea ce înseamnă că proiecțiile orizontale ale forțelor normală și de frecare sunt egale între ele ($N_x = T_x$). De asemenea, se poate admite și situația în care $\varphi > \beta$ și respectiv $\rho = K - q$. Acest caz însă nu mai reprezintă o deformare propriu-zisă, ci o tăiere (despicare) cu ajutorul unei pene.

b.) Starea de tensiune

Starea de tensiune influențează asupra rezistenței la deformare prin intermediul efectului produs de tensiunile ce acționează pe suprafețele de contact dintre produsul metalic și scule. Indiferent de schema stării de tensiune, o singură tensiune (cea maximă) realizează deformarea, iar celelalte fie se opun deformării, mărinđ rezistența la deformare, fie ajută procesul de deformare, micșorând rezistența la deformare.

În cazul stării de tensiune S_1 , tensiunea principală σ_1 execută pe de o parte deformarea produsului, iar pe de altă parte învinge acțiunea tensiunilor σ_2 și σ_3 , care, fiind comprimări, se împotrivesc deformării. La starea S_2 tensiunea principală σ_1 va trebui să învingă doar una dintre tensiunile din planul transversal, deoarece cealaltă tensiune, fiind de întindere, ajută deformarea. Deci, pentru aceleași condiții de deformare, tensiunea σ_1 va fi mai mică în cazul stării de tensiune S_2 decât în cazul schemei S_1 . Din aceleași considerente, tensiunea principală în cazul stării S_3 va fi, la rândul ei, mai mică decât cea corespunzătoare stării S_2 .

În concluzie, se poate admite că rezistența la deformare crește pe măsură ce trecem de la stările de tensiune liniare, la cele plane și de la acestea la cele spațiale. În cazul schemelor de tensiune spațiale, rezistența la deformare crește pe măsură ce numărul tensiunilor de comprimare este mai mare, adică de la S_4 la S_1 .

Pentru o stare de tensiune dată, rezistența la deformare crește pe măsură ce valoarea absolută a tensiunii hidrostatice cu semn negativ pe care o poate realiza starea respectivă este mai mare. Explicația, exemplificând asupra stării S_1 , este următoarea: cu cât este mai mare valoarea absolută a presiunii hidrostatice, structura materialului se “îndesește” și, drept urmare, se reduce posibilitatea distrugerii integrității sale structurale, deformațiile în zonele intercrystaline sunt îngreunate foarte mult și cele din interiorul cristalelor au loc mult mai ușor. În consecință, plasticitatea materialului crește, dar în același timp se mărește rezistența sa la deformare. Se poate considera deci că o stare de tensiune al cărei tensor sferic are semn negativ determină o rezistență la deformare mai mare decât în cazul în care tensorul sferic ar fi pozitiv. De asemenea, cu cât valoarea absolută a tensorului sferic negativ este mai mare, cu atât plasticitatea și rezistența la deformare sunt mai ridicate, în timp ce creșterea valorii tensorului sferic pozitiv conduce la micșorarea ambelor proprietăți.

Matematic, dependența rezistenței la deformare de tensiunea hidrostatică se poate exprima printr-o formulă de tipul:

$$p_1 = p_0 + C (|\sigma_{m1}| - |\sigma_{m0}|) \quad (14)$$

în care: p_1 - este rezistența la deformare corespunzătoare unei tensiuni hidrostatice σ_{m1} ;

p_0 - este rezistența la deformare corespunzătoare tensiunii hidrostatice σ_{m0} ,

$$\sigma_m = 1/3 (\sigma_1 + \sigma_2 + \sigma_3) \quad (15)$$

C - coeficient care depinde de material și de condițiile de deformare (crește pe măsură ce temperatura și presiunea de deformare sunt mai mari).

II.3. Metode de determinare a deformabilității la cald

Fiind dată marea diversitate a procedeelelor de deformare plastică și a parametrilor tehnologici folosiți (temperatură, viteză și grad de deformare, schemă mecanică sub care se realizează deformarea, etc.), nu există o metodă universal valabilă de determinare a deformabilității și, implicit, nu există o mărime care să definească printr-o valoare absolută și reală această caracteristică a materialelor. Din această cauză, pentru determinarea deformabilității se utilizează diferite metode mecanice sau tehnologice, care reproduc într-o măsură mai mare sau mai mică condițiile industriale, iar valorile obținute pentru cei doi indicatori ai deformabilității (plasticitatea și rezistența la deformare) permit numai compararea, din acest punct de vedere, a unor materiale metalice cu altele.

Studiul deformabilității cu ajutorul unor astfel de metode experimentale este util în cazul elaborării unor tehnologii de deformare noi și al optimizării acestora, permițând determinarea parametrilor tehnologici care asigură materialului cea mai mare plasticitate, în condițiile unei rezistențe la deformare cât mai reduse.

Pentru a putea fi valorificate corect, valorile determinate experimental pentru plasticitate și rezistență la deformare trebuiesc însoțite, în mod obligatoriu, de precizări cu privire la condițiile în care au fost determinate: temperatură, viteză și grad de deformare, etc. În plus, în cazul temperaturii de deformare este util să se precizeze dacă epruvetele au fost încălzite direct la temperatura de deformare plastică sau au fost încălzite mai întâi la o temperatură superioară acestuia și apoi răcite la temperatura de deformare. Întrucât în condițiile industriale acesta este modul de încălzire aplicat, cea de-a doua metodă este de preferat și pentru determinările care se efectuează în laborator.

Indiferent de metoda experimentală folosită pentru determinarea deformabilității la cald a oțelurilor, încercările se realizează, de regulă, din 100 în 100°C, iar în domeniile unde se produc transformări de fază sau structurale se micșorează intervalul de temperaturi pentru a

reproduce mai fidel variația caracteristicilor. Pentru fiecare temperatură se repetă de cel puțin trei ori aceeași măsurătoare și se calculează apoi media aritmetică a valorilor obținute.

II.3.1. Metoda de determinare a deformabilității la cald prin tracțiune

Caracteristicile de deformabilitate în cazul acestei metode se determină prin încercarea la tracțiune a unei epruvete aflată la temperatura de deformare. Aprecierea celor doi indicatori a deformabilității se face astfel:

1) *plasticitatea* - prin **alungirea (A)** sau **gâtuirea la rupere (ψ)**:

$$A = \frac{L - L_0}{L_0} \cdot 100[\%] \quad ; \quad (16)$$

$$\psi = \frac{S_0 - S}{S_0} \cdot 100 = \frac{d_0^2 - d^2}{d_0^2} \cdot 100[\%] \quad (17)$$

unde: L_0, S_0 și d_0 sunt distanța dintre reperele de pe porțiunea calibrată a probei și respectiv secțiunea sau diametrul epruvetei înainte de încercare; L, S, d - valorile acestora după încercare.

În general, gâtuirea este considerată mai semnificativă în aprecierea plasticității.

2) *rezistența la deformare* - prin **limita de curgere, rezistența la rupere sau energia consumată** (tracțiune prin șoc).

Schema de tensiuni în care are loc deformarea este monoaxială (L_2) până la apariția gâtuirii, iar după aceea devine spațială (S_4), astfel încât, din acest moment, schema mecanică a deformării este $S_4 - D_{III}$ (tab.9). Se crează astfel condiții de deformare care nu sunt specifice nici unuia dintre procedeele de deformare plastică reale.

Cu toate acestea, metoda este mult folosită, datorită simplității sale și a răspândirii mari a mașinilor de tracțiune. Ea se poate aplica în mai multe variante, care diferă între ele prin modul cum se realizează deformarea:

a) Tracțiunea cu viteză de deformație absolută constantă:

Se utilizează o mașină obișnuită de încercare la tracțiune, la care se instalează un cuptor de încălzire a epruvetei (fig.15[11]). Fixarea epruvetei se face prin înșurubare în bacurile mașinii de tracțiune. Dimensiunile epruvetei (diametrul și lungimea) sunt limitate de caracteristicile mașinii de încercat.

Întrucât viteza de deformație absolută este constantă până la apariția gâtuirii:

$$u_a = \frac{d\varepsilon_a}{dt} = \frac{d(L - L_0)}{dt} = \frac{d(L - L_0)}{dl} \cdot \frac{dl}{dt} = \text{ct.} \quad (18)$$

unde: L_0 - este lungimea inițială a părții cali-

brate a epruvetei;

L - lungimea acesteia la un moment dat

dl/dt - viteza de întindere (este și ea

constantă în cazul mașinilor de

tracțiune obișnuite),

rezultă că viteza de deformație relativă este,

de asemenea, constantă:

$$u_r = \frac{d\varepsilon_r}{dt} = \frac{d\left(\frac{L - L_0}{L_0}\right)}{dt} = \frac{1}{L_0} \cdot u_a \quad (19)$$

Viteza de deformație logaritmică însă nu este

constantă:

$$u_l = \frac{d\varepsilon_l}{dt} = \frac{d\left(\ln \frac{L}{L_0}\right)}{dt} = \frac{1}{L} \cdot u_a \quad (20)$$

ci scade de la valoarea $\frac{1}{L_0} \cdot u_a$, până la o valoare corespunzătoare ruperii.

Rezultatele cele mai utile pentru analiza proceselor de deformare plastică se obțin atunci când încercarea este considerată prin curba caracteristică reală, trasată în coordonate σ_{real} (tensiunea calculată raportând forța la aria secțiunii transversale reale instantanee a epruvetei) și deformații reale $\varepsilon_{\text{real}}$ (egale cu $\ln \frac{S_0}{S} = \ln \frac{L}{L_0}$). Cum această curbă este strict valabilă numai până în momentul apariției găturii, ea se înlocuiește cu curba caracteristică rațională, corectată prin luarea în considerare a tensiunii cheltuite pentru realizarea deformației localizate transversal în zona gătuită (corecție prin factorul $f < 1$) (fig.16 [8]).

Curba caracteristică reală este descrisă de o ecuație de forma:

$$\sigma_{\text{real}} = R_0 \cdot \varepsilon_{\text{real}}^m \quad (21)$$

unde: R_0 - este modulul de rezistență, corespunzător rezistenței la curgere pentru $\varepsilon_{\text{real}}=1$;

m - coeficient de ecruisare (panta dreptei de ecuație $\ln \sigma_{\text{real}} = \ln R_0 + m \cdot \ln \varepsilon_{\text{real}}$), iar

valorile lor, pentru unele materiale metalice uzuale, sunt prezentate în tabelul 7 [8].

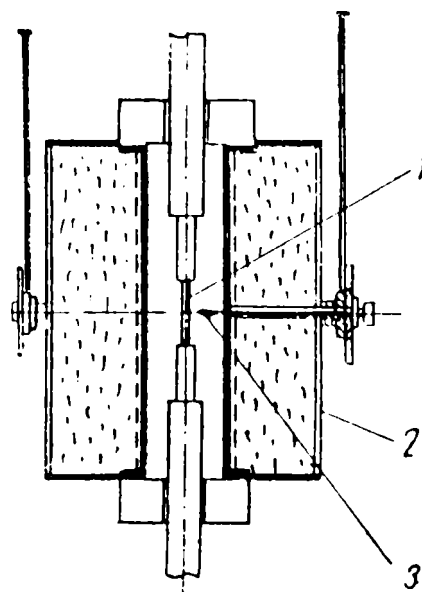


Fig.15 Cuptor electric tubular destinat încercării la tracțiune: 1 - epruvetă
2 - cuptor
3 - termocuplu

Tab.7 Valorile mărimilor R_0 și m din ecuația (21)

Material	Aluminiu	Cupru	Alamă	Oțel moale	Oțel Semidur	Oțel austenitic
$R_0, [N/mm^2]$	191	320	895	530	1 225	2 195
m	0,38	0,54	0,49	0,26	0,20	0,87

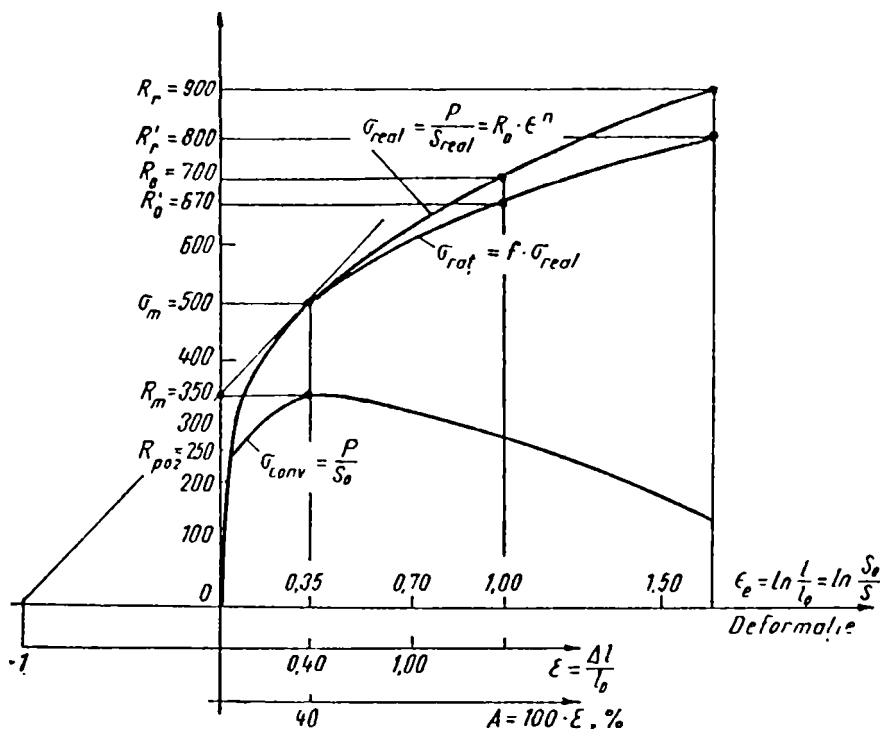


Fig.16 Curbele de curgere convențională,reală și rațională

Așa cum se poate observa și din exemplul în fig.21, curbele de tracțiune reale sunt poziționate mai sus și mai spre stânga față de cele convenționale.

Din curba reală se determină grafic rezistența reală la rupere pentru temperatura la care s-a efectuat determinarea, precum și deformația la care s-a produs ruperea (putându-se apoi calcula alungirea sau gătuirea la rupere).

Dacă se repetă încercarea pentru mai multe viteze de tracțiune, se poate observa, spre exemplu, că limita de plasticitate scade cu temperatura (fig.17 [11]).

b) Tracțiunea cu viteză de deformare logaritmică constantă

Mașinile de tracțiune obișnuite, așa cum s-a arătat mai sus, realizează întinderea epruvetelor cu viteze de tracțiune constante. Pentru a putea asigura însă viteze de deformație logaritmică constantă (de fapt viteze reale de deformare constante), trebuie utilizate mașini de construcție specială, la care viteza de întindere a epruvetei este variabilă, fiind comandată de o camă al cărei contur definește legea de deformare:

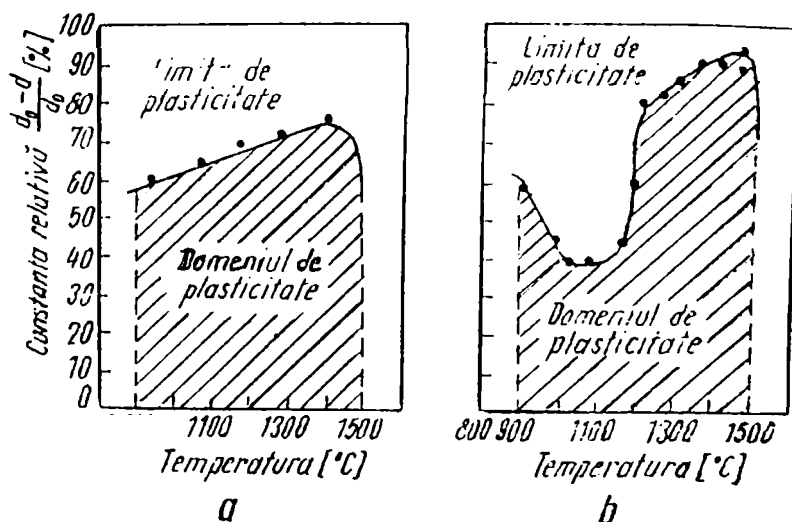


Fig.17 Diagrama de plasticitate a unui oțel moale: a - $u_r = 400 s^{-1}$; b - $u_r = 5 s^{-1}$

trebuie utilizate mașini de construcție specială, la care viteza de întindere a epruvetei este variabilă, fiind comandată de o camă al cărei contur definește legea de deformare:

$$\frac{1}{l} \cdot \frac{dl}{dt} = \text{const.} \quad (22)$$

c) Tracțiunea prin șoc

Metoda utilizează, de obicei, ciocane pendul de tipul celor folosite la încercările de reziliență, dar care se adaptează în mod corespunzător. Întrucât acestea permit realizarea unor viteze mari de impact, de ordinul 5 m/s, procedeul se aplică, cu precădere, pentru a simula condițiile de forjare în scopul determinării deformabilității prin forjare (forjabilității).

La încercările statice, forța aplicată de mașină și viteza de deformare a epruvetei pe porțiunea calibrată sunt constante până la apariția găturii, exceptând eventualele curgeri locale din material. La încercarea de tracțiune prin șoc, viteza de deformare este variabilă atât în timp, cât și în lungul probei. Din acest motiv s-au conceput epruvete speciale, de secțiune variabilă, care asigură o solicitare cvasiuniformă a întregului volum de material, exceptând capetele de prindere. Aceste epruvete au partea calibrată scurtă, respectiv un raport $L/d \cong 5$.

Rezistența la deformare se apreciază prin energia consumată (daNm) sau prin energia specifică consumată (daNm/cm²), iar plasticitatea prin valorile găturii și alungirii epruvetei. Spre exemplificare, în figura 18[11] este redată variația cu temperatura a deformabilității unui oțel inoxidabil, metoda utilizată pentru încercare fiind tracțiunea prin șoc.

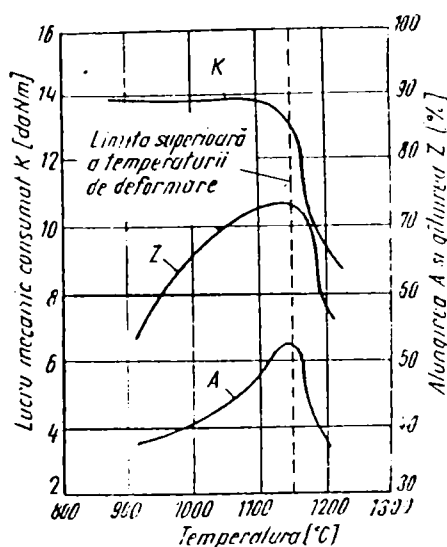


Fig.18 Diagrama de deformabilitate a unui oțel inoxidabil

II.3.2. Metoda de determinare a deformabilității la cald prin comprimare

Determinarea caracteristicilor de deformabilitate se efectuează cu ajutorul unor epruvete cilindrice (cu un raport între înălțime și diametru de $0,6 \div 2,5$, nu însă mai mare, pentru a se evita flambajul), încălzite la temperatura de încercare și comprimate între două suprafețe plane și paralele.

Încercarea se poate realiza static (la prese cu viteze de deformare relativ mici) sau dinamic (la ciocane sau sonete). Există, de asemenea, și instalații speciale pentru această determinare, numite plastometre, la care viteza de deformare se poate regla în limite foarte largi, iar în timpul deformării se menține constantă pe înălțimea probei.

Evaluarea celor două proprietăți care definesc deformabilitatea se efectuează astfel:

1) plasticitatea - prin gradul relativ de deformare (diferențial sau logaritmic)

la care apare prima fisură pe suprafața exterioară a probei:

$$\varepsilon_r = \frac{h_0 - h}{h_0} \cdot 100 [\%] \quad \text{sau} \quad (23)$$

$$\varepsilon_l = \ln \frac{h_0}{h} \cdot 100 [\%] \quad (24)$$

unde: h_0 și h - sunt înălțimea epruvetei înainte și după refulare. Cu cât acest grad de deformare este mai mare, cu atât plasticitatea oțelului se consideră că este mai ridicată.

Unii cercetători [25] apreciază gradul de deformare la comprimare prin variația relativă a secțiunii transversale:

$$\varepsilon_r = \frac{S - S_0}{S_0} = \frac{d^2 - d_0^2}{d_0^2} \quad \text{sau} \quad (25)$$

$$\varepsilon_l = \ln \frac{S}{S_0} = \ln \frac{d^2}{d_0^2} \quad (26)$$

Diferența dintre valoarea deformației determinată din variația înălțimii epruvetei și cea determinată din variația secțiunii transversale a epruvetei nu depășește 10%.

2) rezistența la deformare - prin valoarea tensiunii medii care apare în timpul refulării la o presă cu posibilități de măsurare a forței de deformare (P), cunoscut fiind că această forță este egală și de sens contrar cu rezistența la deformare. Deci:

$$p = \frac{P}{S} \left[\frac{\text{daN}}{\text{mm}^2} \right] \quad (27)$$

în care: S - secțiunea transversală (medie) a epruvetei.

În cazul în care nu sunt posibilități de măsurare a forței de deformare, rezistența la deformare se poate aprecia și prin valoarea lucrului mecanic specific consumat în timpul refulării unei probe la un ciocan cu cădere liberă (sonetă). Lucrul mecanic specific de deformare (K) se determină cu ajutorul relației:

$$K = \frac{\Lambda}{V_d} = \frac{G \cdot L}{V \cdot \frac{\Delta h}{H}} \left[\frac{\text{daNm}}{\text{mm}^3} \right] \quad (28)$$

în care: A -lucrul mecanic de deforare, în daNm; G - greutatea părții căzătoare a sonetei, daN; L - înălțimea de la care cade berbecul sonetei,m; V_d - volumul de material deplasat în timpul deformării, mm^3 ; $\Delta h = h_0 - h$ - reducerea absolută a epruvetei,mm. Cu cât lucrul mecanic specific va fi mai mare, cu atât rezistența la deformare se apreciază ca fiind mai mare.

Schema mecanică a deformării în acest caz este fie L_1-D_1 , fie S_1-D_1 , după cum comprimarea este cu deformare uniformă sau neuniformă.

Comprimarea cu deformare uniformă are loc în condițiile absenței forțelor de frecare exterioară, ceea ce se realizează practic prin utilizarea unor lubrifianți (sticlă, grafit coloidal, ș.a.). Drept urmare, starea de tensiune este de comprimare aproape monoaxială în întreg volumul epruvetei și aceasta își păstrează forma cilindrică și după deformare, modificându-și numai înălțimea și diametrul. În acest caz se poate determina rezistența la deformare a oțelului.

Comprimarea cu deformare neuniformă se produce în prezența forțelor de frecare exterioare, schema stării de tensiuni fiind diferită de la o zonă la alta a volumului de material. Drept urmare, în timpul deformării apare efectul de butoiere și se poate determina numai forța specifică medie de deformare. Condițiile de deformare în acest caz corespund foarte bine celor realizate în cazul forjării și, într-o oarecare măsură, și proceselor de deformare prin laminare și extruziune.

Metoda de determinare a deformabilității la cald prin comprimare permite evaluarea acestei caracteristici tehnologice în funcție de temperatura, viteza și gradul de deformare aplicat. Ea prezintă însă dezavantajele că, pe de o parte nu se poate sesiza foarte precis momentul apariției primei fisuri, iar pe de altă parte nu se poate elimina complet frecarea dintre epruvetă și scule (care influențează asupra mărimii rezistenței la deformare).

După modul în care se face deformarea epruvetei se cunosc următoarele variante ale acestei metode: comprimare prin șoc, comprimare cu viteză absolută de deformație constantă, comprimare cu viteză logaritmică de deformație constantă.

a) Comprimarea prin șoc

Această metodă simulează, în principal, deformarea plastică prin forjare și, într-o oarecare măsură, laminarea cu lățire liberă. Epruveta, de formă cilindrică și având un raport între înălțime și diametru egal cu 2 [24] sau 1,5 [7], se încălzește la temperatura de încercare și se deformează la o sonetă (cu una, două sau trei trepte), sub acțiunea berbecului lăsat să cadă de la o anumită înălțime.

Dacă se urmărește determinarea rezistenței la deformare (p), atunci este necesar ca încălzirea epruvetei să se efectueze în condiții cât mai apropiate de cele industriale, astfel încât coeficientul de frecare dintre epruvetă și scule să fie apropiat ca valoare de cel realizat în practică.

Dacă însă se dorește determinarea rezistenței la deformare naturală a oțelului, ca proprietate specifică a acestuia, atunci pe de o parte trebuie luate măsuri speciale pentru evitarea oxidării epruvetei în timpul încălzirii, iar pe de altă parte se impune folosirea de lubrifianți, aplicați pe cele două baze ale epruvetei, pentru a reduce la minimum posibil fre-carea. Lubrifianții folosiți în acest scop sunt pulberi de sticlă de diferite compoziții (tab.8 [12]).

Tab.8 Compoziția chimică a lubrifianților folosiți la temperaturi mai mari de 650°C

Temp. [°C]	SiO ₂	H ₃ BO ₃	Al(OH) ₃	CaCO ₃	MgCO ₃	Pb ₃ O ₄	Na ₂ CO ₃	K ₂ CO ₃
700	-	30,2	-	-	-	69,8	-	-
800	26,5	-	-	-	-	71,3	-	2,2
900	56,4	1,7	4,7	8,8	5,4	-	22,7	0,8
1 000	71,0	18,6	4,0	-	-	-	6,0	0,4

În timpul deformării prin șoc, viteza de deplasare a berbecului variază de la viteza de impact (v_i) în momentul inițial al deformării, până la zero, în momentul final al deformării. În consecință, nici viteza de deformație nu este constantă, ci descrește și ea de la o valoare maximă, la începutul deformării, la zero, la sfârșitul deformării. Se poate deci aprecia că viteza medie de deformație este egală cu jumătate din viteza de deformație inițială.

Viteza de deformație absolută la un moment dat, dacă se are în vedere variația înălțimii epruvetei, este:

$$u_a = \frac{d\varepsilon_a}{dt} = \frac{d(h_0 - h)}{dh} \cdot \frac{dh}{dt} = -\frac{dh}{dt} \quad (29)$$

Viteza de deformație relativă la un moment dat este:

$$u_r = \frac{d\varepsilon_r}{dt} = \frac{d\left(\frac{h_0 - h}{h_0}\right)}{dh} \cdot \frac{dh}{dt} = -\frac{1}{h_0} \cdot \frac{dh}{dt} = \frac{1}{h_0} \cdot u_a \quad (30)$$

Viteza de deformație logaritmică la un moment dat este:

$$u_r = \frac{d\varepsilon_r}{dt} = \frac{d\left(\ln \frac{h_0}{h}\right)}{dh} \cdot \frac{dh}{dt} = -\frac{1}{h} \cdot \frac{dh}{dt} = \frac{1}{h} \cdot u_a \quad (31)$$

În momentul inițial al deformării, când $h=h_0$, cele trei viteze de deformație sunt :

$$u_a = v_i = \sqrt{2gH} \quad (32)$$

$$u_r = u_l = \frac{1}{h_0} \cdot v_i = \frac{1}{h_0} \cdot \sqrt{2gH} \quad (33)$$

în care: H - este înălțimea de cădere a berbecului; g - accelerația gravitațională.

În momentul în care $h=h_0$, adică la sfârșitul deformării:

$$u_a = u_r = u_l = 0 \quad (34)$$

și deci, vitezele medii de deformare vor fi:

$$u_{amed} = \frac{v_r}{2} = \frac{\sqrt{2gH}}{2} \quad \text{și} \quad (35)$$

$$u_{rmed} = u_{lmed} = \frac{u_{amed}}{2 \cdot h_0} \quad (36)$$

Rezultă deci că valoarea vitezelor relative de deformare în cazul acestei metode de încercare este determinată de înălțimea de cădere a berbecului (H) și de înălțimea inițială a epruvetei (h_0) și nu depinde de greutatea berbecului. De aceea, pentru a realiza deformarea cu viteză mare, este necesar ca înălțimea de cădere a berbecului să fie cât mai mare.

Pentru evaluarea proprietăților de plasticitate se determină prin încercări repetate gradul de deformare la care apar primele fisuri pe suprafața epruvetei. Limita de plasticitate se consideră determinată când s-a reușit să se deformeze 3 epruvete fără fisurare și 3 epruvete cu fisurare, prin căderea berbecului de la 2 înălțimi cât mai apropiate. Se calculează apoi deformația relativă a înălțimii sau secțiunii epruvetelor, corespunzătoare gradului critic de deformare aplicat, utilizând una din relațiile (23) - (26). În acest scop, sonetele sunt prevăzute cu celule fotoelectrice care urmăresc deplasarea berbecului pe verticală, iar deformația transversală se măsoară prin filmarea umbrei epruvetei cu ajutorul unei surse de lumină instalată în spatele ei (măsurătorile se înregistrează prin oscilografere).

Pentru a determina variația limitei de plasticitate în funcție de gradul de deformare aplicat, la viteză medie de deformare constantă, este necesar să se mențină constantă înălțimea de cădere a berbecului, iar diferitele grade de reducere să se realizeze cu ajutorul unor limitatoare așezate de o parte și de alta a epruvetei. Și în acest caz limita de plasticitate se determină prin tatonare.

Pentru a delimita grafic domeniul de plasticitate, se reprezintă prin cerculețe goale și pline comportarea epruvetelor (nefisurată / fisurată) pentru diferite combinații ale parametrilor tehnologici (temperatură - viteză medie de deformare) și se trasează apoi, printre cerculețe, curba de variație a limitei de plasticitate (fig.20 [11]).

Rezistența la deformare se determină cu ajutorul formulei (27), dacă instalația experimentală este prevăzută cu captori cu transductori rezistivi sau capacitivi care permit măsurarea forței de deformare, sau, în caz contrar, cu relația (28). Spre exemplu, în fig.19[11] este redată variația rezistenței la deformare a unui oțel inoxidabil 18/8 în funcție de temperatura, viteza și gradul de deformare aplicat, determinările fiind efectuate prin metoda comprimării prin șoc.

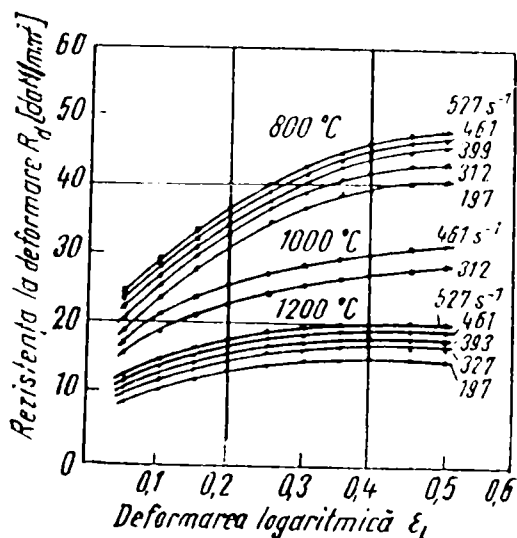


Fig.19 Variația rezistenței la comprimare prin șoc a unui oțel inoxidabil 18/8 în funcție de gradul de deformare, de temperatură și de viteza de deformare

De obicei, pentru a reda în ansamblu proprietățile de deformabilitate la cald ale oțelurilor, se reprezintă, pe același grafic, atât variația plasticității, cât și cea a rezistenței la deformare în funcție de diferiți parametri tehnologici (fig.20[11]) sau combinații ale acestora (fig.21[11]), obținându-se așa-numite **diagrame de deformabilitate**.

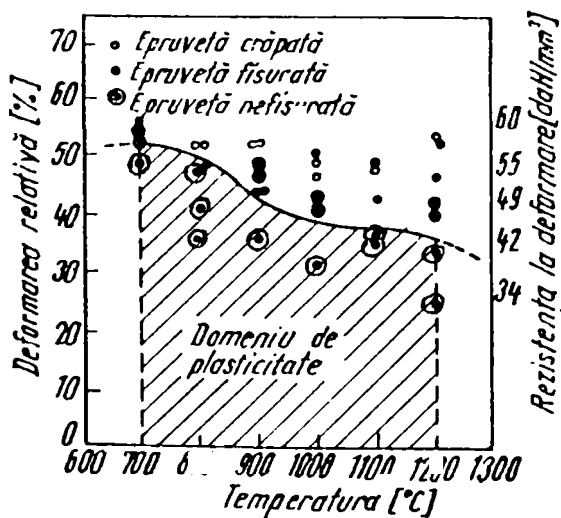


Fig.20 Diagramă de deformabilitate stabilită prin comprimare prin șoc

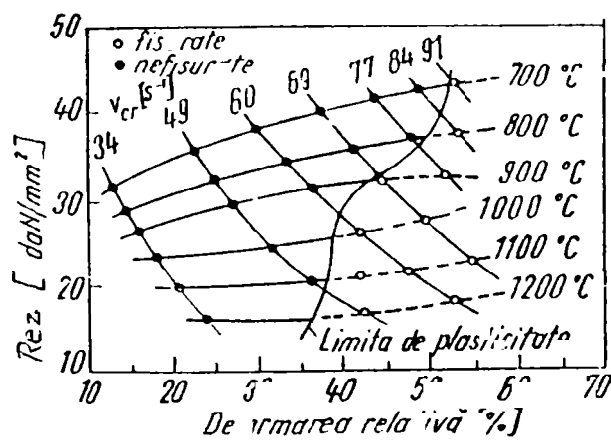


Fig.21 Diagrama de deformabilitate determinată prin comprimare prin șoc a unui oțel inoxidabil 18/8

Un dezavantaj al metodei de comprimare prin șoc este acela al imposibilității de determinare a rezistenței la deformare și limitei de plasticitate la viteza de deformare constantă.

b) Comprimarea cu viteză absolută de deformație constantă

Se realizează cu ajutorul unei prese hidraulice verticale, de tipul celor folosite în laboratoarele de încercare a materialelor.

După încălzire și lubrifiere cu praf de sticlă epruveta este introdusă într-un dispozitiv de măsurare (fig.22[26]), cu ajutorul căruia se înregistrează, prin oscilografieri, parametrii de deformare: forța de presare, variația diametrului și înălțimii epruvetei în timp.

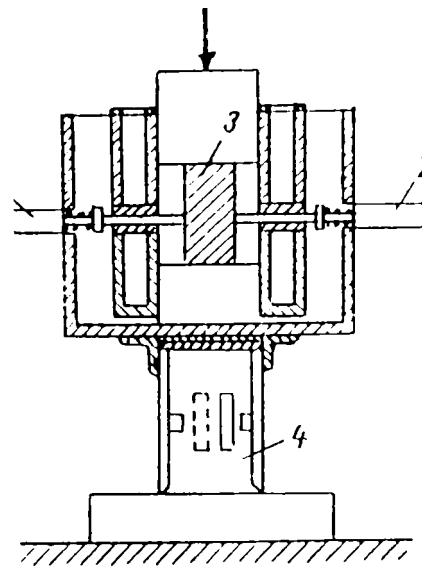


Fig.22 Dispozitiv de măsurare a parametrilor de deformare prin presare: 1 și 2-traductori inductivi pentru măsurarea diametrului epruvetei; 3-epruveta; 4- captor cu rezistențe pentru măsurarea forței de deformare.

c) Comprimarea cu viteză de deformație logaritmică constantă

Pentru realizarea acestei încercări se utilizează o mașină numită plastometru (fig.23), concepută în 1950 de către E. Orowan în acest scop. Ea este de fapt o presă mecanică cu camă și prezintă următoarele caracteristici:

- forța maximă	15 tone
-viteza de deformare constantă de	0,1 - 100 s ⁻¹
- deformarea maximă	$\epsilon_l=0,8$ și $\epsilon_r=0,5$
- epruveta	Ø12x18mm și Ø8x12mm.

Intervalul larg al vitezelor de deformare care se pot realiza la plastometru acoperă domeniile vitezelor de deformare la presare, laminare și extrudare.

Pentru ca deformarea să se producă cu viteză logaritmică constantă, cama care comandă deplasarea pistonului de comprimare a epruvetei trebuie să aibă un contur cu rază de curbă variabilă, exprimată cu relația:

$$r(\alpha) = r_0 + h_0 - h_0 \cdot e^{\frac{\omega}{\alpha}} \cdot \alpha \quad (37)$$

unde: α - este unghiul variabil; ω - viteza unghiulară constantă.

Dezavantajul acestei metode este acela că limita de plasticitate este mai greu de determinat la plastometru, deoarece deformarea trebuie oprită la anumite grade de deformare

pentru a surprinde momentul fisurării epruvetelor și aceasta nu se poate realiza decât fie prin schimbarea camelor, fie prin automatizarea opririi antrenării camei, după realizarea gradului de deformare dorit.

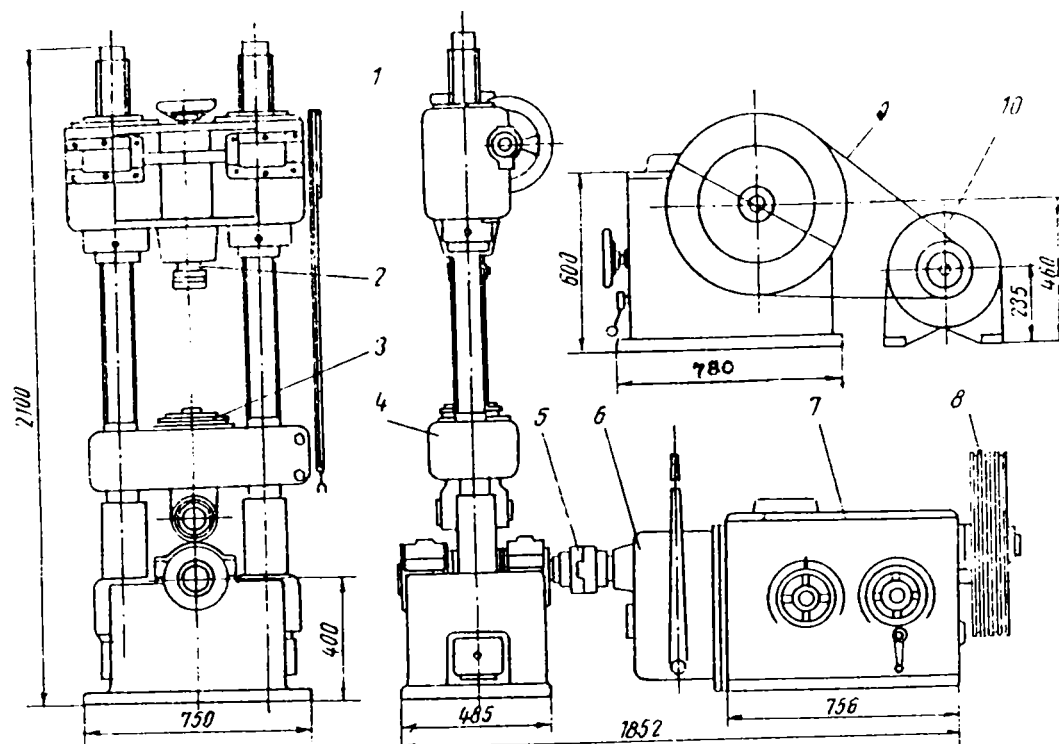


Fig.23 Plastometru: 1-traversa superioară; 2-captorul de forță; 3-pistonul; 4-traversă inferioară; 5-cuplaj; 6-ambrei; 7-variator de ture; 8-volant; 9-curea trapezoidală; 10-motor de 7,5 CP.

II.3.3. Metoda de determinare a deformabilității la cald prin răsucire

Caracteristicile de deformabilitate se determină cu ajutorul unor epruvete cilindrice care se supun răsucirii, fiind menținute la temperatura de deformare într-un cuptor tubular.

Deoarece această metodă permite realizarea de viteze mari de deformare, ajungând până la circa 1000 s^{-1} , în condițiile în care în secțiunea probelor iau naștere tensiuni de forfecare, ea poate fi folosită cu succes pentru determinarea deformabilității în cazul în care se dorește aprecierea comportării la deformare plastică la cald prin laminare și forjare.

În timpul răsucirii epruveta își modifică dimensiunile. Pentru a se asigura o viteză de deformație constantă, este necesar a se păstra fixă lungimea epruvetei. În aceste condiții, pe lângă eforturile unitare de forfecare, apar și eforturi unitare axiale de întindere și comprimare

care modifică starea de tensiuni. Schema mecanică a deformării diferă în straturile superficiale, unde este de tipul $P_2 - D_{III}$, de cea realizată în centrul epruvetei, care este $S_1 - D_1$ [9].

Un dezavantaj al acestei metode constă în aceea că în secțiunea epruvetei coexistă toată gama de viteze de deformare, de la zero în centru, până la valoarea maximă la suprafață. De aceea, la determinarea deformabilității se ia în considerare numai un strat subțire de la suprafața epruvetei, unde viteza de deformare este maximă [28].

Deformabilitatea se caracterizează astfel:

1) plasticitatea - prin numărul de răsuciri realizate până la ruperea epruvetei.

Neajunsul metodei constă, din acest punct de vedere, în faptul că, încercarea efectuându-se până la rupere, nu permite determinarea gradului maxim admisibil de deformare.

2) rezistența la deformare - prin valoarea momentului de torsiune maxim necesar ruperii epruvetei.

Metoda încercării la torsiune se poate aplica în următoarele variante:

- răsucire cu menținere constantă a lungimii epruvetei
- răsucire cu tensionarea epruvetei
- răsucire cu modificarea liberă a lungimii epruvetei.

Dintre acestea, varianta cea mai frecvent utilizată este prima. Cu toate că nu realizează o deformare prin forfecare pură, ea este preferată de cercetători, întrucât viteza de deformare poate fi ușor menținută constantă.

a) Răsucire cu menținerea constantă a lungimii epruvetei

Se utilizează o mașină de răsucire de construcție specială. Încălzirea și menținerea epruvetelor la temperatura de deformare se poate realiza fie prin inducție, fie în cuptoare electrice cu rezistori. Epruvetele folosite sunt de formă cilindrică, cu porțiunea centrală, unde se produce deformarea, calibrată și cu diametru mai mic, iar raportul $l/d=5$.

În figura 24 se prezintă schema de principiu a mașinii de răsucire **tip SETARAM**, la care încălzirea se efectuează prin inducție și, drept urmare, epruveta este mai accesibilă, deformarea ei putându-se urmări și vizual (epruveta se află, în timpul încercării, într-un tub de cuarț).

Determinarea deformabilității la cald a oțelurilor prin răsucire cu menținere constantă a lungimii epruvetei se poate realiza și cu mașini de tipul celei din fig.25. În acest caz, încălzirea epruvetei se realizează într-un cuptor electric cu rezistor din sârmă de Pt-Rh, până la maximum 1370°C . Temperatura cuptorului este menținută constantă cu o abatere de circa

$\pm 0,3^{\circ}\text{C}$, printr-un termoregulator cu termometru cu rezistență. Pentru a se evita oxidarea epruvetei, ea este încălzită într-un tub din oțel refractar, prin care circulă azot purificat [29].

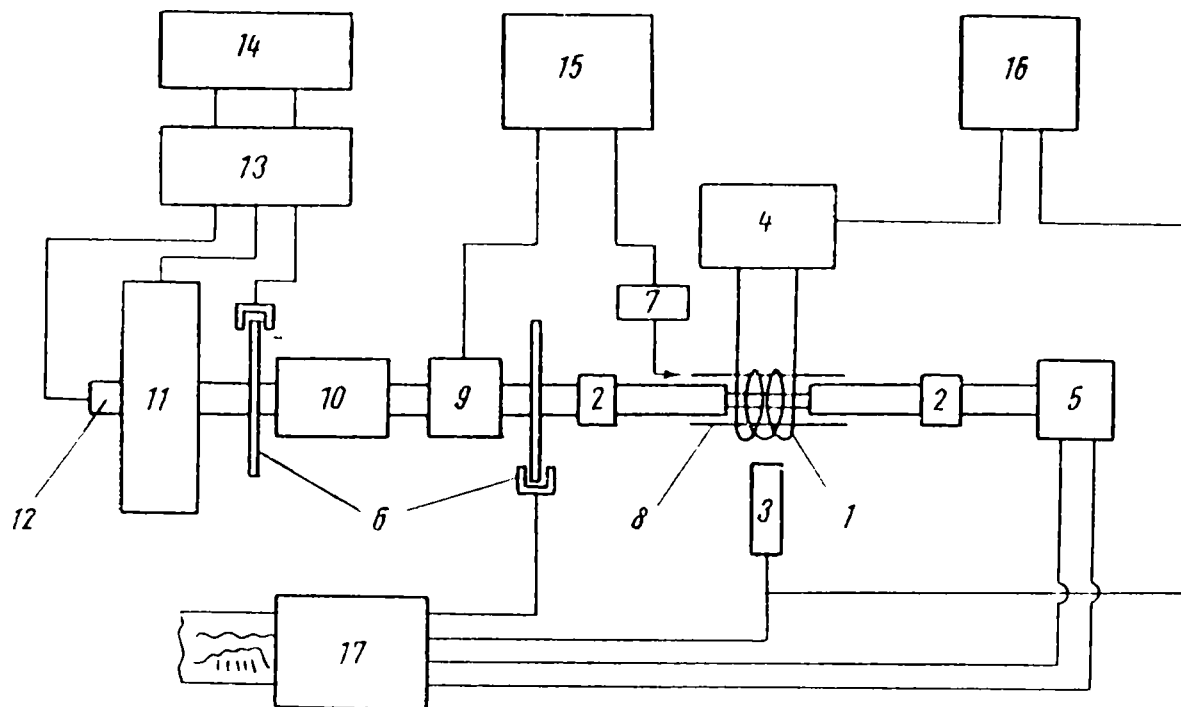


Fig.24 Mașină de răsucire la cald SETARAM:

1-epruvetă; 2-bacuri; 3-pirometru optic; 4-generator de înaltă frecvență; 5-traductor cuplu-forță axială
6-traductor turație; 7-electrovalvă apă/aer; 8- tub cuarț; 9-ambreiaj frână; 10-reductor; 11-motor;
12-tahometru; 13-regulator de viteză a motorului; 14-frecvențmetru numeric; 15-programator secvențial; 16-regulator de temperatură; 17-oscilograf.

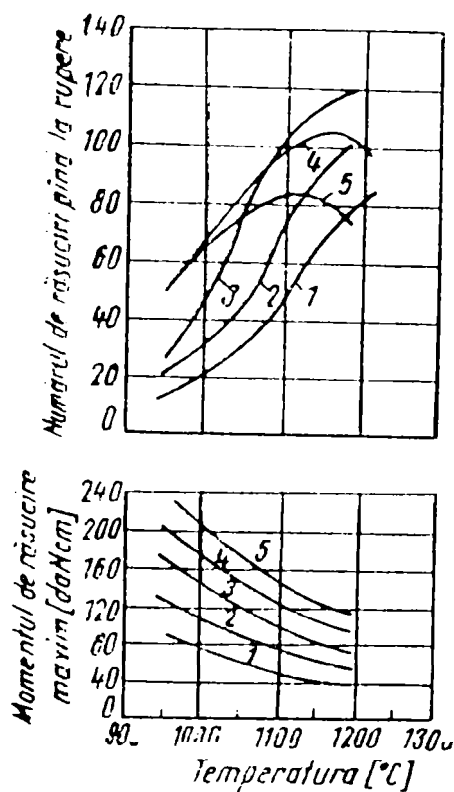


Fig.26 Influența vitezei de răsucire asupra deformabilității unui oțel carbon:
1-2 rot/min; 2-10 rot/min; 3-30 rot/min;
4-100 rot/min; 5-300 rot/min

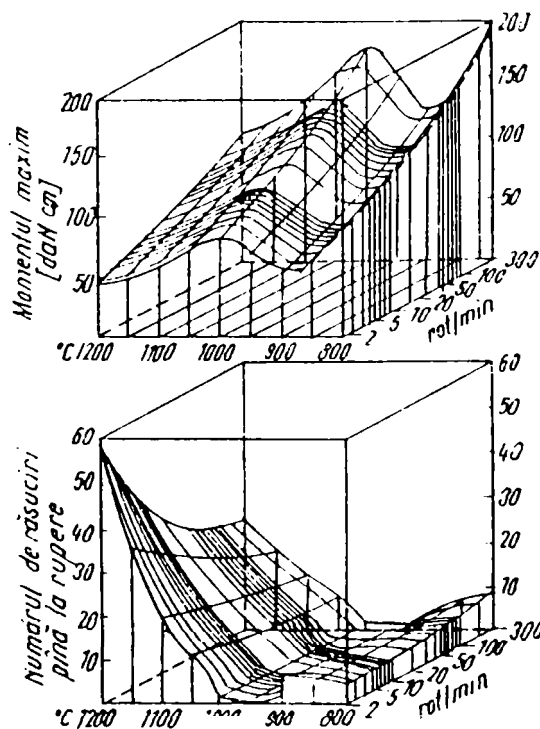


Fig.27 Diagrama spațială de deformabilitate a unui oțel carbon necalmat (0,045% C, 0,08% Si, 0,012% Mn, 0,018% P, 0,018% S)

Atât rezistența la deformare, cât și limita de plasticitate se măsoară în funcție de condițiile de deformare (temperatură, viteză de deformare, ș.a.), iar valorile înregistrate pe oscilograme pot fi utilizate pentru construcția unor diagrame de deformabilitate de tipul celor din figurile 26 și 27 [11].

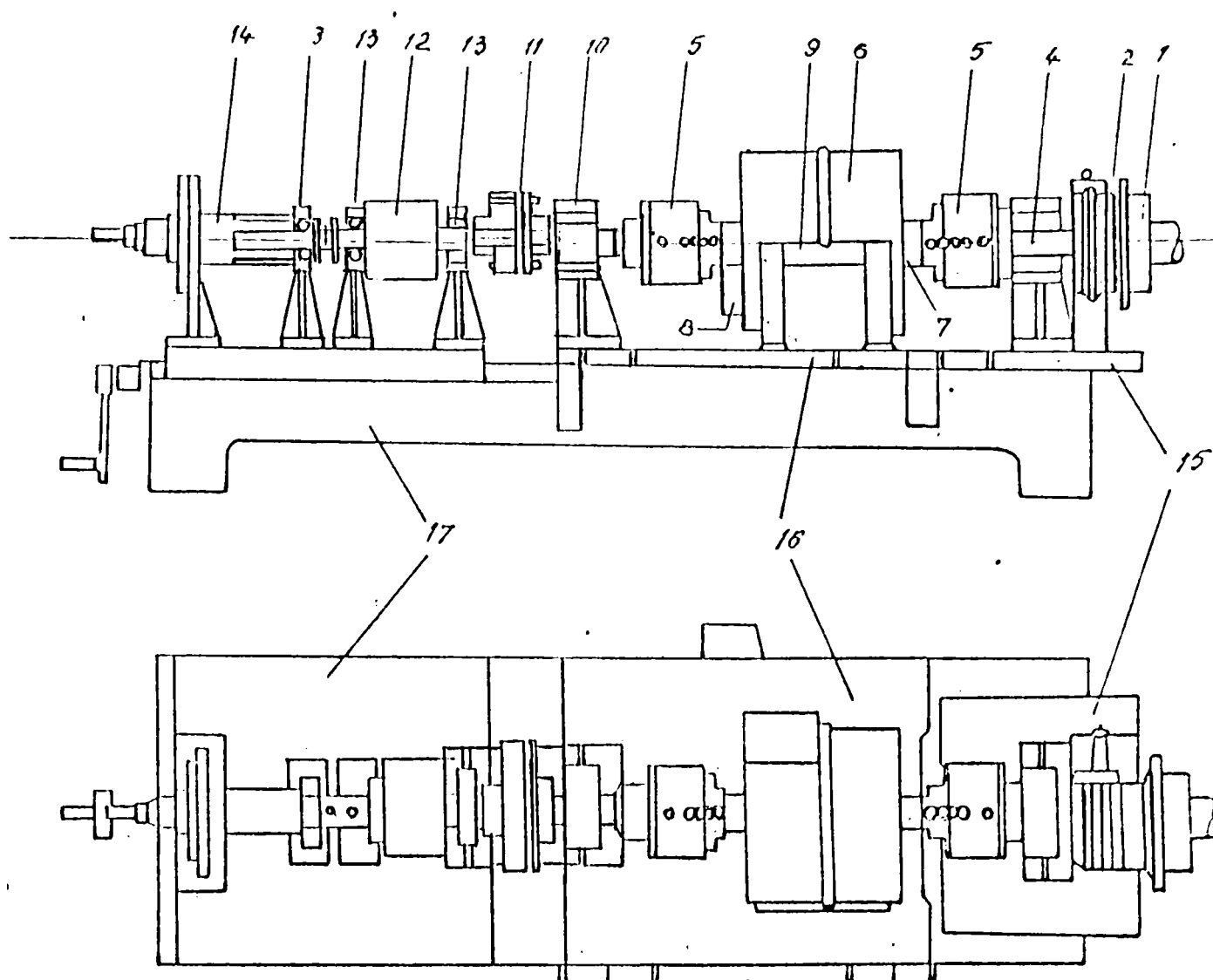


Fig.25 Mașină de determinare a deformabilității la cald prin răsucire:

1-flanșă de cuplare și axul motor; 2-cuplaj electromagnetic; 3-traductor; 4-lagăr fix; 5-bacurile de fixare a epruvetei; 6-cuptor de încălzire; 7-termocuplu; 8-termometru cu rezistență; 9-epruvetă; 10-lagăr mobil; 11-cuplaj mobil; 12-cuplaj de siguranță; 13-lagăr fix; 14-bară de măsurare a momentului de răsucire; 15-placă fixă; 16-placă rabatabilă; 17-placă deplasabilă.

II.3.4. Încercări tehnologice de determinare a deformabilității la cald

O serie de metode pentru determinarea deformabilității la cald a oțelurilor utilizează scheme de eforturi unitare și de deformare aproape identice cu cele ale proceselor industriale de deformare plastică. Astfel de metode tehnologice sunt: încovoierea, laminarea și forjarea.

Ele se pretează, în general, mai puțin la aprecieri cantitative, mai ales în ceea ce privește rezistența la deformare [12]. Totodată, înregistrarea continuă a variației parametrilor de deformare este mult mai greu de realizat și în unele cazuri chiar imposibilă, iar viteza cu care s-a produs deformarea este greu de determinat.

a) Metoda încercării la încovoiere

Determinarea deformabilității la cald prin încovoiere se realizează prin îndoirea unei epruvete încălzite la temperatura de încercare, cu un anumit unghi și cu o anumită rază de curbură.

Îndoirea se poate face cu un unghi fix, de exemplu 90° [30], verificând dacă s-a produs sau nu fisurarea ori ruperea epruvetei, sau se îndoiește continuu epruveta până la apariția primelor fisuri, măsurându-se apoi unghiul de îndoire corespunzător. După cum îndoirea se realizează cu viteză mică sau cu viteză mare, încercarea este de încovoiere statică sau de încovoiere prin șoc (reziliență). De asemenea, deformația se poate realiza succesiv sau toată deodată, atunci când se urmărește simularea laminării sau forjării [4].

Practica a arătat că proba de încovoiere la cald exprimă mai fidel capacitatea oțelurilor de deformare prin forjare și mai puțin capacitatea de deformare prin laminare. Din acest motiv metoda se utilizează cu preponderență în secțiunile de forjă pentru a stabili gradul de plasticitate al oțelului.

La încercarea de încovoiere prin șoc se utilizează epruvete paralelipipedice cu creștătură, având dimensiunile conform STAS 7400. Ele se mențin în cuptor 10-20 minute și apoi sunt rupte la ciocanul cu pendul. Deoarece în timpul manipulării scade temperatura epruvetei, este necesar ca ea să fie încălzită la o temperatură superioară celei de deformare (la 1420°C pentru deformarea la 1300°C și la 735°C pentru deformarea la 700°C [12]).

Plasticitatea oțelurilor în cazul încovoierii prin șoc este mai greu de apreciat, putându-se folosi drept criteriu de evaluare unghiul la care s-a îndoit epruveta în momentul ruperii. Astfel, se consideră că plasticitatea materialului supus încercării este cu atât mai mare, cu cât unghiul format între cele două fragmente în care s-a rupt proba este mai mic [9]. Metoda nu permite însă determinarea gradului maxim admisibil de deformare pe care îl poate suporta oțelul supus deformării.

Rezistența la deformare se apreciază prin valoarea lucrului mecanic specific de rupere. Cu cât acesta are valori mai mari, cu atât se consideră că oțelul încercat are o rezistență la deformare mai ridicată.

Deși informațiile obținute prin metoda încovoierii prin șoc sunt limitate, ea este larg

răspândită datorită duratei reduse a încercării.

b) Metoda laminării

Această metodă a fost propusă și utilizată de Cijikov [30]. Ea prezintă avantajul că deformarea plastică se produce în condițiile unei scheme mecanice (S_1-D_1) aproape identice cu cea realizată în practică la laminarea cu lățire liberă.

Metoda constă în laminarea unei epruvete din oțelul cercetat astfel încât să se obțină o deformație variabilă în lungul ei. Există două variante de executare:

- laminarea într-un calibru excentric a unei epruvete cu secțiune uniformă în lungul ei, astfel încât după laminare să aibă formă de pană;

- laminarea între cilindri cu tăblie netedă a unei epruvete în formă de pană, astfel încât, după laminare să rezulte o bară cu grosime uniformă. În primul caz grosimea inițială (h_0) este constantă, iar în cel de-al doilea caz, grosimea finală (h).

Varianta de laminare în formă de pană a unei epruvete cu grosimea constantă este mai des utilizată, deoarece confecționarea epruvetelor este simplă. Laminarea se execută la un laminor duo la care pe tăblia cilindrului superior se strunjește un calibru cutie cu adâncime variabilă. O asemenea construcție este indicată în fig.28. Așa cum rezultă din exemplul dat,

calibrul superior are o rază variabilă de la 205 la 191 mm. Epruveta de încercare are în mod obișnuit o secțiune pătrată sau dreptunghiulară și poate fi confecționată ușor prin turnare, deformare plastică sau prelucrare mecanică la rece.

O problemă mai dificilă o constituie proiectarea

calibrului în momentul în care secțiunea calibrului este maximă,

pentru a se putea realiza toată gama de deformații, de la cea mai mică (eventual chiar zero) până la cea mai mare (80-90%). În acest scop, laminatoarele de laborator destinate acestei încercări sunt prevăzute cu dispozitive speciale pentru introducerea epruvetelor.

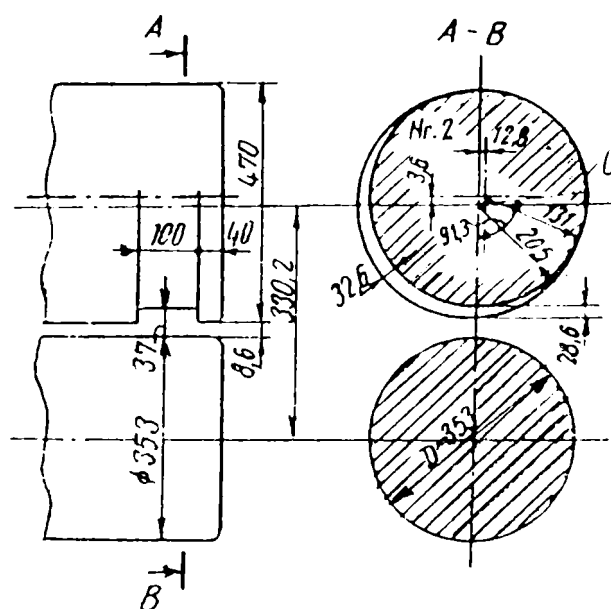


Fig.28 Calibru cu adâncime variabilă pentru laminarea în pană

Plasticitatea oțelului în acest caz se apreciază prin valoarea reducerii relative aplicată pe probă în dreptul secțiunii unde a apărut prima fisură:

$$\varepsilon_r = \frac{h_0 - h}{h_0} \cdot 100 [\%] \quad (38)$$

Acest grad de deformare reprezintă limita de plasticitate la temperatura la care s-a făcut laminarea. Efectuând astfel de determinări din 100 în 100°C, de la 700 la 1300°C, se pot trasa diagrame de plasticitate similare cu cea din fig.20.

Rezistența la deformare se caracterizează prin intermediul forței de laminare corespunzătoare secțiunii în care a apărut prima fisură în probă (aceasta reprezintă de fapt rezistența la deformare corespunzătoare limitei maxime de plasticitate). Întrucât mărimea forței de laminare se înregistrează continuu cu ajutorul unui oscilograf, metoda furnizează totodată informații privind variația rezistenței la deformare în funcție de gradul de reducere aplicat.

Avantajul acestei metode îl constituie faptul că, printr-o singură trecere se poate obține o gamă foarte largă de grade de reducere, asigurându-se în același timp condiții reale specifice deformării prin laminare.

Dezavantajul încercării prin laminare constă în subiectivitatea cu care se apreciază apariția primei fisuri, cât și în faptul că efectuarea încercării necesită o pregătire mai laborioasă a probei în formă de pană sau un laminor experimental adecvat.

c) Metoda de determinare a deformabilității prin forjare

Această metodă se aseamănă cu cea de laminare a epruvetelor în formă de pană. Proba cu grosimea variabilă, obținută prin turnare sau prelucrare mecanică, este forjată sub formă de bară cu grosime uniformă.

Plasticitatea se apreciază în același mod ca la metoda de încercare prin laminare, dar *rezistența la deformare* nu poate fi determinată în acest caz. Din acest motiv și datorită faptului că epruvetele sunt dificil de confecționat, acest procedeu, deși prezintă avantajul realizării deformării în condiții destul de apropiate de cele industriale, este rar utilizat.

În tabelul 9 sunt redată sintetic principalele metode de determinare a deformabilității oțelurilor, fiind indicate, în fiecare situație, schema de tensiuni și de deformare realizată, precum și indicii de apreciere a plasticității și rezistenței la deformare.

Tab.9 Metode de apreciere a deformabilității oțelurilor

Metoda de determinare	Modul de deformare	Schema de deformare		Indici de apreciere	
		Schema de tensiune	Schema de deformare	Plasticitatea	Rezist. la deformare
Tracțiune		S ₄ 	D _{III} 	$A = \frac{L - L_0}{L_0} \cdot 100 [\%]$ $\psi = \frac{S_0 - S}{S_0} \cdot 100 [\%]$	σ_c [daN/mm ²] σ_r [daN/mm ²]
		L ₁ fără frecare S ₁ cu frecare 	D _I 	$\epsilon_r = \frac{h_0 - h}{h_0} \cdot 100 [\%]$ $\epsilon_l = \ln \frac{h_0}{h} \cdot 100 [\%]$	$P = \frac{P}{S} [daN/mm^2]$ $K = \frac{A}{V^4} [daNm/mm^3]$
Comprimare (Refulare)		P ₂ 	D _{III} zona periferică D _I zona axială 	n = numărul de răsuciri până la rupere	M _t = momentul de torsiune la rupere [Nm]
		S ₄ 	D _{III} zona I D _I zona II 	Încercarea prin șoc: unghiul la rupere	Încercarea prin șoc: lucrul mecanic specific de rupere [daNm]
Încovoiere		S ₄ zona I S ₁ zona II 	D _{III} zona I D _I zona II 		
Laminare		S ₁ 	D _I 	$\epsilon_r = \frac{h_0 - h}{h_0} \cdot 100 [\%]$	p [daN/mm ²]

II.4. Alegerea metodei de determinare a deformabilității la cald

Cunoașterea caracteristicilor de deformabilitate prezintă pentru proiectant și cercetător o importanță practică deosebită, deoarece ele constituie elemente importante în stabilirea unei tehnologii de prelucrare corecte. La întocmirea acesteia trebuie însă avut în vedere faptul că, indiferent de metoda de determinare a deformabilității adoptată, rezultatele de laborator au o valoare relativă, adică capătă semnificații numai prin raportarea la alte oțeluri, a căror comportare la deformare plastică, deci indicii de deformabilitate, ne sunt cunoscuți.

După cum s-a arătat mai înainte, rezistența la deformare poate fi determinată prin mai multe metode: tracțiune, comprimare și răsucire la cald. Datele obținute prin oricare dintre aceste metode ne dau indicații cu privire la solicitarea mecanică a instalației în care se intenționează să se execute deformarea oțelului respectiv: laminor, ciocan sau presă de extruziune. Cunoșcând rezistența la deformare și posibilitățile utilajului de deformare, se poate proiecta o tehnologie cât mai rațională.

În cazul laminării, cunoașterea rezistenței la deformare, în special la ultimile treceri, permite să se aprecieze măsurile necesare a fi luate în vederea prevenirii deformării elastice a cajelor și cilindrilor, astfel încât deformarea intervenită să nu influențeze asupra corectitudinii dimensionale a laminatului.

Cunoașterea modului de variație a rezistenței la deformare în funcție de temperatură furnizează totodată informații utile privind uzura calibrelor la diferite treceri și, prin aceasta, permite să se realizeze dimensionarea și repartizarea lor pe tăblia cilindrilor într-un mod cât mai rațional. Desigur că această ultimă posibilitate poate fi valorificată îndeosebi atunci când se pune problema efectuării unui calibraj nou.

Indicațiile privind variația plasticității în funcție de temperatură, pusă în evidență prin metodele prezentate, permit să se stabilească domeniul de temperaturi în care plasticitatea unui oțel este optimă și în care este recomandabil să se realizeze întreaga deformare. De asemenea, dispunând de aceste informații, se poate realiza o repartiție mai rațională a coeficienților de reducere pe treceri, astfel încât plasticitatea oțelului să fie valorificată la maxim.

Unele instalații moderne de determinare a plasticității, ca de exemplu mașina de răsucire, pot chiar să simuleze laminarea. În acest caz încercarea se realizează după un program în care deformarea se face cu o viteză egală cu viteza de deformare de la laminor, iar pauza între două deformări succesive este egală cu pauza între două treceri succesive de la

laminor. Toate aceste posibilități sunt deosebit de utile, mai ales atunci când se pune problema automatizării diferitelor tehnologii.

La punctul II.3. s-au prezentat mai multe metode de determinare a deformabilității la cald a oțelurilor. Se pune deci problema de a stabili care dintre acestea dă rezultate mai sigure pentru procedeul de deformare ales, respectiv în ce situații este recomandabilă una sau alta dintre ele.

Pornind de la specificul procedeelor industriale de prelucrare a oțelurilor prin deformare plastică la cald, precum și de particularitățile diferitelor metode de determinare a deformabilității oțelurilor, specialiștii [12] recomandă următoarele:

Tab. 10 Recomandări privind utilizarea metodelor de determinare a deformabilității la cald a oțelurilor

Procedeul industrial	Forjare	Laminare	Extrudare	Presare
Metoda de determinare a deformabilității				
Tracțiune cu viteză reglabilă		X	X	X
Tracțiune cu șoc	X			
Comprimare cu viteză variabilă		X	X	X
Comprimare cu șoc	X			
Răsucire	X	X	X	X
Încovoiere		X		
Laminare în pană		X		
Forjarea epruvetei pană	X			

II.5. Experimentări proprii

II.5.1. Scopul cercetării

Prin programul experimental se încearcă realizarea unei comparații privind deformabilitatea la cald a oțelurilor 42MoCr11 și 39MoAlCr15.

Mărcile de oțel luate în studiu fac parte din categoria oțelurilor aliate pentru tratament termic destinate construcției de mașini (STAS 791-88), fiind oțeluri tipice de îmbunătățire. Conținuturile în carbon ale celor două oțeluri sunt aproximativ aceleași, de asemenea ambele sunt aliate cu crom și molibden în proporții apropiate. Deosebirea constă în aceea că marca 39MoAlCr15, ca reprezentant tipic al oțelurilor de nitrurare, conține suplimentar un procent de 0,7÷1,1 % Al, acesta fiind unul din elementele care acționează în modul cel mai efectiv asupra măririi durității stratului superficial îmbogățit în azot.

Compoziția chimică de marcă pentru oțelurile studiate este:

Tabelul 11

MARCA	COMPOZIȚIA CHIMICĂ, %							
	C	Mn	S	P	Cr	Ni	Mo	Al
42 MoCr 11	0,38 - 0,45	0,60 - 0,90	max. 0,035	max. 0,035	0,90 - 1,20	-	0,15 - 0,30	-
39 MoAlCr 15	0,35 - 0,42	0,30 - 0,60	max. 0,035	max. 0,035	1,35 - 1,65	-	0,15 - 0,25	0,70 - 1,10

Studiul comparativ al comportării la deformare plastică la cald a celor două oțeluri permite, într-o primă aproximație, tragerea unor concluzii cu privire la influența aluminiului asupra deformabilității oțelurilor aliate.

Păreră cercetătorilor în legătură cu acest aspect nu este unanimă. Astfel, în timp ce unii [32] consideră că “ 1-2 % Al nu influențează asupra capacității de deformare a oțelurilor; însă la conținut mai înalt în aluminiu (6-7 %) plasticitatea oțelului se reduce foarte mult”, alții [33] sunt de părere că “existența în oțelurile 38 H1MluA și 35 H1luA a unei cantități însemnate de aluminiu (0,70-1,1 % , respectiv 0,5-0,8 % n.a.) provoacă un număr mare de complicații în tehnologia de topire, la prelucrarea mecanică la cald și la tratamentul termic”.

Alteori se încearcă definirea influenței aluminiului asupra deformabilității oțelurilor prin evaluarea separată a modului în care acest element de aliere acționează asupra celor doi

indicatori, arătând, spre exemplu [11], că aluminiul scade plasticitatea și nu influențează asupra rezistenței la deformare.

II.5.2. Materialul cercetat

În scopul determinării deformabilității la cald pentru cele două mărci de oțeluri de îmbunătățire s-au utilizat 80 de epruvete de torsiune, câte 40 din fiecare calitate. Compoziția chimică a celor două șarje de oțel comparate a fost:

Tabelul 12

MARCA	COMPOZIȚIA CHIMICĂ, %							
	C	Mn	S	P	Cr	Si	Mo	Al.
42 MoCr 11	0,39	0,66	0,024	0,017	1,13	0,32	0,17	-
39 MoAlCr 15	0,39	0,42	0,023	0,017	1,49	0,23	0,18	1,07

II.5.3. Metoda experimentală

Determinarea deformabilității la cald a celor două oțeluri studiate și compararea lor din acest punct de vedere s-a efectuat utilizând metoda **răsucirii cu menținerea constantă a lungimii epruvetei**.

Epruvetele, încălzite la temperaturile de încercare, au fost supuse la răsucire în jurul axelor proprii, unul dintre capete fiind menținut fix, iar celălalt capăt fiind antrenat în mișcare de rotație. Pentru fiecare temperatură s-au efectuat determinări la patru viteze de răsucire diferite, corespunzătoare vitezelor de deformație propuse prin programul experimental.

În timpul fiecărei încercări, realizate pentru anumite condiții de temperatură - viteză de deformație impuse, s-au înregistrat continuu de către sistemul de achiziție: temperatura, cuplul de răsucire și numărul de răsuciri efectuate. Aceste informații au fost apoi prelucrate și transpuse în graficele din anexe (cuplul de răsucire funcție de numărul de răsuciri, diamica T și a mărimii $1/T$ în timpul răsucirii și tensiunea echivalentă în funcție de deformația superficială). Prin intermediul subprogramului set. grf. exe din cadrul programului SETARAM 01 s-a realizat apoi compensarea în temperatură a valorilor experimentale obținute și s-au calculat în final cei doi indicatori prin care s-a definit deformabilitatea.

În figura 29[11] este redată schematic operația de răsucire a epruvetei cilindrice în condițiile menținerii constante a lungimii sale. Întrucât, așa cum s-a arătat deja, în secțiunea epruvetei coexistă toată gama de viteze de deformare, de la zero în centru până la valoarea maximă la suprafață, pentru caracterizarea deformabilității se ia în considerare numai un strat subțire de la suprafața acesteia.

Presupunând că în timpul răsucirii secțiunile transversale rotunde ale epruvetei rămân plane și se rotesc rigid în planul lor sub acțiunea momentului de torsiune M_t , deformația unghiulară la suprafața probei γ_s [rad] se poate exprima în funcție de unghiul de răsucire φ [rad] prin următoarea relație:

$$\gamma_s = \frac{r}{l} \cdot \varphi \quad (39)$$

unde: r - este raza porțiunii calibrate a epruvetei ($r = 3$ mm); l - lungimea porțiunii calibrate a epruvetei ($l = 50$ mm). Întrucât:

$$\varphi = 2\pi \cdot n \quad (40)$$

unde: n [rot] - este numărul de rotații corespunzătoare unghiului de răsucire φ , și notând cu n_r numărul de rotații efectuate până la ruperea epruvetei, rezultă că deformația superficială unghiulară la rupere va fi:

$$\gamma_{sr} = \frac{r}{l} \cdot 2\pi \cdot n_r = \frac{3}{50} \cdot 2\pi \cdot n_r = 0,377 \cdot n_r \quad (41)$$

Relația de dependență dintre unghiul maxim de răsucire la rupere φ_r și valoarea alungirii relative superficiale la rupere este [1]:

$$\varphi_r = 2,6 \cdot \frac{l}{d} \cdot \varepsilon_{sr} \quad (42)$$

de unde rezultă că:

$$\varepsilon_{sr} = \frac{d}{l} \cdot 2\pi \cdot n_r \cdot \frac{1}{2,6} = \frac{6 \cdot 2\pi}{50 \cdot 2,6} \cdot n_r = 0,29 \cdot n_r \quad (43)$$

Folosind înregistrările sistemului de achiziție s-a calculat conform relației (43) pentru fiecare pereche de condiții temperatură - timp valoarea lui ε_{sr} , aceasta reprezentând

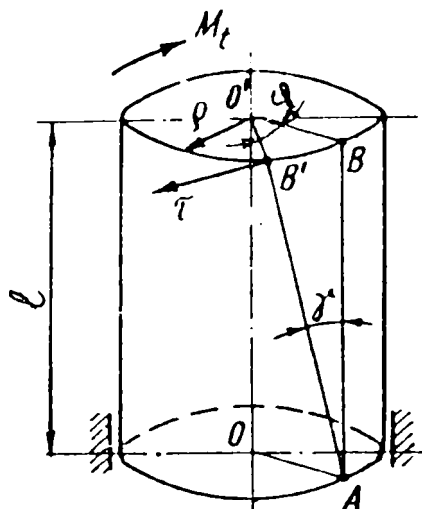


Fig.29 Reprezentarea schematică a operației de răsucire a epruvetei cilindrice

intensitatea deformației superficiale la rupere și fiind folosită pentru caracterizarea **plasticității** oțelurilor studiate.

În timpul răsucirii cu viteza de răsucire N [rot/min] constantă, viteza de alunecare realizată a fost:

$$\dot{\gamma}_s = \frac{r}{l} \cdot \frac{d\varphi}{dt} \quad (44)$$

sau:

$$\dot{\gamma}_s = \frac{r}{l} \cdot \frac{2\pi \cdot n}{t} = \frac{3}{50} \cdot 2\pi \cdot \frac{N}{60} = 0,006283 \cdot N \quad (45)$$

Corespunzător, viteza de deformație realizată pentru diferite valori ale vitezei de răsucire a fost:

$$\dot{\epsilon} = 0,29 \cdot \frac{n}{t} = 0,29 \cdot \frac{N}{60} = 0,004834 \cdot N \quad (46)$$

Pentru caracterizarea **rezistenței la deformare** a oțelurilor studiate s-au folosit valorile **tensiunii echivalente maxime**, corespunzătoare cuplului de răsucire maxim M_{\max} .

În timpul răsucirii, starea de tensiune din interiorul epruvetei generată de momentul de torsiune este de tracțiune triaxială (S_4), în timp ce la suprafață apare o stare de tensiune plană de tip P_2 (fig.30), cu tensiuni egale și de semn contrar, înclinate la 45° față de axa de răsucire și egale în același timp și cu tensiunile tangențiale ce iau naștere în două plane perpendiculare între ele, dintre care unul coincide cu axa de răsucire a corpului [34]:

$$\sigma_1 = -\sigma_3 = \tau_{\max} \quad ; \quad \sigma_2 = 0 \quad (47)$$

În aceste condiții, conform criteriilor de plasticitate (teoria tensiunii tangențiale maxime - Tresca, Coulomb, Guest) rezultă că deformarea plastică a materialului va începe atunci când tensiunea tangențială maximă va atinge valoarea:

$$\tau_{\max} = \tau_c = \frac{\sigma_c}{\sqrt{3}} = \frac{\sigma_{\max}}{\sqrt{3}} \quad (48)$$

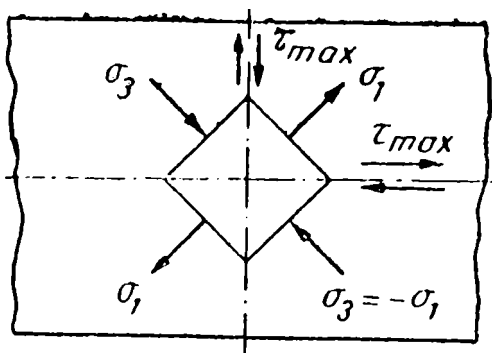


Fig. 30 Starea de tensiune la suprafața epruvetei supuse răsucirii

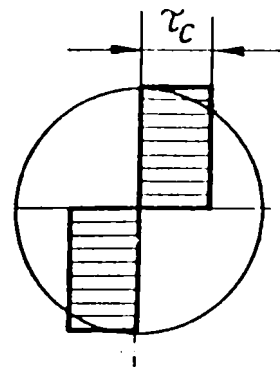


Fig. 31 Repartiția efortului tangențial la răsucire

Considerându-se deformarea plastică a întregii secțiuni, fără ecruisare, deci repartiția efortului tangențial ca în figura 31[1], caz întâlnit la răsucirea la cald cu viteză mică, momentul de răsucire maxim (în momentul începerii curgerii) va fi dat de relația:

$$M_{\max} = \int_S \tau_{\max} \rho dS \quad (49)$$

Ținând seama de faptul că elementul de suprafață poate fi exprimat cu relația :

$$dS = 2\pi\rho d\rho \quad (50)$$

rezultă:

$$M_{\max} = 2\pi \cdot \tau_{\max} \int \rho^2 d\rho = 2\pi \cdot \frac{r^3}{3} \cdot \tau_{\max} \quad (51)$$

Având în vedere relația (48) rezultă că:

$$\sigma_{\max} = \frac{3\sqrt{3}}{2\pi \cdot r^3} \cdot 10^3 \cdot M_{\max} = 30,63 \cdot M_{\max} \quad (52)$$

unde: M_{\max} - momentul de răsucire maxim [Nm];

σ_{\max} - tensiunea echivalentă maximă [N/mm²] sau [MPa].

II.5.4. Instalația experimentală

Determinările au fost efectuate cu ajutorul instalației de torsiune la cald SETARAM aflată în dotarea ICEM - SA, care permite programarea și execuția automată a diverselor cicluri de deformare la cald, putând fi utilizată pentru simularea unor procese industriale complexe de deformare plastică la cald, cum ar fi: laminarea, extruziunea, forjarea și numeroase procedee moderne de tratament termomecanic.

Încercarea se efectuează pe o epruvetă cilindrică, având forma și dimensiunile conform fig.32. Epruveta este supusă răsucirii la cald în jurul axei proprii, unul dintre capete fiind menținut fix, solidar cu un traductor de moment și forță axială, în timp ce celălalt cap de prindere este mobil și se antrenează în mișcare de rotație de un motor cu inerție mică. Solicitarea realizată este de torsiune simplă, iar deformarea se consideră a fi uniformă pe lungimea epruvetei (care se menține constantă). Viteza de rotație este reglabilă, permițând realizarea unor viteze de deformație cuprinse între 10^{-4} și 10^{-1} s⁻¹. Instalația este prevăzută cu un

ambreiaj care permite cuplarea capului de prindere mobil la arborele motor în timpul rotației - faza de torsiune - sau decuplarea acestuia - faza de staționare.

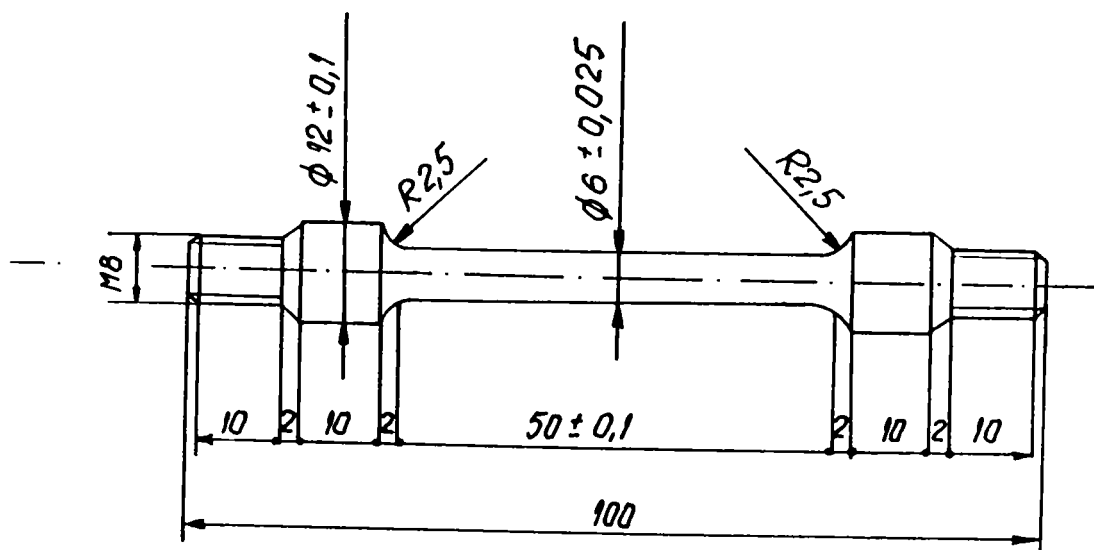


Fig. 32 Epruveta pentru determinarea caracteristicilor de deformabilitate prin răsucire la cald

Un dispozitiv de încălzire prin inducție controlează temperatura epruvetei înainte și în timpul răsucirii, aducerea acesteia la temperatura de încercare putându-se realiza practic în două moduri: prin încălzirea acesteia de la temperatura ambiantă direct la temperatura prescrisă sau prin încălzirea la o temperatură superioară celei dorite și răcirea ulterioară la valoarea impusă (ceea ce corespunde mai bine situațiilor practice).

Dispozitivul realizează încălzirea epruvetei la frecvența de 400 kHz, oferind următoarele posibilități:

- * intervalul de temperaturi: 750 ... 1350 °C
- * viteza de încălzire: - maximă: 300 °C/min
- minimă: 30 °C/min
- * realizarea menținerii la diferite temperaturi aparținând intervalului.

Răcirea epruvetei se poate realiza:

- * dirijat, cu o viteză de răcire cuprinsă între: 30 ... 300 °C/min
- * nedarizat, cu o viteză dependentă de debitul de gaz inert.

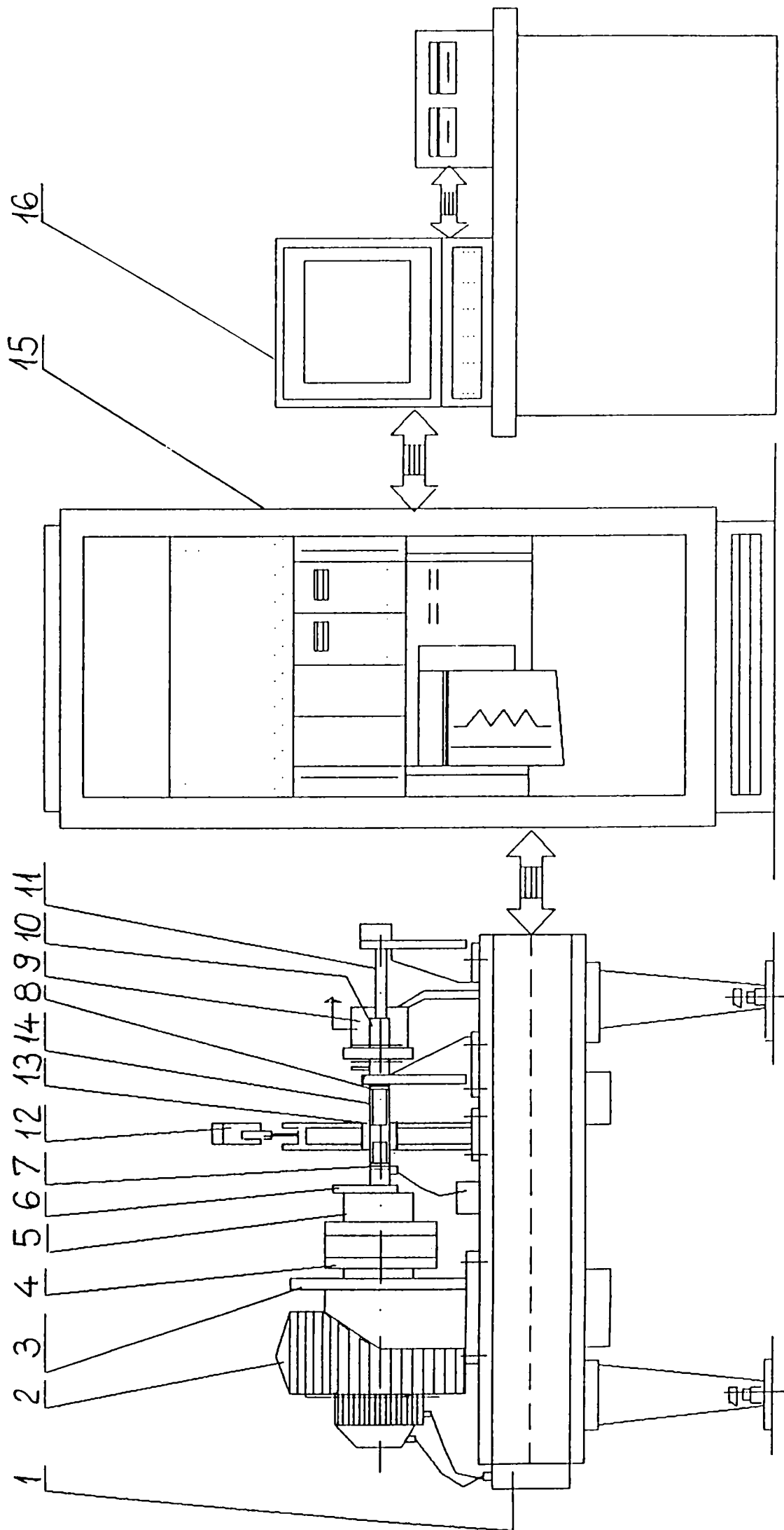
Instalația SETARAM (fig.33), fixată pe un banc rigid (1), este compusă din:

1. Sistemul mecanic, format la rândul său din:

1.1. *Ansamblul motor*, alcătuit din:

- 2 - motor cu inerție redusă
- 3 - traductor de turație cuplat cu motorul

Fig. 33 INSTALAȚIA DE RĂSUCIRE LA CALD SETARAM



- 4 - reductor
- 5 - ambreiaj
- 6 - disc de detecție optică, care se rotește solidar cu capătul epruvetei
- 7 - clemă de fixare rapidă a epruvetei (mobilă) ;

1.2. *Ansamblul de susținere a epruvetei și de măsurare a parametrilor răsucirii*, alcătuit din:

- 8 - clemă de fixare rapidă (fixă)
- 9 - traductor cuplu - forță axială
- 10 - culisor de închidere
- 11 - cutie de culisare

2. Sistemul de încălzire, format din:

- 12 - generator de înaltă frecvență
- 13 - inductor
- 14 - tub de cuarț.

3. Sistemul de achiziție și prelucrare grafică, format din:

- 15 - înregistrator
- 16 - calculator.

II.5.5. Programul experimental

S-au încercat câte 40 de epruvete din fiecare calitate de oțel (39MoAlCr15 și 42MoCr11), câte două pentru fiecare pereche de parametri temperatură - viteză de deformație.

Vitezele de deformație utilizate ($\dot{\epsilon}_s$), reglate prin intermediul vitezelor de răsucire (N) corespunzătoare (relația 46), au fost: 0,1 ; 0,3 ; 1 și 3 [s^{-1}].

Pentru fiecare viteză de deformație s-au efectuat răsuciri la 800°C, 900°C, 1000°C, 1100°C și 1200°C. Temperaturile de încercare au fost obținute prin încălzirea epruvetelor la 1250°C și răcirea cu viteza de 30 °C/min până la temperatura prescrisă. Acest mod de încălzire s-a ales în scopul creerii unor condiții cât mai apropiate de cele realizate practic în cazul laminării la cald, când temperatura semifabricatului variază în timpul deformării de la valoarea maximă (de început de deformare) până la cea minimă (de sfârșit de deformare).

II.5.6. Rezultatele experimentale obținute

Pentru fiecare probă s-au înregistrat dependențele:

- * cuplul de răsucire [Nm] - în funcție de numărul de răsuciri
- * temperatura epruvetei [°C] - în funcție de timp [s]
- * $1/T$ [°C⁻¹] - în funcție de timp [s]
- * tensiunea echivalentă [N/mm²] - în funcție de deformația superficială ,

de forma celor prezentate în ANEXELE 1-64.

După prelucrarea grafică a oscilogramelor înregistrate (compensarea în temperatură a valorilor experimentale), pentru fiecare pereche de parametri de încercare (viteză de deformație - temperatură) s-au determinat prin calcul, utilizând formulele (52) și (43), tensiunea echivalentă maximă (σ_{max}) și intensitatea deformației superficiale la rupere (ϵ_{sr}).

Rezultatele experimentale astfel prelucrate sunt redată sintetic în tabelul 13.

Tabelul 13 Rezultate experimentale

Nr. Crt.	T [°C]	$\dot{\epsilon}_s$ [s ⁻¹]	Marcaj 39MoAlCr15	σ_{max} [N/mm ²]	ϵ_{sr} [%]	Marcaj 42MoCr11	σ_{max} [N/mm ²]	ϵ_{sr} [%]	
	Impus	Impus		Compensat	Compensat		Compensat	Compensat	
1	800	0,1	40p	167,63	2,58	40pp	146,20	5,21	
2	800	0,1	41p	163,00	2,55	41pp	143,30	5,39	
	800	0,1	Medie	165,32	2,57	Medie	144,75	5,30	
3	900	0,1	42p	147,00	4,01	42pp	119,00	9,46	
4	900	0,1	43p	143,49	4,59	43pp	120,30	8,35	
	900	0,1	Medie	145,25	4,30	Medie	119,65	8,91	
5	1000	0,1	44p	101,00	4,89	44pp	83,00	18,63	
6	1000	0,1	45p	99,00	4,98	45pp	81,00	16,54	
	1000	0,1	Medie	100,00	4,94	Medie	82,00	17,59	
7	1100	0,1	46p	55,00	6,73	46pp	47,90	29,34	
8	1100	0,1	47p	51,00	6,61	47pp	43,50	30,12	
	1100	0,1	Medie	53,00	6,67	Medie	45,70	29,73	
9	1200	0,1	48p	25,00	8,43	48pp	28,90	31,25	
10	1200	0,1	49p	27,00	8,59	49pp	28,00	30,79	
	1200	0,1	Medie	26,00	8,51	Medie	28,45	31,02	
11	800	0,3	14p	189,00	2,31	14pp	165,30	6,21	
12	800	0,3	15p	191,00	2,38	15pp	167,30	5,60	
	800	0,3	Medie	190,00	2,35	Medie	166,30	5,91	
13	900	0,3	16p	161,45	3,31	16pp	115,72	8,85	
14	900	0,3	17p	160,00	3,40	17pp	143,59	8,05	
	900	0,3	Medie	160,73	3,36	Medie	129,66	8,45	

Tabelul 13 Rezultate experimentale (continuare)

Nr. Crt.	T [°C]	$\dot{\epsilon}_s$ [s ⁻¹]	Marcaj 39MoAlCr15	σ_{max} [N/mm ²]	ϵ_{sr} [%]	Marcaj 42MoCr11	σ_{max} [N/mm ²]	ϵ_{sr} [%]
	Impus	Impus		Compensat	Compensat		Compensat	Compensat
15	1000	0,3	18p	112,73	4,36	18pp	98,24	14,83
16	1000	0,3	19p	110,00	4,63	19pp	109,89	18,86
	1000	0,3	Medie	111,37	4,49	Medie	104,07	16,85
17	1100	0,3	20p	70,00	6,12	20pp	53,25	28,94
18	1100	0,3	21p	69,79	5,98	21pp	55,57	30,14
	1100	0,3	Medie	69,89	6,05	Medie	54,41	29,50
19	1200	0,3	22p	42,27	8,00	22pp	31,36	28,57
20	1200	0,3	23p	43,36	8,49	23pp	25,68	30,43
	1200	0,3	Medie	42,82	8,25	Medie	28,52	29,54
21	800	1	1p	217,03	2,93	1pp	212,23	8,61
22	800	1	2p	233,01	2,60	2pp	201,22	8,97
	800	1	Medie	225,02	2,77	Medie	206,73	8,79
23	900	1	3p	171,85	3,56	3pp	145,73	14,28
24	900	1	4p	175,39	3,16	4pp	130,10	14,58
	900	1	Medie	173,62	3,36	Medie	137,92	14,43
25	1000	1	5p	129,15	3,88	5pp	120,47	19,43
26	1000	1	6p	133,86	4,06	6pp	118,34	14,52
	1000	1	Medie	131,50	3,97	Medie	119,41	16,98
27	1100	1	7p	64,03	5,78	7pp	64,39	31,02
28	1100	1	8p	73,06	5,49	8pp	64,59	35,32
	1100	1	Medie	68,55	5,64	Medie	64,49	33,17
28	1200	1	9p	48,57	8,18	9pp	34,67	31,83
30	1200	1	10p	34,03	8,47	10pp	37,24	36,39
	1200	1	Medie	41,30	8,33	Medie	35,96	34,11
31	800	3	11p	252,20	2,17	11pp	234,20	15,13
32	800	3	12p	251,50	1,97	12pp	238,70	10,76
	800	3	medie	251,85	2,07	Medie	236,45	10,76
33	900	3	37p	227,93	3,18	37pp	169,32	18,33
34	900	3	36p	225,00	2,99	36pp	183,38	18,33
	900	3	medie	226,47	3,09	Medie	176,35	18,33
35	1000	3	35p	171,28	3,56	35pp	152,35	19,95
36	1000	3	34p	171,30	3,70	34pp	144,47	20,05
	1000	3	medie	171,29	3,63	Medie	148,41	20,00
37	1100	3	33p	139,34	5,16	33pp	98,78	29,01
38	1100	3	32p	135,80	5,24	32pp	104,15	24,55
	1100	3	medie	137,57	5,20	Medie	101,47	24,55
39	1200	3	31p	89,57	7,36	31pp	76,54	31,35
40	1200	3	30p	96,09	7,26	30pp	70,60	29,70
	1200	3	medie	92,83	7,31	Medie	73,57	30,53

În ANEXELE 65 – 76 sunt redate graficele de variație a *intensității deformației superficiale la rupere* (ϵ_{sr}) și a *tensiunii echivalente maxime* (σ_{max}) cu temperatura, respectiv viteza de deformație.

II.5.7. Interpretarea rezultatelor experimentale. Concluzii

PLASTICITATEA 42 MoCr 11

$$\epsilon_{sr} = \epsilon_{sr} (T)$$

Din examinarea curbelor redate în anexa 65 rezultă că mărirea temperaturii de deformare în intervalul 800÷1200°C conduce, indiferent de viteza de deformație aplicată, la creșterea plasticității. Poziția relativă a celor patru curbe însă nu permite tragerea unei concluzii cu privire la influența vitezei de deformație asupra plasticității oțelului 42 MoCr 15.

$$\epsilon_{sr} = \epsilon_{sr} (\dot{\epsilon}_s)$$

Așa cum reiese din anexa 68, pentru temperatura de 800°C și 900°C creșterea vitezei de deformație determină creșterea plasticității. În cazul deformării la 900°C și 1000°C, plasticitatea se reduce ușor la creșterea vitezei de deformație până la 0,3s⁻¹ și crește apoi la mărirea acesteia. La 1200°C, variația IDSR este similară în primul interval de creștere a vitezei, înregistrează în continuare o creștere până la viteza de 1s⁻¹, pentru ca în final să scadă.

Acest mod de variație a plasticității cu cei doi parametri tehnologici luați în studiu (temperatura de deformare și viteza de deformație) își găsește desigur explicația în complexitatea mecanismelor prin care se exercită influența acestora asupra IDSR, mecanisme care își dispută întâietatea pe diferite intervale de temperatură și pentru diferite viteze de deformație.

39 MoAlCr 15

$$\epsilon_{sr} = \epsilon_{sr} (T)$$

Așa cum rezultă din graficul prezentat în anexa 66, creșterea temperaturii de deformare în intervalul 800°C÷1200 °C determină creșterea continuă a plasticității, exprimată prin intensitatea deformației superficiale la rupere. Această dependență se manifestă similar pentru cele patru viteze de deformație aplicate, poziția relativă a celor patru curbe arătând totodată că, la orice temperatură, plasticitatea este cu atât mai redusă, cu cât viteza de deformație este mai mare.

$$\epsilon_{sr} = \epsilon_{sr} (\dot{\epsilon}_s)$$

La oricare dintre temperaturile de deformare alesc, creșterea vitezei de deformare determină, prin creșterea vitezei de ecrusare în defavoarea celei de recristalizare, reducerea ușoară a plasticității, eventual cu mici reveniri pentru anumite intervale ale vitezei de deformare.

Poziția relativă a celor 4 curbe reflectă în același timp influența temperaturii de deformare asupra plasticității, pentru aceeași viteză de deformare obținându-se valori ale intensității deformației superficiale la rupere de până la 3,6 ori mai mari la temperatura de 1200°C față de cele corespunzătoare temperaturii de 800°C.

REZISTENȚA LA DEFORMARE

42 MoCr 11

$$\sigma_{max} = \sigma_{max} (T)$$

Indiferent de viteza de deformare utilizată, creșterea temperaturii de deformare de la 800°C la 1200 °C determină înmuierea oțelului. Curbele reprezentate în anexa 71 evidențiază totodată, prin poziția lor relativă, sensul de acțiune a vitezei de deformare asupra rezistenței la deformare (curba corespunzătoare vitezei maxime se află în poziția cea mai de sus a graficului).

$$\sigma_{max} = \sigma_{max} (\dot{\epsilon}_s)$$

Rezistența la deformare crește la mărirea vitezei de deformare, indiferent de valoarea temperaturii la care se realizează procesul. Graficul din anexa 74 reliefează totodată efectul temperaturii de deformare asupra TEM, putându-se remarca valori ale acesteia de până la 5,7 ori mai mici la temperatura de 1200°C față de cele corespunzătoare temperaturii minime de 800°C.

39 MoAlCr 15

$$\sigma_{max} = \sigma_{max} (T)$$

Așa cum se observă din examinarea graficului redat în anexa 72, indiferent de viteza de deformare aplicată, creșterea temperaturii de deformare de la 800°C la 1200°C determină reducerea accentuată a rezistenței la deformare. Totodată se mai poate remarca că, la orice temperatură din intervalul analizat, rezistența la deformare este cu atât mai redusă, cu cât viteza de deformare are valori mai mici.

$$\sigma_{\max} = \sigma_{\max} (\dot{\epsilon}_s)$$

Pentru toate temperaturile de deformare considerate, creșterea vitezei de deformare conduce la creșterea rezistenței la deformare (anexa 75). În același timp, graficul pune în evidență influența accentuată pe care o exercită temperatura asupra tensiunii echivalente maxime, putându-se observa creșteri de până la 5,4 ori ale valorii acesteia la ridicarea temperaturii cu 400 °C.

CONCLUZII

Plasticitatea

Graficul prezentat în anexa 67 evidențiază clar faptul că oțelul 42MoCr11 prezintă o plasticitate net superioară celei corespunzătoare oțelului 39MoAlCr15. La aceeași temperatură și viteză de deformare s-au obținut în cazul celui dintâi oțel valori ale intensității deformației superficiale la rupere de 2 până la 5,9 ori mai mari în comparație cu cele ale oțelului aliat cu aluminiu.

Rezistența la deformare

Așa cum rezultă din graficul redat în anexa 73, pentru toate temperaturile și vitezele de deformare folosite, curbele de variație a tensiunii echivalente maxime pentru 42MoCr11 se află sub cele corespunzătoare oțelului 39MoAlCr15. În consecință, oțelul cu aluminiu opune, în general, o rezistență mai mare la deformare.

Deformabilitatea

Întrucât oțelul 42MoCr11 prezintă plasticitate mai mare și rezistență la deformare mai redusă în intervalul temperaturilor de deformare alese și pentru vitezele de deformare aplicate, se poate aprecia că, în ansamblu, deformabilitatea sa este mai bună decât cea a oțelului 39MoAlCr15. Întrucât comparația s-a efectuat utilizând două oțeluri slab aliate, având compoziții chimice apropiate și deosebindu-se doar prin prezența (39MoAlCr15), respectiv absența aluminiului (42MoCr11), rezultă că influența acestui element asupra deformabilității oțelurilor este nefavorabilă.

III. STUDIU COMPARATIV PRIVIND CĂLIBILITATEA OTELURILOR 42MoCr11 ȘI 39MoAlCr15

III.1. Introducere

Alături de diversificarea continuă a producției de semifabricate și produse metalice finite, în concordanță cu cerințele pieței, o tendință tot mai accentuată în industria metalurgică și a construcțiilor de mașini o constituie valorificarea la maxim a tuturor materialelor folosite. Din acest motiv, tratamentele termice și termochimice ocupă un rol deosebit de important între operațiile tehnologice de prelucrare, ele având rolul de a asigura, prin modificări controlate ale structurii și uneori ale compoziției chimice, valorile prescrise ale caracteristicilor tehnologice și de exploatare.

Prin aplicarea diferitelor tratamente termice și termochimice se poate acționa atât în sensul micșorării greutateii subansamblurilor și ansamblurilor, în condițiile garantării durabilității și siguranței în exploatare, cât și al reducerii costului în ansamblu al diferitelor produse, prin folosirea unor aliaje metalice mai ieftine, cu un grad de aliere mai mic, dar care, în urma modificărilor de structură realizate, prezintă proprietăți similare cu materialele aliate cu elemente deficitare și scumpe.

Tratamentele termice și termochimice ocupă un loc bine determinat în cadrul tehnologiilor de fabricație. Ele se aplică atât la combinatele și întreprinderile producătoare de semifabricate (lamine pline, țevi, table, benzi, sârme), în scopul obținerii unor caracteristici tehnologice necesare operațiilor de prelucrare ulterioare (tratamente termice primare), cât și în întreprinderile prelucrătoare și constructoare de mașini, utilaje, aparataj, piese și scule, în vederea realizării caracteristicilor de exploatare dorite (tratamente termice finale).

Călirea este un tratament termic care se aplică în scopul durificării produselor metalice. În funcție de natura și valoarea solicitărilor la care va trebui să facă față piesa sau scula călită, călirea se realizează în profunzime sau numai în stratul superficial.

Alegerea condițiilor optime de încălzire și de răcire în vederea obținerii adâncimii de pătrundere a călirii impusă pe secțiunea produsului de o anumită formă și dimensiuni, astfel încât să se prevină deformarea și fisurarea acestuia, se realizează pornind de la valorile caracteristicilor tehnologice care definesc comportarea materialului metalic la călire

martensitică, respectiv: susceptibilitatea la supraîncălzire, susceptibilitatea la deformare, susceptibilitatea la fisurare și călibilitatea.

III.2. Definirea noțiunii de călibilitate și a indicatorilor folosiți

Călibilitatea reprezintă caracteristica tehnologică de tratament termic a materialelor metalice care exprimă capacitatea acestora de a se căli, adică de a fi aduse prin aplicarea călirii martensitice într-o stare structurală caracterizată prin valori cât mai mari ale durității și ale celorlalte caracteristici de rezistență.

Pentru realizarea obiectivului aplicării călirii martensitice, este de importanță determinantă adâncimea stratului în care s-a format structura de călire martensitică. Drept urmare călibilitatea, definită și determinată ca o proprietate de material, trebuie să exprime capacitatea acestuia de a prezenta, după călire, o duritate cât mai mare și pe o adâncime cât mai mare de la suprafața produsului metalic.

Cantitativ, călibilitatea se exprimă prin: *duritatea martensitei de călire, viteza critică de călire, diametrul critic de călire.*

III.2.1. Duritatea martensitei de călire (HRC_{100M})

Duritatea structurii de călire este determinată, pe de o parte, de proporția de martensită din structura de călire, iar, pe de altă parte, de duritatea martensitei.

Duritatea martensitei depinde, aproape exclusiv, de conținutul în carbon al acesteia (fig.34, [41]). Elementele de aliere măresc foarte puțin duritatea martensitei (cu 1...2 unități HRC la același conținut în carbon). Pentru exemplificare, în tabelul 14 sunt redată comparativ valorile durității pentru structurile semimartensitice (structuri cu 50 % martensită + 50 % constituenți nemartensitici) ale oțelurilor nealiate și aliate, având același conținut în carbon.

Tabelul 14

Conținutul în carbon al oțelului [%]	Duritatea HRC Corespunzătoare zonei Semimartensitice	
	Oțel carbon	Oțel aliat
0,08...0,15	-	27...30
0,16...0,20	29...31	31...34
0,21...0,25	32...34	35...38
0,26...0,30	35...37	39...41
0,31...0,35	38...40	42...44
0,36...0,40	41...43	45...47
0,41...0,45	44...45	48...49
0,46...0,50	46...47	50...51
0,51...0,55	48...49	52...53
0,56...0,60	50...57	54...55
0,61...0,70	52...55	56...58

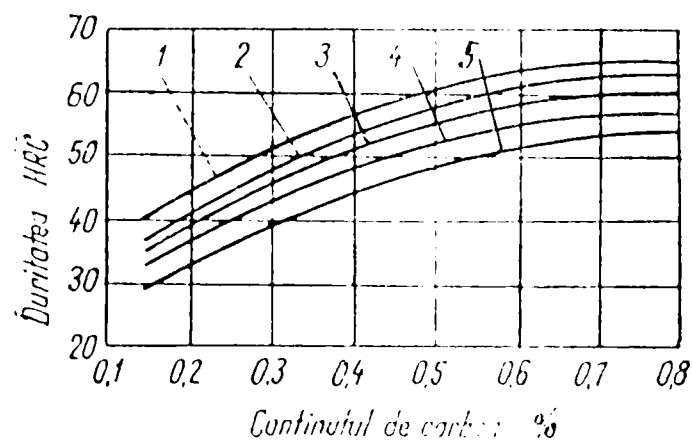


Fig.34 Influența conținutului de carbon și a proporției de martensită asupra durității oțelului călit
1- 99,9 % martensită; 2- 95 % martensită;
3- 90 % martensită; 4- 80 % martensită;
5- 50 % martensită

Prin prelucrarea statistică a datelor rezultatelor experimentale s-a putut determina următoarea formulă [47] pentru calculul durității martensitei în funcție de compoziția chimică a oțelului (considerând că, atât carbonul, cât și toate elementele de aliere se dizolvă complet în austenită la încălzire, astfel încât compoziția acesteia să fie identică cu cea a oțelului) :

$$HV_{100M} = 127 + 449 C + 27 Si + 11 Mn + 8 Ni + 16 Cr + 21 \lg v_{r\acute{a}c} \quad (53)$$

unde: C, Si, Mn, Ni, Cr- reprezintă concentrațiile elementelor respective în procente de greutate;

$v_{r\acute{a}c}$ - reprezintă viteza de răcire, în $^{\circ}C/h$.

Pentru realizarea scopului călirii, respectiv durificarea oțelurilor, ideal ar fi ca prin călire să se obțină în cazul oțelurilor hipoeutectoide o structură complet martensitică, iar în cazul celor hipereutectoide o structură alcătuită din martensită și carburi. Pentru atingerea acestor obiective, temperatura de încălzire în vederea călirii se alege diferențiat funcție de tipul oțelului.

Astfel, oțelurile hipoeutectoide se austenitizează complet prin încălzirea la o temperatură egală cu :

$$T_{c\acute{a}l} = A_{c3} + (20 \div 40 \text{ } ^{\circ}C), \quad (54)$$

realizându-se astfel dizolvarea întregii cantități de carbon și elemente de aliere în soluția solidă obținută la încălzire. La răcirea cu viteză mai mare decât viteza critică de călire austenita se va transforma fără difuzie în martensită. Întrucât însă temperatura de sfârșit de transformare martensitică M_f scade sub $0^{\circ}C$ la conținuturi în carbon mai mari de 0,6 %

(fig.35, [50]), pentru evitarea prezenței în structură a unei anumite cantități de austenită reziduală trebuie luate măsuri speciale (călire la frig).

Oțelurile eutectoide și hipereutectoide cu conținuturi de carbon cuprinse între 0,7÷1,5 %C se austenitizează incomplet, fără a dizolva toate carburile secundare, la o temperatură egală cu:

$$T_{c\grave{a}l} = A_{c1} + (40...60 \text{ } ^\circ\text{C}). \quad (55)$$

Carburile nedizolvate se vor regăsi astfel în structura de călire finală și, având durități mai mari decât ale martensitei, vor mări rezistența la uzură a oțelului.

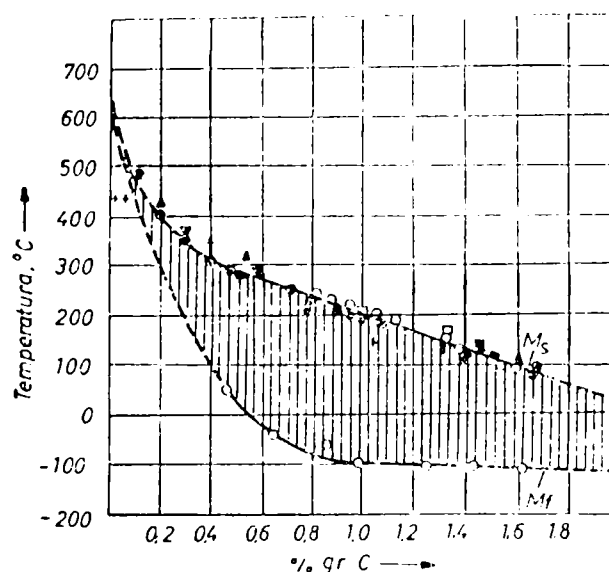


Fig.35 Influența conținutului de carbon asupra punctelor M_s și M_f

III.2.2. Viteza critică de călire (v_{cr})

Viteza critică de călire este un parametru esențial, care determină, prin raportul în care se află față de viteza de răcire reală realizată în diferitele puncte din secțiunea produsului răcit, adâncimea de pătrundere a călirii. Așa cum s-a mai arătat, ideal ar fi ca prin călire să se obțină o structură complet martensitică (100%M), dar acest lucru este practic imposibil de realizat în cele mai multe cazuri, fiind necesar a fi luate măsuri speciale (călirea sub 0°C). Cercetări numeroase și date statistice culese pe o perioadă lungă de timp au arătat că, pentru a se asigura caracteristicile mecanice necesare în exploatarea diferitelor tipuri de produse din oțel (organe de mașini, scule) este necesară o anumită proporție minimă de martensită în structura de călire. Pentru organele de mașini această proporție variază între 50% și 90%, iar pentru scule între 75% și 90%. Restul constituenților pot să fie de treaptă perlitică (sorbită, troostită de călire), de treaptă bainitică (bainită superioară, bainită inferioară) sau austenită reziduală (în special la oțelurile pentru scule).

Pentru a se obține proporția minimă de martensită, oțelul trebuie să fie răcit cu o viteză minimă corespunzătoare, numită *viteză critică de călire*. Viteza critică de călire se determină din diagrama de transformare a austenitei la răcire continuă (diagrama TRC) și ea este cu atât

mai mare, cu cât proporția de martensită trebuie să fie mai mare. Pentru fiecare oțel se definesc trei viteze critice de călire (fig.36,[8]):

- viteza critică inferioară (v_{cr1}), respectiv viteza minimă de răcire la care se obține circa 1% martensită în structura de călire (v_{1M});

- viteza critică semimartensitică (v_{50M}), respectiv viteza de răcire la care se obține 50% martensită în structura de călire (v_{50M});

- viteza critică superioară (v_{crs}),
adică viteza minimă necesară pentru a obține 100% martensită (v_{100M}).

Trebuie remarcat faptul că în fig.36 s-a considerat o diagramă TRC a unui oțel ce prezintă domenii separate de transformare a austenitei subrăcite în structuri de treaptă perlitică și în structuri bainitice, iar perioada de incubație la transformarea bainitică este mai reșusă decât cea corespunzătoare inițierii transformării perlitice. Definirea celor trei viteze critice de călire se face în mod similar și în cazul oțelurilor ce prezintă stabilitate mai mică față de transformarea perlitică (domeniul de transformare perlitică este mai apropiat de ordonată decât cel de transformare bainitică), prin raportare la cotul perlitic.

Determinarea valorilor vitezelor critice se poate realiza și cu ajutorul diagramelor TTT de transformare izotermă a austenitei la răcire, fiind însă necesară aplicarea unei corecții de calcul. Astfel, spre exemplu, vitezele critice superioare se pot calcula cu relațiile:

$$v_{100M} = \frac{A_3 - T_{\min}}{t_{\min TRC}} \quad \text{sau} \quad (56)$$

$$v_{100M} = \frac{A_3 - T_{\min}}{1,5 \times t_{\min TTT}} \quad (57)$$

unde:

A_3 - este temperatura punctului critic;

T_{\min} - reprezintă temperatura stabilităii minime a austenitei, corespunzătoare celei mai mici perioade de incubație;

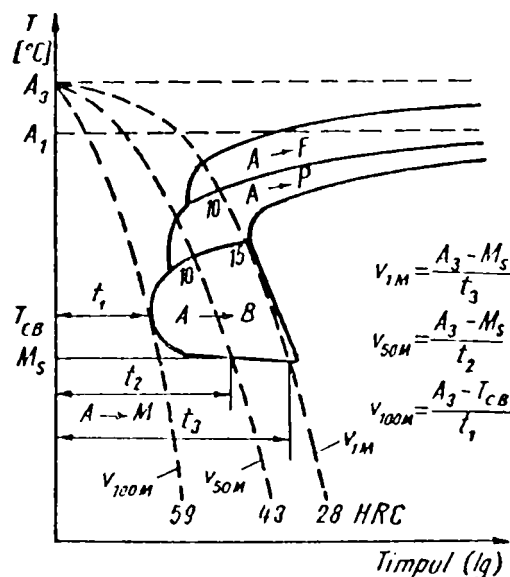


Fig.36 Determinarea vitezelor critice de călire ale unui oțel hipoeutectoid cu ajutorul diagramei TRC

- t_{\min} - perioada minimă de incubație, corespunzătoare, de la caz la caz, cotului perlitic sau bainitic;
- $t_{\min TRC}$ - perioada minimă de incubație determinată din diagrama TRC;
- $t_{\min TTT}$ - perioada minimă de incubație determinată din diagrama TTT;
- 1,5 - factor de corecție, care majorează perioada de incubație determinată din diagrama TTT.

În mod practic, din considerente de determinare experimentală, ca structură de referință în definirea vitezei critice de călire se consideră structura alcătuită din 50% martensită și 50% constituenți perlitici sau bainitici.

Viteza critică de călire este o caracteristică de material, proprie fiecărei șarje de oțel și dependentă de condițiile concrete în care se realizează încălzirea în vederea călirii. Ea depinde de factorii care definesc stabilitatea austenitei față de transformarea perlitică, respectiv:

- a) *compoziția oțelului* (conținutul în carbon și elemente de aliere) și
- b) *condițiile în care s-a realizat austenitizarea în vederea călirii* (temperatura și durata de menținere la temperatură, parametri ce determină direct atât gradul de uniformitate structurală și de omogenitate chimică a austenitei, cât și granulația acesteia).

Toți factorii care măresc stabilitatea termodinamică a austenitei acționează în sensul reducerii vitezei critice de călire, în timp ce factorii destabilizanți o măresc.

a) Compoziția oțelului

O influență însemnată asupra vitezei critice de călire o exercită conținutul în carbon al austenitei care se transformă la răcire continuă. Așa cum reiese din fig.37 [41], austenita cu conținut redus în carbon, până la circa 0,4%, se transformă mai greu în martensită, fiind necesare viteze mari de călire (corespunzătoare unor viteze critice mari), în timp ce austenita cu 0,6 - 1,4% C permite folosirea unor viteze de călire mai reduse.

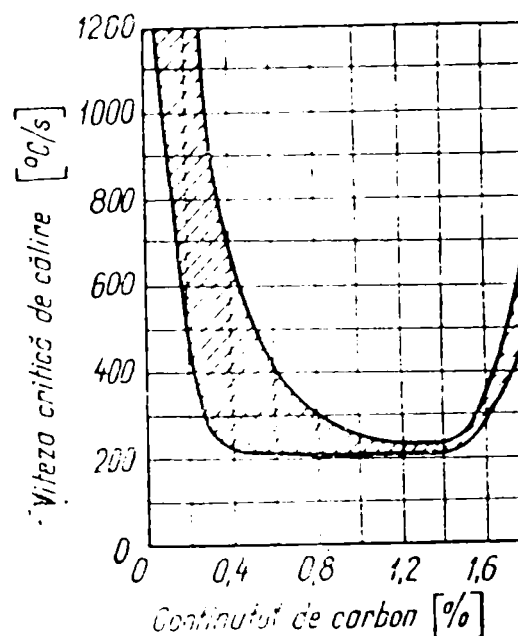


Fig.37 Viteza critică de călire a oțelurilor nealiat în funcție de conținutul în carbon

Elementele de aliere influențează semnificativ asupra poziției și formei curbilor TRC, respectiv TTT, și deci asupra valorii vitezelor critice de călire. Acțiunea lor se manifestă însă

diferit, în funcție de natura lor și modul în care se regăsesc în structura oțelurilor.

Astfel, *elementele de aliere care la răcire nu formează carburi*, de exemplu nichelul, complet și bine dizolvate în austenită, deplasează curbele TRC (TTT) la dreapta și în jos, micșorând viteza critică de călire (fig.38,[51]). Printre acestea un loc special îl ocupă borul, care, la conținuturi de miimi de procent, stabilizează puternic austenita și reduce în mod corespunzător viteza critică de călire [8]. De la această regulă există două excepții, cobaltul și aluminiul [8], care ambele acționează invers.

Elementele de aliere care la răcire formează carburi, cum sunt cromul, wolframul, molibdenul, etc., în afară de deplasarea curbelor în C la dreapta și în jos, acționează și asupra formei acestora, producând o separare a domeniilor de transformare perlitică și bainitică. Și elementele de aliere din această categorie, cu excepția vanadiului, reduc viteza critică de călire, dar determinarea grafică a acesteia se face, de la caz la caz, în raport cu cotul perlitic sau bainitic.

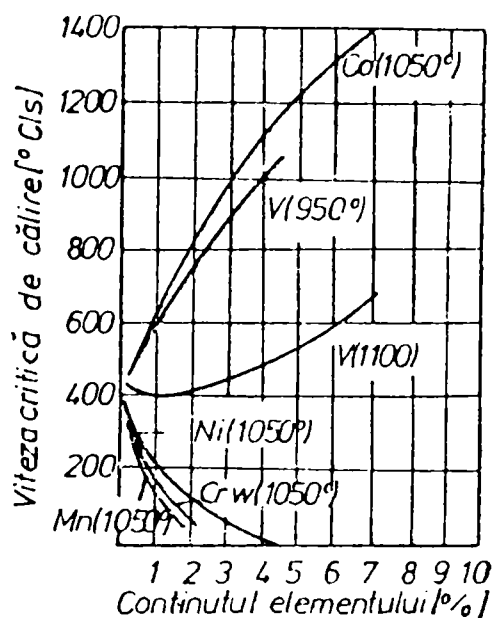


Fig.38 Influența elementelor de aliere asupra vitezei critice de călire

Pentru comparație, în figura 39 [52] este vizualizată influența nichelului și cromului asupra descompunerii izoterme a austenitei într-un oțel cu 0,5%C.

Creșterea stabilității austenitei prin aliere se explică prin aceea că, în cazul oțelurilor aliate austenita se descompune în ferită aliată, cementită aliată și carburi, ceea ce presupune difuzia fierului, carbonului și a celorlalte elemente de aliere, iar viteza de difuzie a elementelor de aliere este mult mai mică decât cea a fierului. În plus, în prezența elementelor de aliere se diminuează și viteza de difuzie a carbonului.

Efectul de stabilizare a austenitei este proporțional cu conținutul de elemente de aliere, când acestea sunt singure (vezi fig.39), fiind mai mare pentru Mo, Mn și Cr și mai mici pentru Si și Ni. La aliere complexă, efectul global se obține ca produs al factorilor de influență individuali (și nu ca suma lor), stabilitatea austenitei crescând foarte mult la alierea simultană cu diferite elemente, cum ar fi: crom și nichel, mangan și crom, etc.

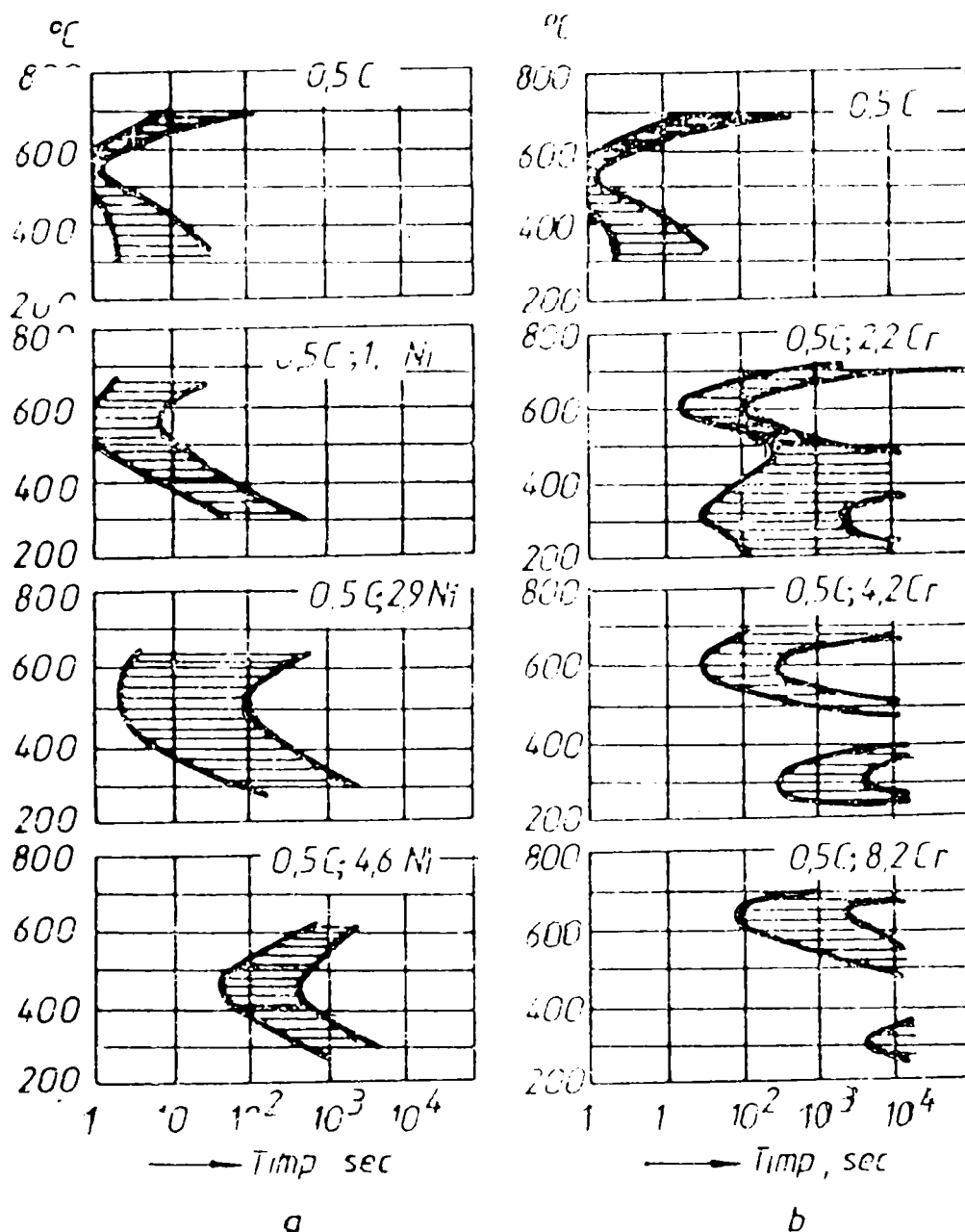


Fig.39 Influența nichelului și cromului asupra descompunerii izoterme a austenitei subrăcitate în oțelul cu 0,5%C : a - influența Ni ; b - influența Cr.

Pentru a ilustra această influență, în figura 40[52] se arată schematic curbele TTT pentru un oțel de construcții (oțel cu circa 0,4% C și conținut redus de Ni, Mn, Cr, etc., de pildă Ni = 1,75 % și Cr = 1 %), un oțel aliat de scule (oțeluri cu circa 0,8 % C și aliate cu Cr,Mo, etc.), un oțel de construcții înalt aliat și pentru un oțel cu 0,3 - 0,4 % C și înalt aliat cu crom.

Se poate observa că, în timp ce în cazul oțelurilor de construcții slab aliate viteza maximă de transformare a austenitei subrăcitate corespunde domeniului intermediar (bainitic), în cazul oțelurilor cu conținut ridicat în carbon (oțeluri de scule cu C = 0,8÷1 %) viteza de transformare maximă corespunde cotului perlitic (fig.40, a și b). Rezultă, de asemenea, că în oțelurile cu conținut scăzut în carbon (0,3 %) la ridicarea conținutului în nichel, crom, molibden, etc., transformarea în domeniul perlitic se produce cu o viteză atât de

mică, încât din punct de vedere practic se poate considera că nu se produce (fig.40. c), în timp ce la oțelurile cu același conținut în carbon, dar înalt aliate cu 10÷12 % crom situația este exact inversă, lipsind domeniul bainitic (fig.40,d).

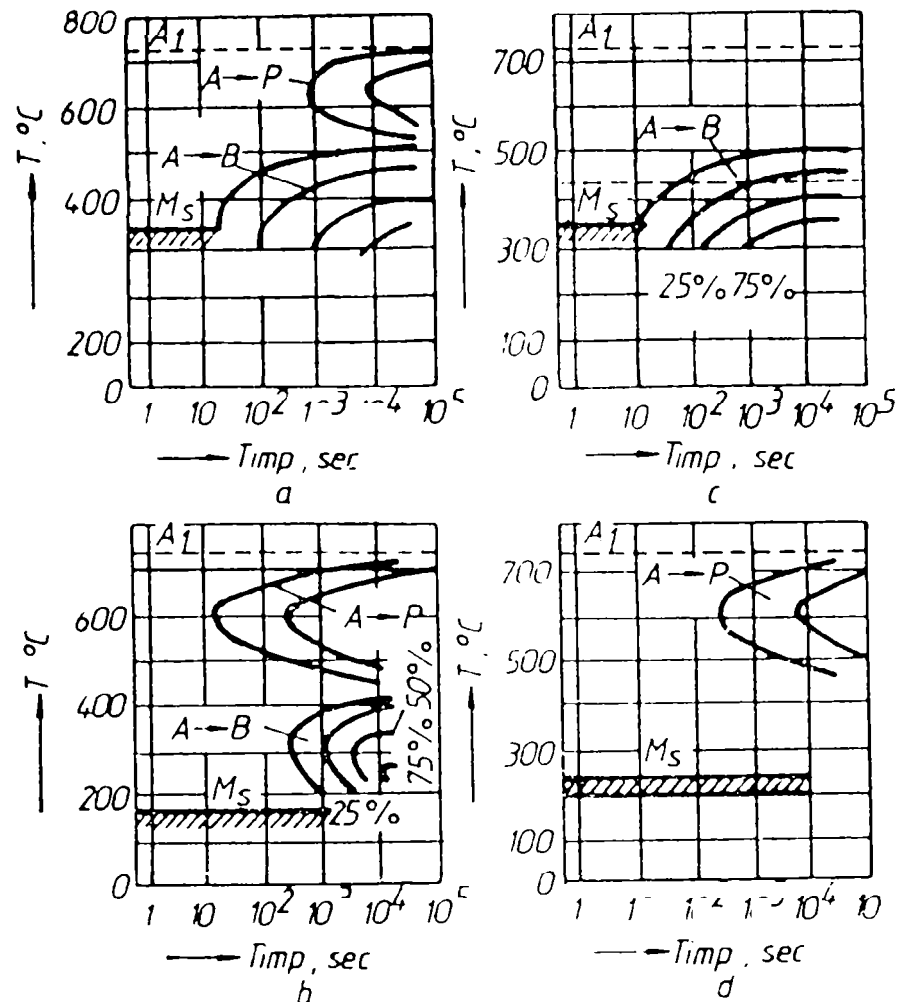


Fig.40 Diagramele TTT ale unor oțeluri aliate (schemă): a - oțel de construcții slab aliat ; b - oțel de scule slab aliat ; c - oțel de construcții înalt aliat ; d - oțel înalt aliat cu crom.

Influența corelată a diferitelor elemente de aliere din oțelurile complex aliate asupra valorilor vitezei critice de călire este redată și în tabelul 15 [51].

b) Condițiile în care s-a realizat austenitizarea în vederea călirii

O influență foarte mare asupra stabilității austenitei la răcire și, prin aceasta, asupra vitezei critice de călire o manifestă și *mărimea grăuntelui austenitic, gradul de omogenizare al austenitei și uniformitatea structurală.*

Astfel, cu cât *grăuntele* este mai mic, cu atât mai redusă este stabilitatea austenitei subrăcite (curbele în C se deplasează spre stânga), întrucât granulația fină, implicând existența în structură a unei suprafețe mari ocupate de limitele de grăunte, care se constituie în locuri preferențiale pentru germinarea coloniilor de perlită și determină viteze mari de germinare a

acestora. Dimpotrivă, granulația grosolană (căreia îi corespunde o suprafață mică a limitelor de grăunte) conduce la creșterea stabilității austenitei și, prin aceasta, la reducerea vitezei critice. În consecință, viteza critică de călire variază invers proporțional cu mărimea granulației austenitice (fig.41,[51]).

În mod asemănător, austenita neomogenă, prezentând în structură particule insolubile, carburi incomplet dizolvate în timpul menținerii la temperatura de austenitizare sau alte neuniformități structurale, care se constituie, la răcire, în germeni suplimentari de cristalizare pentru

constituenții nemartensitici, este mai puțin stabilă decât austenita omogenă chimic și structural, și conduce la creșterea vitezei critice de călire.

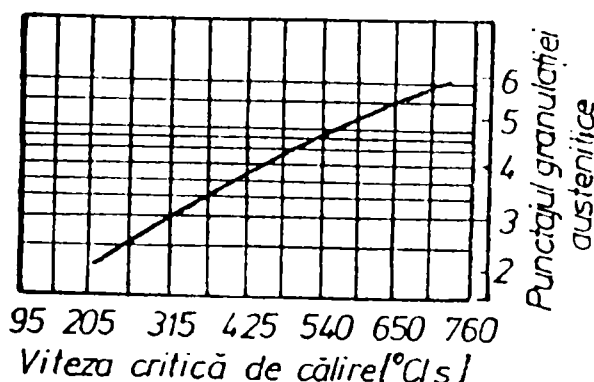


Fig.41 Influența granulației austenitice asupra vitezei critice de călire

Tabelul 15 Influența elementelor de aliere asupra vitezei critice de călire (punctajul granulației austenitice 8 -9)

Concentrația elementelor , %								v_{cr}
C	Mn	P	S	Si	Ni	Cr	Mo	$^{\circ}\text{C} / \text{s}$
0,40	0,22	0,006	0,033	0,21	0,04	1,03	0,01	122
0,40	0,35	0,008	0,032	0,21	0,04	1,03	0,01	99
0,39	0,65	0,011	0,030	0,24	0,03	0,98	0,01	95
0,42	0,81	0,015	0,027	0,23	0,02	0,98	0,01	82
0,43	1,02	0,018	0,028	0,19	0,03	1,00	0,02	52
0,42	1,32	0,018	0,031	0,25	0,02	1,01	0,02	46
0,42	1,57	0,018	0,022	0,25	0,02	1,03	0,01	36
0,37	0,58	0,007	0,030	0,06	0,02	1,01	0,01	120
0,41	0,65	0,016	0,030	0,12	0,01	1,01	0,01	111
0,39	0,65	0,011	0,030	0,24	0,03	0,98	0,01	95
0,40	0,65	0,017	0,026	0,41	0,03	0,99	0,01	79
0,39	0,65	0,017	0,028	0,21	0,03	0,04	0,19	210
0,40	0,62	0,016	0,029	0,27	0,54	0,02	0,19	190
0,38	0,59	0,017	0,029	0,17	1,03	0,04	0,19	190
0,41	0,62	0,016	0,028	0,21	1,04	0,04	0,18	120
0,40	0,65	0,016	0,027	0,22	3,01	0,03	0,18	78
0,39	0,62	0,016	0,027	0,22	3,99	0,05	0,18	46
0,40	0,57	0,016	0,026	0,19	3,49	0,04	0,01	150
0,41	0,60	0,016	0,026	0,22	3,51	0,04	0,21	60
0,42	0,64	0,015	0,027	0,22	3,50	0,04	0,50	11
0,39	0,56	0,015	0,029	0,20	3,53	0,03	0,74	4,2
0,09	0,60	0,014	0,034	0,21	3,46	0,03	0,21	170
0,22	0,61	0,018	0,025	0,21	3,45	0,04	0,20	95
0,33	0,67	0,015	0,025	0,23	3,49	0,04	0,20	78

Granulația, omogenitatea chimică și uniformitatea structurală a austenitei sunt determinate direct de condițiile de încălzire pentru austenitizare, respectiv de temperatura de austenitizare și durata de menținere la această temperatură. Ele pot fi luate în considerație în calculul vitezei critice de călire prin intermediul parametrului de austenitizare P_A [47] :

$$P_A = \left(\frac{1}{T} - \frac{nR}{\Delta H} \cdot \lg \frac{t}{t_0} \right)^{-1} \quad (58)$$

unde: T - este temperatura de încălzire, în [K] ;

t - este durata de menținere;

t_0 - este unitatea de timp ;

$n = 2,3$ - baza logaritmilor neperieni ;

$R = 2$ - constanta gazelor ;

ΔH - energia de activare a procesului .

Unii autori [47] recomandă pentru calculul vitezei critice de călire formule în care se regăsesc atât factori care oglindesc influența compoziției chimice, cât și efectul condițiilor de austenitizare, prin intermediul parametrului de austenitizare:

$$\lg v_{crS} = 9,81 - (4,26 C + 1,05 Mn + 1,054 Ni + 0,50 Cr + 0,66 Mo + 0,00183 P_A) \quad (59)$$

unde: C, Mn, Ni, Cr, Mo - reprezintă concentrațiile în procente de greutate ale elementelor respective în oțel ;

P_A - parametrul de austenitizare.

Având în vedere cele arătate mai sus, rezultă că viteza critică de călire la răcire continuă este o caracteristică de material, valoarea ei fiind definită complet de compoziția oțelului (conținutul în carbon și elemente de aliere) și de condițiile în care s-a realizat austenitizarea. Forma și dimensiunile produsului metalic și mediul de călire (natura acestuia și gradul de agitare) nu influențează în nici un fel asupra mărimii vitezei critice.

Dacă operația de încălzire (austenitizare) este corect efectuată, rezultatul călirii este determinat de modul în care se desfășoară operația finală de răcire, cantitatea de martensită din structura de călire depinzând direct de viteza de răcire realizată pe secțiunea produsului și raportul în care se află aceasta față de viteza critică de călire.

Viteza de răcire variază pe secțiunea piesei răcite, fiind maximă la suprafață și minimă în centrul acesteia. *Viteza critică de călire* pentru oțelul din care este confecționată piesa și condițiile concrete de austenitizare, are o valoare dată și identică în orice punct din produsul metalic.

Atunci când o piesă cilindrică din oțel, de diametru $D < 2,5 h$ și înălțime h , este introdusă într-un mediu de călire lichid, ea se răcește, pierzând căldură. În interiorul produsului, transmiterea căldurii se realizează prin conducție, în direcție radială, de la centru spre suprafață, iar transferul acesteia de la suprafața produsului la mediul de călire are loc prin convecție. Admițând că se aplică legea lui Newton privitoare la schimbul de căldură, în secțiunea piesei apare un câmp termic neuniform, care face ca fiecare punct din secțiune să se răcească cu o viteză cu atât mai mică, cu cât el este mai depărtat de suprafață (fig.42 a,[8]).

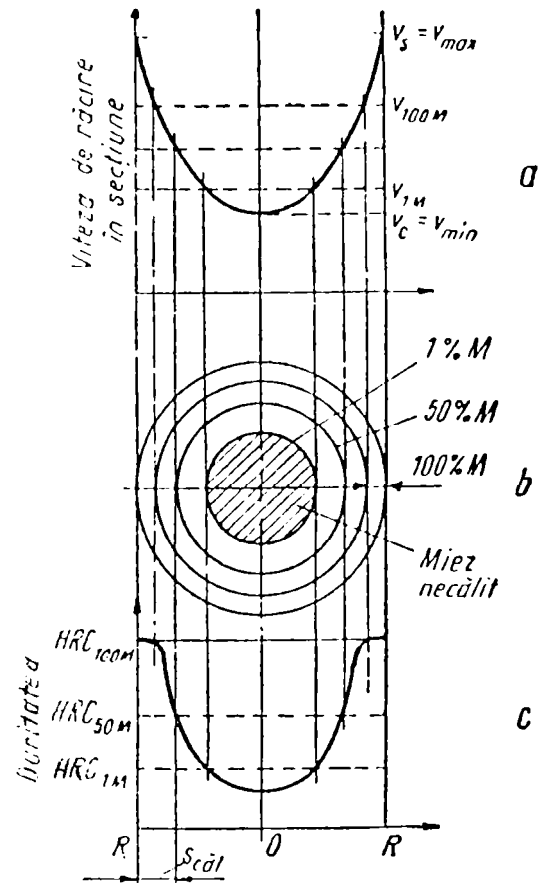


Fig.42 Variația vitezei de răcire (a), a structurilor de călire (b) și a durezzații (c) în secțiunea unei piese cilindrice călită într-un mediu de călire lichid și deducerea adâncimii de călire ($S_{c\grave{a}l}$)

Dacă se cunosc vitezele critice de călire ale oțelului (v_{100M} , v_{50M} și v_{1M}), atunci se poate determina grafic succesiunea structurilor de călire diferite obținute pe secțiunea piesei și întinderea zonelor cu aceeași structură (cu 100% martensită sau, dimpotrivă, cu 0% martensită). Astfel, în punctele în care $v_{r\grave{a}c} > v_{100M}$ va rezulta o structură complet martensitică (100% M), în cele în care $v_{r\grave{a}c} = v_{50M}$ se va obține o structură semimartensitică (50% M), respectiv 1% martensită pentru $v_{r\grave{a}c} = v_{1M}$, iar miezul central, unde $v_{r\grave{a}c} < v_{1M}$, va fi necălit (fig.42,b). În consecință, duritatea pe secțiune va varia în modul indicat în fig.42,c.

Convențional se consideră că un oțel este călit satisfăcător, dacă în structura de călire se obține minimum 50% martensită și, pe această bază, se definește drept *adâncime de pătrundere a călirii* ($S_{c\grave{a}l}$, în fig.42,c) distanța de la suprafața piesei până la punctul din secțiune în care se obține structura semimartensitică (50% M), respectiv duritatea semimartensitică (HRC_{50M}). Adâncimea de pătrundere a călirii este deci determinată de mărimea vitezei critice de călire v_{50M} a oțelului din care este confecționată piesa (corespunzătoare condițiilor temperatură - timp de austenitizare) și de mărimea și modul de variație a vitezei de răcire reale pe secțiunea piesei supusă călirii.

Mărimea și distribuția vitezei reale de răcire pe secțiunea piesei supuse călirii sunt dependente de: forma și dimensiunile piesei călitate, caracteristicile termofizice ale oțelului din care este confecționată piesa (acestea definesc intensitatea transferului de căldură către mediul de călire), capacitatea de răcire a mediului de călire, care caracterizează intensitatea schimbului de căldură dintre piesă și mediul de călire.

Mediile de călire sunt medii lichide, care asigură viteze de răcire foarte mari în suprafața pieselor (de ordinul a $10...200^{\circ}\text{C/s}$). În contact cu piesa încălzită ele pot prezenta sau nu fenomene de fierbere locală. Din prima categorie fac parte apa, soluțiile apoase, emulsiile și uleiul, iar din a doua categorie băile de săruri topite.

Răcirea în medii vaporizabile se desfășoară în trei etape succesive, care determină aspectul curbei de răcire a piesei și care se desfășoară într-un interval de timp foarte scurt. În fig.43 [8] este prezentat aspectul curbei de răcire și variația vitezei de răcire pe cele trei etape: calefația, fierberea și convecția.

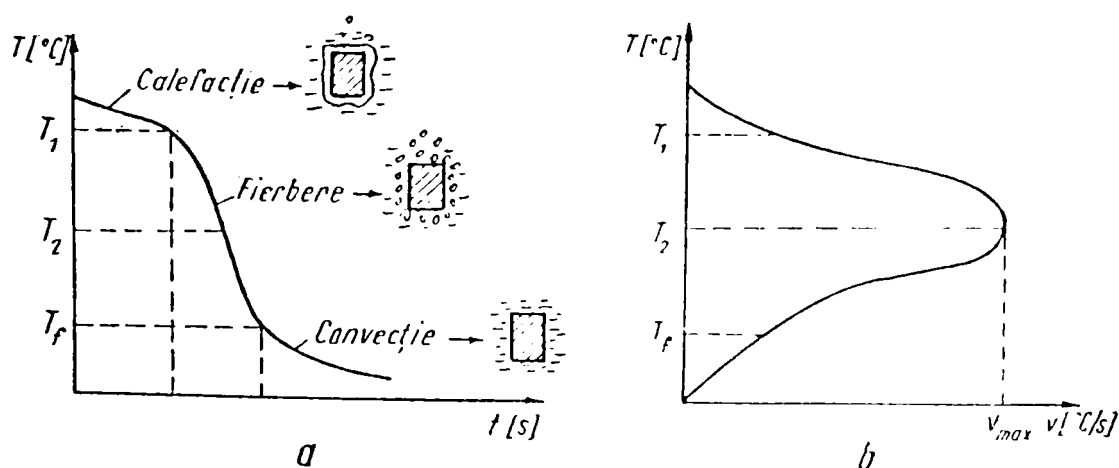


Fig.43 Curba de răcire a suprafeței unei piese răcite într-un mediu lichid cu fierbere (a) și variația vitezei de răcire cu temperatura (b):

- T_1 - temperatura desprinderii peliculei de vapori ;
- T_2 - temperatura la care fierberea este vehementă ;
- T_f - temperatura de fierbere a lichidului.

Viteza de răcire realizată de mediile lichide vaporizabile variază în cursul răcirii (fig.44,[53]). Astfel, în cazul uleiului vitezele maxime se obțin în intervalul $500\div 300^{\circ}\text{C}$, în cazul apei în intervalul $500...200^{\circ}\text{C}$, iar la soluțiile apoase la temperaturi de $700\div 400^{\circ}\text{C}$. Viteza de răcire realizată de aceste medii în intervalul transformării martensitice ($350\div 150^{\circ}\text{C}$), care trebuie parcurs cât mai lent, este pentru ulei de $20...50^{\circ}\text{C/s}$, în timp ce apa și soluțiile apoase răcesc cu o viteză de $7\div 8$ ori mai mare.

Din categoria mediilor de răcire care nu prezintă fenomene de fierbere în contactul cu piesa încălzită fac parte băile de sare cu puncte de topire coborâte, de obicei amestecuri de

azotați și azotiți. Aceste medii sunt utilizate la temperaturi de 200÷500⁰C pentru călire în trepte sau călirea izotermă a pieselor din oțeluri și fonte. Ele asigură o viteză de răcire de 10÷50⁰C/s, în funcție de temperatura de utilizare și gradul de agitare.

În tabelul 16 [53] sunt date valori informative ale vitezelor de răcire realizate de diferite medii utilizate la călire.

Tabelul 16

Mediul de răcire	Viteza de răcire [⁰ C/s] la diferite temp. [⁰ C]	
	550	300- 200
Apă curentă la 20 ⁰ C	360	290
Apă curentă la 40 ⁰ C	200	240
Apă curentă la 50 ⁰ C	60	220
Apă curentă la 80 ⁰ C	40	50- 150
Soluție NaCl 10%	2350	1600- 600
Soluție NaCl 15%	2700	1800- 800
Soluție NaOH 5%	2500	1200-1600
Soluție Na ₂ CO ₃ 10%	800	270
Ulei de in	260-280	80-20
Emulsii de ulei	70	200
Topituri de săruri	50	10
Topituri de plumb	5	

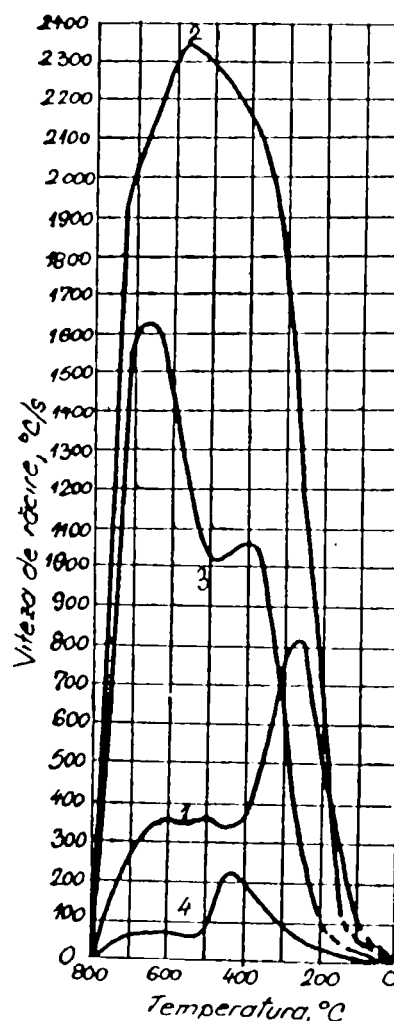


Fig.44 Variația vitezei de răcire în funcție de temperatură pentru diferite medii de călire : 1-apă la 20⁰C; 2- soluție apoasă de 10% NaCl; 3- soluție apoasă de 50% NaOH; 4- ulei

Mărimea termofizică care determină viteza de răcire realizată de diferitele medii este coeficientul de transmitere a căldurii de la mediul la suprafața piesei, α . Datorită faptului că răcirea în mediile cu fierbere (apă,ulei) se face în stadii diferite, pentru astfel de medii α variază neuniform în timpul răcirii: el are o valoare scăzută în stadiile inițiale, crește apoi până la valoarea maximă (în stadiul fierberii liniștite) și

scade din nou în stadiul final (de convecție). În tabelul 16 [8] se prezintă valorile coeficientului α pentru apă și ulei cu agitație mijlocie (viteza relativă de deplasare a mediului față de piesă este de 15÷20 m/min), în funcție de variația temperaturii suprafeței piesei în cursul răcirii. Pentru comparație, în același tabel se prezintă și valorile pentru aer liniștit și ventilat, putându-se astfel observa că acesta determină un schimb de căldură mult mai redus, iar coeficientul α are valori continuu descrescătoare.

Tabelul 17 Coeficientul de transmitere a căldurii, la răcirea pieselor din oțel de la temperatura de 1000°C, în mediile de călire uzuale

Mediile de călire	α [W / m ² . grd] la temperatura suprafeței [°C]								
	900	800	700	600	500	400	300	200	100
Apă la 20 °C	810	1 160	1 740	2 320	2 900	4 640	13 290	2320	930
Ulei la 50 °C	290	350	810	1 390	1 160	810	580	460	230
Aer ventilat	210	174	145	116	93	75	58	46	-
Aer liniștit	116	100	80	64	46	35	23	18	-

Pentru a caracteriza mai bine mediile de călire se folosește mărimea numită *intensitate de răcire*, care exprimă capacitatea de răcire termofizică a mediului și se determină cu relația:

$$H = \frac{\alpha}{2\lambda} \cong \frac{\alpha}{50} \text{ [m}^{-1} \text{]} \quad (60)$$

unde: λ - este coeficientul de conductivitate termică al austenitei = 25 W /m.grd .

Pentru a compara între ele mediile de călire se folosește *intensitatea de răcire relativă* (H_{rel}). În acest scop se consideră apa liniștită (necirculată) drept mediu de călire etalon, având intensitatea relativă egală cu unitatea ($H_{rel} = 1$) în momentul trecerii suprafeței piesei prin temperatura de 530 °C (temperatura cotului perlitic din diagramele TRC la majoritatea oțelurilor). În raport cu apa liniștită, celelalte medii de călire (inclusiv apa cu diverse grade de agitare) au intensități de răcire relative cuprinse în intervalul de la 0,1 (aer liniștit) până la 5,0 (soluții apoase de săruri, violent agitate sau sub formă de jet). În tabelul 18[41] se prezintă intensitățile de răcire ale diferitelor medii de călire uzuale, în funcție de temperatura suprafeței piesei și de gradul de agitare a mediului. Se poate astfel observa că, indiferent de natura lor, capacitatea de răcire a mediilor de călire, exprimată prin intensitatea de răcire, este cu atât mai bună, cu cât gradul de agitare este mai mare. Practic rezultă că pentru un oțel dat, răcit pentru călire într-un mediu dat, se poate varia adâncimea de pătrundere a călirii, acționându-se asupra gradului de agitare a mediului de călire (prin recirculare, barbotare cu aer sau cu agitatoare mecanice cu elice montate pe pereții laterali ai bazinului).

În concluzie, adâncimea de pătrundere a călirii este determinată de viteza critică de călire prin raportul în care se află aceasta față de viteza de răcire realizată, în condițiile date, în diferitele puncte din secțiunea piesei. Astfel, dacă trebuiește călită o piesă de o anumită formă și având anumite dimensiuni, confecționată dintr-un oțel care, pentru condițiile de austenitizare date, este caracterizat de o anumită valoare a vitezei critice de călire, mediul de călire va fi astfel ales, încât să se obțină pe adâncimea dorită o viteză de răcire mai mare decât

cea critică. Spre exemplu, oțelurile carbon, care au viteze critice de călire foarte mari, se călesc în apă rece, cele slab aliate în ulei, iar cele înalt aliate în ulei sau chiar în aer.

Tabelul 18 Intensitatea de răcire H_{rel} pentru diferite medii și condiții de răcire

Condiții de Circulație	Intensitatea răcirii H_{rel} pentru diferite medii			
	Aer	Ulei	Apă	Soluție apoasă
Fără circulație	0,02	0,25-0,30	0,90-1,00	2,00
Slabă	-	0,30-0,35	1,00-1,10	2,00-2,20
Moderată	-	0,35-0,40	1,20-1,30	-
Accentuată	-	0,40-0,50	1,40-1,50	-
Puternică	-	0,50-0,80	1,60-2,00	-
Violentă	0,08	0,80-1,10	4,00	5,00

III.2.3. Diametrul critic de călire (D_{cr})

O mărime deosebit de utilă pentru exprimarea cantitativă a călibilității oțelurilor, compararea lor din acest punct de vedere și rezolvarea rapidă a unui număr mare de probleme practice, o constituie diametrul critic de călire.

Diametrul critic real reprezintă diametrul maxim, exprimat în milimetri, al unui corp cilindric, confecționat din oțelul respectiv, în centrul căruia se obține, în condițiile concrete de călire (temperatura și durata austenitizării, mediul sau mediile de răcire) o structură martensitică, respectiv semimartensitică (alcătuită din 50% martensită și 50% alți constituenți de descompunere a austenitei subrăcite). El se poate determina cu ajutorul curbelor de repartiție a durtății pe secțiunea produselor călite, așa-numite curbe în formă de U (fig.45,[53]).

Așa cum rezultă din această figură, curbele “durtate - adâncime” prezintă, la modul general, trei sectoare caracteristice. Astfel, suprafața și un sector aflat în imediata vecinătate a acesteia, se caracterizează prin durtatea maximă, corespunzătoare structurii complet

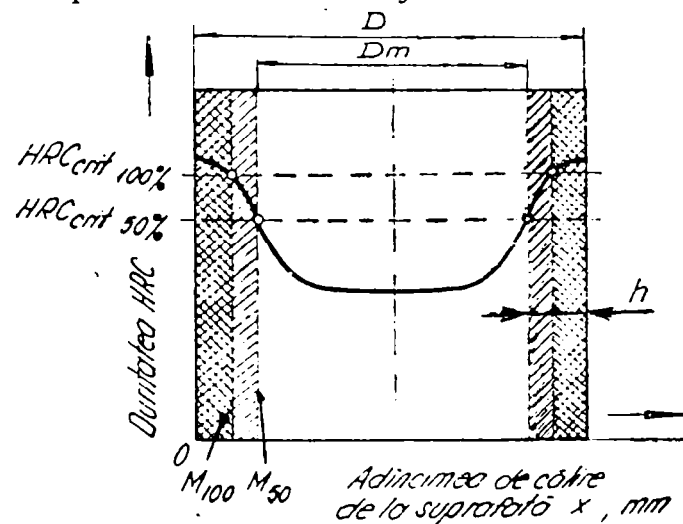


Fig.45 Repartiția durtății și structurii într-o piesă cilindrică : h - adâncimea de călire ; D - diametrul piesei ; D_m - diametrul miezului necălit

martensitice (M_{100}). Pe măsura îndepărtării de la suprafață și, în consecință, a scăderii vitezei de răcire, duritatea scade mai mult sau mai puțin intens. Cu cât călibilitatea este mai mică, cu atât mai abruptă este căderea curbei în acest sector. Ea oferă o imagine sugestivă asupra modului în care se realizează trecerea de la zona de călire completă spre cea de călire incompletă. Cel de-al treilea sector corespunde miezului necălit, unde duritatea este minimă.

Mărimea diametrului critic de călire, astfel definit și determinat, depinde, la fel ca și viteza critică de călire, de acei factori care definesc stabilitatea austenitei obținută la încălzire, respectiv de:

a) compoziția chimică a oțelului (conținutul în carbon și elemente de aliere);

b) parametrii tehnologici ai austenitizării (temperatura și durata de menținere),

dar, totodată și de

c) mediul utilizat pentru răcire (natura lui și gradul de agitare).

a) Compoziția chimică a oțelului

Factorul principal care determină călibilitatea oțelurilor și, implicit, mărimea diametrului critic, este compoziția sa chimică.

Oțelul cu conținut mare în carbon, formând austenită stabilă, se căleşte la o adâncime mai mare. Prezența cementitei structural libere în oțelurile hipereutectoide poate însă să exercite o influență negativă, deoarece carburile libere joacă, la răcire, rol de centre de cristalizare și determină astfel descompunerea austenitei la temperaturi superioare în structuri de treaptă perlitică sau bainitică. Totuși, adâncimea de călire la oțelurile carbon, chiar și la cele cu conținut mare în carbon, nu depășește 10÷15 mm.

Influența conținutului în carbon și elemente însoțitoare (mangan și siliciu) asupra diametrului critic se poate vizualiza grafic prin modul în care acestea modifică forma curbelor de variație a durității pe secțiunea epruvetelor cilindrice. Spre exemplificare, în figura 46 [51], este prezentată influența variației, între limitele de marcă, a conținutului de carbon și elemente însoțitoare asupra formei și poziției curbelor în U trasate pentru trei oțeluri de tip OLC35, iar în figura 47 [54] este redată aceeași influență asupra unor oțeluri de tip OLC45.

Călibilitatea oțelurilor crește considerabil la alierea acestora cu mangan, nichel, crom și alte elemente. În figura 48 [54] sunt reproduse curbele în formă de U pentru oțeluri de construcții aliate cu crom (a), cu nichel (b), cu crom - molibden (c) și crom - nichel (d), toate având același conținut în carbon și elemente însoțitoare.

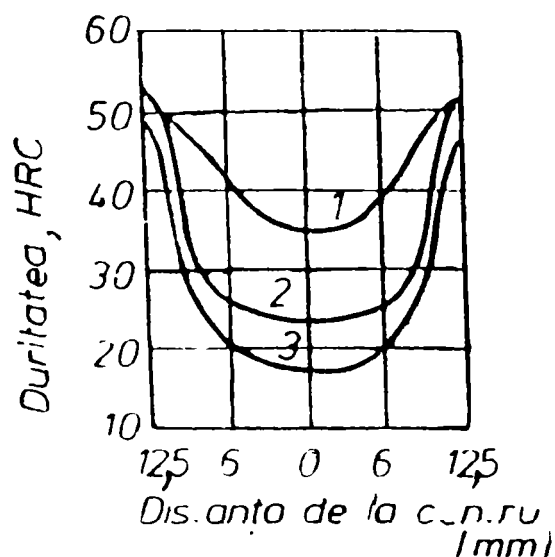


Fig.46 Curbele de variație a durității pe secțiunea unor epruvete cilindrice din oțeluri de tip OLC35, cu conținuturi de carbon și mangan variabile în limitele de marcă:
 1 - 0,33% C , 0,44% Mn ;
 2 - 0,35% C , 0,40% Mn ;
 3 - 0,22% C , 0,23% Mn.

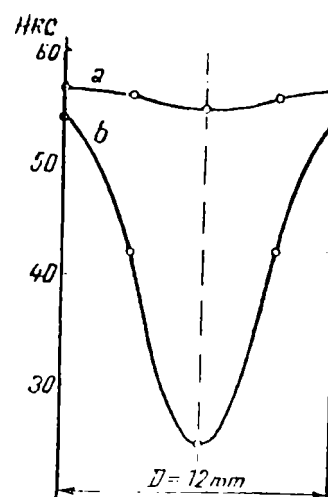


Fig.47 Curbele de călibritate în formă de U pentru două șarje de oțel OLC45:
 a - 0,44 %C ; 0,83 Mn ; 0,35 Si ;
 b - 0,43 %C , 0,36 %Mn ; 0,14 %Si.

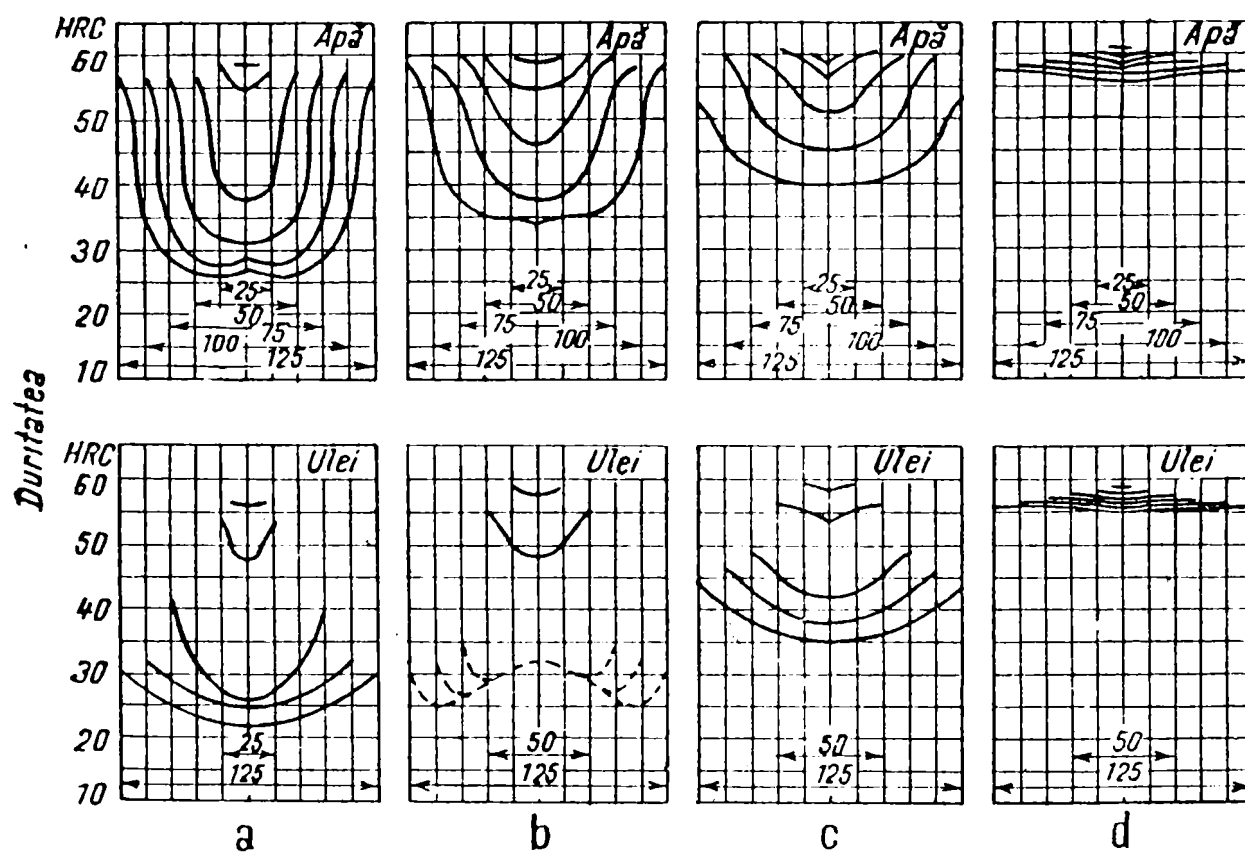


Fig.48 Curbele în formă de U pentru oțeluri aliate călitate în apă (rândul de sus) și ulei (rândul de jos) (toate oțelurile cu : 0,4-0,45 %C ; 0,60-0,90 % Mn ; 0,15-0,30 %Si):
 a - 0,8 - 1,1 %Cr ;
 b - 3,25 - 3,75 %Ni ;
 c - 0,8 - 1,1 %Cr și 0,15 - 0,25 %Mo ;
 d - 3,25 - 3,75 % Ni și 1,25 - 1,75 %Cr.

Oțelul crom se căleşte complet în apă, pe secțiuni până la 25 mm. La secțiuni mai mari, miezul rămâne necălit; adâncimea de călire este cu atât mai mică, cu cât secțiunea este mai mare, dar pentru toate secțiunile suprafața este formată din martensită. În cazul călirii în ulei a unor piese cu diametrul de 75 mm și mai mare, suprafața lor nu are duritatea martensitică.

Un fenomen asemănător se constată și la oțelul aliat cu nichel.

Un conținut de $0,15 \div 0,25$ % Mo mărește mult adâncimea de călire (fig.48-c), iar oțelurile crom - nichel se călesc complet în apă și în ulei (fig.48 - d).

b) Parametrii tehnologici ai austenitizării în vederea călirii **(Temperatura și durata de menținere)**

Călibilitatea oțelurilor se poate mări prin ridicarea temperaturii de încălzire pentru călire, obținându-se, pe această cale, creșterea grăunților de austenită, dizolvarea separărilor marginale și creșterea omogeneității soluției solide, adică o austenită mai stabilă. În același sens, deși cu intensitate mai redusă, influențează asupra călibilității și durata timpului de menținere la temperaturi înalte.

Pentru vizualizarea modului în care creșterea temperaturii acționează asupra călibilității oțelurilor, în figurile 49 [51] și 50 [47] se prezintă curbele U obținute pentru diferite condiții de austenitizare pentru un oțel hipoeutectoid, respectiv hipereutectoid.

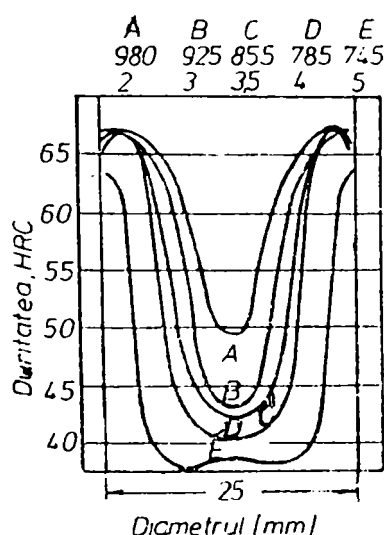


Fig.49 Curbe de variație a durității pe secțiunea unor epruvete cu diametrul de 25 mm din oțel cu 0,70 %C și 0,40 %Mn, încălzite la temperaturi diferite: a- 980 °C ; b- 925°C; c- 855°C ; d- 785°C ; e- 745°C.

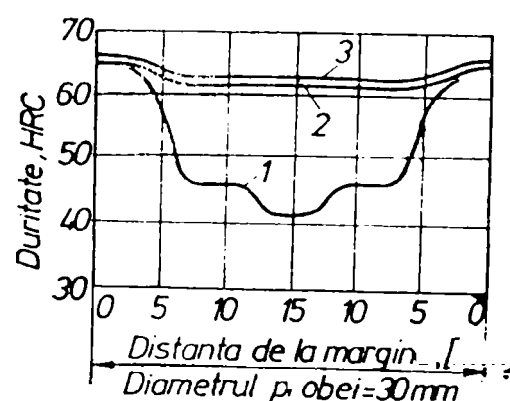


Fig.50 Influența temperaturii de încălzire pentru Austenitizare asupra adâncimii de pătrundere a călirii la un oțel nealiat cu 1% C: a- călire de la 780°C ; b- călire de la 1000°C ; c - încălzire la 1000°C,menținere 1h,răcire în cuptor la 780°C,apoi în apă

Influența mărimii grăuntelui austenitic asupra diferitelor proprietăți ale oțelului, inclusiv călibilitatea, a fost studiată în decursul anilor sub toate aspectele. S-a dovedit astfel că oțelurile cu grăunți mari, adică acelea la care temperatura de început de creștere a grăuntelui de austenită este mai mică (în jurul punctului Λ_{c3}), se călesc mai adânc decât oțelurile cu grăunți mici. Diferite cercetări au arătat că, la oțelurile cu grăunți mici, adâncimea de călire redusă este rezultatul nu numai al dimensiunilor mici ale grăunților, dar și al acțiunii incluziunilor microscopice (mai ales al oxizilor de aluminiu) care formează centre de cristalizare. Din această cauză, oțelurile care conțin diferite incluziuni sau cele cu multe carburi insolubile se călesc greu.

Pentru exemplificare, în fig.51 [51] se prezintă două curbe de variație a durității pe secțiunea unor probe confecționate dintr-un oțel nealiat de tip OLC20, pentru două situații diferite în ceea ce privește mărimea grăuntelui de austenită existent în momentul începerii răcirii.

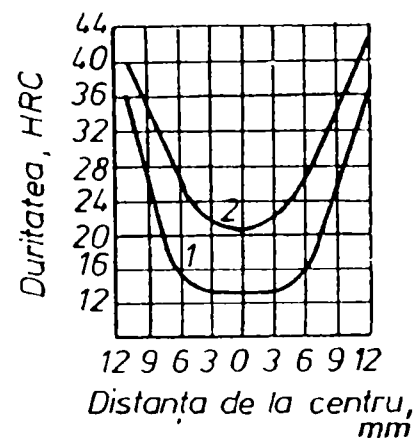


Fig.51 Curbe U pentru două epruvete cilindrice confecționate din oțel OLC20 călite de la 900 °C în apă: 1- grăunțe grosolan punctaj 4; 2- grăunțe fin punctaj 2.

c) Mediul de călire

Condițiile în care se realizează răcirea pentru călire, respectiv natura, temperatura și gradul de agitare a mediului de călire influențează semnificativ asupra valorii diametrului critic de călire.

Pentru exemplificarea modului în care natura mediului de călire modifică poziția și forma curbelor în formă de U, în figura 52 [47] sunt redată curbele de variație a durității pe secțiunea unor probe cilindrice de diametre diferite, confecționate din oțel carbon cu 0,4÷0,5 %C, 0,6÷0,9 %Mn și 0,15÷0,30 %Si.

După cum se observă, oțelul considerat se căleşte numai în apă și chiar și în acest caz numai la secțiuni cu diametrul de 12-25 mm și la o adâncime mică. La secțiuni mari, repartizarea în formă de U a durității se menține, dar atât la suprafață, cât și în miez, duritatea este cu atât mai mică, cu cât secțiunea este mai mare. La călirea în ulei se obține, pentru toate diametrele, o duritate mai mică decât la călirea în apă.

Indiferent de natura mediului de călire utilizat, mișcarea relativă dintre acesta și piesă influențează pozitiv asupra adâncimii de pătrundere a călirii, respectiv a diametrului critic de călire (fig.53 [53]).

Așa cu rezultă din cele prezentate mai sus, curba în formă de U, care caracterizează călibilitatea, depinde de numeroși factori și, în cazul un oțel cu compoziția dată și austenitizat în anumite condiții, ea îmbracă aspecte diferite în funcție de dimensiunea piesei care se căleşte și de condițiile răcirii la călire.

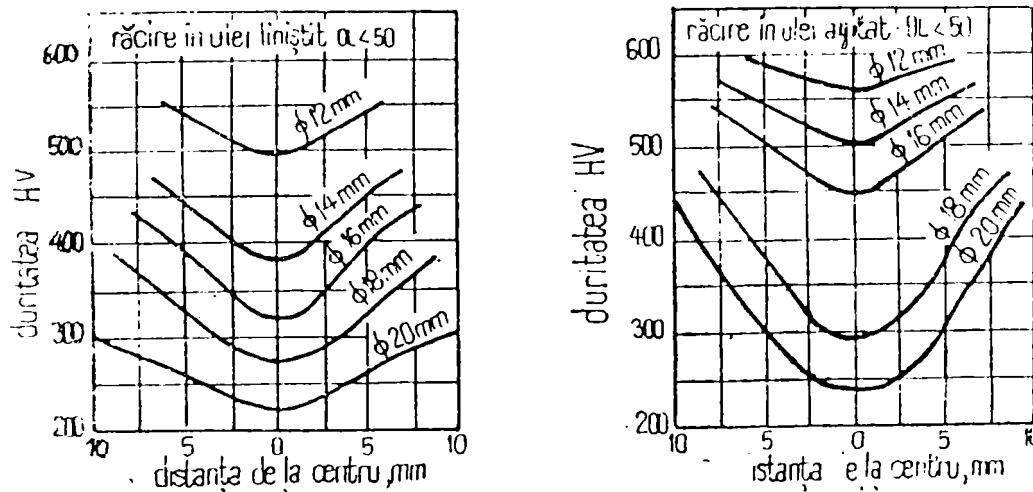


Fig.53 Influența agitării uleiului asupra adâncimii de pătrundere a călirii

De aceea, în cazul în care călibilitatea oțelurilor se exprimă prin valorile h sau D_m/D (fig.45), ca indici ce definesc adâncimea de pătrundere a călirii (respectiv zona de la suprafață până în punctul în care duritatea obținută prin călire este egală cu cea semimartensitică) și se determină cu ajutorul curbelor U, trebuie să se indice întotdeauna mărimea barei care se căleşte (diametrul ei) și mediul de răcire ales.

Dacă însă se dorește exprimarea călibilității oțelurilor prin mărimi care să nu depindă de factori externi - secțiunea barei călite și metoda de răcire folosită - trebuie folosite mărimile numite diametru critic de călire D_{cr} , respectiv diametru critic ideal D_{∞} .

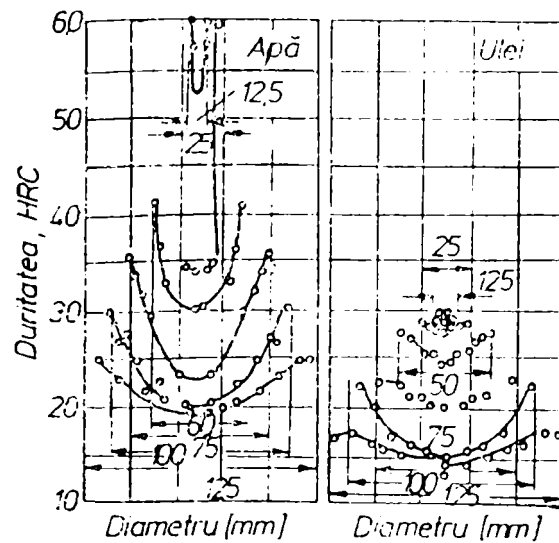


Fig.52 Curbele de variație a durității pe secțiunea unor probe din oțel carbon cu diametre de 12,5-125 mm; răcire în apă și ulei

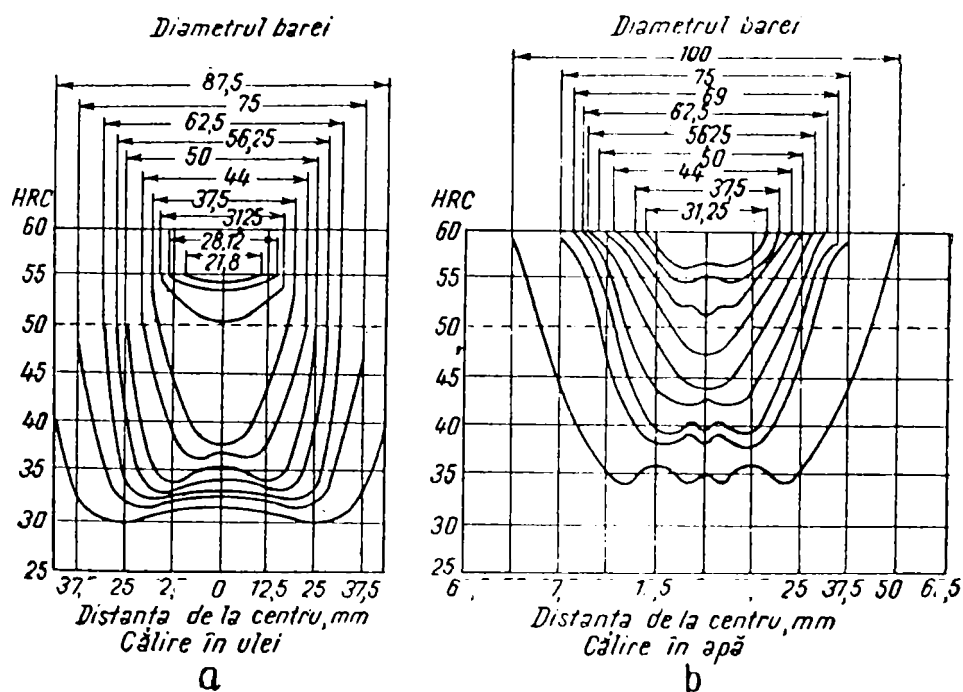


Fig.54 Repartizarea durtății pe secțiunea unor bare cu diferite diametre călite. Oțel 3140

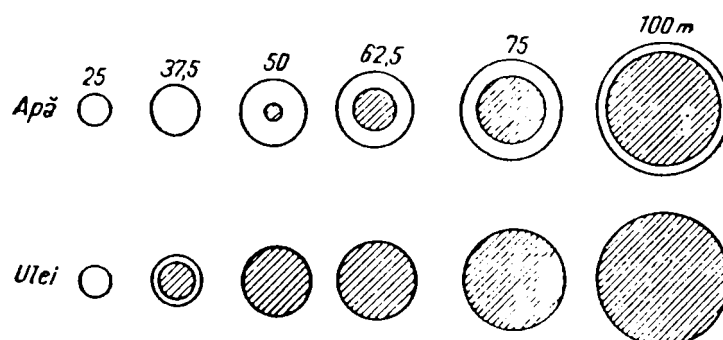


Fig.55 Reprezentarea schematică a zonelor călite (nehașurate) și zonelor necălite (hașurate), în funcție de dimensiunea probelor (construite după datele din fig.54)

În figura 54[54] sunt redată curbele de variație a durtății pe secțiunea unor bare cu diferite diametre, confecționate din același oțel și călite în ulei (fig.54,a) și apă (fig.54,b). Pe baza acestora, luând în considerare durtatea semimartensitică a oțelului, se pot construi scheme de tipul celor prezentate în figura 55[54], în care cerculețele reprezintă, la scară, secțiunile diferitelor probe utilizate, iar miezul necălit se marchează prin hașurare.

Repartizarea zonelor călite și necălite în secțiunea probelor consecutive arată că, pentru fiecare procedeu de călire există o secțiune maximă care se căleşte complet: pentru călirea în apă, aceasta corespunde unui diametru cuprins între 37,5 și 50 mm, iar pentru călirea în ulei diametrul corespunzător este mai mare de 25 mm și mai mic de 37,5mm.

Așa cum s-a mai arătat, diametrul maxim al secțiunii care se căleşte complet într-un mediu de călire dat se numește diametru critic real. Din cele prezentate mai sus este însă evident faptul că valoarea acestuia este direct dependentă de mediul de călire utilizat, adică, cu

alte cuvinte, diametrul critic real caracterizează călibilitatea oțelurilor numai pentru metoda de călire pentru care s-a făcut determinarea. Cu cât mediul de călire are o capacitate de răcire mai mare, cu atât diametrul critic corespunzător va fi mai mare.

Pentru a caracteriza călibilitatea oțelurilor printr-o mărime care să fie independentă de metoda de răcire s-a introdus mărimea numită diametru critic ideal. Acesta reprezintă diametrul secțiunii maxime care se căleşte complet într-un lichid de călire "ideal", caracterizat de o intensitate de răcire $H_{\infty} = \infty$. Un astfel de mediu absoarbe căldura cu o viteză infinit de mare, adică coeficientul său de schimb de căldură $\alpha = \infty$ ($H = \alpha / 2\lambda = \infty$). Convențional se consideră apa rece agitată ca fiind mediul ideal pentru răcirea la călire.

Totodată se acceptă ca fiind "călită complet" secțiunea care are duritatea mai mare sau cel puțin egală cu duritatea semimartensitică, corespunzătoare structurii alcătuită din 50% martensită și 50% alți constituenți de descompunere a austenitei subrăcite. Între diametrul critic ideal pentru 50% martensită și valorile acestui diametru pentru cantități mai mari de martensită există o corespondență riguroasă, stabilită pe cale experimentală (fig.56 [41]).

Pentru oțelurile carbon și slab aliate, cu conținut mediu în carbon diametrul critic ideal se poate calcula cu un grad acceptabil de aproximație utilizând formula de calcul propusă de Grossmann. Această formulă cuprinde, prin intermediul unor factori de proporționalitate, influența tuturor variabilelor care definesc mărimea diametrului critic, respectiv conținutul în carbon și elemente de aliere și granulația austenitică:

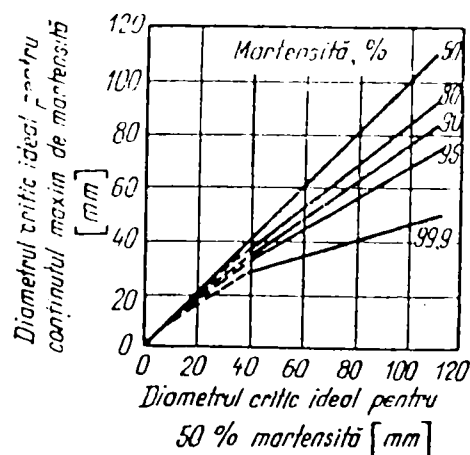


Fig.56 Corespondența dintre D_{50M} pentru 50% M și D_M pentru conținuturi mai mari de M

$$D_{\infty}^E = D_{\infty}^C \cdot P(f_E) \cdot f_{cAl} \quad (61)$$

unde: D_{∞}^E - diametrul critic ideal al oțelului aliat ;

D_{∞}^C - diametrul critic ideal al oțelului carbon (determinat de conținutul în carbon și punctajul grăuntelui austenitic, fig.57 [41]) ;

$P(f_E)$ - produsul factorilor de multiplicare ai elementelor de aliere (fig.58[51] și tabelul 19[41]) ;

f_{cAl} - factor de multiplicare care exprimă cantitativ influența tipului de călibilitate

bilitate, bainitică sau perlitică. Acest factor este determinat de diagramele termocinetice. Dacă de-a lungul curbei de răcire care conduce la obținerea a 50% martensită în structura de călire constituentul nemartensitic predominant este perlitic, este vorba de călibilitate perlitică ($f_{cal P} = 1$), iar dacă acest constituent este de tip bainită, călibilitatea este bainitică ($f_{cal B}$ se determină din tab.20[46], în funcție de punctajul austenitic).

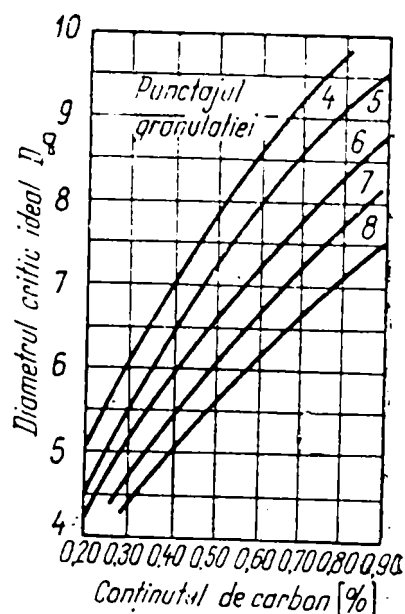


Fig.57 Influența conținutului în carbon și a granulației austenitice asupra diametrului critic ideal

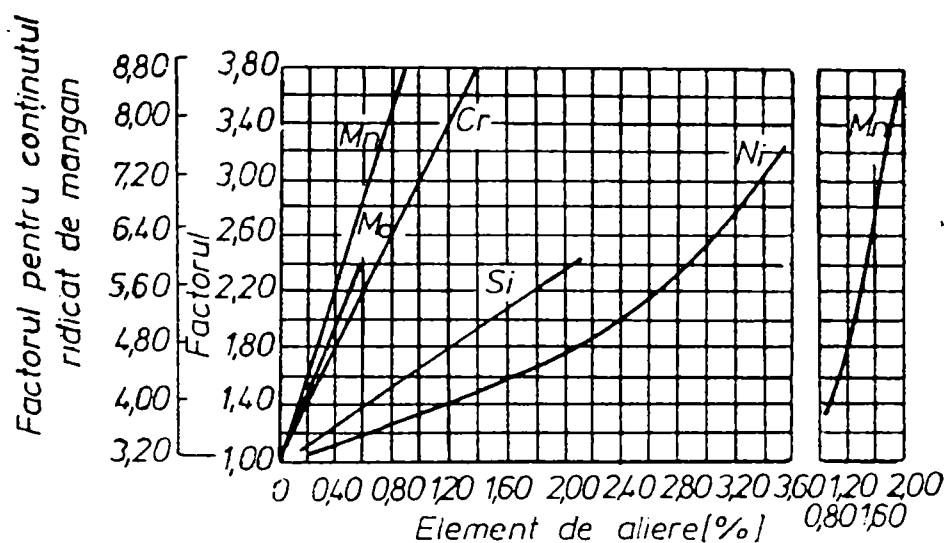


Fig.58 Diagrame pentru stabilirea factorilor de multiplicare ai elementelor de aliere (după ASTM)

Tabelul 19 Formule de calcul pentru factorii de multiplicare ai elementelor de aliere

Elementul de aliere	Coefficientul de multiplicare	Elementul de aliere	Coefficientul de multiplicare
Mangan	1 + 5,0 . % Mn (călire de la 830°C)	Cupru	1 + 0,27 . % Cu
	1 + 5,5 . % Mn (călire de la 870°C)	Crom	1 + 2,25 . % Cr
		Molibden	1 + 2,96 . % Mo
	Siliciu	1 + 0,65 . % Si (pentru Si < 1,00 %)	Vanadiu (0,05-0,20%)
Titan (0,05-0,20%)			1 + 5,7 . % Ti
1 + 1,65 . % Si (pentru Si > 1,00 %)		Bor (0,001%)	1 + 450 . % B
Nichel	1 + 0,52 . % Ni	Wolfram	1 + 1,2 . % W
Cobalt	1 - 0,06 . % Co	Fosfor	1 + 2,5 . % P
		Sulf	1 + 1,2 . % S

Tabelul 20 Factorii de multiplicare pentru călibilitatea bainitică

Punctajul austenitic N	4	5	6	7	8	9	10
$f_{cal B}$	1,06	1,15	1,33	1,44	1,58	1,71	1,85

Cunoscându-se, pentru un oțel dat, austenitizat în anumite condiții, diametrul critic ideal, se poate determina valoarea diametrului critic real cu ajutorul nomogramelor din fig.59 [51], în funcție de valoarea calculată D_{∞}^E (făcând eventuale corecții pentru diverse proporții de martensită în structură - fig.56) și intensitatea de răcire H exercitată de mediul utilizat (tab.18).

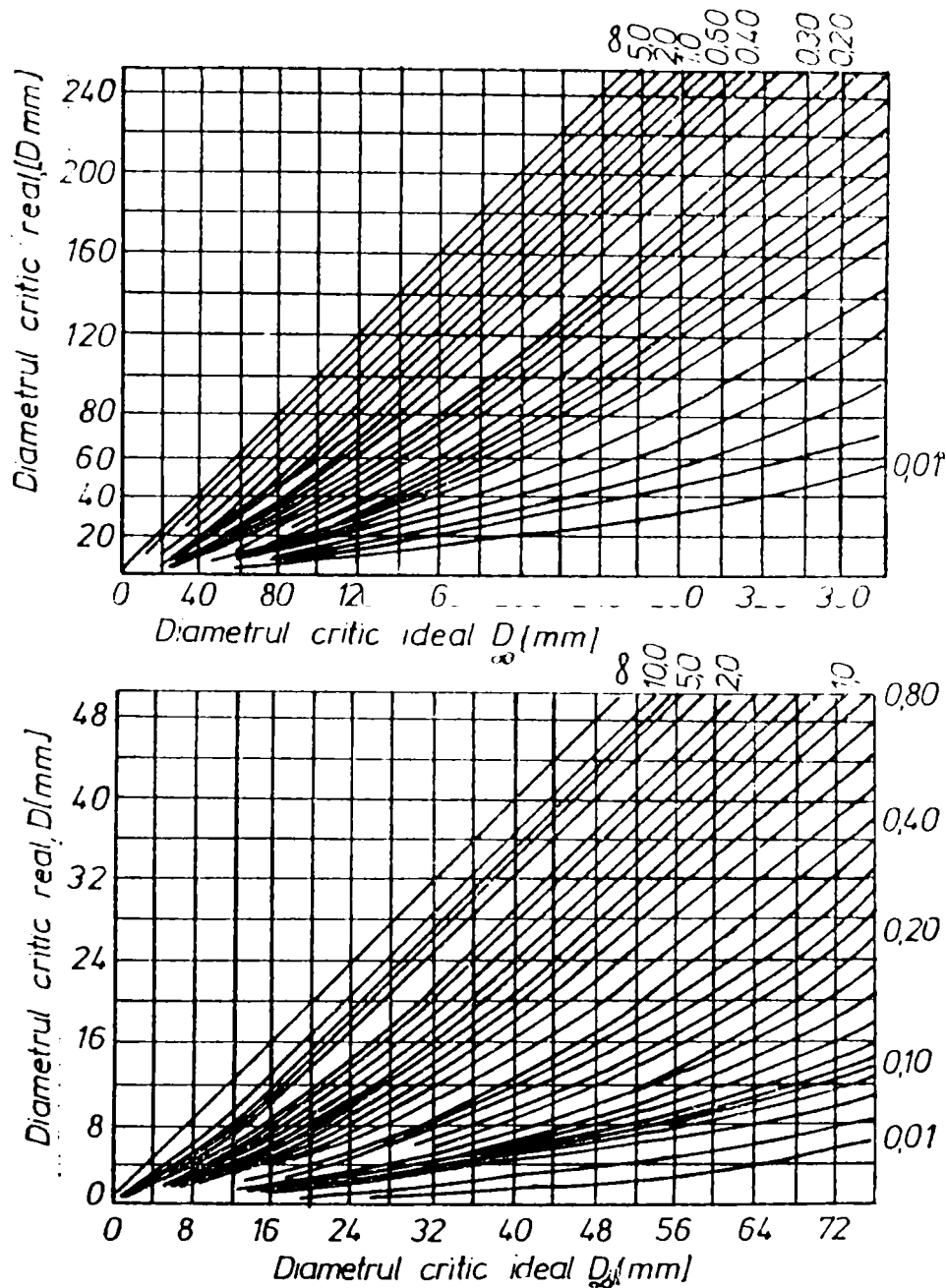


Fig.59 Relația dintre diametrul critic ideal D_{∞} , diametrul critic real D_{cr} și intensitatea răcirii H

Cunoașterea diametrului critic semimartensitic permite să se rezolve mai multe tipuri de probleme, cum ar fi: alegerea celui mai indicat oțel pentru o anumită piesă, alegerea mediului de călire, determinarea structurii de călire în secțiunea piesei, etc. Astfel, la alegerea oțelului trebuie să se respecte inegalitatea:

$$D_p < D_{50M} \quad \text{unde: } D_p \text{ - diametrul piesei [mm];}$$

$$D_{50M} \text{ - diametrul semimartensitic al oțelului [mm].}$$

Dacă piesa are altă formă decât cilindrică, secțiunea cea mai groasă a ei se transformă în secțiune circulară echivalentă cu ajutorul datelor din figura 60[8].

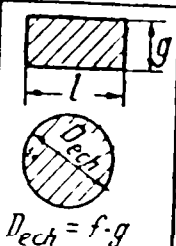
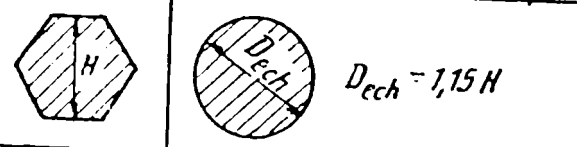
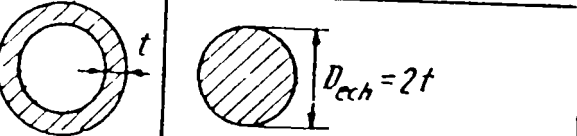
Secțiunea	g mm	Factorul f pentru raportul l/g					
		1	1,5	2	2,5	3	3,5
 $D_{ech} = f \cdot g$	50	1,06	1,28	1,42	1,52	1,57	1,67
	50	1,07	1,28	1,41	1,48	1,53	1,56
	75	1,08	1,28	1,40	1,46	1,50	1,52
	100	1,09	1,28	1,40	1,45	1,48	1,50
 $D_{ech} = 1,15 H$							
 $D_{ech} = 2t$							

Fig.60 Transformarea secțiunilor necirculare în secțiuni circulare echivalente

III.4. Metode de determinare a călibilității

Dintre metodele de determinare experimentală a călibilității oțelurilor, cea mai largă utilizare o au:

- metoda pentru determinarea directă a diametrului critic (propusă de Grossmann);
- metoda călirii prin răcire frontală (propusă de Jominy).

a) Metoda pentru determinarea directă a diametrului critic

Această metodă se bazează pe trasarea curbelor de variație a durezzații pe secțiunea unor epruvete cilindrice cu diametre diferite (de regulă cuprinse între 12,5÷100 mm) și având lungimi de cel puțin patru ori mai mari decât diametrul (pentru a evita influența capetelor), încălzite la temperatura de călire caracteristică oțelului respectiv, menținute timp de 30÷45 minute la temperatură și apoi răcite în apă. După secționarea probelor se măsoară durezzațiile de la suprafață către centru pe două diametre perpendiculare. Rezultatele măsurătorilor sunt înregistrate sub forma curbelor din figura 29[41]. Diametrul critic real este diametrul maxim al epruvetei în centrul căreia durezzația este egală cu valoarea durezzații semimartensitice a oțelului respectiv, determinată cu ajutorul tabelului 14 sau figurii 34 (în exemplul din fig.61 - $HRC_{50M} = 38$ și, corespunzător, D_{cr} este egal cu 50 mm).

Așa cum rezultă din metodologia descrisă mai sus, această metodă experimentală, care permite determinarea directă a unei mărimi ce caracterizează cantitativ călibilitatea oțelurilor, este laborioasă. Ea implică un volum mare de muncă, atât în ceea ce privește confecționarea epruvetelor cilindrice de diferite diametre și secționarea lor în vederea obținerii șaibelor pentru măsurarea durității, cât și prin numărul mare de determinări de duritate care trebuie efectuate pe secțiunile probelor.

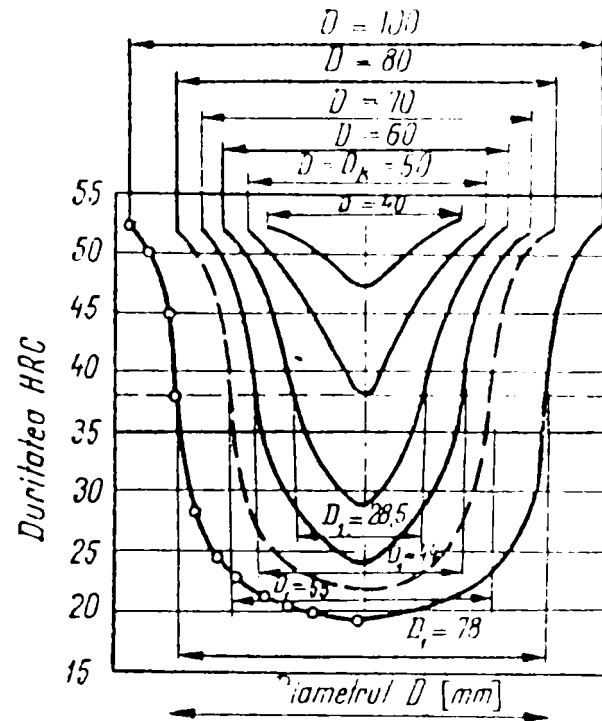


Fig.61 Variația durității în secțiunea unor probe cilindrice cu diametre diferite

b) Metoda călirii prin răcire frontală (Metoda JOMINY)

Dintre metodele cunoscute pentru determinarea călibilității oțelurilor cea mai răspândită este metoda călirii frontale. Ea permite obținerea informațiilor dorite într-un timp mult mai scurt decât chiar în cazul utilizării unei singure epruvete supusă măsurătorilor de duritate pe secțiunea sa. De asemenea, prin prelucrarea datelor furnizate de curba de călibilitate, oferă posibilitatea rezolvării unui număr mare de probleme practice.

La metoda Jominy se utilizează o probă cilindrică de dimensiuni standardizate (STAS 4930 - 80), care se încălzește (de preferință într-un mediu de protecție , pentru a elimina fenomenele de interacțiune dintre suprafața epruvetei și mediul de încălzire) la temperatura de călire și este menținută 30 de minute la această temperatură și se răcește apoi frontal, cu un jet de apă vertical. Dat fiind modul de răcire, viteza de răcire pe înălțimea probei variază în limite foarte largi, de la cca. 330 °C/s la 1,5 mm de la capătul răcit cu apă, până la 2÷5 °C/s [30]

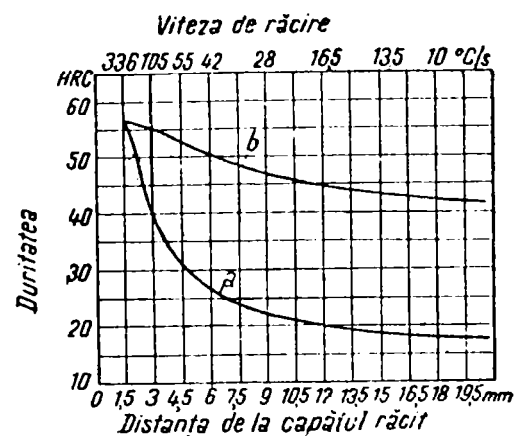


Fig.62 Variația durității și vitezei de răcire pe lungimea epruvetei călită frontal

la capătul opus (fig.62,[54]). Corespunzător variază și structura de călire și duritatea pe lungimea probei, la capătul răcit direct obținându-se proporția maximă de martensită, iar pe măsura depărtării de acesta proporții tot mai reduse.

După răcire proba este polizată pe genera oare și se determină duritatea HRC la diferite distanțe de capătul răcit direct. Cu aceste rezultate se trasează, în coordonate

duritate - distanță de la capătul răcit, curba de călibilitate (fig.63,[8]).

Alura curbei de călibilitate caracterizează șarja de oțel din care a fost prelevată proba. Astfel, la un oțel cu călibilitate mare pe curba de călibilitate va rezulta o scădere treptată a durității (curba a, fig.62), în timp ce la un oțel cu călibilitate slabă se va obține o scădere bruscă a durității (curba b, fig.62).

Cu ajutorul rezultatelor obținute prin metoda Jominy pentru o anumită șarjă de oțel, călibilitatea acesteia se poate exprima cantitativ prin reprezentarea grafică a curbei de călibilitate obținută sau prin indicarea valorilor durităților măsurate în trei puncte, din care primul la distanța de 1,5 mm de la capătul răcit, iar celelalte două la anumite distanțe stabilite (de exemplu prin standardul de produs).

Se poate folosi, de asemenea, indicele de călibilitate:

$$J d - x$$

unde: d - distanța de la capătul răcit ; x - duritatea la distanța d , în unități HRC,.

Spre exemplu, un oțel având J 15-35 , prezintă pe proba de călire frontală la distanța de 15 mm de la capătul călit, o duritate egală cu 35 HRC.

Disponând de astfel de informații în legătură cu o șarjă dată de oțel se poate verifica rapid dacă ea satisface sau nu condițiile legate de călibilitate. Acestea se pot preciza în două moduri:

- prin impunerea unei anumite distanțe de la fața răcită pentru o anumită valoare a durității ;
- prin impunerea unei anumite durități pentru o distanță dată de la fața răcită.

Pentru a caracteriza din punct de vedere al călibilității o anumită marcă de oțel se trasează de curbe de călibilitate pentru un număr mare de șarje de oțel (de regulă o sută),

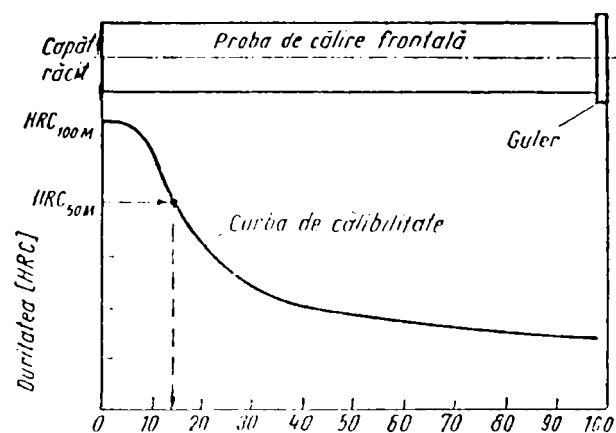


Fig.63 Curba de variație a durității cu distanța de la capătul răcit

având fiecare o anumită ereditate granulară și o compoziție chimică dată, cuprinsă între limitele de marcă. Fasciculul de curbe obținut se numește bandă de călibilitate. Cu cât banda de valori obținută este mai îngustă, cu atât este mai constantă calitatea oțelului respectiv.

Pentru majoritatea mărcilor de oțeluri pentru tratamente termice s-au trasat astfel de benzi de călibilitate, acestea fiind reproduse în standardele de materiale (spre exemplu, STAS 880-80 pentru oțelurile carbon de calitate și STAS 791-80 pentru oțelurile aliate).

Caracterizarea unei anumite mărci de oțel, se poate face și prin curba medie care trece prin câmpul benzii de călibilitate prin punctele situate la media valorilor maxime și minime ale durității corespunzătoare diferitelor distanțe de la capătul călit (fig.64 [41]).

Diferitele mă.c. d. oț.u. po. fi comparate între ele din punctul de vedere al călibilității cu ajutorul benzilor lor de călibilitate. Se poate proceda, în acest sens, în unul dintre modurile următoare (fig.65[32]):

1) Prin determinarea distanțelor l_{\min} și l_{\max} , adică a distanțelor minime și maxime de la capătul răcit la care se obține o valoare dată a durității. În fig.65, duritatea de 45 HRC se obține la distanțe de $7 \div 20$ mm.

2) Prin determinarea valorilor de duritate HRC_{\max} și HRC_{\min} pentru o distanță dată (l_c) de la capătul călit. Spre exemplu, pentru $l_c = 12$, duritatea pe probele Jominy variază (de la șarjă la șarjă) între $35 \div 50$ HRC.

3) Prin determinarea valorilor HRC_{\max} și HRC_{\min} pentru diferite distanțe l_1 , l_2 și l_3 de la capătul răcit direct.

Fiind dată utilitatea deosebită a informațiilor ce se pot obține cu ajutorul curbei de călibilitate, unii autori au propus relații empirice pentru determinarea prin calcul a durităților

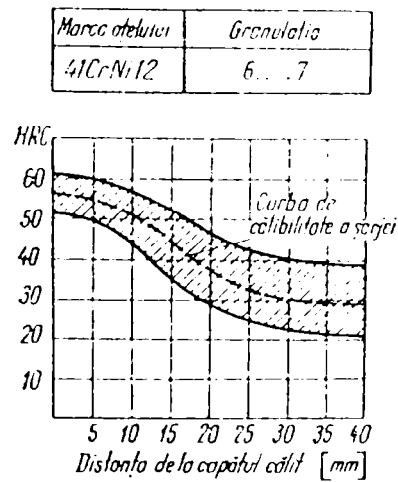


Fig.64 Banda de călibilitate a oțelului 41CrNi12

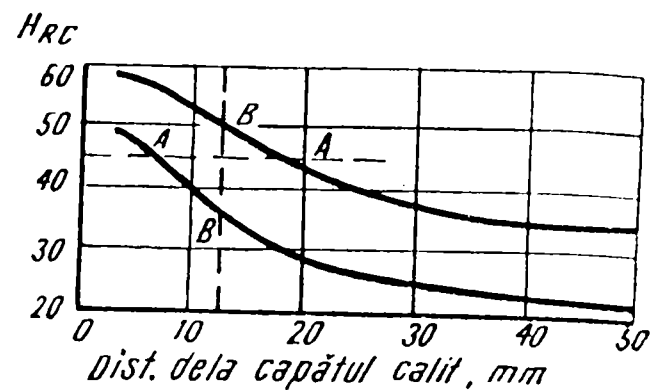


Fig.65 Banda de călibilitate a unui oțel cu punctele de apreciere comparativă

la diferite distanțe de la capătul răcit al probei Jominy. Astfel de formule cuprind, prin intermediul unor coeficienți, influența compoziției chimice și a granulației austenitice și au fost stabilite prin prelucrarea statistică a unui număr mare de determinări experimentale.

În acest sens, *JUST* recomandă relații de tipul:

$$J_{6-80} = 95\sqrt{\%C} - 0,0028s^2\sqrt{\%C} + 20\%Cr + 38\%Mo + 14\%Mn + 6\%Ni + 6\%Si + 39\%V + 96\%P - 0,8K - 12\sqrt{s} + 0,90 - 13HRC \quad (62)$$

în care: J - reprezintă duritatea la distanța s pe proba Jominy, în unități HRC;

s - distanța de la capătul răcit, în mm;

K - mărimea grăuntelui.

Pentru calculul durității la distanța s = 0 și pentru un conținut în carbon mai mic decât 0,6%, același autor propune formula:

$$J_0 = 60\sqrt{\%C} + 20HRC \quad (63)$$

După alte lucrări (*Atlas SAE - SUA*), relațiile sunt:

$$J_{6-40} = 74\sqrt{\%C} + 14\%Cr + 5,4\%Ni + 20\%Mo + 16\%Mn - 16,8\sqrt{s} + 1,386s + 7HRC \quad (64)$$

pentru oțeluri călite;

$$J_{6-40} = 102\sqrt{\%C} + 22\%Cr + 21\%Mn + 7\%Ni + 33\%Mo - 15,47\sqrt{s} + 1,02s - 16HRC \quad (65)$$

pentru oțeluri călite și revenite.

Manualul Inginerului Metalurg în schimb recomandă formula:

$$J = 90\sqrt{\%C} + 0,41s^2\sqrt{\%C} + 6\%Si + 12\%Mn + 5,1\%Ni + 11\%Mo + 10\%Cr - 0,8K - 8,2\sqrt{i} + 4 \quad (66)$$

stabilită prin prelucrarea statistică a datelor experimentale a 150 șarje reprezentând 12 mărci de oțel, în care:

K - punctajul granulației austenitice ;

i = l_c / 1,5 - în [mm] ;

l_c - distanța de la capătul călit al probei.

III.4. Experimentări proprii

III.4.1. Scopul cercetării

Prin programul experimental se propune realizarea unei comparații, din punctul de vedere al călibilității, între oțelurile 42 MoCr 11 și 39 MoAlCr 15, comparație menită să ofere implicit informații cu privire la influența aluminiului asupra caracteristicii tehnologice luate în studiu.

Părerile cercetătorilor în legătură cu acest aspect sunt împărțite. Astfel, în timp ce unii [47] consideră că “aluminiul nu influențează asupra călibilității oțelurilor slab aliate”, alții [33] sunt de părere că “existența în oțelurile 38 HMLuA și 35 HluA a unei cantități însemnate de aluminiu (0,70-1,1 %, respectiv 0,5-0,8 % n.a.) provoacă un număr mare de complicații în tehnologia de topire, la prelucrarea mecanică la cald și la tratamentul termic”.

Alteori se definește mai precis, fără însă a exprima sau ilustra cantitativ, influența aluminiului asupra comportării la tratamente termice a oțelurilor slab aliate cu aluminiu. Astfel, în lucrarea [30] se arată că : “În concordanță cu influența exercitată asupra punctelor A_{c3} , aluminiul ridică temperatura de încălzire la călire, recoacere și normalizare. Totodată, datorită micșorării stabilității austenitei, aluminiul mărește viteza de răcire necesară pentru călirea oțelului. În mod obișnuit, călirea oțelurilor cu conținut de 1...1,5 % Al se face în apă.”.

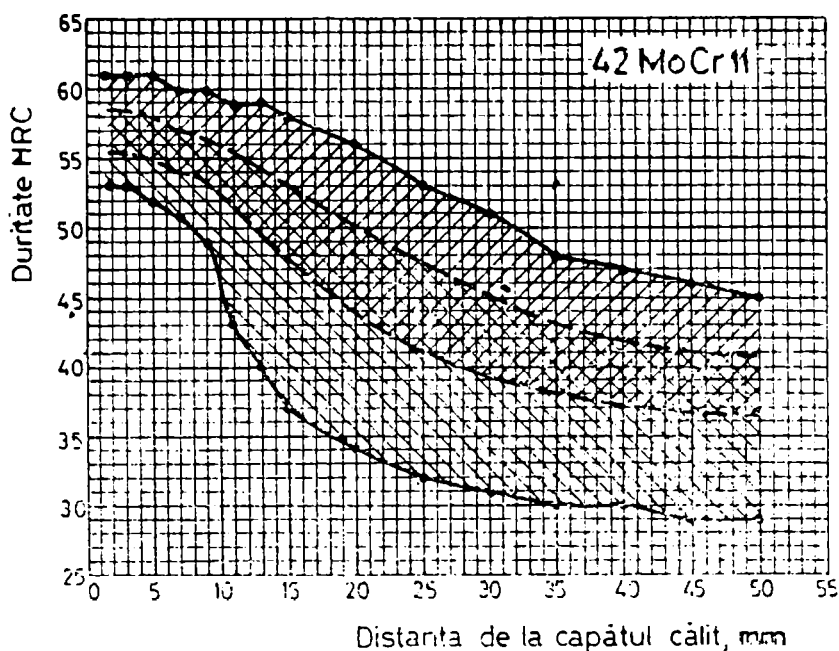
III.4.2. Programul experimental și materialul cercetat

Comparația din punctul de vedere a călibilității între cele două mărci de oțeluri se poate face cu ajutorul benzilor de călibilitate prezentate de acestea. Banda de călibilitate a oțelului 42MoCr11 este prezentată în STAS 791-88 și reprodusă în figura 66. Pentru oțelul de niturare 39MoAlCr15 standardul nu conține însă astfel de informații.

Din acest motiv se încearcă pentru început schițarea benzii de călibilitate pentru oțelul aliat cu aluminiu, astfel încât aceasta să poată fi folosită apoi, prin prelucrarea corespunzătoare a informațiilor furnizate, la compararea celor două oțeluri luate în studiu.

Din păcate, fiind dată frecvența extrem de redusă pe parcursul ultimilor trei ani a aplicațiilor pentru 39MoAlCr15, nu au putut fi investigate decât zece șarje din acest

material, acestea având compoziția indicată în tabelul 21.



Distanța de la capătul călit mm	Durtate HRC	
	Bandă normală	
	max	min.
1,5	61	53
3	61	53
5	61	52
7	60	51
9	60	49
11	59	43
13	59	40
15	58	37
20	56	34
25	53	32
30	51	31
35	48	30
40	47	30
45	46	29
50	45	29

Normalizare... 875 °C
Austenitizare... 850 °C

Fig.66 Banda de călibilitate a oțelului 42MoCr11

Tabelul 21 Compoziția chimică a șarjelor de oțel 39MoAlCr15 luate în studiu

Șarja nr.	COMPOZIȚIA CHIMICĂ, %									
	C	Cr	Al	Mo	Mn	Si	Ni	P	S	Cu
1	0,39	1,57	0,85	0,18	0,42	0,20	0,13	0,012	0,014	0,16
2	0,38	1,48	0,90	0,19	0,44	0,40	0,16	0,016	0,004	0,11
3	0,38	1,46	1,08	0,18	0,42	0,25	0,22	0,017	0,023	0,28
4	0,42	1,59	1,07	0,18	0,55	0,22	0,22	0,019	0,013	0,15
5	0,40	1,45	0,76	0,22	0,43	0,31	0,12	0,007	0,006	0,26
6	0,36	1,63	0,72	0,13	0,59	0,17	0,28	0,015	0,007	0,28
7	0,38	1,50	0,70	0,17	0,53	0,36	0,11	0,020	0,012	0,11
8	0,37	1,41	0,93	0,22	0,43	0,20	0,12	0,033	0,021	0,16
9	0,41	1,58	0,98	0,19	0,52	0,22	0,22	0,028	0,022	0,21
10	0,38	1,39	0,92	0,23	0,43	0,23	0,21	0,032	0,020	0,22

III.4.3. Metoda experimentală

Pentru determinarea experimentală a călibilității oțelului 39MoAlCr15 s-a ales metoda călirii frontale (metoda Jominy).

S-au folosit epruvete standard de formă cilindrică și având dimensiunile indicate în schița din fig.67. Acestea au fost încălzite în vederea austenitizării la temperatura de călire recomandată pentru marca de oțel luată în studiu ($925 \div 955$ °C, conform STAS 791-88). Apoi epruvetele au fost răcite la unul din capete cu un jet de apă, iar după răcirea completă au fost rectificat pe câte două generatoare diametral opuse și s-au efectuat pe acestea măsurători de duritate (prin metoda Rockwell cu o sarcină de 1470 N), începând de la capătul răcit frontal la distanțe de 1,5 ; 3 ; 5 ; 7 ; 9 ; 11 ; 13 ; 15mm, iar apoi în puncte din 5 în 5mm. Mediile durităților măsurate la aceleași distanțe pe cele două fețe ale fiecărei epruvete s-au folosit apoi pentru trasarea curbelor de călibilitate (în coordonate HRC - d [mm]).

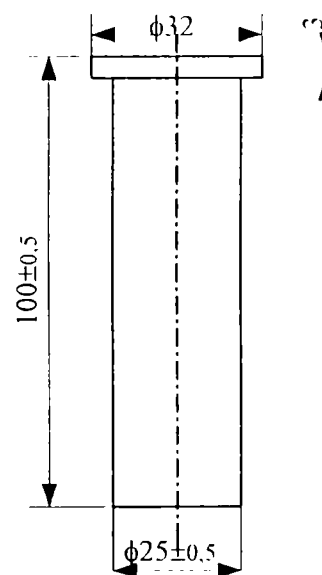


Fig.67 Forma și dimensiunile epruvetei

În tabelul 22 sunt prezentate sintetic (după STAS 4930-80) dimensiunile epruvetelor și condițiile de experimentare pentru determinarea călibilității prin metoda călirii frontale.

Tabelul 22

Nr. crt.	Simbolul	Denumirea	Valoarea
1	L	Lungimea totală a epruvetei	100 ± 0,5mm
2	-	Înălțimea gulerului epruvetei	3mm
3	D	Diametrul epruvetei	25 ± 0,25mm
4	-	Diametrul gulerului	28 ÷ 32mm
5	-	Temperatura de încălzire	cf. STAS de produs
6	t	Durata de menținere a epruvetei la temperatura de încălzire	30 ± 5min
7	t _m	Timpul max. de la scoaterea epruvetei din cuptor până la începerea răcirii	5s
8	r	Temperatura apei de răcire	5 ÷ 30°C
9	h	Înălțimea jetului de apă (fără epruvetă)	65 ± 10mm
10	l	Distanța dintre orificiul tubului de ape de răcire și capătul inferior al epruvetei	12,5 mm
11	a	Diametrul orificiului tubului de apă	12,5 ± 0,5mm
12	s	Adâncimea de șlefuire a celor două fețe plane pentru determinarea durității	0,5 ± 0,1mm

III.4.4. Instalația experimentală

Instalația experimentală folosită este reprezentată schematic în figura 68. Ea este alcătuită din dispozitivul (3) de fixare a epruvetei (4) în poziție verticală și centrală asupra conductei de apă (1). Conducta de apă este prevăzută cu un robinet (2) cu deschidere rapidă sau o placă de curățare (6), așezată deasupra conductei (jetului) de apă (5) cu scopul de a fi deplasată rapid.

De asemenea, instalația este prevăzută cu un sistem care asigură reglarea continuă a presiunii și debitului de apă.

Orificiul conductei de apă (cu diametrul interior de $12,5 \pm 0,5\text{mm}$) și dispozitivul de susținere a probei sunt astfel poziționate, încât distanța între marginea orificiului și fața răcită a epruvetei să fie de $12,5 \pm 0,5\text{mm}$. Înainte de introducerea epruvetei în dispozitivul de susținere se realizează reglajul înălțimii jetului de apă la o valoare egală cu $65 \pm 10\text{mm}$ deasupra orificiului de ieșire din conductă.

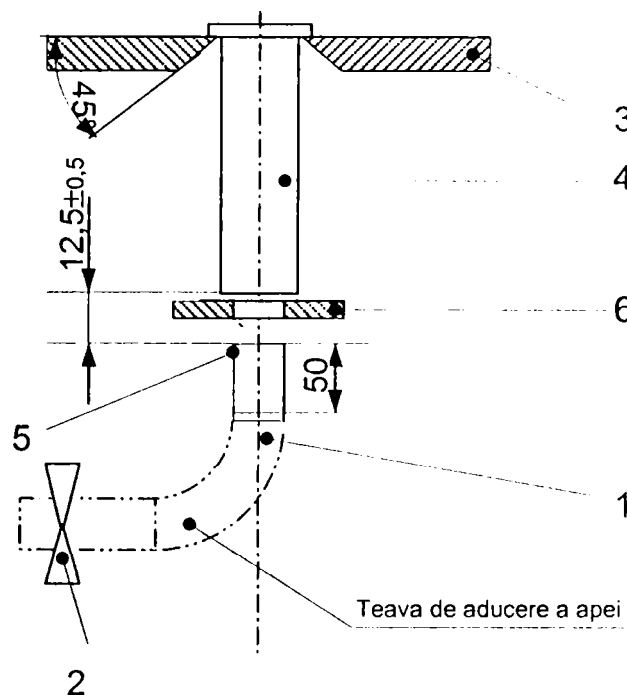


Fig.68 Schema instalației Jominy

III.4.5. Rezultatele experimentale obținute

În scopul determinării calibilității oțelului 39MoAlCr15 s-au încercat prin metoda Jominy zece șarje din acest oțel, având compoziția chimică indicată în tabelul 21. Din fiecare șarjă s-au confecționat câte trei epruvete, de tipul celei reprezentate în fig.67, care, după austenitizarea timp de 30 de minute la temperatura de 950°C , au fost supuse răcirii frontale într-o instalație de tipul celei din fig.68.

Valorile durităților după călire obținute la diferite distanțe de la capătul răcit frontal pentru cele 30 de epruvete, precum și mediile corespunzătoare celor 10 șarje analizate sunt prezentate în tabelul 23.

Tabelul 23 Valorile durităților după călire frontală

Șarja nr.	Proba nr.	Duritatea HRC la distanța l [mm] de la capătul răcit direct														
		1,5	3	5	7	9	11	13	15	20	25	30	35	40	45	50
1	1.1	55	54	54,5	54	53	52,5	52	52	50	49	49	47	45,5	44	41
	1.2	54	53,5	53	52,5	49,5	48	46	45	39	35	33,5	33	33	33	32
	1.3	55,5	54,5	54,5	53	52	52,5	50	48	47	47	45	43	41	40	39
2	media	54,8	54	54	53,2	51,5	51	49,3	48,3	45,3	43,7	43	41,2	39,8	39	37,3
	2.1	51	50,5	49,5	49	48,5	47	45	43	41,5	40	38,5	36,5	36,5	36	35
	2.2	46	45	44,5	43	43	42	41	38,5	38	36	32	28,5	28	28	27
3	2.3	49	48,5	48	47,5	47	46	46	45,5	44	43,5	41	40	38	37	36
	media	48,7	48	47,3	46,5	46,2	45	44	42,3	41,2	39,8	37,2	35	34,2	33,7	32,7
	3.1	38,5	38	37	36,5	36	35,5	35,5	35	34	33	31	30	30	30	29
4	3.2	46	45	43,5	40	39,5	38,5	37,5	37	35,5	34	33	32	31	30	28
	3.3	48	48	47	47	45,5	43,5	40,5	39,5	36,5	34,5	34	33	32	31	29,5
	media	44,2	43,6	42,5	41,1	40,3	39,1	37,8	37,1	35,3	33,8	32,6	31,6	31	30,3	30
5	4.1	55	53,2	52	50	49	48	47	45,5	42	38,5	35,5	34	32,5	31,5	30,5
	4.2	54	52	50	48	47	46	45	42	37,5	37	36	34	32	31	30
	4.3	53,5	52	50	48	46,5	45,5	44,5	43	40	38	36	34,5	32,5	31	30
5	media	54,1	52,5	50,6	48,6	47,5	46,5	45,5	43,5	39,8	37,8	35,8	34,1	32,3	31,1	30,1
	5.1	48	47,5	47	46,5	46	45,5	44	43	39,5	37	35	34	32,5	31	29,5
	5.2	50	49	48	47,5	47	47	46	46	42	41	39,5	36,5	34	32	29,5
5	5.3	53	52	51,5	50,5	49,5	48	47	46	44	43	40	38	36,5	35	32
	media	50,3	49,5	49	48,1	47,5	46,8	46	45	41,8	40,3	38,1	36,1	34,3	32,6	30,3

Tabelul 23 (continuare) Valorile durițărilor după călire frontală

Șarja nr.	Proba nr.	Durițatea HRC la distanța l [mm] de la capătul răcit direct														
		1,5	3	5	7	9	11	13	15	20	25	30	35	40	45	50
6	6.1	54	53,5	53	52,5	52	51	51	50	48	46,5	44	42	40	37,5	34,5
	6.2	52,5	51,5	50,5	50	49	47	46	44	42,5	41,5	39	38	36,5	35	33
	6.3	53	52	52	52	51	50	49,5	49	47	45	43,5	42	40,5	39	36
7	media	53,1	52,5	51,8	51,5	50,6	49,3	48,8	47,6	45,8	44,3	42,1	40,6	39	37,1	34,5
	7.1	50	50,5	49	48	44,5	42	39	37	34	32	30	28,5	27	26	25
	7.2	53	52	51	50	48,5	44,5	41	39	37	34,5	33	31,5	30,5	29	27
8	7.3	52,5	52	51	50	47	44,5	43	39,5	36,5	34	32	30,5	29	28	27
	media	51,8	51,5	50,3	49,3	46,6	43,6	41	38,5	35,8	33,5	31,6	30,1	28,8	27,6	26,3
	8.1	46	45,5	44,5	43,3	43	43	40,3	39	36,8	36,2	34	33	32	32	32
9	8.2	46,5	46	44,5	42,5	38,5	38,5	38	37	36	33,2	32,5	32	31,5	31,5	31
	8.3	46	45	44,5	43,5	43	42	41,5	40	38	36	35	33,8	33,2	33	30,7
	media	46,2	45,5	44,5	43,1	41,5	41,2	39,9	38,6	36,9	35,1	33,8	32,9	32,2	32,2	31,2
10	9.1	45	44,5	43,8	43,2	43	42	41,8	41,5	41,2	40,5	40	36,5	35,5	35,3	34
	9.2	42	40,5	39,7	38,3	37,5	37,2	37	36,8	36,3	36	34	33,6	33	32	31
	9.3	39	38	37,2	36,2	35,5	33,7	32,5	32,5	32	31	30,5	30,5	28	27	26,5
10	media	42	41	40,2	39,2	38,6	37,6	37,1	36,9	36,5	35,8	34,8	33,5	32,2	31,4	30,5
	10.1	50	49	48,3	48,3	45,5	44,5	42,2	41	38,7	37,5	37	35,5	34,8	34	33
	10.2	48	47	46,8	44,8	42	40,6	39,5	39,3	37,3	34,7	34,3	33,8	32,5	30,5	29
10	10.3	46	45,5	44,8	44,5	44	42,8	40,2	39	38	36,3	35	33,5	33	32,2	31
	media	47,7	47,2	46,6	45,9	43,8	42,6	40,6	39,8	38	36,2	35,4	34,3	33,4	32,3	31

Tabelul 24 Benzile de călibritate pentru oțelurile 39MoAlCr15 și 42MoCr11

Marca de oțel	Val.	Duritatea HRC la distanța l [mm] de la capătul răcit direct														
		1,5	3	5	7	9	11	13	15	20	25	30	35	40	45	50
39MoAlCr15	Max	54,8	54	54	53,2	51,5	51	49,3	48,3	45,8	44,3	43	41,2	39,8	39	37,3
	Min	42	41	40,2	39,2	38,6	37,6	37,1	36,9	35,3	33,5	31,6	30,1	28,8	27,6	26,3
	Med	48,4	47,5	47,1	46,2	45	44,3	43,2	42,6	40,6	39,8	37,3	35,7	34,3	33,3	31,2
42MoCr11	max	61	61	61	60	60	59	59	58	56	53	51	48	47	46	45
	min	53	53	52	51	49	43	40	37	34	32	31	30	30	29	29
	med	57	57	56,5	55,5	54,5	51	49,5	47,5	45	42,5	41	39	38,5	37,5	37

Cu ajutorul datelor din acest tabel s-au trasat mai întâi curbele de călibilitate obținute experimental pentru fiecare șarjă de oțel 39MoAlCr15 în parte (Anexele 77 – 86), iar apoi cumulat, pe același grafic, pentru marca de oțel analizată (Anexa 87).

În Anexele 88 și 89 sunt prezentate benzile de călibilitate ale oțelurilor 39MoAlCr15 și respectiv 42MoCr11, prima rezultată pe cale experimentală, iar cea de-a doua construită cu ajutorul indicațiilor din STAS 791-88.

Valorile corespunzătoare durităților maxime, medii și minime, obținute pentru cele două mărci de oțel la diferite distanțe de la capătul răcit direct sunt redată în tabelul 24.

III.4.6. Interpretarea rezultatelor experimentale. Concluzii

Benzile de călibilitate ale celor două mărci de oțel (Anexele 88 și 89), precum și datele din tabelul 24 permit tragerea următoarelor concluzii:

1) Pentru toate distanțele de la capătul răcit direct, oțelul 42MoCr11 prezintă valori medii ale durității HRC mai mari decât cele ale oțelului 39MoAlCr15.

Așa cum s-a arătat în capitolul III.2.1., duritatea martensitei este derminată de conținutul în carbon al austenitei din care se formează la răcire, fiind influențată numai în mică măsură de prezența elementelor de aliere (1÷2 unități HRC la același conținut în carbon). Întrucât cele două măci de oțel comparate prezintă valori apropiate ale procentajului în carbon, rezultă că diferențele mari, de circa 7÷21% , între duritățile medii înregistrate la aceleași distanțe de la capătul răcit direct se datorează cu certitudine prezenței în structurile de călire obținute la aceleași viteze de răcire a unor proporții diferite de martensită. Cu alte cuvinte, în aceleași condiții de răcire, în cazul oțelului 39MoAlCr15 se obține o cantitate mai mică de martensită în structura de călire decât în cazul oțelului 42MoCr11.

2) Cu ajutorul informațiilor oferite de benzile de călibilitate se poate estima pentru cele două mărci de oțel diametrul critic ideal, utilizând graficul din figura 69 [54].

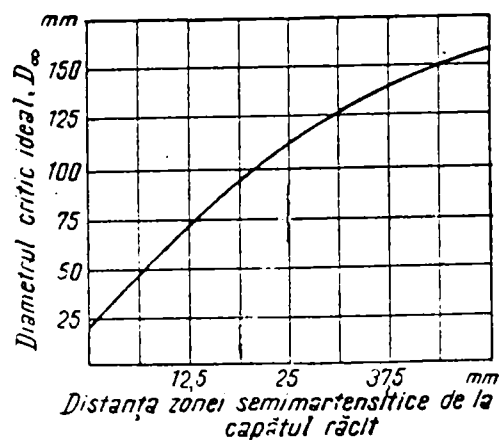


Fig.69 Diagramă pentru determinarea diametrului critic ideal pe baza datelor încercărilor de călibilitate prin metoda călirii frontale

Astfel, pornind de la valorile durităților semimartensitice:

* pentru 39MoAlCr15: $HRC_{50M} = 48$

* pentru 42MoCr11: $HRC_{50M} = 46$

se determină grafic, utilizând curbele de călibilitate medii din Anexele 88 și respectiv 89, distanțele de la capătul răcit direct până la punctele de pe probele de călibilitate în care s-au obținut aceste durități:

* pentru 39MoAlCr15: $l_{c50M} = 3 \text{ mm}$

* pentru 42MoCr11: $l_{c50M} = 18 \text{ mm}$.

Corespunzător, cele două diametre critice ideale sunt:

* pentru 39MoAlCr15: $D_{\infty} = 33 \text{ mm}$

* pentru 42MoCr11: $D_{\infty} = 92 \text{ mm}$.

Se observă că diferența între cele două valori este semnificativă, diametrul critic ideal pentru oțelul fără aluminiu fiind de cca. 3 ori mai mare.

3) Utilizând cele două curbe medii de călibilitate și nomograma din figura 70 se pot determina valorile vitezelor critice de călire pentru cele două oțeluri.

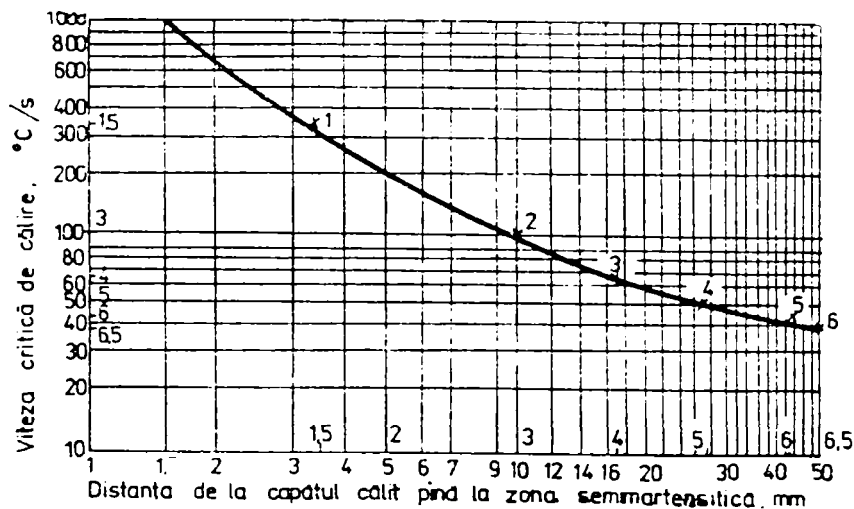


Fig.70 Nomogramă pentru determinarea vitezei critice de călire cu ajutorul datelor probei de călire frontală

În nomograma de mai sus sunt indicate pe abscisă distanțele până la zona martensitică (în partea de sus a abscisei), respectiv până la zona semimartensitică (în partea de jos), iar pe ordonată valorile corespunzătoare ale vitezelor critice v_{100M} (în partea dreaptă), respectiv v_{50M} (în stânga coordonatei). Cunoscând pentru cele două oțeluri comparate distanțele până la zonele semimartensitice (3mm, respectiv 18mm), rezultă grafic:

* pentru 39MoAlCr15: $v_{50M} = 350 \text{ }^{\circ}\text{C/s}$

* pentru 42MoCr11: $v_{50M} = 60 \text{ }^{\circ}\text{C/s}$.

Cu alte cuvinte, pentru a obține o structură de călire predominant martensitică produsele confecționate din 39MoAlCr15 vor trebui răcite cu o viteză de cca. 6 ori mai mare decât cele realizate din 42MoCr11.

Având în vedere toate cele prezentate mai sus, se poate concluziona că oțelul 39MoAlCr15 prezintă o călibilitate mai slabă decât oțelul 42MoCr11, fapt care se datorează cert în mare măsură influenței exercitate de aluminiu asupra caracteristicii tehnologice aflată în discuție.

IV. STUDIU PRIVIND COMPOZIȚIA ȘI PROPRIETĂȚILE STRATURILOR SUPERFICIALE OBTINUTE PRIN ALUMINIZARE URMATĂ DE NITRURARE

IV.1. Introducere

Alături de tratamentele termice, tratamentele termochimice ocupă un rol important între operațiile tehnologice de prelucrare a materialelor metalice, ele permițând obținerea unor caracteristici de exploatare deosebit de interesante, în condițiile economisirii metalelor de aliere scumpe și deficitare.

Tratamentele termochimice au drept scop modificarea compoziției chimice, a structurii și stării de tensiuni pe o anumită adâncime de la suprafața produselor metalice și obținerea pe această cale a unor proprietăți fizico-chimice și mecanice specifice diferite de cele ale miezului. Modificarea compoziției chimice a straturilor superficiale se realizează prin saturarea acestora cu un anumit component de aliere sau de cementare (C, N, S, Si, B, Al, Cr, Zn) prin difuzie la temperaturi înalte. Elementul de îmbogățire se alege în funcție de caracteristicile de exploatare care trebuiesc obținute în suprafața produsului, putându-se astfel realiza durificarea superficială, îmbunătățirea rezistenței la coroziune sau la oxidare la cald, a coeficientului de frecare, etc.

Se tratează termochimic, de regulă, piese și scule de mare importanță, având cele mai diverse forme și dimensiuni și care în timpul funcționării sunt supuse unor solicitări complexe mecanice, fizice și chimice, cum ar fi: răsucire cu încovoiere, uzură, șocuri, oboseală, coroziune. În urma aplicării tratamentelor termochimice, astfel de produse metalice prezintă un ansamblu de caracteristici care, prin alte procedee, fie că nu pot fi obținute, fie că sunt mult mai modeste.

Tratamentele termochimice permit totodată realizarea unor asocieri de proprietăți incompatibile în mod obișnuit. Spre exemplu, este posibilă obținerea unor organe de mașini (roți dințate, arbori cotiți, etc.) care să prezinte un miez moale și tenace, rezistent la șocuri, și un strat superficial dur, rezistent la uzură și oboseală.

Piese duplex se pot obține și prin alte procedee , cum ar fi acoperirea galvanică sau călirea superficială. Față de acestea, tratamentele termochimice prezintă însă o serie de avantaje incontestabile.

Astfel, straturile rezistente la coroziune obținute prin difuzie sunt mult mai aderente și rezistente decât cele rezultate prin acoperiri galvanice.

Pe de altă parte, durificarea superficială prin aplicarea unui tratament termochimic oferă, în comparație cu cea rezultată prin călire superficială, următoarele avantaje:

- în urma aplicării unui tratament termochimic se crează o deosebire mai mare între proprietățile miezului și cele ale suprafeței, întrucât în straturile superficiale se modifică nu numai structura - ca în cazul călirii superficiale - ci și compoziția chimică;

- forma exterioară a piesei nu are practic nici o importanță pentru tratamentul termochimic. Cu același succes se pot trata atât piese cu forme simple, cât și piese cu forme complicate, obținându-se, pe întreaga configurație, un strat durificat de grosime uniformă. Pentru călirea superficială, forma exterioară a piesei este de cea mai mare importanță. Cu cât aceasta este mai complicată, cu atât este mai dificilă construcția unui dispozitiv de încălzire adecvat (inductor, arzător) și realizarea unei cinematici de deplasare corespunzătoare la încălzire și la răcire, care să asigure obținerea unui strat uniform. Din acest motiv, la multe organe de mașini datorită formei lor exterioare complexe, se exclude posibilitatea călirii lor superficiale.

Pe de altă parte însă trebuie avut în vedere faptul că tratamentele termochimice recurg la încălzire în volum (cu rare excepții) și necesită durate, uneori și temperaturi, mari, ceea ce predispune piesele la deformare și că necesită substanțe care, alături de energia consumată, ridică mult costul pieselor tratate. De aceea, ele trebuie prescrise și aplicate cu mult discernământ, astfel încât performanțele tehnice obținute să justifice costul în ansamblu al tratamentului aplicat.

IV.2. Aluminizarea

IV.2.1. Scopul aluminizării

Prin aluminizare, alitare sau cementare cu aluminiu se realizează îmbogățirea superficială prin difuzie cu aluminiu a produselor confecționate din aliaje feroase, în scopul creșterii rezistenței la oxidare la temperaturi înalte ($800\div 900^{\circ}\text{C}$) și la coroziune atmosferică.

Alitarea se efectuează la temperaturi cuprinse între $700\div 1100^{\circ}\text{C}$ în medii solide, lichide sau gazoase, grosimea stratului de difuzie atingând valori de $0,02\div 0,8$ mm.

IV.2.2. Oțeluri și fonte pentru aluminizare

Viteza de difuzie a aluminiului în aliajele fierului cu carbonul este influențată de conținutul lor în carbon și elemente de aliere, fiind cu atât mai redusă, cu cât proporția acestora este mai mare [54]. Din acest motiv aluminizarea se aplică cu precădere produselor confecționate din oțeluri carbon și slab aliate, cu conținut redus în carbon, și mai rar celor din oțeluri cu conținut mediu în carbon sau din fontă cenușie.

Alitarea s-a răspândit mai ales ca procedeu de mărire a rezistenței la oxidare la cald, în scopul înlocuirii aliajelor refractare scumpe, cu rezistență la încălzire până la $800\div 1000^{\circ}\text{C}$, cu materiale mai ieftine.

În anumite cazuri se procedează chiar la aluminizarea unor aliaje și oțeluri refractare pentru mărirea suplimentară a rezistenței lor la formarea oxizilor. Astfel, un oțel cu: 14% Cr , 14% Ni , 2% W , 0,5% Mo , 0,4% C , refractar numai până la temperatura de circa 900°C , după alitare devine rezistent până la $1100\div 1150^{\circ}\text{C}$ [54].

IV.2.3. Structura și proprietățile stratului aluminizat

IV.2.3.1. Structura stratului aluminizat

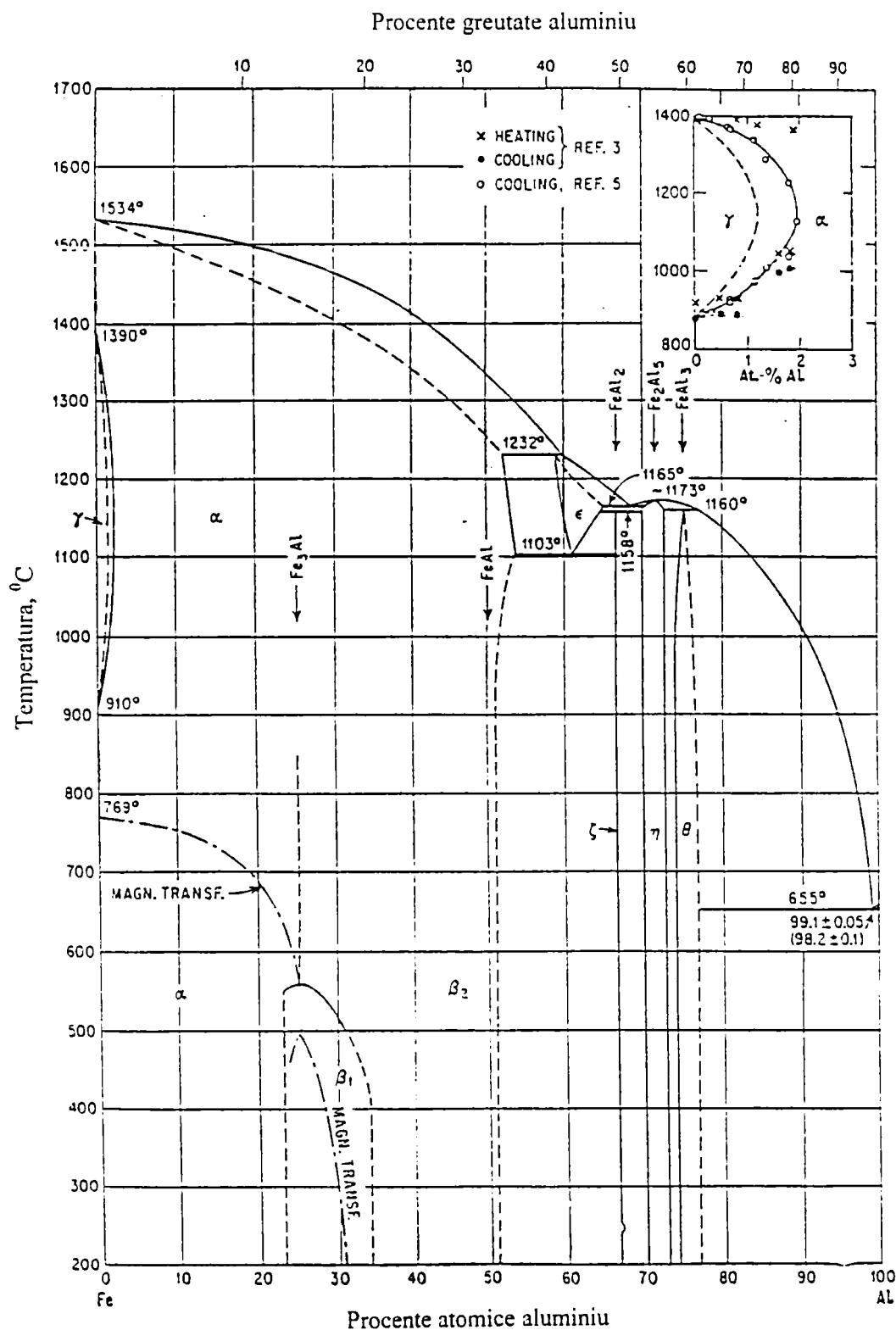


Fig.71 Diagrama de echilibru a sistemului Fe- Al

Structura stratului aluminizat, respectiv natura, succesiunea și morfologia diferiților constituenți structurali, este determinată direct de concentrația și distribuția aluminului în stratul de difuzie.

Constituenții din stratul alitat corespund domeniilor monofazice ale diagramei de echilibru fier - aluminiiu (fig.71 [33]), în limitele concentrațiilor de la zero până la conținutul maxim în aluminiiu obținut în suprafață. Formarea structurilor eterogene, corespunzătoare diferitelor domenii plurifazice ale diagramei, este imposibilă din punct de v... t... o... a... [-] .

Concentrația și distribuția aluminiului în stratul superficial este determinată atât de *procedul de alitare utilizat și de parametrii tehnologici aleși (temperatura și durata de menținere)*, cât și de *tipul oțelului supus aluminizării*.

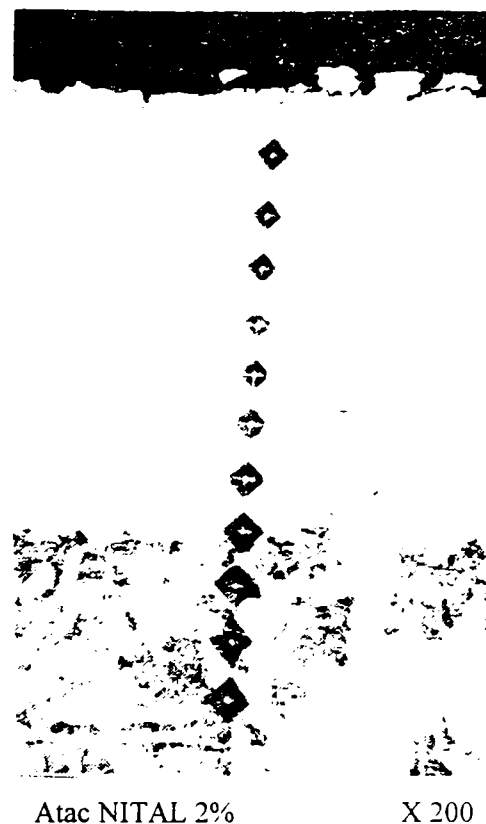
a) Procedul de alitare

În cazul aluminizării în amestecuri pulverulente sau în mediu gazos, conținutul de aluminiu din suprafață este mai mic decât cel rezultat în urma alitării în aluminiu topit sau prin metalizare și recoacere (când se ajunge la 75...79% [62]). În toate situațiile însă, concentrația în aluminiu în suprafața pieselor aluminizate depășește 50% și, parcurgând diagrama de echilibru Al - Fe, se poate presupune următoarea succesiune a fazelor în strat, în parte confirmată experimental:

La limita de separație dintre stratul propriu-zis și restul piesei apare o zonă întinsă de soluții solide de aluminiu în fier α , cu concentrații crescânde în aluminiu și având rețea cubică cu volum centrat. Aceasta este deosebit de rezistentă la atacul cu reactivi metalografici obișnuiți, apărând la microscop sub forma unei zone necorodate. Spre exemplificare, în figura 72[33] este reprodusă microstructura stratului aluminizat obținut prin alitare în amestec de pulberi sau în mediu gazos. Printr-un atac metalografic de lungă durată în reactivi speciali (fierbere în soluție de 5% NaOH sau atac la rece cu o soluție formată din : 8% HF, 13% HCl și 79% H₂O), se poate pune în evidență structura columnară a grăunților acestui strat și existența, în partea mijlocie a stratului, a incluziunilor aciculare și a rețelei pe limitele grăunților.

Aproximativ la mijlocul stratului se formează o rețea aciculară, care se presupune a fi constituită din cristale de compus Fe₃Al.

La suprafața pieselor, unde conținutul în aluminiu, de regulă, depășește 50%, se formează fazele FeAl, FeAl₂ sau chiar Fe₂Al₅.



Atac NITAL 2% X 200
Fig.72 Microstructura stratului oțelului OLC 25 alitat în mediu solid, 6 ore la 1050°C

Specificul diferitelor metode de aluminizare se reflectă nu numai în ceea ce privește conținutul și distribuția aluminiului în stratul de difuzie, ci determină și aspecte microstructurale diferite ale zonelor succesive din acest strat.

Astfel, în microstructura probelor aluminizate în amestec pulverulent s-a pus în evidență la suprafață o zonă de compuși cu grăunți hexagonali, iar în mijocul stratului o zonă cu structură aciculară (fig.73 [33]).

În cazul alitării în topitură de aluminiu și fier, zona superficială a stratului aluminizat reprezintă un aliaj aderat mecanic la suprafață, a cărui compoziție corespunde cu aliajul băii. Așa cum se observă și din microstructura reprodusă în în figura 74[33], limita dintre acest strat și stratul de difuzie nu se distinge clar. De asemenea, piesele din oțel cu conținut redus în carbon aluminizate în baie de aluminiu prezintă la trecerea dintre stratul de difuzie și miez o microstructură cu caracter acicular sinuos, rezultată drept urmare a creșterii rapide a fazelor în direcția perpendiculară la suprafață.

Analiza roentgenostructurală a demonstrat că aspectul acicular al stratului limită se datorează naturii rețelei cristaline a fazei Fe_2Al_5 , fază care nu se întâlnește în straturile alitate obținute în amestecuri de pulberi [33]. Germenii acestei faze se orientează favorabil la suprafața probei, direcțiile cristalografice cu defecte ale rețelei așezându-se perpendicular pe frontul difuziunii. Acest fapt provoacă tocmai anizotropia vitezei de difuziune și creșterea preferențială rapidă a fazei în zona în care n-a pătruns aluminizarea.

b) Parametrii regimului de alitare

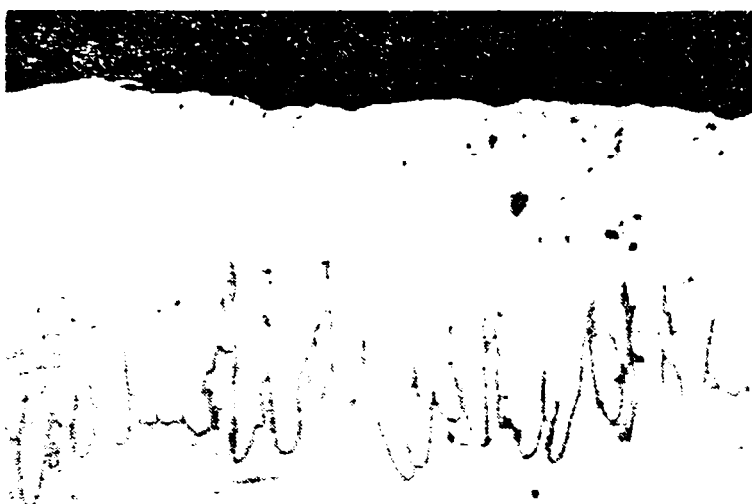
Indiferent de procedeul de aluminizare ales, adâncimea și structura stratului de difuzie depinde de temperatura și durata de alitare.

Astfel, viteza de difuzie a aluminiului în oțeluri crește la creșterea temperaturii de alitare. Drept urmare, adâncimea stratului alitat și concentrația în aluminiu la aceeași distanță de la suprafață, pentru o durată dată a procesului, vor fi cu atât mai mari, cu cât temperatura de menținere va fi mai ridicată (fig.75 [33]).



Fig.73 Microstructuri ale unor zone diferite din stratul aluminizat la două probe tratate în amestec pulverulent (fotografiile s-au realizat la un unghi de 90° față de suprafața probelor):

a - zona superficială a stratului alitat ; b - zona mijlocie a stratului alitat ; c și d - zonele corespunzătoare ale celei de a doua probe, aluminizată după alt regim.



X 500

Fig.74 Microstructura oțelului OLC10 aluminizat la 770°C într-o baie constituită din 90% Al și 10% Fe

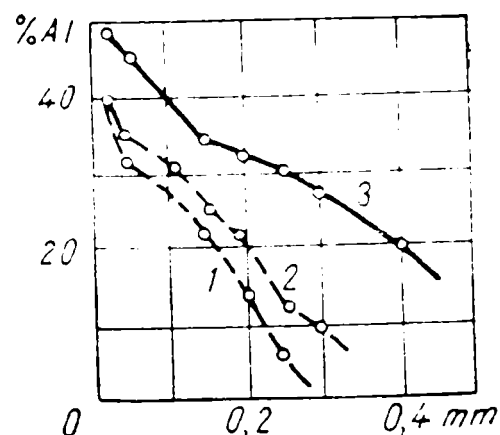


Fig.75 Concentrația aluminiului în stratul de difuzie pentru diferite regimuri de aluminizare în amestec pulverulent: 1- la 900°C / 6 h
2- la 1000°C / 6 h
3- la 1000°C / 12 h

Totodată, temperatura de aluminizare influențează și asupra aspectului microstructural al stratului de difuzie.

Structura stratului la temperatura de aluminizare se poate determina cu ajutorul secțiunii izoterme prin sistemul fier - aluminiu corespunzătoare acestei temperaturi.

Întrucât aluminiul este un element α - gen, asemenea cromului, molibdenului, wolframului, siliciului, titanului, beriliului, niobiului, borului, zirconiumului, el coboară temperatura punctului A_4 și ridică temperatura punctului A_3 , închizând domeniul γ . Această proprietate, care rezultă din aspectul diagramei de echilibru Al-Fe redată în figura 71, este redată în figura 76 printr-o reprezentare schematică. În funcție de temperatura la care se realizează practic alitarea sunt posibile două situații:

- Temperatura de alitare este mai mică decât 910°C:

Saturarea stratului cu aluminiu până la cca.50% Al la temperatura t' (fig.76) nu provoacă variații ale structurii, la toate concentrațiile menținându-se masa de bază de tip soluție solidă de Al în Fe α . Variația concentrației aluminiului pe adâncimea stratului se reprezintă printr-o curbă continuă și descrescătoare (fig.77,a). Punctul inițial de pe curbă, adică concentrația la suprafață a elementului de îmbogățire, este determinat de intensitatea fenomenelor de suprafață (adsorbție).

- Temperatura de alitare este mai mare decât 910°C:

În cazul în care difuzia are loc la o temperatură aflată în intervalul $A_3 - A_4$ (t'' , fig.76), în etapele inițiale ale procesului masa de bază este de tip soluție solidă γ , până în momentul în

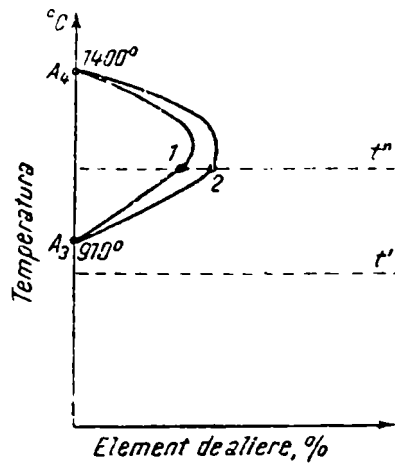


Fig.76 Portiunea din diagrama de echilibru Fe - Al corespunzătoare unor conținuturi de Al sub 50% (schemă)

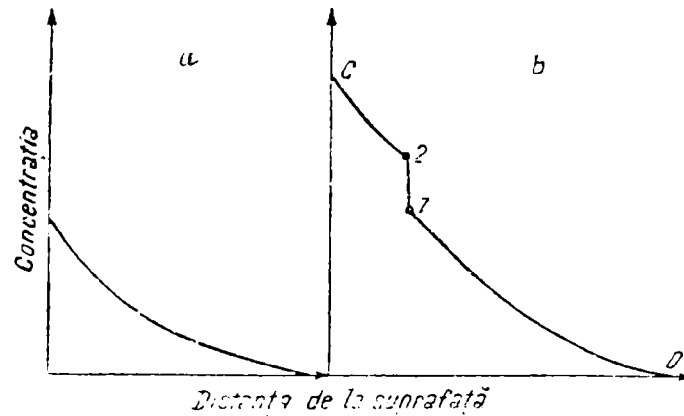


Fig.77 Variația concentrației Al pe adâncimea stratului:
A - difuziune fără transformări de faze
B - difuziune cu transformări de faze la temperatura procesului

care concentrația elementului de îmbogățire atinge valoarea limită pentru faza γ la această temperatură (punctul 1). Saturarea în continuare determină o reordonare simultană $\gamma \rightarrow \alpha$. În locurile îmbogățirilor prin fluctuație este posibilă formarea unor porțiuni α , cel mai probabil cu un conținut minim posibil de element de difuziune (punctul 2). Pe măsura creșterii aportului de element de îmbogățire, se produce o creștere continuă a porțiunii de fază α .

Drept urmare, la temperatura de alitare se formează îmbinarea a două straturi: α , cu concentrația corespunzătoare punctului 2, și γ , având concentrația punctului 1, ceea ce determină apariția saltului de concentrație la o anumită distanță de la suprafață pe curba de distribuție a aluminiului pe adâncimea stratului (fig.77,b).

Și în acest caz structura la temperatura camerei va fi alcătuită din soluție solidă α pe întreaga grosime a stratului de difuzie, dar se deosebesc două zone din punct de vedere al comportamentului la răcire. Astfel, zona exterioară, mai bogată în aluminiu (având concentrația mai mare decât cea a punctului 2), nu suferă transformări de fază la răcire. În timp ce în porțiunea situată mai spre interiorul piesei, în care concentrația este mai mică decât cea a punctului 1 (difuzia a avut loc în faza γ), la răcire se produce transformarea de fază $\gamma \rightarrow \alpha$.

Existența acestor două zone a fost pusă în evidență pe probe metalografice microscopice, care au prezentat la suprafață o zonă de cristale columnare de soluție solidă α , care nu au suferit transformări de fază la răcire, separată, printr-o linie de difuzie înnegrită puternic, de zona în care s-a produs la răcire transformarea $\gamma \rightarrow \alpha$ (fig.78 [54]).

În ceea ce privește influența duratei de alitare, așa cum rezultă și din figura 77, prelungirea acesteia determină creșterea adâncimii stratului aluminizat. Trebuie însă menționat că, pe măsura îmbogățirii stratului de difuzie cu aluminiu, în timpul alitării la o temperatură dată difuzia aluminiului se produce cu viteză mare în perioada inițială, încetinindu-se apoi (vezi fig.85).

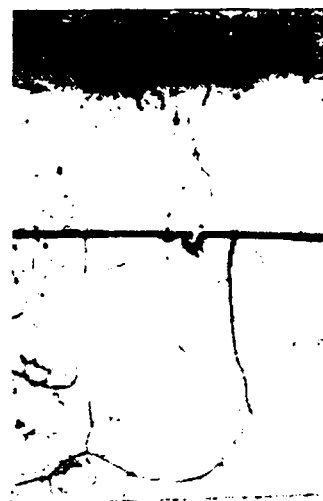


Fig.78 Structura stratului de difuzie în cazul în care soluția solidă suferă o transformare de fază la temperatura de difuzie

c) Compoziția chimică a oțelului supus alitării

Influența elementelor de aliere asupra adâncimii și structurii stratului aluminizat se explică prin acțiunea pe care acestea o manifestă asupra polimorfismului fierului. Astfel, prezența în oțelurile aliate a unor elemente α -gene, care largesc domeniul de existență al $Fe\alpha$, în care viteza de difuzie a aluminiului este mai mare, determină creșterea adâncimii stratului obținut, în timp ce elementele γ -ene conduc la micșorarea acestuia.

Studiul experimental al influenței elementelor de aliere asupra adâncimii stratului alitat al aliajelor cu conținut foarte redus în carbon (pe bază de fier Armco) s-a încercat, în mod independent, în două lucrări, fără însă ca rezultatele să coincidă (fig.79 și 80 [33]). Este posibil ca acest fapt să se datoreze diferenței dintre materialele inițiale și condițiile în care s-au efectuat experiențele (temperatura de aluminizare a diferit cu $75^{\circ}C$).

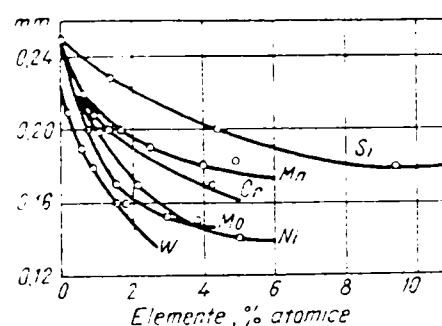


Fig.79 Influența elementelor de aliere asupra adâncimii stratului aluminizat al fierului cu 0,02 %C , tratat la $950^{\circ}C$ timp de 6 ore

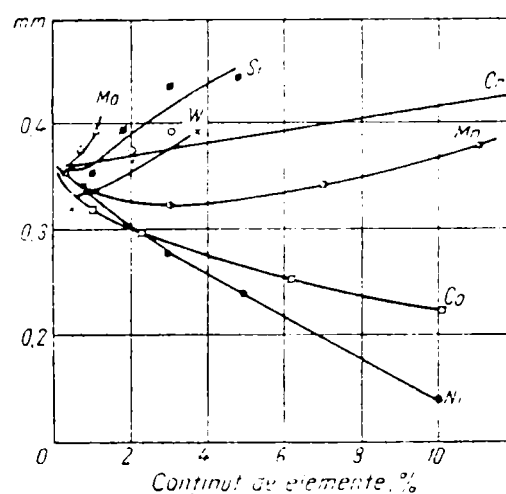


Fig.80 Influența elementelor de aliere asupra adâncimii stratului aluminizat, format la $1025^{\circ}C$ timp de 5 ore

Conținutul în carbon al oțelurilor influențează semnificativ asupra adâncimii stratului aluminizat. Cu cât acest conținut este mai mare, cu atât viteza de difuzie a aluminiului este mai redusă, obținându-se în final straturi mai subțiri, dar mai bogate în aluminiu (fig.81 [33]). Din acest motiv, oțelurile cu conținut ridicat în carbon și fontele supuse aluminizării se recomandă să fie în prealabil decarburate superficial.

De remarcat și faptul că, la temperaturi de alitare superioare celei de 910°C , simultan cu difuzia aluminiului spre interiorul piesei supuse aluminizării se produce și o redistribuire prin difuzie a carbonului în stratul superficial. Astfel, pe probe metalografice din oțel carbon cu strat alitat s-a pus în evidență existența unui substrat cu un conținut mai mare în carbon decât cel corespunzător miezului (fig.78). Acest substrat a rezultat datorită difuziei atomilor de carbon din

din suprafață spre interior, pe măsura creșterii grăunților columnari ai fazei α la temperatura de saturație, și tendinței acestor atomi de a nu se dizolva în austenită (fig.82 [33]).

IV.2.3.2. Proprietățile stratului aluminizat

Așa cum s-a mai arătat, aluminizarea se aplică pieselor din oțeluri și fonte în scopul creșterii rezistenței la oxidare la temperaturi înalte și la coroziune atmosferică. Pentru a se asigura aceste caracteristici, straturile superficiale îmbogățite în aluminiu trebuie să prezinte o tenacitate corespunzătoare, astfel încât să nu existe pericolul de distrugere a continuității lor prin exfoliere.

În consecință, proprietățile straturilor obținute prin diferite procedee de aluminizare trebuie analizate sub trei aspecte: caracteristicile mecanice, rezistența la oxidare și proprietățile anticorozive.

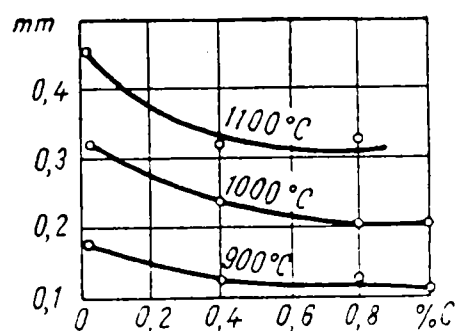


Fig.81 Influența conținutului în carbon al oțelurilor asupra adâncimii stratului aluminizat în amestec pulverulent timp de 6 ore

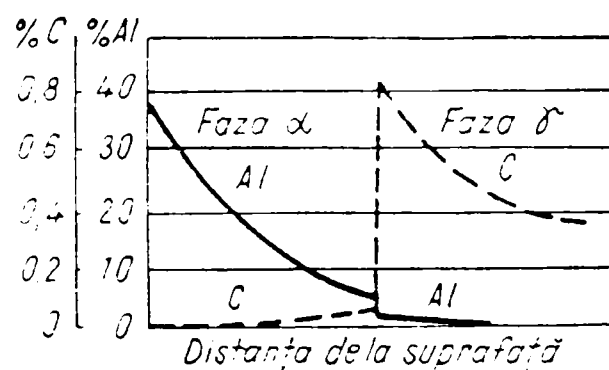


Fig.82 Variația concentrației de aluminiu și carbon în stratul aluminizat al oțelului cu 0,4%C (compoziția de fază este dată pentru temperatura de diuziune)

a) Caracteristicile mecanice ale straturilor alitate

Duritatea stratului de difuzie este cu atât mai mare, cu cât conținutul în aluminiu este mai ridicat, fiind deci maximă în suprafața pieselor (500 HV la cca. 50%Al) și scăzând treptat către centrul acestora (fig.83 [33]). Cu toate acestea, stratul aluminizat prezintă o rezistență mică la uzură [33].

Straturile care prezintă o zonă de compuși intermetalici la suprafață sunt deosebit de fragile și se exfoliază ușor. Din acest motiv sunt preferate straturile mai sărace în aluminiu, cu cel mult 20...30% Al în zona superficială, la care scăderea conținutului în aluminiu de la suprafață către centrul piesei se produce cât mai uniform. Astfel de straturi se pot obține prin reglarea corespunzătoare a parametrilor tehnologici ai operațiilor de aluminizare și prin aplicarea ulterioară a unei recoaceri de difuzie, menită să asigure o repartizare mai uniformă a aluminiului în strat.

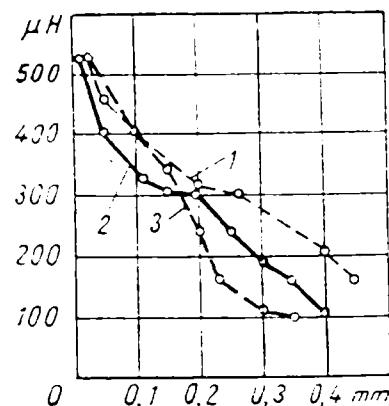


Fig.83 Distribuția microdurității în adâncimea stratului de difuzie a oțelului OLC10 aluminizat cu regimuri diferite:

- 1 – la 1000°C timp de 12 h
- 2 – la 1000°C timp de 6 h
- 3 – la 900°C timp de 6 h

b) Rezistența la oxidare

La temperaturi începând de la aproximativ 560°C în sus, fierul și oțelurile obișnuite încep să se oxideze intens. Din acest motiv piesele destinate să funcționeze la temperaturi înalte trebuie confectionate din oțeluri aliate cu elemente mai ușor oxidabile decât fierul, cum sunt cromul, siliciul și aluminiul. Astfel de oțeluri se numesc stabile la coroziune gazoasă sau rezistente la oxidare la cald.

Aceleași performanțe se pot obține însă și prin utilizarea unor oțeluri sau fonte mai ieftine, cu un grad mai redus de aliere, dacă acestea sunt supuse aluminizării, întrucât prezența aluminiului în proporții mai mari de 8% în suprafața pieselor (condiție îndeplinită în cazul tuturor procedurilor de aluminizare) conferă acestora rezistență la coroziune gazoasă. Acest fapt se datorează oxidării interne a aluminiului, care conduce la acoperirea produsului alitat cu o peliculă subțire și compactă de oxid de aluminiu Al_2O_3 , peliculă ce protejează oțelul împotriva oxidării în profunzime.

Efectul aluminizării asupra rezistenței la oxidare a oțelurilor OLC10 și 10Cr130 este ilustrat în figura 84 [33].

Influența temperaturii asupra rezistenței la formarea oxizilor în cazul unor probe din oțel și fontă aluminizate și Nealuminizate rezultă din tabelul 25[33]. După încercări de scurtă durată la 850°C, creșterea greutății probelor aluminizate din fontă este de 14 ori mai mică, iar la 1000°C de 7

ori mai mică decât a celor Nealuminizate. Creșterea greutății probelor din oțel aluminizate, după încercări la 1050°C și 1200°C este de 52 și respectiv 20 ori mai mică decât la cele Nealuminizate.

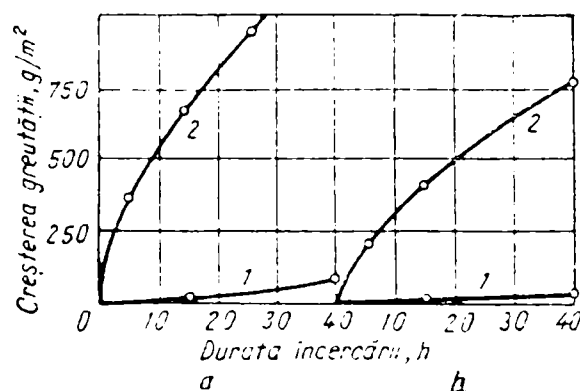


Fig.84 Rezistența la oxidare la 1000°C a oțelurilor OLC10 (a) și 10Cr130 (b):
1 - oțel aluminizat;
2 - oțel Nealuminizat

Tabelul 25 Influența aluminizării asupra rezistenței la oxidare a oțelului și fontei

Materialul probei	Starea probei	Creșterea greutății probei după 5h de încălzire la diferite T, [g/m²h]					
		850°C	950°C	1000°C	1050°C	1125°C	1200°C
Oțel OLC10	Nealuminizată	-	-	-	210	287	334
	Aluminizată	-	-	-	3-5	5-7	10-25
Fontă cenușie	Nealuminizată	56	64	154	-	-	-
	Aluminizată	3-5	8-10	18-25	-	-	-

Pe măsura creșterii duratei de menținere la temperaturi ridicate, rezistența la oxidare a oțelurilor alitate scade ca urmare a reducerii continue a concentrației aluminiului în stratul superficial, determinată de difuzia acestuia spre centrul piesei. Din acest motiv, rezultatele unor încercări de scurtă durată, cum sunt cele din tabelul 25, nu se pot utiliza pentru aprecierea comportării pieselor în condiții de exploatare îndelungată la temperaturi înalte.

Experiențele efectuate în astfel de condiții au demonstrat că aluminizarea are un efect maxim la piesele care funcționează timp îndelungat la temperaturi până la 850°C. Rezultate bune s-au obținut însă și la temperaturi până la 900...950°C, iar la temperaturi superioare acestora, deși mai puțin spectaculos, efectul aluminizării nu se anulează complet. Încercările de durată îndelungată efectuate asupra probelor din oțel cu puțin carbon aluminizate au arătat că la 850°C rezistența lor la formarea oxizilor este de aproximativ 15÷20 ori mai mare decât la cele Nealuminizate, la 900°C de 10÷15 ori, la 1000°C de 5÷6 ori, la 1100°C de 3÷4 ori și la 1200°C de 2÷3 ori.

Utilizarea pieselor aluminizate este și mai avantajoasă în cazul în care acestea trebuie să funcționeze la temperaturi ridicate în medii ce conțin hidrogen sulfurat, care determină distrugerea rapidă chiar și a pieselor confecționate din oțeluri aliate rezistente la formarea oxizilor (tabelul 26 [33]).

Tabelul 26 Date comparative privind rezistența la oxidare la 650°C în mediu oxidant (după 1000 ore) și de H₂S (după 24 ore) pentru oțeluri de diferite compoziții

COMPOZIȚIA OȚELULUI [%]					Creșterea greutatei probelor [mg/cm ²]			
					în mediu oxidant		în mediu cu H ₂ S	
C	Cr	Ni	Mo	W	nealitat	alitat	nealitat	alitat
0.08-0.18	-	-	-	-	-	-	173.5	0.6
0.08-0.18	1.25	-	0.5	-	-	-	101.3	0.7
0.08-0.18	5	-	0.5	1	36.6	0.8	172.8	1.3
0.08-0.18	5	-	-	-	17.5	1	175.6	0.5
0.08-0.18	18	8	-	-	1.1	0.6	36.5	0.1

c) Rezistența la coroziune

Deși aluminizarea se aplică în principal în scopul creșterii rezistenței la formarea oxizilor, cercetările efectuate asupra unor produsele aluminizate în topitură de aluminiu și fier au demonstrat că acestea prezintă în același timp și o bună rezistență la coroziune în atmosferă, apă de mare, ceață care conține vapori de sare și în condiții tropicale. Rezistența la coroziune în astfel de medii a oțelului aluminizat în topitură s-a dovedit a fi chiar mai bună decât cea a oțelului zincat în zinc topit [33]. Astfel, la încercarea de rezistență la coroziune în ceață cu vapori de sare (temperatura 36°C, durata 120h), oțelul zincat, cu o grosime a stratului de 0,05 mm, a pierdut în greutate 712 g/dm², iar cel aluminizat, având un strat de 0,05...0,07 mm, doar 49...174 g/dm². De asemenea, încercările de foarte lungă durată în atmosferă au arătat că piesele alitate sunt de aproape trei ori mai rezistente decât cele zincate (au rezistat 19, respectiv 7 ani).

Pentru a asigura rezistență la coroziune, grosimea stratului aluminizat trebuie să fie de minim 0,05...0,06 mm. Un astfel de strat se formează în topitură la 700°C în decurs de câteva minute. Acest procedeu se aplică tot mai des pentru protecția împotriva coroziunii atmosferice a sârmelor, benzilor, obiectelor de uz casnic, a pieselor de construcție.

Stratul alitat își păstrează în timp proprietățile protectoare numai în cazul în care urmele de cloruri sunt îndepărtate complet prin spălare după încheierea procesului de aluminizare, iar piesele sunt apoi unse cu ulei. De asemenea, recoacerea de difuzie, aplicată uneori în scopul

uneori în scopul măririi adâncimii stratului, determină totodată și creșterea rezistenței la coroziune, drept urmare a volatilizării urmelor de clorură de aluminiu de pe suprafața pieselor.

Trebuie remarcat faptul că cele expuse mai sus se referă numai la straturile de difuzie obținute în topitură de aluminiu, neexistând date comparative asupra rezistenței la coroziune a oțelurilor aliate prin alte procedee.

IV.2.4. Procedee de aluminizare

IV.2.4.1. Aluminizarea în amestecuri de pulberi

Cunoscută și sub numele de *calorizare*, cementarea cu aluminiu în mediu solid este cel mai vechi și mai simplu procedeu folosit pentru aluminizare. Practic, îmbogățirea superficială cu aluminiu se realizează prin încălzirea și menținerea pieselor un timp determinat la o temperatură înaltă ($950...1000^{\circ}C$) într-un amestec pulverulent, capabil să pună în libertate atomi de aluminiu. De regulă, amestecurile folosite conțin:

- aluminiu sau feroaluminiu, care furnizează elementul de îmbogățire ;
- clorură de amoniu, care joacă rol de activator al reacțiilor din cutia de cementare ;
- oxid de aluminiu (alumină, caolină), care împiedică topirea pulberii de aluminiu, respectiv sinterizarea feroaluminului.

Compoziția amestecului de pulberi influențează asupra adâncimii și calității stratului de difuzie obținut. În tabelul 27 [51] sunt prezentate câteva rețete de amestecuri pulverulente pentru alitare.

Tabelul 27 Amestecuri pulverulente pentru cementare cu aluminiu

Amestec	Aluminiu [%]	Feroaluminiu cu 35-50% Al [%]	Al ₂ O ₃ [%]	NH ₄ Cl [%]	Temperatura de alitare [°C]
1	49,5	-	49,5	1	950 - 1050
2	-	98	-	2	950 - 1050
3	-	99	-	1	860 - 1000
4	-	99,5	-	0,5	900 - 1050

Piese care se supun alitării se introduc în cutii de cementare metalice, se acoperă cu un astfel de amestec și se încălzesc la temperatura de lucru. La această temperatură, în mediul de cementare se produc următoarele reacții:



sau



Clorura inferioară de aluminiu, după ce este adsorbită în suprafața piesei, se autoreduce, punând în libertate aluminiul activ:



Aluminiul astfel rezultat difuzează apoi spre interiorul piesei pe o adâncime care este determinată de:

- compoziția amestecului de cementare ;
- materialul din care este confecționată piesa și
- regimul de lucru (temperatura și durata de menținere la temperatură).

Pentru exemplificare, în figurile 85[32] și 86[32] și în tabelul 28[41] sunt redată rezultatele obținute în cazul aluminizării oțelului OLC10 utilizând diferite amestecuri și regimuri de cementare.

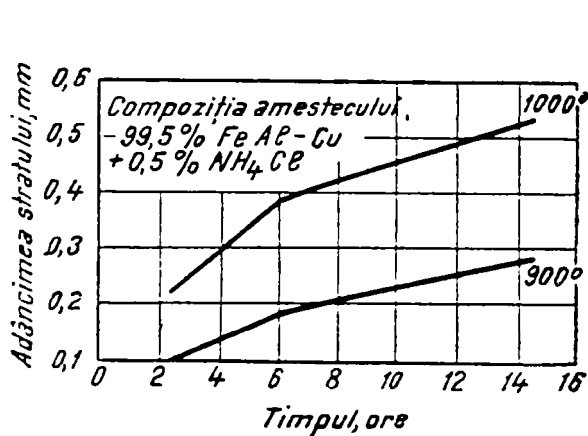


Fig.85 Influența duratei de alitare asupra adâncimii stratului de difuziune

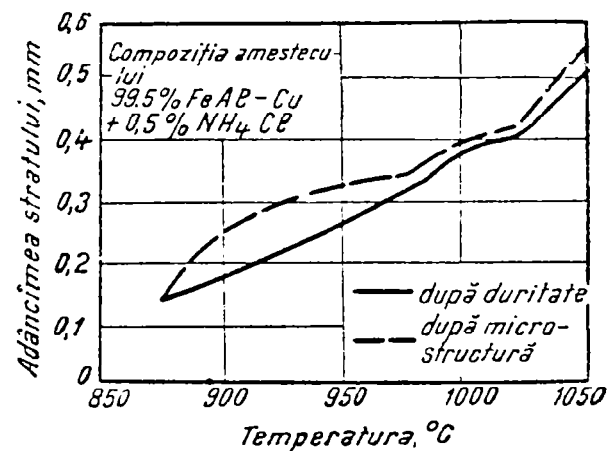


Fig.86 Influența temperaturii asupra adâncimii stratului alitat după menținerea timp de 6 ore

După aluminizare, când piesele s-au răcit, acestea trebuie curățate cu perii de păr și cu aer comprimat de urmele de amestec de cementare. În caz contrar există pericolul ca sub acțiunea resturilor de aluminiu și clorură de aluminiu să se declanșeze ulterior coroziunea suprafeței, în special în atmosferă umedă.

Tabelul 28 Dependența grosimii stratului aluminizat de regimul de alitare și compoziția mediului de cementare pentru oțelul OLC10

Compoziția Amestecului	Cantitatea [%]	Temperatura [°C]	Durata [h]	Adâncimea stratului [mm]
Feroaluminiu Al₂O₃ NH₄Cl	60 39 - 39,5 0,5 - 1,0	900	3	0,10
			6	0,18
			10	0,23
	950	3	0,18	
		6	0,26	
		10	0,38	
Aluminiu Al₂O₃ NH₄Cl	50 49 - 49,5 0,5 - 1,0	1 000	3	0,23
			6	0,39
			10	0,52

Cu cât conținutul în carbon al oțelului este mai mare, cu atât adâncimea stratului alitat obținut în aceleași condiții (T, t, mediu de cementare) este mai redusă, iar conținutul în aluminiu al stratului este mai ridicat. Aluminiul difuzează și mai greu în fontă, recomandându-se ca fontele cenușii înainte de aluminizare să fie supuse unei decarburări superficiale.

După aluminizarea în mediu solid piesele se supun de regulă unei recoacerei de difuzie la 900 - 1050 °C timp de 4-5 ore, în vederea reducerii conținutului de aluminiu din strat și micșorării fragilității. Se realizează astfel creșteri ale adâncimii stratului aluminizat cu 20 - 40% și chiar mai mult [33].

Piesele importante care funcționează la temperaturi relativ joase după alitare sau recoacere de difuzie îndelungată la temperatură înaltă se supun normalizării la 860 - 890°C, în scopul finisării granulației părților nealuminizate.

IV.2.4.2. Aluminizarea în băi de aluminiu topit

Aluminizarea în topituri de aluminiu se aplică pieselor de dimensiuni mici. Procedeu este simplu, realizându-se prin scufundarea pieselor într-o baie de aluminiu aflată la temperaturi de 680...800°C, iar duratele de menținere necesare pentru obținerea straturilor de difuzie sunt relativ scurte. Cu toate acestea, alitarea în aluminiu topit nu este un procedeu cu răspândire largă, fiind date inconvenientele prezentate de această metodă, respectiv:

- durabilitatea mică a creuzetelor din oțel (corodate intens de aluminiul topit) ;
- dizolvarea pieselor în baie, imposibil de eliminat complet ;
- aderarea puternică a topiturii pe suprafața pieselor.

În scopul diminuării dizolvării pieselor și creuzetelor din oțel sub acțiunea aluminiului topit se poate introduce în baie o cantitate de 8...12% fier. Același efect se poate obține și prin utilizarea unor topituri de nichel-aluminiu [33].

Pe de altă parte, pentru aplicațiile industriale ale procedului se poate opta pentru creuzete confecționate din magnezită sau șamotă, iar pentru determinările de laborator pot fi folosite creuzete din porțelan, cuarț sau grafit, rezistente la acțiunea corozivă a aluminiului lichid.

Pentru atenuarea neajunsului cu privire la aderarea topiturii de aluminiu pe suprafața pieselor în timpul alitării se recurge fie la pregătirea prealabilă a suprafețelor pieselor, fie se procedează la curățirea lor ulterioară prin diferite procedee.

Pregătirea prealabilă se poate realiza cu ajutorul unor fondanți apoși, constituiți dintr-un amestec de fluorură de potasiu și acid clorhidric [33]. În astfel de soluții piesele se tratează la 60...80°C, după aceea se usucă, se încălzesc în cuptor până la 400°C și se scufundă apoi în topitură de aluminiu și fier. Acoperirea creată în acest mod pe suprafața piesei de oțel o protejează împotriva oxidării la încălzire și asigură obținerea unei suprafețe curate după tratament. Acest procedeu este însă mai rar utilizat, optându-se, de regulă, pentru *îndepărtarea ulterioară a topiturii aderate în timpul aluminizării pe suprafața pieselor*. Această curățire se poate face prin una din următoarele metode:

- pe suprafața piesei scoase din baie se suflă cu un jet puternic de aer;
- piesele se rotesc sau se vibrează într-un strat de fondant topit, deșus pe suprafața băii de aluminiu sau aflat într-un creuzet separat. În tabelul 29[62] sunt indicate câteva rețete de amestecuri fondante utilizate mai frecvent în acest scop. Prin utilizarea îndelungată, fondanții acumulează oxizi insolubili de fier și aluminiu și alte impurități, motiv pentru care ei trebuiesc reînnoiți sau regenerați într-un creuzet special.

Tabelul 29 Compoziția unor fondanți utilizați la aluminizarea în băi

Nr. crt.	Conținutul în diferitele componente, [%]				
	NaCl	KCl	Na ₃ AlF ₆	AlF ₃	ZnCl ₂
1	40	40	10	10	-
2	35	47	12	6	-
3	35	35	10	-	20
4	44	56	-	-	-

Rotirea în strat de fondant se realizează practic prin fixarea pieselor pe un arbore antrenat de un electromotor. La trecerea pieselor din stratul de fondant în topitura de aluminiu motorul se oprește după un timp scurt, necesar pentru înlăturarea de pe suprafața pieselor a oxizilor aderați în stratul de fondant. Motorul se repune în funcțiune la 30...60 de secunde după revenirea pieselor în stratul de fondant, topitura aderată fiind aruncată de pe suprafața acestora sub acțiunea forțelor

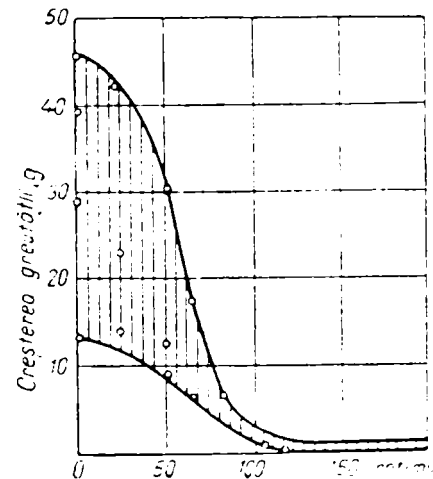


Fig.87 Influența vitezei de rotație a probelor în fondant la 820°C. asupra îndeptării aliajului topit Al-Ni aderat pe suprafața lor

centrifuge. Experimental s-a dovedit că turația minimă necesară este de 100 rot/min (fig.87 [33]).

Pe lângă faptul că permit curățirea mai ușoară a suprafeței pieselor, fondanții recomandați în tabelul 3 mai îndeplinesc și următoarele funcțiuni:

- protejează topitura împotriva oxidării ;

- “corodează” (dizolvă puțin) suprafața metalului, favorizând îndeptarea impurităților și peliculelor subțiri de oxizi, ceea ce ameliorează umectarea suprafeței tratate cu aluminiu și favorizează formarea unui strat cu adâncime uniformă ;

- pot fi folosiți pentru încălzirea pieselor înainte de scufundarea lor în baia de aluminiu, ceea ce permite reducerea duratei de menținere efectivă a pieselor în topitura corozivă; totodată, utilizarea fondantului pentru încălzire permite reglarea temperaturii băii de aluminiu la nivelul la care depășește numai cu puțin temperatura de topire, dizolvarea pieselor fiind, și pe această cale, atenuată.

Pe durata menținerii în baia de aluminiu în suprafața pieselor se formează o zonă de difuzie peste care se depune, în timpul extragerii lor din baie, un strat de aluminiu. Compoziția acestuia este identică cu cea a topiturii, iar grosimea sa este dependentă de temperatura băii și viteza de extragere a pieselor din baie. Astfel, cu cât viteza de extragere este mai mare, cu atât stratul superficial de aluminiu devine mai gros, iar cu cât temperatura de aluminizare este mai ridicată, datorită scăderii vâscozității băii, aderențele de aluminiu sunt mai mici [73].

Zona de difuzie aflată sub stratul de aluminiu topit este de fapt un aliaj fier-aluminiu bogat în aluminiu și prezintă un aspect microstructural specific, datorită conturului sinuos

acicular (în formă de „degete“ sau „limbi“) al limitei de separație dintre zona de difuzie și miez (fig.88 [72]).

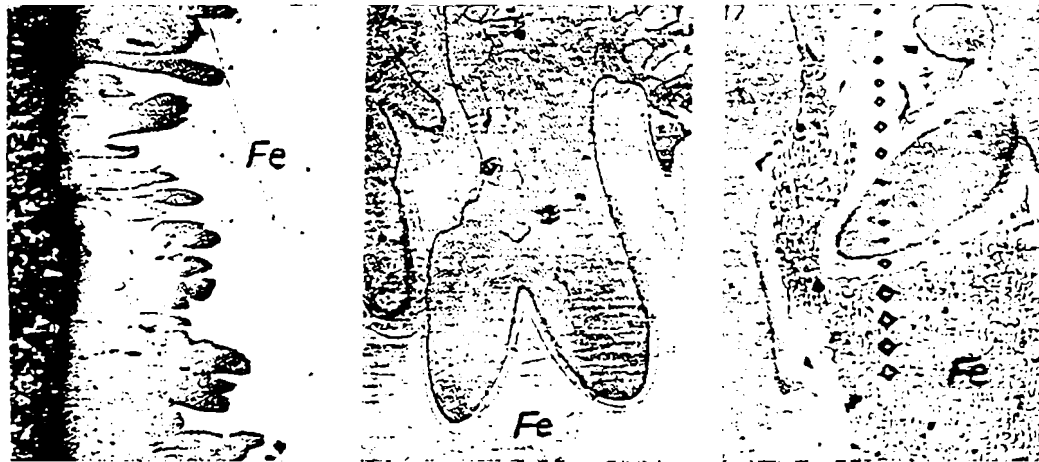


Fig.88 Straturi de difuzie obținute prin aluminizare în topitură de aluminiu la temperatura de 800°C

Tendința de formare a acestor „degete“ se atenuează pe măsura creșterii temperaturii băii de aluminiu, astfel încât la circa 900°C se obține o linie de delimitare între stratul de difuzie și miez aproape netedă [72].

În ceea ce privește natura zonei de difuzie, deși inițial s-a presupus că ar fi alcătuită din compusul fier-aluminiu cel mai bogat în aluminiu ($FeAl_3$), cercetările roentghenostructurale au arătat că aceasta este constituită, în principal, din Fe_2Al_5 [72]. Delimitarea de materialul de bază se face printr-un „tiv“ (fig.88) constituit dintr-o fază a cărei compoziție chimică și natură nu au putut fi stabilite cu certitudine până în prezent.

Determinările de microduritate efectuate de

E.Gebhardt și W.Obrowski [72] arată că este vorba despre o soluție solidă α cu aluminiu.

Adâncimea zonei de difuzie depinde atât de calitatea oțelului tratat și cea a suprafeței pieselor, cât și de compoziția băii și parametri tehnologici utilizați (temperatura și durata de menținere în baia de aluminizare). Influența celor din urmă este vizualizată în fig.89 [33].

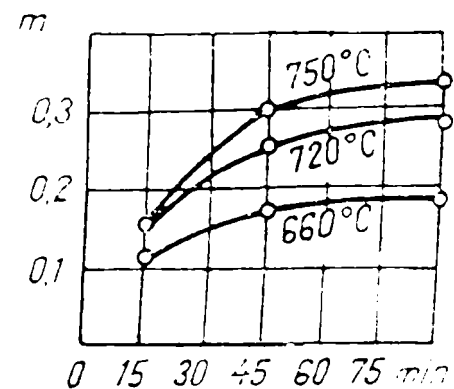


Fig. 89 Variația adâncimii stratului aluminizat în funcție de durata și temperatura de lucru pentru oțelul OLC10 alitat în baie cu 88% Al și 12% Fe

În tabelele 30 [41] și 31 [33] sunt prezentate câteva exemple practice de regimuri de aluminizare folosite pentru câteva produse industriale.

La fel ca și în cazul alitării în mediu solid, pentru îmbunătățirea caracteristicilor stratului obținut prin aluminizare în baie piesele se pot supune unei recoaceri de difuziune la 900-1100°C, în urma căreia adâncimea stratului crește, iar fragilitatea acestuia se reduce.

Tabelul 30 Regimuri de aluminizare în baie aplicate diferitelor produse din oțel

Temperatura [°C]	Durata de cementare [min]	Adâncimea stratului [mm]	Aplicații
660 - 700	60	0,08 - 0,15	Țevi
750	45	0,25 - 0,45 după recoacere de difuzie la 1000°C/5 ore	Scule de turnătorie

Tabelul 31 Regimuri de aluminizare în baie cu încălzire prealabilă în topitură de fondant

Temperatura Fondantului [°C]	Durata de menținere în fondant [min]	Temperatura băii de Al [°C]	Durata de menținere în baia de Al [sec]	Adâncimea stratului [mm]	Aplicații
730	3	730	10	0,025-0,035	Supape
700-730	8-15	700-730	60-180	0,05	Grătare

IV.2.4.3. Aluminizarea prin metalizare cu recoacere ulterioară

Această metodă permite obținerea rapidă de straturi aluminizate de calitate corespunzătoare și la un preț acceptabil, mai mic decât cel al altor procedee. Ea se realizează prin intermediul a patru operații succesive:

1. Pregătirea suprafeței, fie prin sablare cu nisip sau cu alicie, fie prin încălzire la 300°C [33], în vederea îmbunătățirii aderenței aluminiului pulverizat ulterior pe oțel.

2. Aplicarea unui strat de aluminiu cu grosimea de 0,7...1,2 mm pe suprafața pregătită a pieselor.

Stratul se depune prin pulverizarea aluminiului topit cu aer la presiune de 5...6 atmosfere. Topirea aluminiului se poate realiza fie cu arc electric, utilizând unul din regimurile de lucru prezentate în tabelul 32 [62], fie cu flacără (folosind drept gaz de ardere acetilena, amestec de propan-butan, metan sau gaz mixt).

Tabelul 32 Parametrii de lucru folosiți la metalizarea electrică pentru trei regimuri distincte

Parametrul	Regimul 1	Regimul 2	Regimul 3
Dist. de la suprafață, [mm]	75 - 150	100 - 200	100 - 250
Tensiunea arcului, [V]	25 - 30	35 - 40	35 - 45
Curentul, [A]	60 - 80	100 - 120	100 - 120
Presiunea aerului, [at]	5 - 6	5 - 6	5 - 6

3. Acoperirea suprafeței metalizate cu pastă pentru protejarea aluminiului împotriva oxidării în timpul recoacerii de difuziune. Compoziția pastelor utilizate este indicată în tabelul 33 [62].

Tabelul 33 Paste folosite pentru protecția stratului obținut prin metalizare

Componenta	Conținut în compoziția 1 [%]	Conținut în compoziția 2 [%]
Grafit argintiu	50	50
Argilă refractară	20	20
Nisip de cuarț	30	30
Sticlă solubilă	10	8
Clorură de amoniu	-	2

Notă:

Sticla solubilă și clorura de amoniu se adaugă la amestecul gata preparat al celorlalte componente.

Pasta se aplică în stare caldă, la 80...100°C, într-un strat cu grosimea de 0,8...1,5 mm, cu ajutorul unei pensule, prin imersare sau prin pulverizare pneumatică. Uscarea se efectuează mai întâi în aer și apoi în cuptor la 80...100°C.

4. Recoacerea propriu-zisă se realizează printr-o preîncălzire a pieselor la 500...600°C, urmată apoi de încălzirea și menținerea timp de 2...4 ore la temperatura de regim, egală cu 900...950°C. Răcirea se face odată cu cuptorul până la 600°C. În aceste condiții stratul aluminizat atinge grosimi de 0,2...0,4 mm. Prin utilizarea unor temperaturi de recoacere mai înalte se pot însă obține și straturi de difuzie mai adânci, chiar peste 1 mm [62].

IV.2.4.4. Aluminizarea în aerosoli

Mediul de cementare în cazul acestei metode este constituit din particule extrem de fine de aluminiu solid aflate în suspensie într-o fază gazoasă.

Operația se execută într-o retortă la temperatura de circa 1050°C. Deasupra cuptorului este amplasat dozatorul cu amestec pulverulent, care se introduce în doze mici la intervale de

1...2 minute în spațiul de lucru. Un ventilator instalat în partea superioară a retortei asigură agitarea continuă a atmosferei, iar gazele de reacție se evacuează prin partea inferioară.

Amestecul pulverulent este format, de regulă, din aluminiu, clorură de sodiu și clorură de amoniu în proporții de 8:2:1 sau 4:2:1. Înlocuirea clorurii de amoniu din amestec cu iodură accelerează procesul de aluminizare [54].

Deși aluminizarea în aerosoli permite să se reducă într-o oarecare măsură durata de cementare, metoda este mai puțin folosită în practică.

IV.2.4.5. Aluminizarea în gaze

Pentru alitarea în gaze conținând aluminiu activ se utilizează retorte orizontale cu două compartimente: primul compartiment este umplut cu amestec pulverulent format din 45% aluminiu, 45% oxid de aluminiu și 10% clorură de amoniu și se încălzește până la 600°C, iar în cel de-al doilea, aflat la temperatura de 900...1000°C, se introduc piesele de cementat. Prin retortă se trece continuu hidrogen. Acesta antrenează clorura de aluminiu care se formează în urma reacțiilor ce au loc în primul compartiment, aducând-o în contact cu suprafața pieselor.

Drept medii gazoase pentru alitare se mai pot utiliza:

1) amestec de clorură de aluminiu (AlCl_3), având temperatura de vaporizare egală cu 125...135°C, și hidrogen;

2) amestec de bromură de aluminiu (AlBr_3), având temperatura de vaporizare egală cu 115...130°C, și hidrogen;

3) amestecuri gazoase pe bază de monocloruri și monofluoruri de aluminiu, care conduc la obținerea unor straturi aluminizate deosebit de dure (1250 HV) și rezistente la oxidare, datorită prezenței în suprafață a combinației intermetalice FeAl_3 . Temperatura de lucru este de 950...1000°C. Monoclorura de aluminiu necesară la această metodă se obține prin trecerea vaporilor de AlCl_3 peste o baie de aluminiu topit, într-un mediu protector de hidrogen la temperatura de 1200...1250°C și presiunea parțială de 0,2 atm. În aceste condiții, întreaga cantitate de AlCl_3 se transformă în AlCl .

S-au mai încercat și alte variante de aluminizare în gaze, utilizând diferite compoziții ale atmosferei gazoase, dar nu toate au condus la rezultate satisfăcătoare. Se pot aminti, în acest sens:

1) aluminizarea în cloruri de aluminiu obținute cu ajutorul unui curent de clor sau acid clorhidric trecut, la temperaturi înalte, printr-un cuptor tubular compartimentat,

conținând bucăți de feroaluminiiu și probe; au rezultat viteze de aluminizare mai mici decât în cazul alitării în amestec de pulbere, iar straturile obținute au fost neuniforme [33].

2) aluminizarea în vapori de aluminiu în vid, care nu a permis însă obținerea unor rezultate bune în ceea ce privește adâncimea stratului alitat și concentrația lui în aluminiu [33].

S-a încercat, de asemenea, aluminizarea în gaze cu încălzire prin CIF a pieselor, procedeu care permite obținerea unei viteze de cementare excepțional de mari. La 1100°C în decurs de 9s s-au obținut straturi cu adâncimea până la 0,2mm [33].

IV.2.4.6. Aluminizarea prin electroliză

Aluminizarea prin electroliză se realizează în creuzete din oțel căptușite în interior cu șamotă, în care se topesc amestecuri de săruri de diferite compoziții. Prin baie se închide un circuit electric de curent continuu, piesele de cementat constituind catodul, iar aluminiul topit turnat pe fundul creuzetului - anodul. Contactul electric cu stratul de aluminiu se realizează printr-o sârmă de fier izolată printr-un tub de porțelan.

Dintre variantele tehnologice ale acestui procedeu, rezultate prin folosirea unor amestecuri de săruri diferite și a unor curenți de densități variate, se pot aminti:

1) Aluminizarea prin electroliză în topitură alcătuită din 25% clorură de amoniu anhidră și 75% clorură de sodiu.

La o temperatură de 800°C și o densitate de $0,5 \text{ A/dm}^2$ a curentului la suprafața piesei de aluminizat, adâncimea stratului aluminizat este de 1,5 mm la o durată de menținere de 4ore [62].

2) Aluminizarea prin electroliză în baie conținând 80% AlCl_3 și 20% NaCl .

Această metodă este recomandată pentru utilizarea industrială la o temperatură de 940°C și la densitatea curentului de 46 A/dm^2 . În cazul densităților de curent mai mici se înrăutățește aderența stratului aluminizat la suprafața oțelului. Agitarea electrolitului accelerează procesul de formare a stratului de difuziune [33].

3) Aluminizarea prin electroliză în baie de criolit (Na_3AlF_6).

Temperatura de lucru este 980°C , iar densitatea de curent 10 A/dm^2 [33]. Procedeu se pretează în mod deosebit la aluminizarea cuprului.

Criolitul prezintă avantajul că nu este un material deficitar, însă la temperaturi de 900°C el se oxidează puternic [33].

4) Aluminizarea prin electroliză în baie formată dintr-un amestec de KCl , NaCl și Na_3AlF_6 .

La 600°C și 6 A/dm^2 în 5 minute adâncimea stratului atinge $6 \mu\text{m}$ [33].

5) Aluminizarea prin electroliză în topitură formată din 0,5...1,3% AlF_3 , 8...20% Na_3AlF_6 , 25...45% KCl și 37...57% NaCl .

Parametrii de lucru sunt: temperatura de $620...870^{\circ}\text{C}$ și densitatea de curent de $1,5...4,5 \text{ A/dm}^2$.

6) Aluminizarea prin electroliză la 300°C în băi având una din compozițiile următoare:

- 75% AlCl_3 + 23% KCl + 2% KF sau

- 80% AlCl_3 + 18,5% NaCl + 1,5% NaF .

În toate situațiile, după aluminizarea prin electroliză se recomandă a se aplica o recoacere de difuzie pentru reducerea fragilității stratului.

Aluminizarea prin electroliză nu s-a răspândit în industrie datorită necesității de suspendare individuală a pieselor pentru tratament, a neuniformității straturilor obținute în cazul pieselor de formă complexă și a oxidării și evaporării intense a topiturilor. În scopul diminuării celui din urmă neajuns se poate proceda la acoperirea suprafeței băii cu un strat de grafit.

IV.3. Nitrurarea (Cementarea cu azot)

IV.3.1. Scopul nitrurării

Prin nitrurare se realizează îmbogățirea superficială cu azot a produselor din oțel și fontă, la temperaturi de $500...720^{\circ}\text{C}$, în medii gazoase, în plasmă sau în medii lichide. Grosimea straturilor de difuzie atinge valori cuprinse între $0,08...0,8\text{mm}$.

Din punctul de vedere al obiectivelor urmărite, nitrurarea este de două feluri:

- **nitrurare dură**, care urmărește creșterea durității și a rezistenței la uzură a stratului superficial, precum și ameliorarea rezistenței la oboseală a produsului metalic; în acest scop, temperatura de nitrurare trebuie aleasă în intervalul $500...550^{\circ}\text{C}$, deci inferioară temperaturii eutectoide a sistemului Fe-N;

- *nitrurare anticorozivă*, care urmărește creșterea rezistenței la coroziune, în special în medii umede și sărate; temperatura de nitrurare, în acest caz, se alege în intervalul 680...720⁰C, deci este superioară temperaturii eutectoide a sistemului Fe-N.

În comparație cu tratamentul termic de călire superficială sau cu alte tratamente termochimice, care urmăresc obținerea unor proprietăți asemănătoare, nitrurarea dură prezintă o serie de avantaje demne de luat în seamă.

Printre acestea, deosebit de important este faptul că încălzirea în vederea nitrurării se face la temperaturi situate sub temperatura A_{c1} , ceea ce conduce la menținerea unui nivel redus al tensiunilor interne reziduale. Ele sunt rezultatul unor tensiuni termice și structurale mici, datorate temperaturilor relativ scăzute de încălzire și absenței transformărilor de fază în stare solidă. Drept urmare, nitrurarea este însoțită de deformații minime, nefiind necesară, de regulă, efectuarea unor prelucrări mecanice ulterioare. În cazuri cu totul excepționale se aplică superfinisarea.

Alt avantaj al nitrurării este acela că acest procedeu permite obținerea unor straturi de grosimi reduse și durități superficiale foarte mari (până la 1100 HV, în funcție de compoziția chimică a oțelului), care se păstrează până la temperaturi de 450...550⁰C, în timp ce straturile durificate prin călire superficială sau carburare și călire își pierd treptat duritatea la temperaturi peste 250⁰C, în urma descompunerii martensitei.

Pe de altă parte însă, nitrurarea este un tratament termochimic care necesită durate deosebit de mari de menținere și răcire, ciclurile de nitrurare putând ajunge la 40...80 ore, întrucât, pe de o parte, difuzia azotului în ferită la temperaturile de nitrurare se produce cu viteză redusă, iar pe de altă parte, răcirea pieselor după nitrurare trebuie efectuată lent până la cca. 200⁰C, odată cu cuptorul și în curent de amoniac, pentru a preîntâmpina desorbția azotului în contact cu aerul.

IV.3.2. Oțeluri și fonte pentru nitrurare

IV.3.2.1. Oțeluri și fonte pentru nitrurare dură

Fiind dată durata îndelungată a ciclurilor de nitrurare dură, aplicarea acestui procedeu este indicată din punct de vedere economic, numai pentru tratamentul termochimic al sculelor importante și al pieselor supuse unor solicitări complexe în exploatare, cum sunt componentele

motoarelor pentru avioane, motoarelor Diesel, turbinelor, care trebuie să prezinte, pe de o parte, o duritate cât mai mare a stratului superficial, iar pe de altă parte, rezistență și tenacitate în miez.

Acțiunea de durificare prin nitrurare este condiționată de formarea în stratul superficial a unor nitruri fine și disperse, care se constituie în obstacole în calea dislocațiilor. Nitrurile fierului (tab.34 [62]) prezintă durități relativ reduse (sub 450 μ HV) și nu sunt stabile la temperaturi înalte (se disociază la temperaturi sub 670°C), astfel încât nitrurarea dură se pretează numai în cazul oțelurilor și fontelor aliate cu elemente de aliere capabile să formeze nitruri dure și stabile la temperaturi înalte.

Tabelul 34 Caracteristicile nitrurilor principalelor elemente de aliere ale oțelurilor și fontelor pentru nitrurare

Elementul	Raza atomică	r_N / r_M	Nitrura	Conț. în azot [%]	Rețeaua	Parametrii rețelei		Micro-durită.	Densit. [g/cm ³]	T _{top} [°C]
						a [Å]	c/a			
Al	1,42	0,50	AlN	34,8	h.c.	3,11	1,6	1225	3,05	-
Ti	1,46	0,51	TiN	11-22,6	c.f.c	4,32 (4,28)	-	1994 (2160)	5,43 (5,21)	3205 (2950)
			Ti ₃ N	8,9	-	-	-	-	4,77	-
Cr	1,30	0,56	CrN	21,7	c.f.c	4,14	-	1093	5,8 (6,1)	1500 se disoc.
			Cr ₂ N	11,3-11,8	h.c	2,747	1,616	1570	6,51	1650
Mo	1,4	0,52	MoN	12,73	h.c	2,88	0,38 (0,98)	-	8,06	600 se disoc.
			Mo ₂ N	6,4-6,7	c.f.c	4,128	-	630 (1570)	8,04	600 se disoc.
			Mo ₃ N	5,4	-	-	-	-	-	-
W	1,408	0,51	W ₂ N	4,39	c.f.c	4,118 (4,12)	-	-	12,2	-
			WN	7,08	-	-	-	-	12 (12,2)	600 se disoc.
V	1,35	0,53	VN	16-21,6	c.f.c	4,13 (4,28)	-	1520	6,10 (6,04)	2360 (2570)
			V ₃ N	8,4-11,9	-	-	-	1900	5,98 (5,96)	-
Mn	1,3	0,53	Mn ₃ N ₂	13,6-17	-	-	-	-	-	-
			Mn ₂ N	9,2-11,8	h.c	2,88	1,6	-	6,2 (6,7)	-
			Mn ₄ N	5,8-6,1	c.f.c	3,84	-	-	-	460- 600 se desc.
Zr	1,64	0,439	ZrN	11,5-13,3	c.f.c	4,59	-	1983 (1530)	7,34 (6,93)	2980
Nb	1,47	0,489	NbN	13,1-13,3	c.f.c	4,41	-	1396	8,4	2300 se desc.
			Nb ₂ N	5,7-7,1	-	-	-	1720	8,31 (8,32)	-
Fe	-	-	Fe ₄ N- γ	5,71-6,12	c.f.c	3,802	-	450	6,57	670 se disoc.
			Fe ₂₋₃ - ϵ	8,25-11,1	h.c	-	-	-	-	-
			Fe ₂ N- ζ	11,1- 11,35	o.f.c	2,69 (2,77)	1,6 (1,62)	260	6,35	560 se disoc.

Totodată, aceste elemente de aliere trebuie să asigure și obținerea după TT a caracteristicilor impuse miezului. Satisfacerea ambelor deziderate (duritate mare în suprafață și rezistență și tenacitate în miez) este posibilă dacă se utilizează pentru nitrurare produse confecționate din oțeluri și fonte aliate cu Al, Cr, Mo, V, Zr, Nb și Ti.

De regulă se supun nitrurării dure:

a) Oțeluri aliate de îmbunătățire, după îmbunătățire prealabilă:

a.1) Oțeluri aliate de tipul Al - Cr - Mo (NITRALLOY), care sunt cele mai răspândite, întrucât asigură durități superficiale foarte mari (de circa 800...1150 HV). Reprezentantul tipic al acestor oțeluri de nitrurare aliate cu aluminiu și având un conținut mediu în carbon (circa 0,4%) este 39MoAlCr15. Alieră cu 1,35...1,65% Cr este necesară în scopul contracarării efectului negativ exercitat de aluminiu asupra călibilității [51], iar adaosul de 0,15...0,25% Mo se practică în vederea micșorării susceptibilității oțelului la fragilitatea la revenire, care poate apărea în timpul nitrurării datorită duratelor mari de menținere și a regimurilor de răcire caracteristice acestui tratament termochimic (răcire în instalații speciale în curent de amoniac).

Prezența aluminiului în oțelurile de tip nitralloy conduce la o serie de dificultăți în tehnologiile de prelucrare ale acestor oțeluri, atât la deformarea plastică, cât și la tratamentul termic. Aceste dificultăți sunt legate de scăderea deformabilității și a călibilității oțelului. Cu toate acestea, adaosurile de elemente (spre exemplu nichel) care să reducă din efectul aluminiului asupra celor două caracteristici tehnologice nu și-au găsit justificare economică [51].

a.2) Oțeluri aliate de îmbunătățire fără aluminiu de tipul Cr-Mo, Cr-V, Cr-Ni, Cr-Mn, Ni-Cr-Mo, Cr-Mn-Ti, Cr-Mn-Mo la care se pot obține prin nitrurare durități superficiale mai mici (600...850 HV), dar care prezintă o călibilitate superioară oțelurilor aliate cu aluminiu.

Printre cele mai utilizate mărci se numără: 33MoCr11, 42MoCr11, 50VCr11, 34MoCrNi15, 30MoCrNi20, 28TiMnCr12, 21MoMnCr12, 18MoCrNi13, 18MnCr10, 21TiMnCr12.

Rezultate deosebit de bune se obțin în cazul nitrurării oțelurilor aliate cu titan, care se nitrurează mai rapid și prezintă totodată și o duritate superficială mai mare în

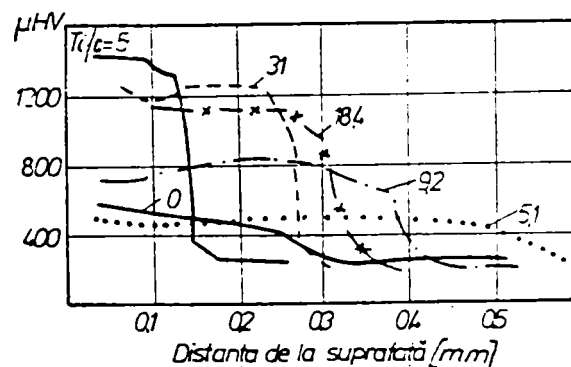


Fig.90 Distribuția microdurității pe adâncimea stratului nitrurat al oțelurilor aliate cu titan în diferite rapoarte cu carbonul (nitrurare 550°C/5h)

comparație cu oțelurile Al-Cr-Mo. Datorită afinității mari a titanului pentru carbon se recomandă ca în acest scop să se utilizeze oțeluri la care raportul $\%Ti / \%C \geq 10$ (fig.90 [51]).

Trebuie menționat faptul că, cu cât oțelul este mai complex aliat cu elemente ce formează nitruri, cu atât duritatea stratului nitrurat este mai mare, dar grosimea acestuia este mai redusă.

b) Oțeluri aliate pentru scule și oțeluri rapide

Se supun nitrurării în vederea obținerii unor suprafețe dure și rezistente la uzură, scule confecționate din oțeluri aliate pentru scule: C120, VMoC120, VCW8, VMoCN17 (STAS 3611-80) și oțeluri rapide: Rp1...Rp10 (STAS 7382-80).

c) Oțeluri inoxidabile și refractare: 12Cr130, 20Cr130, 10TiNiCr180, 10TiMoNiCr175 (STAS 3583-80).

Oțelurile austenitice inoxidabile și refractare prezintă o serie de proprietăți speciale: paramagnetism, refractaritate, rezistență la oxidare la temperaturi ridicate și rezistență la coroziune, dar au o mică rezistență la uzură. Nitrurarea este procedeul cel mai eficace de durificare superficială a acestor oțeluri.

d) Fonte cenușii cu grafit nodular

Deși se obțin rezultate mai puțin spectaculoase decât în cazul oțelurilor, se supun nitrurării uneori și fonte aliate cu Al, Cr sau Al-Cr.

IV.3.2.2. Oțeluri pentru nitrurare anticorozivă

Se supun nitrurării anticorozive piese confecționate din oțeluri nealiate cu conținut redus în carbon (OLC10, OLC15): șuruburi, piulițe, roți dințate mici pentru aparate, care lucrează în condiții atmosferice. În astfel de situații, nitrurarea poate înlocui cu succes acoperirile metalice protectoare, cum sunt: zincarea, nichelarea, cromarea, etc.

IV.3.3. Structura și proprietățile stratului nitrurat

IV.3.3.1. Structura stratului nitrurat

Structura stratului nitrurat depinde de o serie de factori cum sunt: procedeul de nitrurare folosit și parametrii tehnologici utilizați, compoziția chimică a materialului metalic supus nitrurării, calitatea suprafeței pieselor.

Într-o primă aproximație, succesiunea constituenților care apar în structura stratului nitrurat se poate stabili cu ajutorul diagramei Fe-N (fig.91), luând în considerare temperatura de nitrurare (respectiv poziția relativă a acesteia în raport cu temperatura eutectoidă a sistemului Fe-N) și viteza de răcire de la această temperatură.

În conformitate cu diagrama Fe-N, la nitrurarea fierului pur se pot forma următoarele faze (pe diagrama din fig.91 domeniile monofazice sunt hașurate):

Faza α , care este o soluție solidă interstițială de azot în fier α cu rețeaua c.v.c (ferită cu azot). Azotul ocupă golurile octaedrice ale rețelei fierului α , având solubilitatea maximă 0,11% la temperatura eutectoidă și minimă 0,004% la temperatura mediului ambiant.

Fiind dată această variație a solubilității azotului în fierul α , structura fazei α la temperatura camerei este determinată de viteza de răcire. Astfel, la răcirea rapidă de la temperatura de nitrurare se obține ferită suprasaturată în azot, iar la răcirea lentă excesul de azot se separă sub formă de nitrură Fe_4N (faza γ') de formă aciculară.

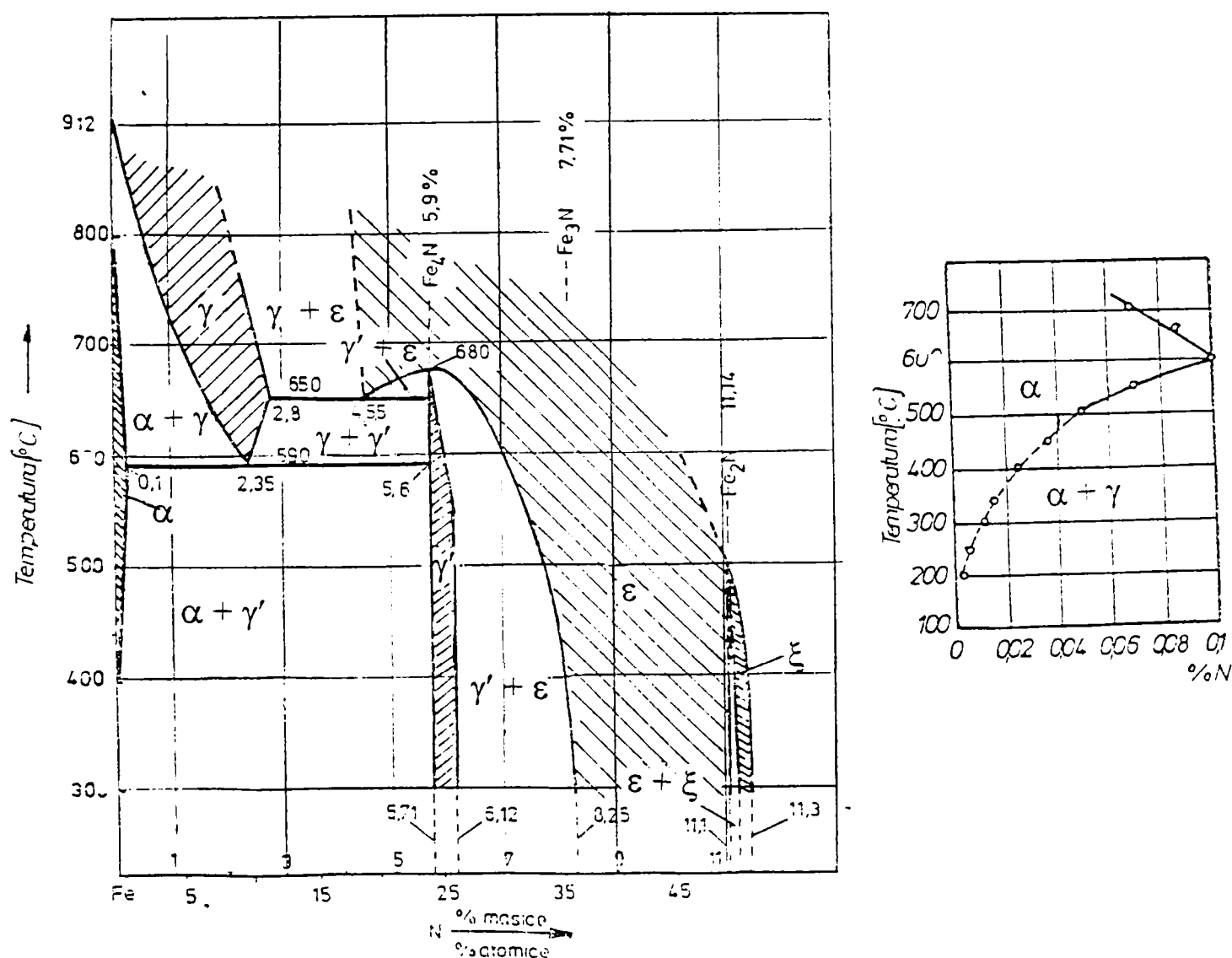


Fig. 91 Diagrama de echilibru Fe - N

Faza γ , care este o soluție solidă interstițială de azot în fier γ cu rețeaua c.f.c. (austenită cu azot), azotul ocupând neordonat golurile octaedrice ale rețelei fierului γ . Solubilitatea maximă a azotului în fierul γ este 2,8% la temperatura de 650°C.

Dacă răcirea de la o temperatură de nitrurare superioară celei de 590°C se face lent, la traversarea acestei temperaturi faza γ se descompune eutectoid conform reacției:



obținându-se astfel la temperatura camerei o structură de tip amestec mecanic.

În cazul răcirii rapide de la temperaturi de nitrurare superioare celei eutectoide, faza γ se transformă fără difuzie într-o soluție solidă suprasaturată de azot în fier α cu structura tetragonală cu volum centrat, numită martensită cu azot.

Faza γ' este o soluție solidă pe baza compusului Fe_4N , având rețeaua cristalină de tip c.f.c.. Atomii de azot sunt plasați ordonat în centrele cuburilor elementare.

Datorită domeniului de existență foarte îngust (5,7%...6,1%), obținerea fazei γ' în zonele superficiale ale stratului nitrurat impune reglarea potențialului de azot al atmosferei în limite foarte strânse.

Faza ε este o soluție solidă pe baza compusului Fe_{2-3}N . Structura cristalină este h.c., atomii de azot fiind plasați în golurile octaedrice. Este faza care se obține cel mai frecvent în timpul nitrurării, datorită domeniului foarte larg de solubilitate al azotului în soluția solidă ε (la temperatura camerei între 8,25...11,1% N).

Faza ξ este o soluție solidă pe baza compusului Fe_2N și are rețea cristalină ortorombică. Această fază este stabilă până la temperaturi de maxim 450°C, motiv pentru care ea nu se formează la temperaturile obișnuite de nitrurare (500...720°C) și, drept urmare, nu se regăsește nici în structura stratului nitrurat.

În timpul menținerii la temperatura de nitrurare, azotul adsorbit în suprafața produsului metalic difuzează treptat în adâncime, formând cu fierul diferitele faze care se succed, pe orizontala temperaturii alese, în diagrama de echilibru Fe-N. *Formarea zonelor cu structură eterogenă nu este posibilă din punct de vedere termodinamic [33].* În aceste condiții, trecerea de la o fază la alta se realizează printr-un salt brusc de concentrație, ceea ce determină apariția unor trepte pe curbele de distribuție a azotului în stratul de difuzie, trepte având lungimea corespunzătoare întinderii domeniilor bifazice.

Pentru exemplificare, în figura 92 [54] este redată curba de variație a conținutului în azot pe adâncimea stratului nitrurat, obținută după menținerea unor probe din fier timp de 16 ore la temperatura de 700°C.

Structura stratului nitrurat la temperatura camerei este determinată, pe de o parte de temperatura de nitrurare, iar pe de altă parte, de viteza de răcire aplicată ulterior.

Dacă temperatura de nitrurare se alege sub 590°C, în timpul menținerii se formează, de

... : $\epsilon - \gamma' - \alpha$. Ulterior, dacă răcirea se realizează lent, din fazele α și ϵ se separă faza de exces γ' . La răcire rapidă, excesul de azot rămâne dizolvat în soluțiile solide α și ϵ , suprasaturându-le (fig.93[51], 94, 95 [2]).

Așa cum se observă și din microfotografia din fig.95, după răcire lentă stratul superficial al fierului nitrurat prezintă o zonă albă, neatacată, formată din două straturi distincte, dar care nu se pot deosebi la microscop: faza ϵ la suprafață, iar apoi, mai spre interior, amestecul bifazic $\epsilon + \gamma'$ în exces.

COMPOZIȚIA FAZICĂ		
La T_N	După răc. rapidă	După răc. lentă
ϵ	$\epsilon_{suprasat}$	ϵ $\epsilon + \gamma'_{in\ exces}$
γ'	γ'	γ'
α	$\alpha_{suprasat}$	$\alpha + \gamma'_{in\ exces}$

Fig.94 Structura stratului nitrurat la $T_N < T_{eut}$

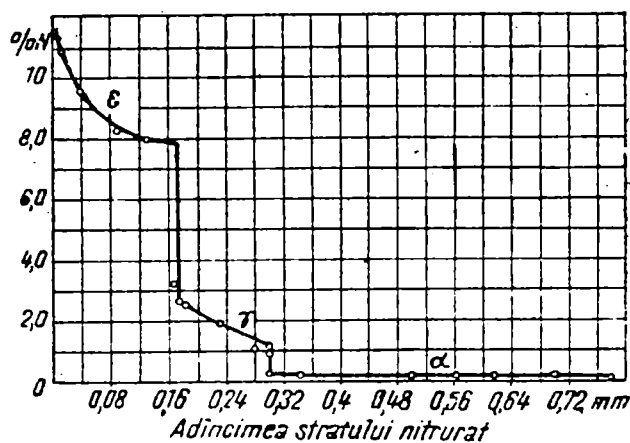


Fig.92 Concentrația azotului pe adâncimea stratului de difuzie. Nitrurare timp de 16 h la 700°C

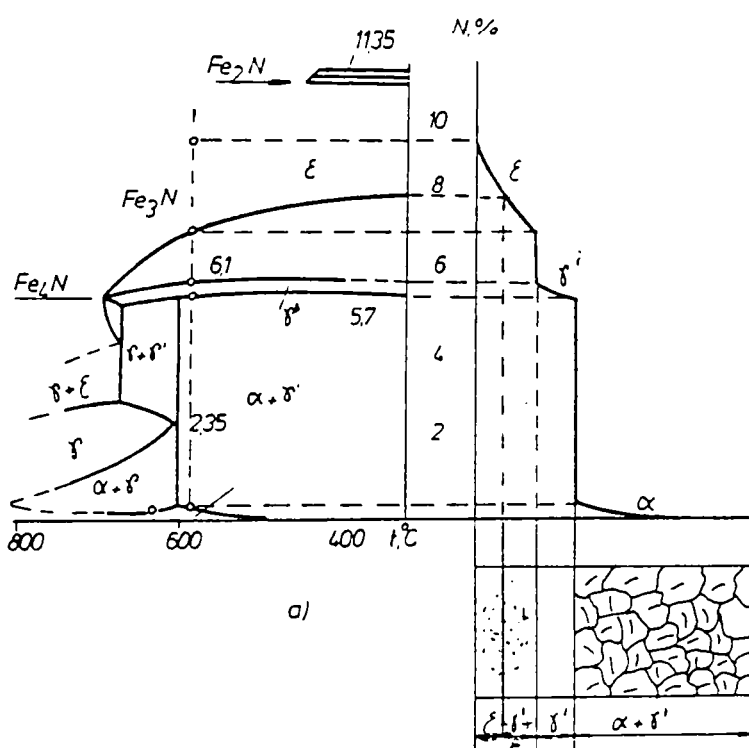


Fig.93 Structura stratului nitrurat în cazul în care $T_N < T_{eut}$ (răcire lentă după nitrurare)

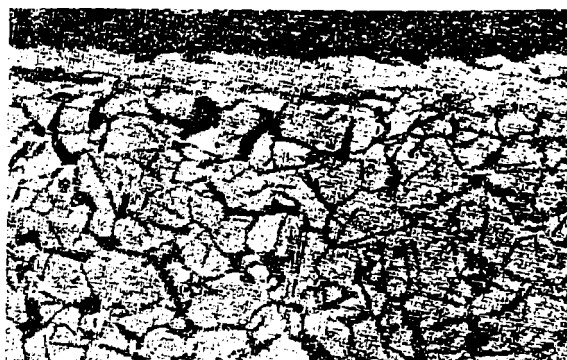


Fig.95 Microstructura fierului nitrurat la $T_N = 550^\circ C$ (răcire lentă după nitrurare)

Prezența fazei γ' în acest al doilea strat se constată numai prin analiză roentgenografică. Conform diagramei Fe-N, stratul imediat următor ar trebui să fie monofazic de tip γ' , dar această fază se găsește relativ rar în structura de nitrurare. Ultimul strat, prin care se realizează trecerea treptată către structura miezului, este alcătuit din amestecul bifazic $\alpha + \gamma'_{\text{in exces}}$, având structura formată din grăunți albi de ferită cu azot și separări aciculare ale fazei γ' .

Dacă nitrurarea se efectuează la o temperatură superioară celei eutectoide, la început se formează faza α , când limita de saturație este atinsă apare faza γ , apoi γ' și în cele din urmă ε . Astfel, la temperatura de nitrurare stratul va fi format din $\varepsilon - \gamma - \gamma' - \alpha$, iar structura finală este direct dependentă de viteza de răcire aplicată (fig.96).

Răcirea lentă determină separarea fazei γ' din ε și α , precum și descompunerea austenitei γ cu formarea eutectoidului ($\alpha + \gamma$) (fig.97 [51], 98 a)[54] și b)[33]). Eutectoidul, așa cum se poate observa din microfotografiile din fig.98, prezintă, la fel ca și perlita din oțeluri, o mare susceptibilitate la atacul cu reactiv metalografic. Trecerea spre structura materialului de bază se face printr-un strat hipoeutectoid, urmat apoi de cel bifazic $\alpha + \gamma'_{\text{in exces}}$.

COMPOZITIA FAZICĂ		
La T_N	După răc. rapidă	După răc. lentă
ε	ε suprasat	ε $\varepsilon + \gamma'_{\text{in exces}}$
γ'	γ'	γ'
γ	$\alpha' (+ \gamma_{\text{rez}})$	eut ($\alpha + \gamma'$)
α	α suprasat	$\alpha + \gamma'_{\text{in exces}}$

Fig. 96 Structura stratului nitrurat la $T_N > T_{\text{eut}}$

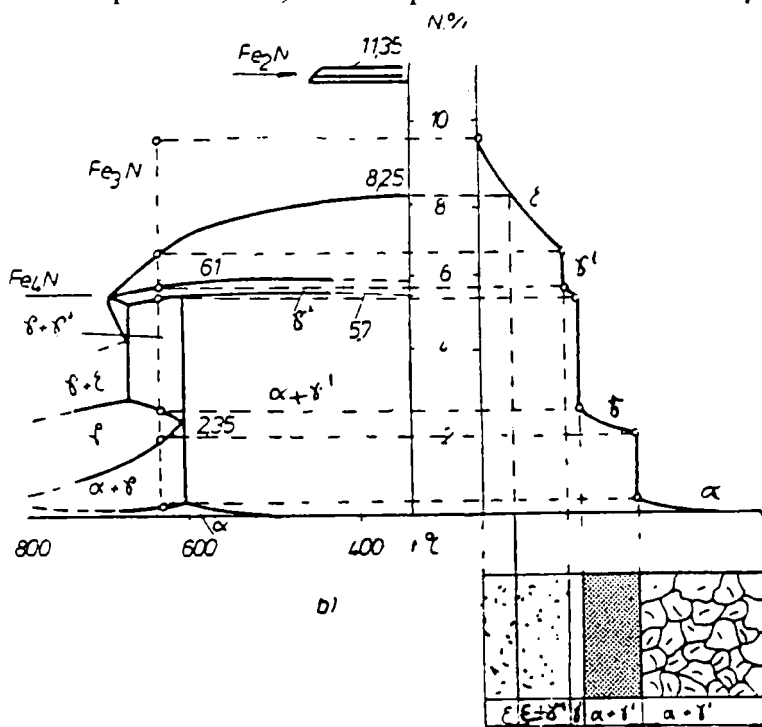


Fig.97 Structura stratului nitrurat în cazul în care $T_N > T_{\text{eut}}$

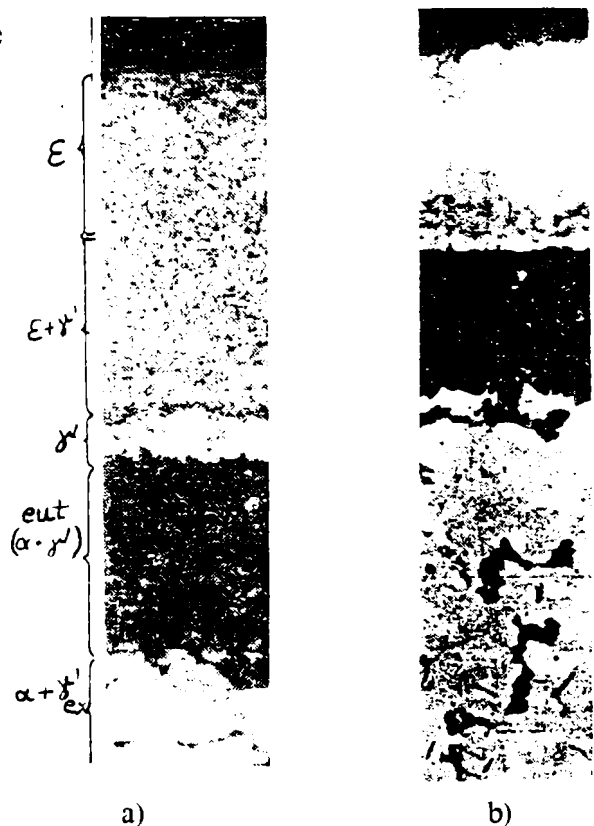


Fig.98 Microstructura fierului nitrurat la $T_N > T_{\text{eut}}$ (răcire lentă după nitrurare) :

a - $T_N = 620^\circ\text{C}$: în structura stratului nitrurat apare γ' ;
 b - $T_N = 650^\circ\text{C}$: în structura stratului nu apare faza γ'

Răcirea rapidă fixează compoziția de fază obținută la temperatura de nitrurare, faza γ transformându-se, fără difuzie, în martensită cu azot (complet sau numai parțial, caz în care se obține alături de martensită și o proporție de austenită reziduală). La suprafață rezultă astfel o zonă slab atacată, formată din nitruri rezistente la coroziune (ϵ , γ'), urmată de un strat slab corodat de martensită cu azot (α') și apoi de o zonă alcătuită din grăunți de ferită suprasaturată cu azot ($\alpha_{suprasat}$) (-g. 99 [54]).

Grosimea și structura stratului nitrurat depinde însă foarte mult nu numai de poziția relativă a temperaturii de nitrurare în raport cu 590°C , ci și de valoarea efectivă a acesteia (fig.100 [54]). Astfel, în cazul nitrurării la 500 și 550°C , stratul este alcătuit în totalitate din faza ϵ , iar la 600°C și mai sus, din fazele ϵ și γ . Trebuie, de asemenea, menționat și faptul că, în cazul nitrurării sub 700°C , faza ϵ reprezintă conținutul principal al stratului, în timp ce, la temperaturi mai înalte, ponderea acestei faze în structura stratului de difuzie scade.

Indiferent de temperatură însă, prelungirea duratei de menținere conduce la creșterea adâncimii totale a stratului de difuzie.

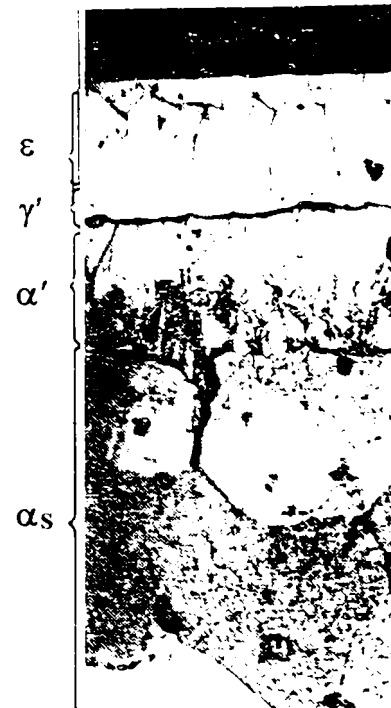


Fig.99 Microstructura fierului nitrurat la 700°C (răcire rapidă după nitrurare)

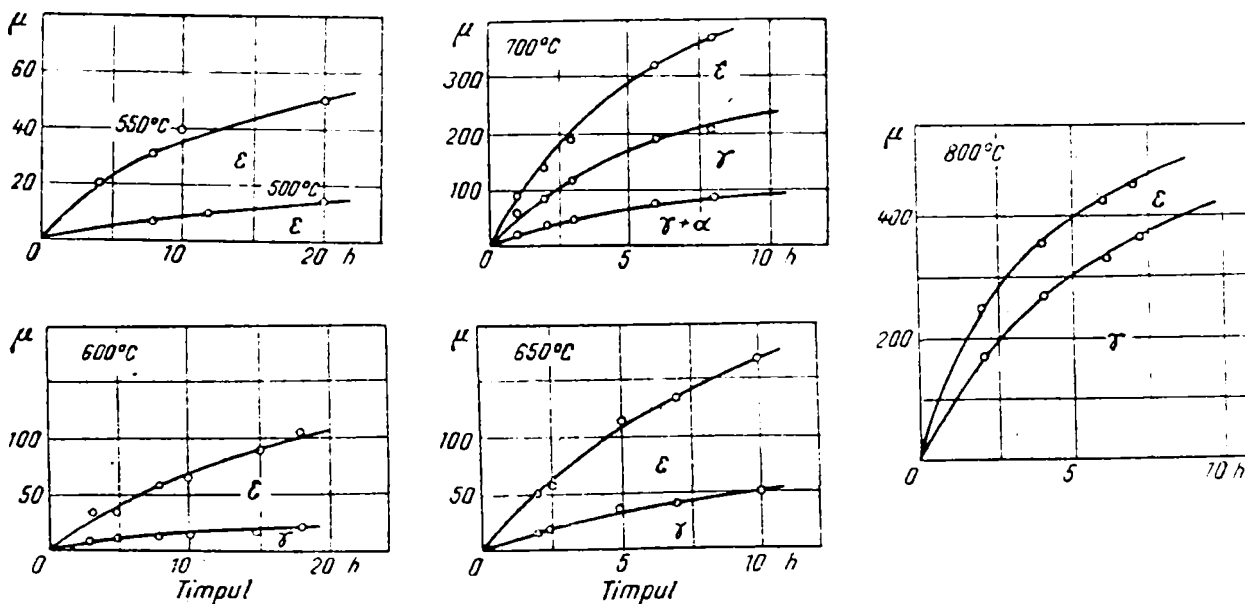


Fig.100 Structura și adâncimea stratului de fier nitrurat în funcție de durata nitrurării

Fiind date concentrațiile diferite în azot, precum și sistemele de cristalizare diferite ale fazelor ce pot apare în sistemul Fe-N, acestea prezintă și proprietăți diferite.

Astfel, așa cum reiese și din figura 101 [51], fazele α , γ și ε au durități relativ reduse (între 100...300 HV), în timp ce fazele α' și γ' sunt faze dure, iar dintre ele faza γ' este și tenace. Pe de altă parte, nitrura ε este caracterizată printr-o rezistență bună la uzură și la coroziune, motiv pentru care prezența ei în suprafața pieselor nitrurate este binevenită.

Nitrurarea fierului pur nu și-a găsit aplicare practică, fiind dată duritatea relativ redusă

a straturilor de difuzie obținute și instabilitatea termică la temperaturi înalte a fazelor din structura acestora. În practică se niturează din aceste motive aliajele fierului cu carbonul (oțeluri și fonte), care conțin în mod obișnuit și elemente de aliere capabile să asigure valorificarea deplină a efectelor obținute în urma îmbogățirii superficiale cu azot.

La nitrurarea *oțelurilor și fontelor nealiat* atât ferita, cât și cementita, se saturează treptat cu azot. La creșterea conținutului în azot apar apoi fazele γ' și ε , care în acest caz sunt formate din carbonitruri, conținând carbon în soluție [$\text{Fe}_2(\text{N},\text{C})$ și $\text{Fe}_4(\text{N},\text{C})$].

Structura stratului obținut la nitrurarea aliajelor Fe-C se poate studia

cu ajutorul unor secțiuni izoterme prin sistemul ternar Fe-C-N (corespunzătoare temperaturii de nitrurare), cum este și aceea prezentată în figura 102[62].

De menționat că prezența carbonului în constituția oțelurilor și fontelor diminuează în mod semnificativ coeficientul de difuzie (fig.103[1]), micșorând astfel adâncimea stratului nitrurat.

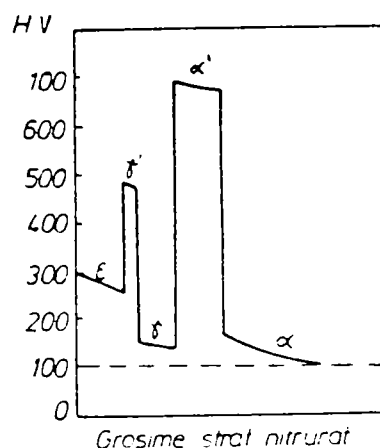


Fig. 101 Duritatea fazelor din sistemul Fe-N (succesiunea fazelor în stratul nitrurat corespunde cazului răcirii rapide de la 600°C)

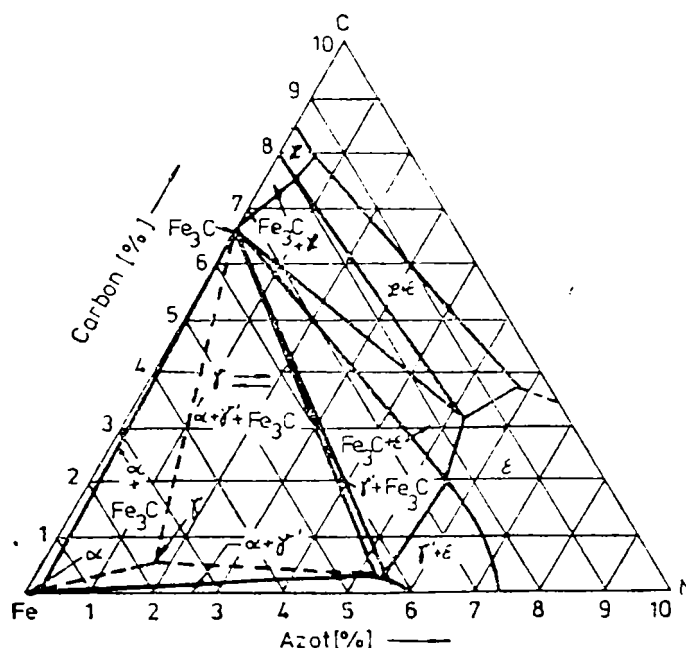


Fig.102 Secțiune izotermă la 565°C prin diagrama Fe-C-N

I.a. ducerea elementelor de aliere, ca și mărirea conținutului de carbon, nu determină modificări majore în cinetica formării stratului nitrurat. Prin îngreunarea difuziei azotului, toate elementele de aliere prezente de asemenea în oțel pot micșora adâncimea de nitrurare (fig.104[54]).

Elementele de aliere au însă o influență deosebită asupra structurii și proprietăților stratului nitrurat. Această influență se manifestă prin modificarea domeniilor de solubilitate ale azotului în faza α , prin solubilizarea lor în fazele γ' și ϵ , precum și prin formarea nitrurilor independente.

Mo, Cr, W, Ti și V măresc solubilitatea azotului în ferită. Astfel, solubilitatea maximă a azotului în ferita oțelurilor 40Cr10, 42MoCr11, 39MoAlCr15 crește de la 0,11% (valoare corespunzătoare fierului pur) la

0,2...0,5%, iar în ferita oțelului 40Cr130, solubilitatea maximă a azotului atinge chiar 1,9%. Această influență se explică prin structura electronică a atomilor elementelor amintite, care modifică potențialul de ionizare creat de atomii rețelei matricei în centrul golurilor octaedrice, precum și prin dimensiunile acestor goluri. Creșterea potențialului de ionizare și a dimensiunilor golurilor octaedrice favorizează creșterea solubilității azotului [51].

Alumiul și siliciul nu influențează asupra solubilității azotului în soluția solidă α .

La nitrurare, atomii unora dintre elementele de aliere (Cr, Mo) înlocuiesc atomii de fier din fazele γ' și ϵ , formând nitruri complexe de forma $(Fe,Me)_{2-3}N$ și $(FeMe)_4N$, și determină astfel o creștere corespunzătoare a durtății stratului de compuși. Astfel, prin nitrurarea oțelurilor de construcție aliate cu crom (40Cr10) se obține în suprafață o duritate de circa 600...700 HV, iar în cazul celor aliate cu Cr și Mo (33MoCr11, 42MoCr11) se pot atinge prin nitrurare durtăți de 750 sau chiar 800 HV [51].

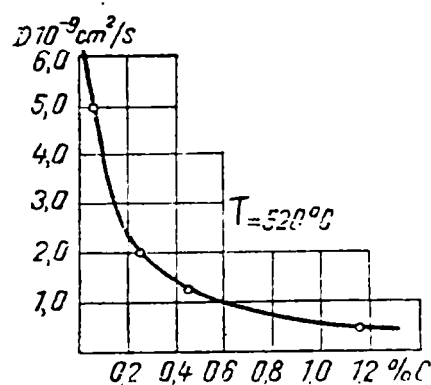


Fig.103 Influența carbonului asupra coeficientului de difuzie a azotului în faza α

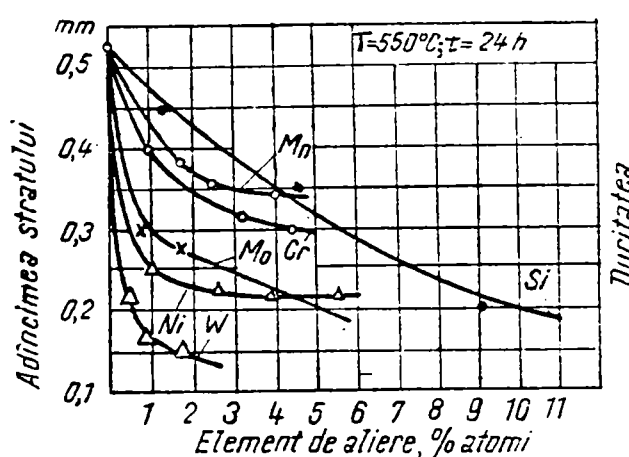


Fig.104 Influența elementelor de aliere asupra adâncimii stratului nitrurat

O serie de elemente de aliere din oțeluri și fonte, în special metalele de tranziție, formează la nitrurare direct nitruri, caracterizate prin durități, densități și temperaturi de topire foarte ridicate (vezi tabelul 34). Aceste elemente (Zr, Ti, V, Nb) au penultimul strat electronic d mai puțin complet decât fierul. Prin formarea nitrurii, azotul cedează o parte din electronii săi metalului respectiv pentru completarea stratului d .

Deși nitrurile elementelor menționate sunt foarte dure, alierea oțelurilor cu aceste elemente, în proporție de minim 1% , pentru a putea obține în strat prin nitrurare valori ridicate ale durității (peste 1 000 HV) , nu se practică - cu excepția titanului - datorită dificultăților de elaborare, a afinității mari a acestor elemente pentru carbon (ceea ce poate determina legarea lor în carburi și nu în nitruri) și a faptului că sunt deficitare și, în consecință, scumpe.

Deosebit de important la nitrurarea oțelurilor și fontelor este *alumiul* , care, deși nu face parte din grupa metalelor de tranziție, are o mare afinitate față de azot și formează nitrura AlN, foarte dură și cu o mare stabilitate. Alierea oțelurilor cu aluminiu (cca. 1%) asigură obținerea prin nitrurare a unor durități de 1.100...1.150 HV, durități care nu se pot atinge prin utilizarea altor elemente.

În figura 105[33] este redată microstructura stratului superficial obținut la nitrurarea oțelului 38 HMIuA , având compoziția de marcă : C = 0,35...0,42 % ; Mn = 0,30...0,42% ; Cr = 0,30...0,60 % ; Ni = 1,35...1,65 % ; Al = 0,70...1,10 % ; Mo = 0,15...0,25 %.

În apropierea suprafeței se întinde o zonă subțire de nitruri, fragilă și necorodabilă, formată din fazele ϵ și γ' [33]. Sub această zonă se află zona principală a stratului nitrurat, care se deosebește la o mărire mică de structura sorbitică a miezului în care nu a pătruns nitrurarea doar prin susceptibilitatea metalului la revenirea metalografică. Această zonă, mai întunecată, este compusă din fazele α și γ' . Nitrurile elementelor de aliere nu se pot observa la măririle obișnuite.



X 200

Fig.105 Microstructura stratului nitrurat al oțelului 38HMIuA

IV.3.3.2. Proprietățile stratului nitrurat

Comportarea în exploatare a pieselor nitrurate este determinată de caracteristicile stratului nitrurat și de cele ale miezului.

Asigurarea proprietăților impuse pentru miez se realizează prin alegerea materialului metalic din care se execută produsul și, eventual, prin aplicarea unui tratament termic preliminar nitrurării. Astfel, spre exemplu, rezistența și tenacitatea miezului pieselor confecționate din oțeluri cu conținut mediu în carbon (0,35...0,45%) și slab aliate se obține prin îmbunătățirea lor prealabilă.

Pentru a evita producerea constituenților de călire în timpul nitrurării, fapt ce ar putea conduce la abateri dimensionale importante ale pieselor, temperatura de revenire în vederea îmbunătățirii trebuie să depășească cu circa 50°C temperatura de nitrurare.

În ceea ce privește *proprietățile impuse stratului nitrurat*, acesta trebuie să satisfacă următoarele cerințe :

- a) să prezinte duritate și rezistență mare la uzură;
- b) să asigure o bună rezistență la oboseală;
- c) să manifeste rezistență sporită la coroziune.

Rezistența la uzură și la presiunea de contact sunt determinate de prezența și extinderea zonei de combinații și de duritatea acesteia, în timp ce asupra rezistenței la oboseală influența determinantă o are zona de difuzie. Rezistență bună la coroziune se asigură în cazul în care la suprafața piesei nitrurate se obține un strat de nitruri ($\xi+\varepsilon+\gamma'$) subțire (de 0,015...0,030 mm) și neporos.

Constituția și întinderea zonelor de combinații și de difuzie este determinată de tipul aliajului Fe-C (oțel sau fontă) din care este confecționată piesa, gradul de aliere al acestuia și natura elementelor prezente în compoziția sa, procedeul de nitrurare și regimul termic folosite (tab.35 [62]).

Tabelul 35 Date comparative între procedeele de nitrurare referitoare la constituția stratului nitrurat

Procedeul de Nitrurare	Regimul termic folosit		Compoziția stratului	
	T_N [°C]	t_N [h]	Zona de combinații	Zona de difuzie
Nitrurare în mediu gazos	510 - 370	20 - 40	bifazică ($\gamma'+\varepsilon$)	nitruri+carbonitr.
Nitrurare în băi de săruri	570	0.16 - 4	monofazică ε	carbonitruri
Nitrurare ionică	400 - 600	0.16 - 30	monofazică ε	fără precipitări de nitruri sau carbonitruri

Duritatea stratului superficial

Asupra durității stratului influențează compoziția chimică a materialului nitrurat și regimul termic aplicat. Acești factori determină constituția zonei superficiale a piesei. Procedul de nitrurare folosit este, în acest sens, de importanță mai mică, întrucât el influențează numai asupra grosimii diferitelor zone din structura stratului nitrurat, respectiv asupra formei curbei de distribuție a durității pe adâncimea stratului, și nu asupra naturii fazelor ce alcătuiesc diferitele zone (fig.106[62]).

Având în vedere dificultățile de apreciere metalografică a adâncimii stratului nitrurat și caracteristica principală impusă acestuia, respectiv asigurarea unei durități mari pe o anumită distanță de la suprafață, curbele de distribuție a durității cum sunt cele din fig. 106 se utilizează pentru determinarea grosimii stratului nitrurat. Se consideră astfel ca adâncimea a stratului nitrurat distanța de la suprafață până în zona în care microduritatea depășește cu $50 \mu\text{HV}$ duritatea miezului (fig.107 [51]).

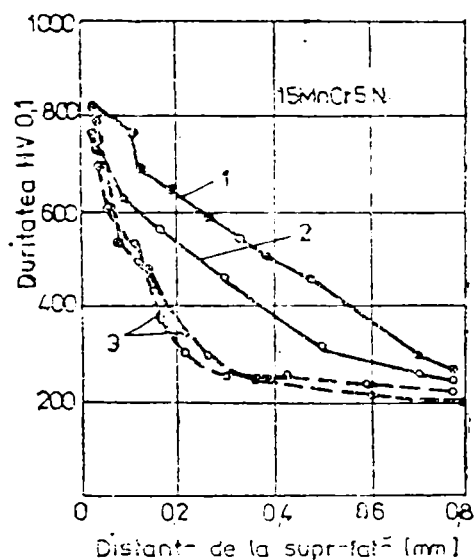


Fig.106 Curba de distribuție a durității pe adâncimea stratului nitrurat în funcție de procedul de nitrurare:

- 1) nitrurare ionică, $550^{\circ}\text{C} / 20\text{h}$
- 2) nitrurare gazoasă, $500^{\circ}\text{C} / 60\text{h}$
- 3) nitrurare în băi de săruri, $570^{\circ}\text{C} / 1.5\text{h}$

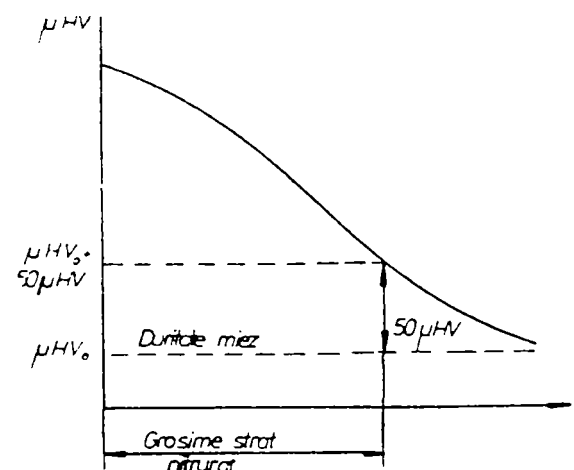


Fig.107 Aprecierea grosimii stratului nitrurat cu ajutorul criteriului $50 \mu\text{HV}$

Așa cum s-a mai arătat, creșterea conținutului în carbon și în elemente de aliere determină micșorarea adâncimii stratului nitrurat prin frânarea difuziei azotului. Totodată, cu cât oțelul este mai bogat în carbon, cantitatea de elemente nitrurante legate în carburi va fi mai mare, ceea ce conduce la obținerea unor durități mai mici după nitrurare.

Dimpotrivă, creșterea gradului de aliere al aliajelor Fe-C cu elemente capabile să formeze nitruri dure și stabile la temperaturi ridicate constituie condiția obligatorie pentru a putea obține

valori corespunzătoare pentru duritatea pieselor nitrurate, oțelurile și fontele pentru nitrurare fiind, cu excepția celor cărora li se cer numai proprietăți anticorozive, aliate cu Al, Cr, Mo, V, Ti. Graficul din figura 108 [54] vizualizează influența unor astfel de elemente asupra durității stratului nitrurat.

Duritatea stratului este determinată de cantitatea, natura și distribuția nitrurilor. Din punctul de vedere al naturii nitrurilor, rezultatele cele mai spectaculoase se obțin în cazul oțelurilor aliate cu Al, Cr, V și Ti (tab.34). În ceea ce privește distribuția carburilor, cu cât acestea sunt mai fine și mai disperse, cu atât efectul de durificare, produs prin blocarea planurilor de alunecare, este mai pronunțat.

În ceea ce privește influența asupra durității stratului a celor doi factori care definesc regimul termic de nitrurare, trebuie menționat faptul că temperaturile ridicate de nitrurare și duratele de menținere prelungite crează condițiile necesare creșterii particulelor de nitruri prin coalescență și conduc, prin aceasta, la obținerea unor durități mai reduse (fig. 109 [62] și 110 [54]).

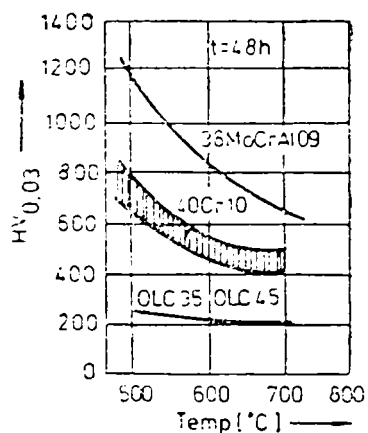


Fig. 109 Variația durității stratului nitrurat în funcție de calitatea oțelului și temperatura de nitrurare

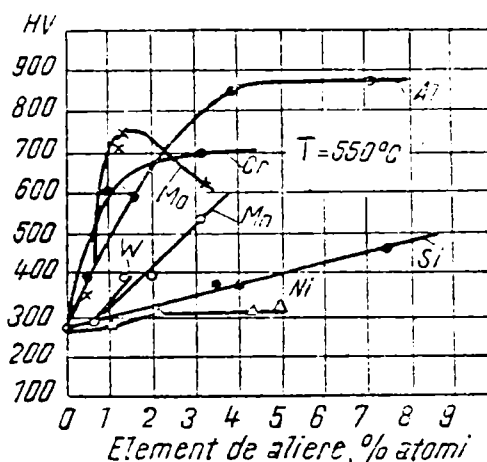


Fig.108 Influența elementelor de aliere asupra durității stratului nitrurat (oțel nitrurat la 550°C/24 h)

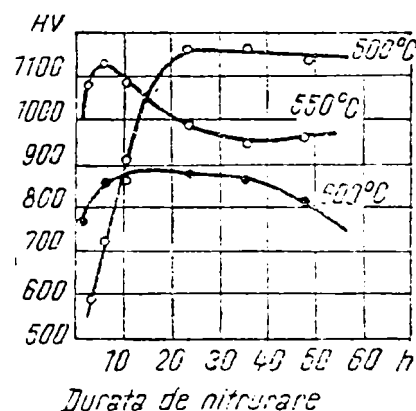


Fig. 110 Duritatea stratului nitrurat al oțelului 55HM1uA în funcție de durata de nitrurare la diferite temperaturi

O caracteristică deosebit de interesantă a stratului nitrurat al oțelurilor și fontelor aliate o constituie capacitatea acestora de a-și menține duritatea ridicată și după încălziri repetate la temperaturi înalte. Cercetările efectuate în acest sens au arătat, spre exemplu, că duritatea

stratului nitrurat al oțelului crom – aluminiu - molibden se menține la încălzire până la 650...675⁰C (fig.101 [32]). Viteza de răcire ulterioară nu influențează asupra valorii durității, scăderea acesteia fiind determinată numai de transformările de fază care se produc la diferitele temperaturi și de aglomerarea nitrurilor în timpul menținerii.

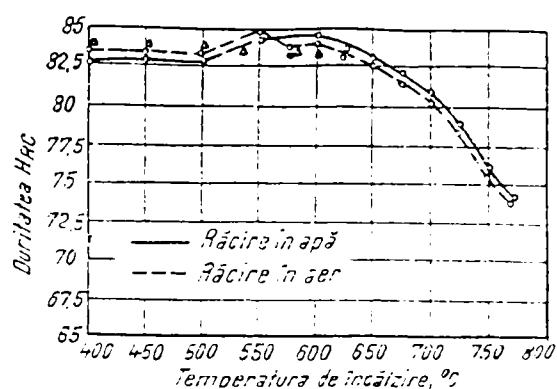


Fig.111 Variația durității superficiale a oțelului Cr-Al-Mo nitrurat după încălzire la diferite temperaturi

De asemenea, este important de menționat faptul că, și în cazul încălzirii la temperaturi foarte înalte (900...1000⁰C), duritatea nu poate fi scăzută până la valoarea inițială corespunzătoare stării nenitrate [32].

Rezistența la oboseală

Prin nitrurare se realizează și îmbunătățirea rezistenței la oboseală a produselor metalice, rezultatele obținute în această privință fiind dependente direct de procedeul de nitrurare folosit, iar în cadrul acestuia, de regimul de lucru adoptat (tab.36 [32]).

Creșterea rezistenței pieselor nitrurate la acțiunea sarcinilor alternante repetate se explică prin existența tensiunilor de compresiune în suprafața lor. Acestea iau naștere datorită faptului că straturile superficiale care conțin azot au un volum specific mai mare decât miezul. Cum ruperea la oboseală este determinată de tensiunile de întindere, rezultă că distrugerea la oboseală în cazul pieselor nitrurate se va amorsa întotdeauna la limita de separare dintre stratul nitrurat și miezul nenitrurat, solicitat la întindere [32]. Din acest motiv, cu cât adâncimea stratului nitrurat este mai mare, cu atât și rezistența acestuia la oboseală va fi mai mare (tab.36).

Tabelul 36 Influența condițiilor de nitrurare și a adâncimii stratului nitrurat asupra rezistenței la oboseală la încovoiere și răsucire alternantă repetată în cazul oțelului 38HMLuA

Caracteristica Mecanică	CONDIȚIILE DE NITRURARE				
	500 ⁰ C/30 ore	500 ⁰ C / 50 ore	650 ⁰ C / 10 ore și 500 ⁰ C / 10 ore	500 ⁰ C / 10 ore și 650 ⁰ C / 10 ore	proba nenitrurată (căl. și rev.)
	Adâncimea stratului nitrurat, [mm]				
	0,3	0,45	0,5	0,54	-
R _m a miezului epruvetei [kgf/mm ²]	100,1	100,1	85,4	89,7	100,1
Rezist. la oboseală la încovoiere repetată σ _{wi} [kgf/mm ²]	58	60	55	60	49
Rezist. la oboseală la răsucire repetată σ _{wt} [kgf/mm ²]	32	34	30	32	29

Rezistența la coroziune

Nitrurarea anticorozivă, așa-numita nitrurare decorativă, se aplică în scopul obținerii unor straturi rezistente la coroziune în atmosferă umedă, în apă curentă, ulei nerafinat, benzină, în abur supraîncălzit și în soluții alcaline slabe. În afară de rezistența mare la coroziune, astfel de straturi nu trebuie să satisfacă și alte condiții și de aceea se pot supune acestui tip de nitrurare chiar și oțeluri nealiat.

În vederea asigurării rezistenței la coroziune, piesele nitrurate în acest scop trebuie să prezinte la suprafață un strat subțire de 0,015...0,030 mm, compact și neporos, de nitruri sau carbonitruri ($\xi + \varepsilon + \gamma'$).

IV.3.4. Procedee de nitrurare

Cementarea cu azot se poate realiza în mediu gazos, în plasmă (nitrurare ionică) sau în mediu lichid.

IV.3.4.1. Nitrurarea în mediu gazos

a) Tehnologia de nitrurare în mediu gazos

Pentru nitrurarea în mediu gazos se utilizează, în exclusivitate, amoniacul, (eventual diluat). Azotul molecular s-a dovedit a fi necorespunzător, întrucât disociază greu și nu asigură cantitatea de azot atomic necesar saturării suprafeței.

Nitrurarea în gaz se realizează în cuptoare electrice verticale, prevăzute cu o retortă metalică din oțel refractar (15SiNiCr250), în care se introduc piesele și se insuflă curentul de amoniac.

Întrucât nitrurarea este însoțită de modificări dimensionale neînsemnate, nefiind, de regulă, necesare prelucrări mecanice ulterioare, se supun cementării cu azot piese aduse în stare finită, atât sub raportul prelucrărilor termice (îmbunătățite), cât și al celor mecanice (aduse la cotă, inclusiv rectificat și, în cazuri cu totul excepționale, cu un adaos de 0,02...0,04 mm pentru superfinisare ulterioară). Dacă anumite suprafețe trebuie protejate împotriva nitrurării, se recurge la acoperiri galvanice (cositorire, nichelare sau zincare), utilizarea unor paste care se depun în straturi succesive până la grosimi de 0,5...1 mm sau la protecția cu sticlă solubilă.

Înainte de introducerea în incinta de nitrurare, piesele sunt curățite și degresate. Se așează apoi pe dispozitive de susținere executate din oțeluri refractare și se încarcă în retorta aflată la o temperatură de maxim 150...200⁰C, eliminându-se astfel atât pericolul oxidării suprafețelor, cât și al producerii unor explozii la introducerea amoniacului .

După încărcare, retorta se închide etanș și se evacuează complet aerul prin spălare cu azot și apoi cu amoniac (câte 4 ore), până în momentul în care atmosfera din incintă conține 97% NH₃. Apoi se realizează încălzirea lentă până la temperatura de regim.

Regimurile termice (temperatura și durata de nitrurare) se stabilesc în funcție de adâncimea și proprietățile impuse pentru stratul nitrurat, ținând seama și de compoziția materialului din care sunt realizate piesele care se tratează. În condițiile utilizării aceluiași regim de nitrurare, adâncimea stratului este cu atât mai redusă, cu cât conținutul în carbon și elemente de aliere este mai mare (fig.103, fig.104 și fig.112 [53]).

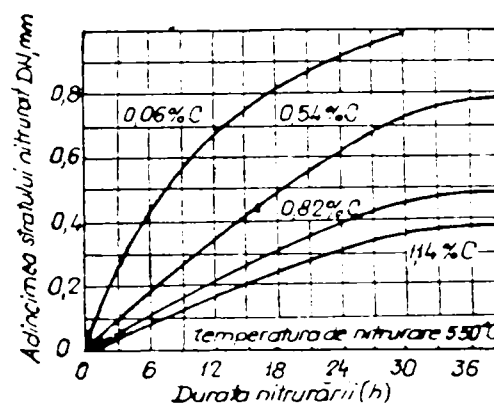


Fig.112 Influența conținutului în carbon și a duratei asupra adâncimii stratului nitrurat la 550⁰C

Factorul hotărâtor pentru alegerea celor doi parametri care definesc regimul termic îl constituie scopul aplicării nitrurării: durificarea sau creșterea rezistenței la coroziune. Astfel, prin *nitrurare dură* trebuie obținute straturi de 0,3...0,7 mm cu duritate superficială 950...1150 HV, în timp ce, prin *nitrurare anticorozivă*, straturi subțiri de 0,015...0,030 mm, rezistente la coroziune.

Răcirea până la 300⁰C se realizează lent, în curent de amoniac, apoi în curent de azot (sau amoniac) până la 150⁰C. De la această temperatură se introduce treptat aer în retortă și se continuă răcirea cu viteză mică până la 40⁰C, după care șarja se scoate din cuptor.

b) Parametrii tehnologici ai nitrurării în mediu gazos

Parametrii tehnologici ai nitrurării în mediu gazos sunt: gradul de disociere, temperatura și durata de încălzire.

Gradul de disociere

Amoniacul introdus în retorta cuptorului disociază la temperatura de nitrurare conform reacției:



punând în libertate azot activ (atomic), care se adsorbe în suprafața piesei metalice. Cantitatea de azot dizolvat în ferită depinde direct de gradul de disociere al amoniacului:

$$\alpha = \frac{(p_{\text{NH}_3})_{\text{disociat}}}{(p_{\text{NH}_3})_{\text{total}}} \cdot 100\% = \frac{1 - (p_{\text{NH}_3})_{\text{nedisociat}}}{(p_{\text{NH}_3})_{\text{total}}} \cdot 100\% \quad [\%] \quad (74)$$

și de capacitatea de adsorbție a suprafeței pieselor tratate.

Gradul de disociere al amoniacului este determinat de presiunea din incintă, de temperatura de nitrurare și de debitul de amoniac.

Creșterea *presiunii* în incinta de lucru determină deplasarea spre stânga a echilibrului reacției (73) de descompunere termică a amoniacului, deci micșorarea cantității de azot atomic capabil să difuzeze în suprafața piesei. Din acest motiv este indicată folosirea unor presiuni de lucru reduse, care să asigure un grad de disociere a amoniacului cât mai mare.

Ridicarea *temperaturii de nitrurare* accelerează procesul de disociere al amoniacului, determinând creșterea numărului de atomi de azot activi.

Întrucât nitrurarea se realizează în curent de amoniac, un parametru deosebit de important, care permite de alt fel și reglarea gradului de disociere, îl reprezintă *debitul de amoniac*. Micșorarea debitului conduce la creșterea gradului de disociere, deoarece la viteze de trecere mici ale gazului prin cuptor acesta are timp să se descompună într-o măsură mai mare. În practică, determinarea debitului optim de amoniac, care să asigure gradul de disociere dorit, se face prin încercări experimentale, el fiind dependent de tipul cuptorului (mărimea acestuia), mărimea încărcăturii, presiunea din incinta de lucru și temperatura de nitrurare.

Prin gradul de disociere se reglează concentrația de azot activ susceptibil de a fi adsorbit în suprafața pieselor, dar cantitatea efectivă de azot adsorbit depinde și de *capacitatea de adsorbție* a azotului în suprafața pieselor supuse nitrurării. Experimental s-a dovedit că, în general, vitezele maxime de adsorbție se obțin la grade de disociere cuprinse între 20...50%, pentru fiecare temperatură existând însă un grad optim de disociere (fig. 113[62] și tab.37[62]).

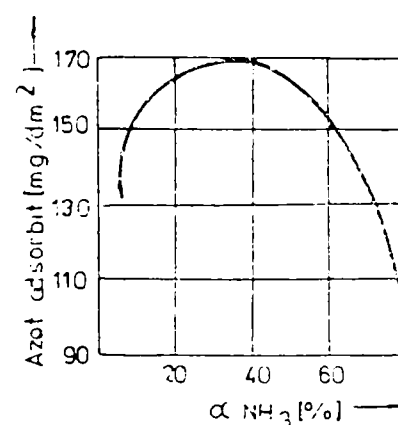


Fig.113 Variația adsorbției azotului în funcție de gradul de disociere al amoniacului (OLC30 nitrurat la 650°C / 30 min)

Pe lângă influența exercitată asupra vitezei de adsorbție, gradul de disociere acționează direct și asupra grosimii și durității stratului nitrurat (fig. 114[62]).

Tab. I-137 Gradele de disociere recomandate pentru diferite temperaturi

Oțeluri de construcții		Oțeluri rezist. la coroz.	
T_N [$^{\circ}\text{C}$]	α [%]	T_N [$^{\circ}\text{C}$]	α [%]
500-520	20-40	500	15-20
520-540	30-50	560	35-40
540-560	40-50	600	45-50

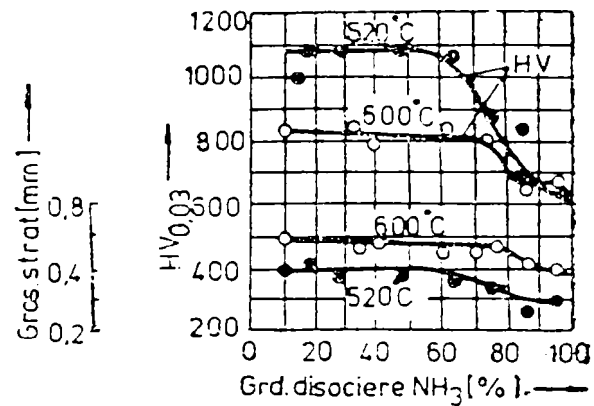


Fig.114 Influența gradului de disociere al amoniacului asupra grosimii și durității stratului nitrurat al oțelului 39MoAlCr15

Temperatura de nitrurare

Temperatura de nitrurare este parametrul tehnologic cel mai important al nitrurării, întrucât ea determină natura și distribuția constituenților din strat și, prin aceasta, caracteristicile acestuia. Din acest motiv, la stabilirea unei tehnologii de nitrurare se începe cu alegerea temperaturii și apoi, în corelație cu aceasta, se determină ceilalți parametri.

Cu cât temperatura este mai ridicată, cu atât toate procesele succesive prin care se realizează îmbogățirea superficială cu azot (disocierea amoniacului, adsorbția azotului activ în suprafața pieselor și difuzia acestuia către interior) sunt accelerate. În consecință, temperaturile de nitrurare ridicate conduc la obținerea unor straturi de adâncimi mari (fig. 115 [54]).

Acțiunea favorabilă a temperaturilor ridicate asupra adâncimii și conținutului în azot al straturilor

Nitrurate este însă însoțită de efectul nefavorabil produs asupra durității acestora. Pentru exemplificare, în figura 116[32] sunt redată curbele de distribuție a durității pe adâncimea straturilor obținute la diferite temperaturi de nitrurare, în condițiile unor mențineri egale. La creșterea temperaturii de la 460 la 600 $^{\circ}\text{C}$ grosimea stratului se mărește, dar duritatea acestuia scade. La temperaturi peste 560 $^{\circ}\text{C}$, duritatea se reduce sub valoarea optimă, ca urmare a formării

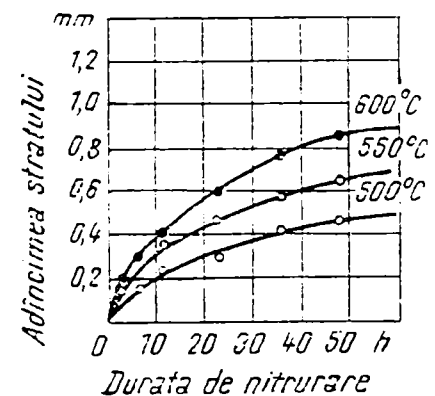


Fig.115 Adâncimea stratului nitrurat al oțelului 55HM1uA, în funcție de durata de nitrurare la diferite temperaturi

nitruirilor grosolane și a difuziei mai intense a azotului spre miez.

Din acest motiv, pentru *niturare dură* temperatura se alege întotdeauna sub cea eutectoidă (de obicei între 500...550°C), iar pentru *niturare anticorozivă* peste această temperatură (600...850°C).

Durata de niturare

Durata de niturare se alege în interdependență cu temperatura de niturare, astfel încât să se obțină grosimea de strat dorită. Cu cât temperatura de niturare este mai ridicată, cu atât durata necesară realizării unei anumite adâncimi de pătrundere este mai mică (fig.117[62]).

Prelungirea duratei de menținere la o anumită temperatură asigură creșterea continuă a grosimii stratului nitrurat (fig.118[32]). Trebuie însă menționat faptul că viteza de creștere este mai mare la începutul perioadei de menținere și scade apoi în timp, datorită faptului că difuzia azotului (și a carbonului) în nitrura ϵ formată în suprafață se produce extrem de lent [62].

Durata de menținere la o temperatură dată necesară pentru a obține un strat nitrurat de o anumită adâncime se poate determina prin mai multe metode.

Se poate apela în acest scop la formule empirice, stabilite prin prelucrarea statistică a unui număr mare de rezultate experimentale. Spre exemplu, pentru oțeluri de îmbunătățire, adâncimea de niturare se poate calcula cu relațiile:

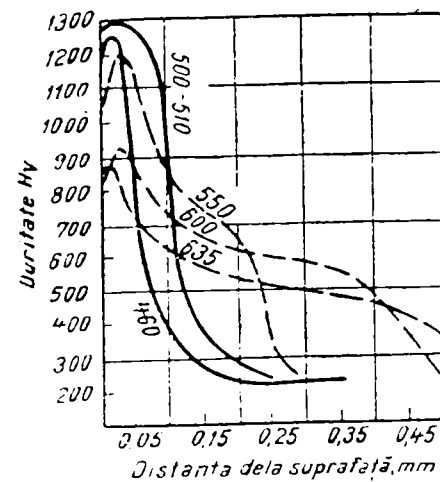


Fig.116 Duritatea superficială a oțelului Cr-Mo-Al după niturarea la diferite temperaturi timp de 48 h

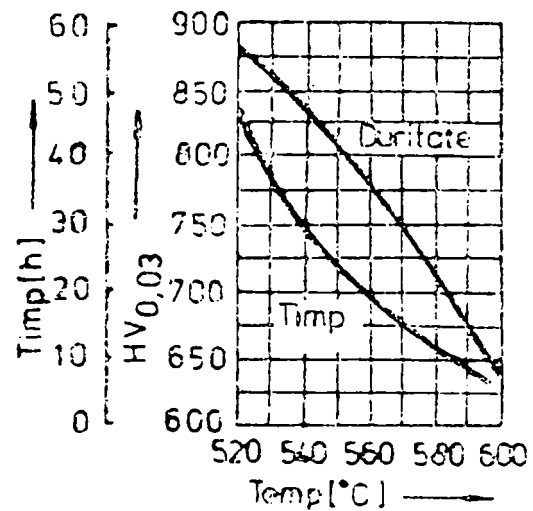


Fig.117 Influența temperaturii de niturare asupra durității și duratei de niturare pentru un strat de 0.5 mm

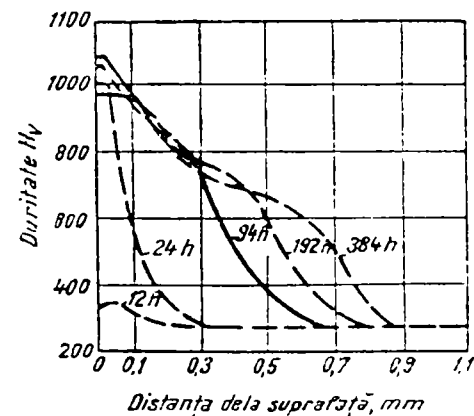


Fig.118 Variația durității în adâncime la oțelul Cr-Mo-Al după niturare la 510°C în timp variabil.

$$\delta = 0,75\sqrt{t_{500}} \quad [mm] \quad (75)$$

$$\delta = 0,75\sqrt{t_{550}} \quad [mm] \quad (76)$$

unde: t_{500} și t_{550} reprezintă duratele de nitrurare la temperaturile de 500°C și respectiv 550°C .

De asemenea, durata de menținere se poate determina cu ajutorul vitezelor medii de creștere a adâncimii stratului nitrurat, stabilite în baza datelor practice. Astfel, se poate considera pentru temperaturi de nitrurare de $500...510^{\circ}\text{C}$ o viteză de nitrurare de $0,01$ mm/h până la grosimi de strat de $0,4$ mm, după care aceasta scade.

Valorile cele mai precise se pot însă obține prin utilizarea unor grafice de tipul celui prezentat în fig.119[4], în cazul în care pentru materialul supus nitrurării se dispune de un astfel de grafic.

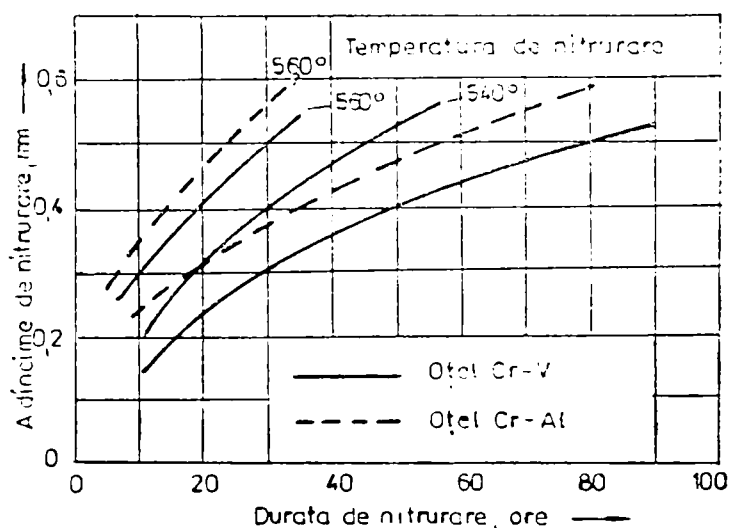


Fig.119 Variația grosimii stratului nitrurat în funcție de durata și de temperatura de nitrurare

c) Regimuri de nitrurare în mediu gazos

Nitrurarea dură în mediu gazos

Se aplică unor piese de importanță din industria constructoare de mașini: cămăși de cilindru ale motoarelor Diesel și pompelor, roți dințate, arbori cotiți, axe cu came, etc. Pentru a satisface condițiile impuse unei bune funcționări, astfel de piese trebuie să prezinte un strat nitrurat cu adâncime de $0,3...0,7$ mm și duritate de $959...1150$ HV, ceea ce se poate realiza prin alegerea temperaturii de nitrurare în intervalul $500...550^{\circ}\text{C}$. Aceste temperaturi joase impun durate de menținere extrem de lungi ($20...80$ ore). Pentru accelerarea nitrurării se aplică uneori cicluri cu 2 sau 3 trepte de temperatură, la care se modifică corespunzător și gradul de disociere a amoniacului (fig. 120 [8]).

Nitrurarea în gaz cu o singură treaptă de menținere (fig.120,a) este foarte răspândită, întrucât asigură obținerea unui strat compact, aderent și cu duritate mare și este în același timp simplu de realizat. Acest regim are însă dezavantajul duratelor foarte îndelungate de menținere necesare pentru obținerea adâncimilor de strat dorite, întrucât viteza de nitrurare pe palier (la $500...510^{\circ}\text{C}$) este de aproximativ $0,01$ mm/h pentru straturi până la $0,2...0,4$ mm și scade apoi

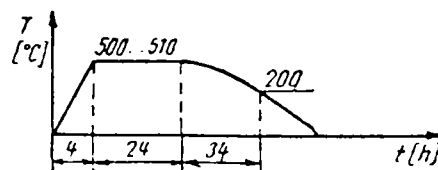
chiar sub această valoare.

Gradul de disociere al amoniacului se alege în funcție de temperatura de nitrurare: la $500...520^{\circ}\text{C}$, $\alpha = 18...25\%$, iar la $530...550^{\circ}\text{C}$, $\alpha = 25...40\%$.

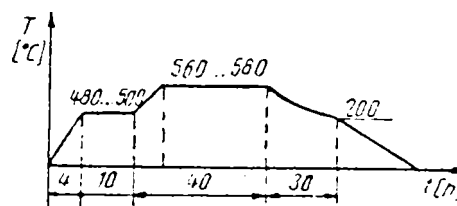
Stratul nitrurat obținut este format la suprafață dintr-o zonă fragilă de compuși $\epsilon+\gamma'$ și un substrat de difuzie. Fragilitatea se poate atenua prin utilizarea unui grad de disociere al amoniacului de 80% în a doua perioadă de menținere. Prin aceasta se crează condiții pentru dispariția stratului de nitruți, atât prin desorbția azotului din suprafață, datorită scăderii potențialului de azot al atmosferei, cât și prin difuzia azotului spre interiorul piesei. Gradul mare de disociere nu se poate obține numai prin reducerea debitului de amoniac, fiind date temperaturile relativ reduse, motiv pentru care, în astfel de situații, se procedează suplimentar la diluarea amoniacului cu azot sau cu amoniac disociat în prealabil.

Regimul de nitrurare cu două trepte de temperatură (fig.120,b) se aplică în principal în scopul reducerii duratei ciclului de nitrurare necesar pentru obținerea unui strat de o anumită adâncime.

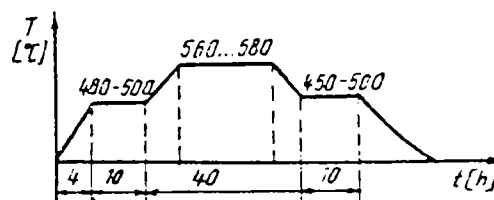
Fiecărei trepte de temperatură îi corespunde un grad de disociere al amoniacului diferit. Astfel, la treapta întâi ($480...500^{\circ}\text{C}$) se utilizează un grad de disociere de 18...25%, care asigură creșterea accentuată a conținutului de azot în zona superficială și formarea zonei de compuși. La treapta a doua de menținere ($560...580^{\circ}\text{C}$) se ridică gradul de disociere la 45...60%, ceea ce determină frânarea adsorbției azotului în suprafața piesei. Temperatura mai mare conduce în același timp la creșterea vitezei de difuzie a azotului spre interior și, prin aceasta, la îndepărtarea zonei de compuși și mărirea adâncimii totale a stratului nitrurat. Drept urmare, duritatea în



a) Regim de nitrurare cu o treaptă:
Grad de disociere = 30%
Adâncime strat = 0.2 mm



b) Regim de nitrurare cu două trepte
Treapta I - $T_N = 480...500^{\circ}\text{C}$, $\alpha_{\text{NH}_3} = 18...25\%$
Treapta II - $T_N = 560...580^{\circ}\text{C}$, $\alpha_{\text{NH}_3} = 45...60\%$
Adâncime strat = 0.6...0.7 mm



c) Regim de nitrurare cu 3 trepte:
Treapta I - $T_N = 480...500^{\circ}\text{C}$, $\alpha_{\text{NH}_3} = 18...25\%$
Treapta II - $T_N = 560...580^{\circ}\text{C}$, $\alpha_{\text{NH}_3} = 45...60\%$
Treapta III - $T_N = 480...500^{\circ}\text{C}$, $\alpha_{\text{NH}_3} = 18...25\%$
Adâncime strat = 0.7 mm

Fig.120 Regimuri de nitrurare dură în amoniac

zonei de compuși și mărirea adâncimii totale a stratului nitrurat. Drept urmare, duritatea în ansamblu a stratului scade, dar trecerea spre valoarea corespunzătoare miezului se face mai lin (fig.121 [32]).

Pentru menținerea ridicată a durității superficiale se poate aplica **regimul de nitrurare cu trei trepte**, ultima treaptă de menținere fiind identică cu prima (fig.120,c). Aceasta asigură refacerea zonei dure de compuși $\epsilon+\gamma'$ și, corespunzător, obținerea unor straturi de mare duritate și grosimi acceptabile, în condițiile unor durate de menținere rezonabile.

În tabelul 38 [51] sunt prezentate câteva dintre regimurile de nitrurare folosite pentru oțelurile și fontele durificabile prin nitrurare.

Tabelul 38 Regimuri de nitrurare dură

MATERIALUL	REGIMUL DE NITRURARE						Adâncimea de nitrurare [mm]	Duritate HV
	Treapta I			Treapta a II-a				
	T [°C]	t [h]	α [%]	T [°C]	t [h]	α [%]		
39MoAlCr15	510	35	20-40	-	-	-	0,30-0,35	1000-1150
	510	55	20-40	-	-	-	0,50-0,60	1000-1150
	510	12	35	540	38-48	65	0,60-0,80	800- 900
40Cr10 42MoCr11 21MoMnCr12	510	35	40-50	-	-	-	0,35-0,45	600-750 750-850 750-850
20Cr130 40Cr130	510 550	55	20-40 40-55	- -	- -	- -	0,15-0,25 0,25-0,35	950-1100 850- 950
7TNC180	560	75	20-40	-	-	-	0,10	900
	600	60	40-60	-	-	-	0,20-0,40	800-850
Fontă cenușie	550	75	35-40	-	-	-	0,50-0,60	
C120	510	20	20-45	-	-	-	0,16-0,20	900-1100
	510	50	20-45	-	-	-	0,20-0,30	

Nitrurarea anticorozivă în mediu gazos

Un caz particular al nitrurării cu o singură treaptă de menținere îl reprezintă nitrurarea anticorozivă. Ea se aplică pieselor confecționate din oțeluri nealiate și slab aliate și produselor din fontă, la care se urmărește creșterea rezistenței la coroziune în aer umed, apă sau vapori supraîncălziți. Pentru

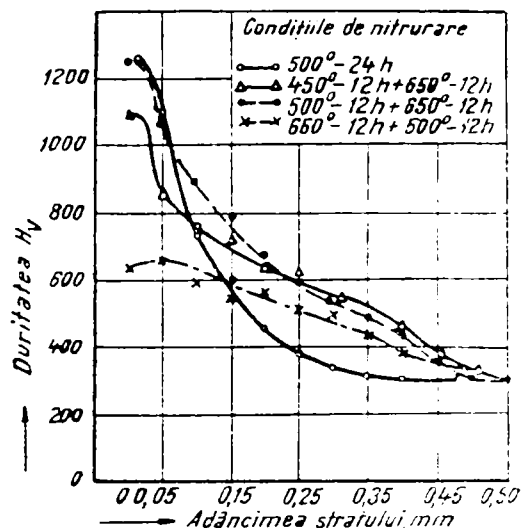


Fig.121 Curbele comparative de distribuție a durității pe adâncimea stratului la oțelul Cr-Mo-Al nitrurat cu una și cu două trepte

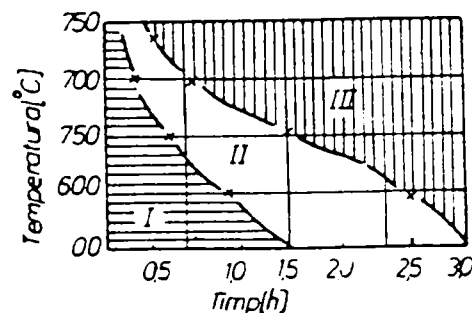


Fig.122 Corelarea parametrilor T - t la nitrurarea anticorozivă : I și III - straturi cu rezistență slabă la coroziune ; II - straturi compacte, cu rezistență bună la coroziune

aceasta, întrucât nu se impune și ameliorarea caracteristicilor mecanice, este suficient dacă în suprafața produselor se obțin straturi de 0,02...0,04 mm alcătuite din nitrură ϵ .

Temperaturile de nitrurare anticorozivă se aleg în intervalul 600...850°C, pentru care adâncimea de pătrundere a fazei ϵ este maximă [62] și se lucrează cu grade de disociere între 35...80%, care asigură la temperaturile de nitrurare mai înalte o adsorbție corespunzătoare. Durata de menținere se alege în corelație cu temperatura de nitrurare (fig.122 [51]), iar răcirea se poate efectua în aer, ulei sau apă, răcirile rapide asigurând o tenacitate mai bună.

Cele mai uzuale regimuri de nitrurare anticorozivă sunt prezentate în tabelul 39 [41].

Tabelul 39 Regimurile pentru nitrurare anticorozivă

OȚELUL	Temperatura [°C]	Durata de menț. [min]	α [%]
OLC10, OLC15	600	60-120	35-55
OLC20, OLC25	650	45- 90	45-65
OLC45	700	15- 30	55-75
OSC8, OSC10	600-700	15- 45	45-75
RUL1	770-850	3- 10	75-80

d) Tendințe de dezvoltare a nitrurării gazoase

Nitrurarea în curent de amoniac prezintă nu numai dezavantajul duratelor extrem de mari ale procesului, ci și pe cel al reglajului și controlului dificil al potențialului de azot. Tehnologiile mai recente de nitrurare înlătură acest din urmă inconvenient prin utilizarea amoniacului diluat cu : endo- sau exogaz (50% amoniac + 50% endo- sau exogaz), cu azot molecular (20% amoniac + 80% azot), cu gaz metan (50% amoniac + 50% gaz metan), cu gaz metan și oxigen (2...4% oxigen + amoniac și metan în raport 1:1) sau cu vapori de apă (rezultând de fapt o feroxare combinată cu o nitrurare).

IV.3.4.2. Nitrurarea ionică (în plasmă)

a) Considerații generale

Nitrurarea ionică este un procedeu modern de îmbogățire cu azot a suprafețelor pieselor din oțel și fontă, care s-a impus tot mai mult în industrie prin avantajele nete față de celelalte metode de nitrurare. În acest sens, ar trebui amintite:

- duratele de nitrurare mult mai reduse (cu circa 50% față de nitrurarea în curent de amoniac), datorate vitezelor superioare de nitrurare;
- consumurile mai mici de gaze și energie (încălzirea pieselor se realizează prin

bombardarea lor de către moleculele ionizate ale gazului, nefiind necesare surse termice exterioare);

- posibilitatea controlului și reglării mult mai precise a parametrilor tehnologici și, prin aceasta, a grosimii și constituției fazice a stratului nitrurat;
- posibilitatea opririi și reluării ciclului de nitrurare;
- caracterul nepoluant al procedurii.

Pe de altă parte, opțiunea pentru nitrurare ionică trebuie să aibă în vedere faptul că acest procedeu este costisitor, necesitând instalații complexe speciale, a căror deservire este, de asemenea, mai dificilă.

b) Procese fizice ale nitrurării ionice

Principiul care stă la baza nitrurării ionice este acela al descărcării în gaze rearefiate. Potrivit acestui principiu, dacă între doi electrozi situați într-o incintă în care se găsește un gaz rarefiat se aplică o diferență de potențial, situată, în funcție de natura gazului și presiunea acestuia, între 350...1500 V, se observă că între cei doi electrozi apare un curent electric, denumit curent de descărcare.

Pentru a realiza saturarea superficială cu azot, piesele de tratat se așează pe dispozitive speciale, legate la catodul unui generator de curent continuu și se încarcă în incinta instalației de nitrurare ionică, a cărei carcasă se constituie în anod. În spațiul de lucru se introduce apoi un gaz rarefiat care conține azot (azot molecular, amoniac, amestecuri de azot molecular și hidrogen, amestecuri de azot molecular, hidrogen și argon) și se conectează cei doi electrozi la sursa de curent. Drept urmare, fiecare piesă se înconjoară cu o zonă de descărcare catodică, în care se produc următoarele fenomene:

a) Emisia electronică primară. Electronii de valență ai catodului capătă energii superioare energiei de extracție a electronilor și părăsesc suprafața pieselor.

b) Ionizarea și emisia electronică secundară. Părăsind suprafața pieselor, electronii ajung în zona căderii catodice, sunt accelerați și lovesc moleculele de gaz situate în apropierea catodului, ionizându-le. Rezultă astfel ioni pozitivi care se deplasează spre catod și electroni produși prin emisie secundară. Aceștia pot ioniza, la rândul lor, noi molecule ale gazului. În urma acestei reacții în lanț se obține în incinta de lucru plasma, alcătuită din particule încărcate pozitiv și negativ, în concentrații egale.

c) *Bombardarea catodului.* Moleculele ionizate sunt accelerate în zona căderii catodice și lovesc cu mare viteză piesele. În urma impactului, energia lor cinetică este consumată pentru:

- încălzirea pieselor la temperaturi de 490...550⁰C, nemaifiind necesare surse termice exterioare;

- adsorbția moleculei gazoase ionizate la suprafața catodului conform reacției:



Datorită acestei energii suplimentare, molecula ionizată în plasma descărcării luminescente este mult mai ușor adsorbită decât în cazul nitrurării clasice (în gaz).

- deformarea rețelei cristaline a catodului ca urmare a impactului, pe o distanță mică (max. 0,1 mm) de la suprafață. Introducerea pe această cale de defecte în zona superficială favorizează difuzia azotului adsorbit;

- pulverizarea catodică, constând în dislocarea de atomi (de fier, ai elementelor de aliere și de azot adsorbit) și electroni din suprafața pieselor. Aceștia preiau o parte din energia ionului incident, trec în plasmă și participă la procesele din vecinătatea catodului. Intensitatea pulverizării catodice crește cu scăderea presiunii gazului și cu creșterea tensiunii interelectrodice.

d) *Reacții chimice.* În zona căderii catodice, energiile mari ale componentelor plasmei (atomi, molecule ionizate, electroni) favorizează producerea unor reacții chimice imposibile în cazul nitrurării clasice în amoniac. Astfel sunt reacțiile de formare a radicalilor NH^- , NH_2^- , NH_3^- , NH_4^- și a nitrurii de fier FeN^+ , rezultată prin combinarea atomilor de fier și azot expulzați prin pulverizarea catodică, care determină atât accelerarea proceselor de adsorbție și difuzie ale azotului la nitrurarea în plasmă, cât și activitatea crescută a mediilor de nitrurare utilizate.

c) *Tehnologia nitrurării ionice*

Piese ce urmează a fi nitrurate se supun aceluiași operații pregătitoare ca și în cazul nitrurării clasice în amoniac (prelucrare mecanică finală, tratament termic final, curățire și degresare, protecție contra nitrurării), se fixează pe dispozitive speciale, conectate la catodul instalației de nitrurare ionică, și se introduc în incinta de lucru (1) (fig.123[62]). Capacul și pereții retortei se leagă la anodul generatorului de curent continuu. După ce se realizează etanșarea corespunzătoare a retortei, se videază incinta de lucru cu ajutorul pompei de vid (3). Nivelul vidului realizat se măsoară cu manometrul (M) și este menținut la început între 10^{-1} - 10^{-2} torri.

Punerea în funcțiune a instalației se face în mod gradat, în mai multe trepte de tensiune

(500...1000V), trecerea de la o treaptă la alta realizându-se după stabilizarea tensiunii (dispariția “sclipirilor” de pe suprafața pieselor).

Datorită tensiunii aplicate între anod și catod se produce ionizarea gazului și apoi pulverizarea catodică. În acest mod se realizează degazarea totală a suprafețelor pieselor și curățirea lor de eventualii oxizi formați în etapele anterioare. Se introduce apoi în retortă amoniacul, care în prealabil a fost disociat termic în disociatorul (4). Presiunea în retortă crește până la nivelul de 1...10 torri, funcție de mărimea șarjei, iar în corelație cu aceasta și cu temperatura de nitrurare dorită se reglează regimul electric de la dulapul de comandă (5).

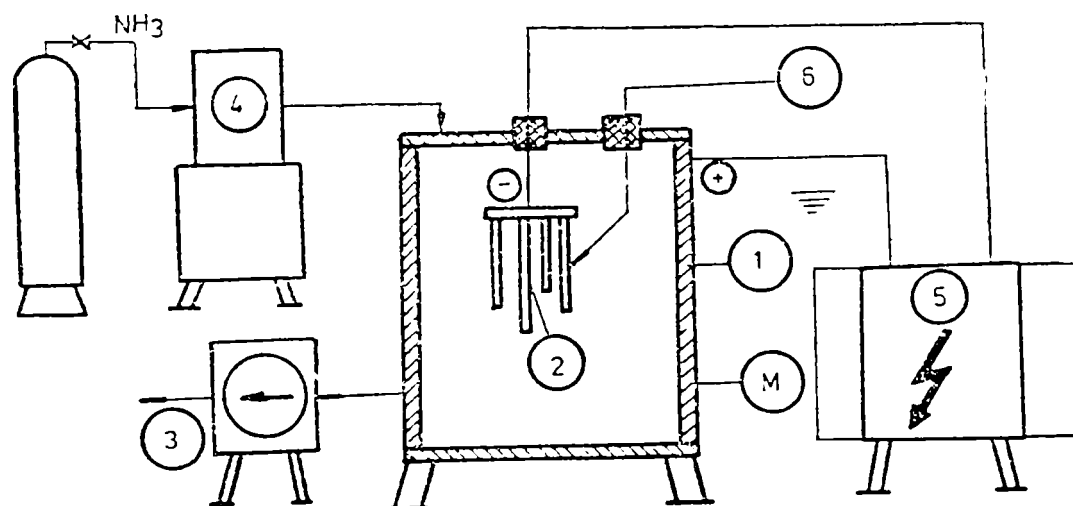


Fig.123 Schema instalației de nitrurare ionică

Durata de nitrurare se stabilește în funcție de ceilalți parametri tehnologici, astfel încât să se obțină grosimea de strat dorită. După scurgerea timpului de menținere ales, se procedează la deșarjare. În acest scop se oprește admisia amestecului gazos nitrurant, se întrerupe tensiunea și se realizează răcirea lentă a pieselor în vid, până la 100⁰C. Se oprește apoi pompa de vid, se introduce aerul și se scot piesele din retortă.

Controlul presiunii din spațiul de lucru este asigurat în permanență printr-un manometru în legătură cu un traductor de presiune, care transmite semnalul electric la dulapul de comandă (5), de unde se poate acționa asupra pompei de vid pentru menținerea presiunii de regim. În aceeași manieră, prin termocuplul (6), plasat într-o teacă subțire de ceramică, se măsoară temperatura și se autoreglează regimul electric de la dulapul de comandă, astfel încât să se mențină constantă temperatura la valoarea prestabilită.

d) Parametrii tehnologici ai nitrurării ionice

Nitrurarea ionică oferă posibilitatea unui control și reglaj foarte precis al caracteristicilor dimensionale și structurale ale stratului nitrurat, fiind dată gama mult mai largă a parametrilor tehnologici (termici și temporali, chimici, electrice și de lucru) care permit dirijarea exactă a tuturor fenomenelor care au loc în plasmă și, în special, la interfața metal-plasmă. Devine astfel posibilă menținerea potențialului de azot în limite atât de strânse, încât să se obțină în stratul superficial compusul γ' , cu caracteristici de rezistență și tenacitate superioare compusului ϵ .

Parametrii tehnologici ai nitrurării ionice sunt:

- *parametrii independenți*: compoziția și presiunea gazului, tensiunea de descărcare și durata de nitrurare;

- *parametrii dependenți*: temperatura și curentul de descărcare;

Intensitatea adsorbției crește cu creșterea presiunii (a numărului de particule active) și a tensiunii de descărcare, în timp ce intensitatea procesului de pulverizare catodică crește cu scăderea presiunii și creșterea tensiunii.

La rândul ei, temperatura de nitrurare crește cu creșterea presiunii și tensiunii de descărcare și, fiind rezultatul încălzirii prin bombardament, depinde și de forma și dimensiunile pieselor tratate. O încălzire uniformă din punct de vedere al temperaturii poate fi asigurată numai prin realizarea unor încărcături uniforme din punct de vedere al caracteristicilor dimensionale (același raport S/V).

Alegerea presiunii de lucru se face ținând seama de structura stratului, forma și dimensiunile produselor tratate, temperatura care trebuie realizată și stabilitatea descărcării. Această ultimă condiție se referă la faptul că descărcarea anormală poate trece în descărcare în arc la creșterea presiunii peste o anumită valoare.

Adâncimea stratului nitrurat în plasmă

este, ca și în cazul nitrurării în curent de amoniac, dependentă de durata de menținere. Datorită particularităților proceselor care au loc în plasma descărcării catodice și la interfața plasmă-metal, pentru adâncimi de strat cuprinse între 0,3...0,4 mm vitezele de nitrurare sunt în acest caz superioare celor posibil de realizat la nitrurarea clasică (fig.124 [51]). Pentru valori mai mari ale adâncimii de nitrurare, cele două procedee sunt comparabile.

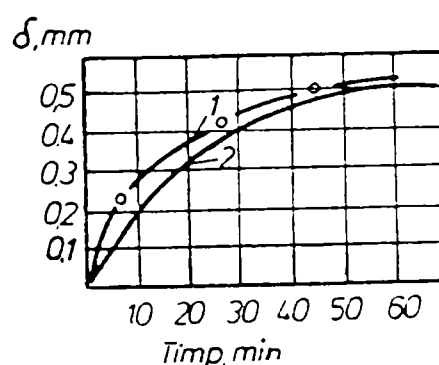


Fig.124 Date comparative privind cinetica nitrurării în gaz și plasmă: 1 – nitrurare ionică ; 2 - nitrurare gazoasă

IV.3.4.3. Nitrurarea în mediu lichid

a) Considerații generale

Nitrurarea în mediu lichid se efectuează la temperaturi subcritice (550...580⁰C), în băi de săruri pe bază de cianuri și cianați. În aceste condiții, în stratul superficial al pieselor tratate difuzează, într-o oarecare măsură, alături de azot și carbon, astfel încât rezultatul este de fapt o "nitrocarburare". Prezența carbonului, pe de o parte, și temperatura de nitrurare ceva mai înaltă față de nitrurarea în curent de amoniac, pe de altă parte, fac ca grosimea și duritatea stratului să fie mai reduse, motiv pentru care acestui procedeu i se mai spune și *nitrurare moale*.

Deși performanțele obținute sunt mai modeste, iar procedeul este costisitor, datorită prețului ridicat al substanțelor chimice ce alcătuiesc băile de nitrurare, și totodată foarte toxic, fiind necesară luarea unor măsuri speciale de protecția muncii, nitrurarea în mediu lichid tinde să se impună în principal prin durata scurtă de realizare (5...180 min).

b) Procese chimice ale nitrurării în mediu lichid

Elementele active (azotul și carbonul) sunt puse în libertate în urma următoarelor reacții chimice care se produc în băile de nitrurare:



Pentru accelerarea reacțiilor din topitura de săruri se recurge la insuflarea de oxigen, de aer sau de amoniac. În caz contrar, băile trebuie lăsate să meargă mult timp în gol pentru "maturare".

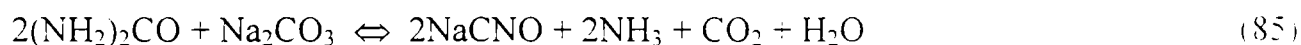
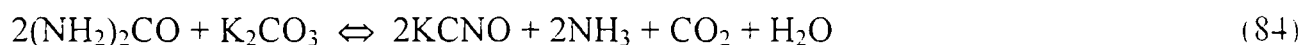
Întrucât în cazul utilizării creuzetelor din oțel baia interacționează cu fierul din materialul creuzetului, formând ferocianură de sodiu $\text{Na}_4[\text{Fe}(\text{CN})_6]$, iar aceasta conduce la obținerea unui strat nitrurat poros, procedeele moderne recurg la utilizarea unor creuzete din oțel refractar placate cu titan.

Cele mai reprezentative procedee și amestecuri de săruri utilizate la nitrurarea în mediu lichid sunt prezentate în tabelul 40 [62].

Tabelul 40 Variante de nitrurare în băi pe bază de cianuri și cianați

PROCEDEUL	Compoz. băii în mom. încărcării pieselor [%]	Compoziția de lucru a băii [%]	Temperatura de lucru [°C]	Compoziția amestecului de regen. [%]
Tenifer (Degussa) - Germania	84% sare NS ₁ (40%KCNO+60%NaCNO) -15%Na ₂ CO ₃ + 1%Na ₂ CN ₂	42-48% KCNO și NaCNO 48% KCN și NaCN restul Na ₂ CO ₃	570	sare NS ₂ (75%NaCN+ 25% KCN)
Tenifer (Degussa) cu creuzet din Ti și insuflare de oxigen (aer)	-	38-42%NaCN 43-47%KCNO 2-6%Na ₂ CO ₃ 10-14%K ₂ CO ₃	560 - 575	44-49%KCN 41-46%NaCN
Taftreiding - SUA	-	6-8%NaCN 30-42%NaCNO restul cloruri	570	-
Taftreiding cu insuflare de aer	25-40%NaCNO- 50%NaCN restul Na ₂ CO ₃	45%NaCN 32%NaCNO 23%Na ₂ CO ₃	500 - 600	-
Carbonitr. la temp. joase cu creuzet de Ti și insuflare de aer-Rusia	-	44-46%NaCN 42-45%KCNO restul Na ₂ CO ₃	500 - 600	-

Pornind de la inconvenientele pe care le prezintă utilizarea băilor pe bază de săruri și cianați (toxicitate, cost ridicat, dificultate de procurare, necesitatea insuflării de gaze, creuzet din titan), cercetările din ultimul timp au fost îndreptate spre utilizarea unor substanțe ieftine și netoxice, care să conducă în cele din urmă tot la cianat. S-a renunțat în acest fel la reacțiile de oxidare a cianurilor, locul lor fiind luat de reacțiile dintre uree și un carbonat alcalin (de Na sau de K):



În tabelul 41 [62] sunt prezentate câteva amestecuri pe bază de uree folosite la nitrurarea în mediu lichid.

Cu toate avantajele pe care le oferă băile de nitrurare pe bază de uree, extinderea acestui procedeu este frânată de dificultățile legate de prepararea cianatului, regenerarea băilor și de prezența porilor în stratul nitrurat (datorată apariției ferocianurii în baie).

La fel ca și la celelalte tratamente termochimice efectuate în medii lichide, și în cazul nitrurării activitatea băilor scade în timp, motiv pentru care ele trebuie regenerate, compoziția amestecurilor de regenerare fiind prezentată în tabelele 40 și 41.

Tabelul 41 Băi pe bază de uree și carbonați folosite pentru nitrurare

Compoziția inițială a băii	Compoziția de lucru a băii	Compoziția amestecului de regenerare	Temp. de lucru [°C]
55% (NH ₂) ₂ CO 45% K ₂ CO ₃	60-75% KCNO 25-35% K ₂ CO ₃ până la 1% KCN	55% (NH ₂) ₂ CO 45% K ₂ CO ₃	560-580
55% (NH ₂) ₂ CO 45% K ₂ CO ₃	20-40% NaCNO 12-20% NaCN 50-60% K ₂ CO ₃	15% amestec proaspăt de uree și Na ₂ CO ₃ în proporție 55:45 sau 10% NaCNO (la fiecare 8h de funcționare)	560-580
48% (NH ₂) ₂ CO 40% Na ₂ CO ₃ 12% NaCl	-	4% uree sau 3% NaCN la fiecare 2h de funcționare	550-600
25-35% NaCNO 28-40% KCl 25-35% Na ₂ CO ₃	-	-	550-600
60-75% KCNO 25-40% K ₂ CO ₃	60-75% KCNO 25-40% K ₂ CO ₃ până la 1% KCN	-	550-600

c) Tehnologia nitrurării în mediu lichid

Tehnologia de nitrurare în mediu lichid cuprinde următoarele operații:

1) Formarea și întreținerea băilor de nitrurare

După dozarea componentilor, conform rețetei adoptate, și uscarea lor (prezența apei poate duce chiar la explozii în timpul încălzirii), aceștia se introduc în straturi alternative (amestec de cianat / săruri, respectiv carbonat) în creuzetul bine curățat și uscat.

Urmează încălzirea și topirea sărurilor și menținerea la temperatura de regim (570°C) timp de 60...80 ore, după care se insuflă aerul pentru a intensifica procesele de oxidare din baie.

Această primă etapă, numită maturare, se consideră încheiată în momentul în care baia ajunge la conținutul de cianat prescris.

2) Pregătirea șarjei, șarjarea și deșarjarea

Piesele, curățite și degresate, sunt așezate pe dispozitive speciale și se preîncălzesc la circa 350°C în scopul uscării și al limitării tensiunilor termice.

După scurgerea timpului de menținere în baie, șarja se răcește împreună cu dispozitivul de susținere, în apă rece, soluție de apă cu sare, apă caldă, ulei, aer liniștit sau comprimat.

Răcirile rapide se practică la piesele de formă simplă, la care se cere rezistență maximă la oboseală și la coroziune atât în atmosferă, cât și în apă sărată, în intenția de a împiedica descompunerea nitrurilor, în timp ce piesele cu pereți subțiri, susceptibile la deformare, se răcesc în apă caldă (60...90°C).

În măsura în care complexitatea formelor pieselor crește (variații mari de secțiuni, orificii

pătrunse sau înfundate), se recurge la răcirii mai lente în trepte (aer cu trecere în apă caldă sau ulei).

Indiferent de mediul de răcire utilizat, în final se face o spălare atentă în apă caldă (90°C) pentru îndepărtarea tuturor urmelor de săruri.

d) Parametrii tehnologici ai nitrurării în mediu lichid

În condițiile menținerii relativ constante a compoziției băilor de nitrurare, asupra constituției și grosimii straturilor nitrurate se poate interveni prin intermediul temperaturii și duratei de nitrurare.

Temperatura de nitrurare este în mod curent de 570°C , când vitezele de creștere a stratului sunt acceptabile, iar caracteristicile mecanice ale acestuia sunt bune.

La temperaturi mai joase difuzia este mai slabă, iar la temperaturi mai înalte duritatea stratului nitrurat în mediu lichid scade (fig.125 [62]).

La suprafața pieselor nitrurate în mediu lichid se formează o zonă incorodabilă de carbonitrură ϵ ($\text{Fe}_{2-3}(\text{CN})$), urmată de o zonă de difuzie. Grosimea acestor două zone este determinată, pentru o temperatură de nitrurare dată, de durata de menținere a pieselor în baie.

Zona de compuși din suprafața stratului

nitrurat conferă piesei rezistență la uzură și coroziune, în timp ce zona de difuzie asigură rezistență la oboseală.

Indiferent de materialul metalic nitrurat în mediu lichid, ridicarea temperaturii și **duratei de menținere** determină creșterea ambelor zone din structura stratului cementat. Compoziția chimică a materialului definește însă raportul dintre cele două zone și grosimea finală a stratului (fig.126 [62]).

La alegerea regimurilor de nitrurare în mediu lichid trebuie însă să se aibă în vedere nu numai grosimea totală și constituția stratului nitrurat, ci și obținerea zonei albe fără pori. În acest scop se pot utiliza diagrame de tipul celor din figura 127 [62], care permit stabilirea unor

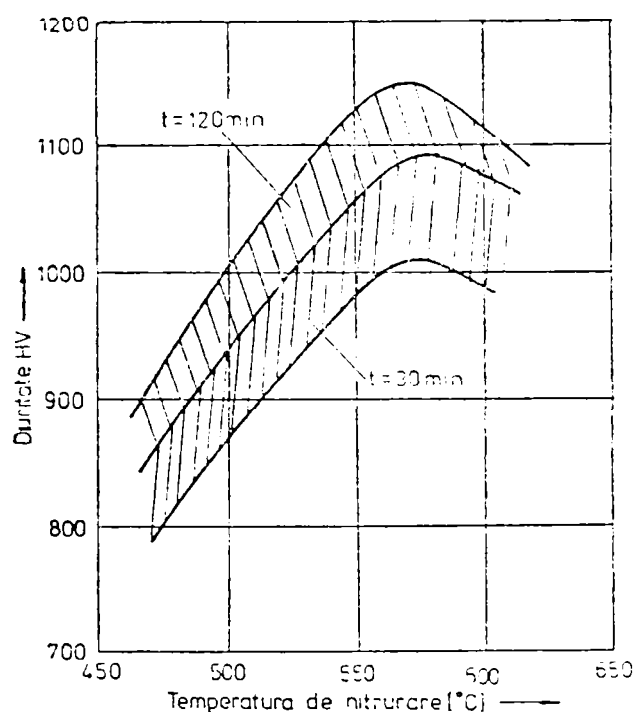


Fig.125 Variația durității superficiale a oțelului rapid nitrurat în mediu lichid, în funcție de temperatură

perechi de parametrii T - t care conduc la obținerea unor straturi compacte.

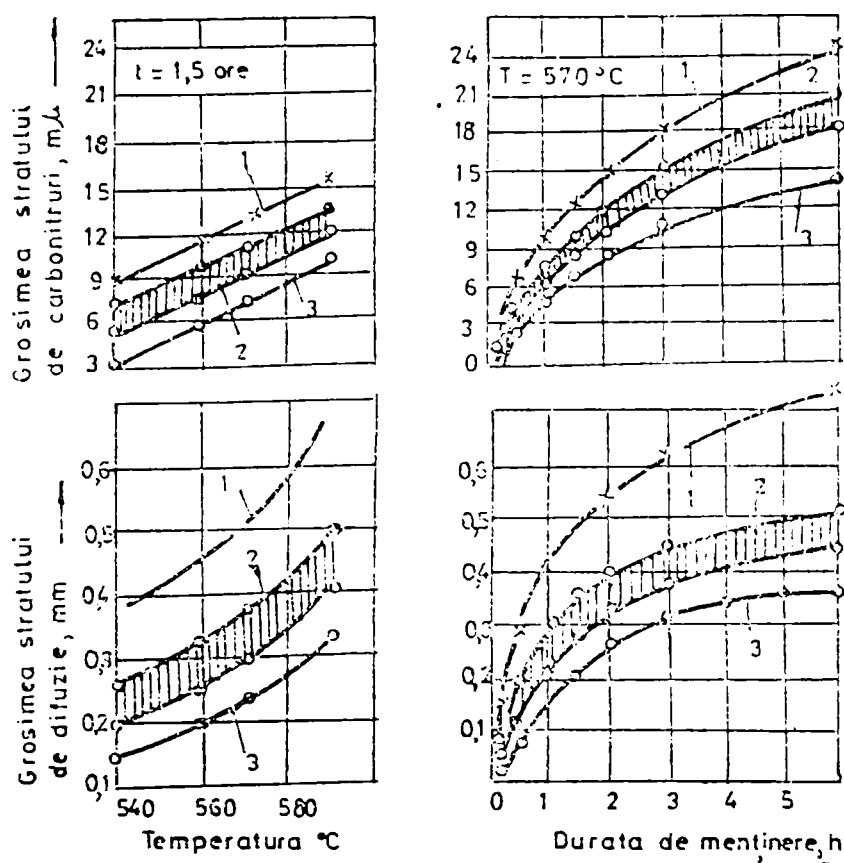


Fig.126 Influența temperaturii și a duratei de nitrurare în mediu lichid asupra grosimii zonei de combinații și a celei de difuzie : 1 - OLC20 ; 2 - 40Cr10 ; 41CrNi12 ; 3 - 39MoAlCr15

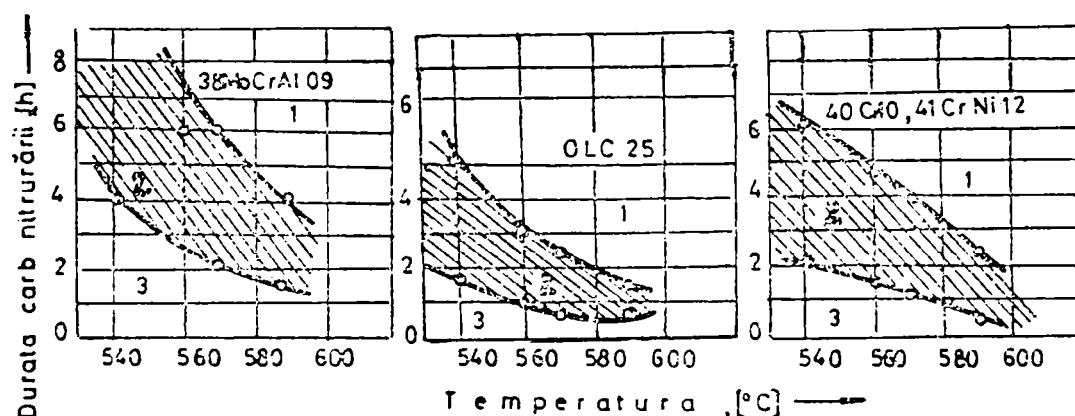


Fig.127 Caracterizarea straturilor obținute pentru diferite regimuri de nitrurare în mediu lichid :

1 - straturi poroase; 2 - straturi compacte (regimuri optime) ; 3 - saturare insuficientă

IV.4. Experimentări proprii

IV.4.1. Scopul cercetării

Pornind de la influența nefavorabilă a aluminiului asupra deformabilității și călibilității oțelurilor, dar având în vedere totodată acțiunea sa benefică în cazul nitrurării, se încearcă prin succesiunea a două tratamente termochimice aplicate unui oțel fără aluminiu obținerea unor performanțe după nitrurare similare cu cele caracteristice oțelurilor aliate cu circa 1% aluminiu.

Pentru aplicație sunt alese două oțeluri slab aliate pentru îmbunătățire (STAS 791-88), ambele aliate cu crom și molibden în proporții apropiate și având aproximativ aceleași conținuturi în carbon. Deosebirea constă în aceea că marca 39MoAlCr15, reprezentant tipic al oțelurilor de nitrurare, conține suplimentar un procent de 0,7...1,1 % Al.

Compoziția chimică de marcă pentru cele două oțeluri alese este:

Tabelul 42

MARCA	COMPOZIȚIA CHIMICĂ, %							
	C	Mn	S	P	Cr	Ni	Mo	Alte elem.
42 MoCr 11	0,38 - 0,45	0,60 - 0,90	max. 0,035	max. 0,035	0,90 - 1,20	-	0,15 - 0,30	-
39 MoAlCr 15	0,35 - 0,42	0,30 - 0,60	max. 0,035	max. 0,035	1,35 - 1,65	-	0,15 - 0,25	0,70 - 1,10

În scopul evitării prezenței aluminiului în miezul pieselor și, prin aceasta, a influenței sale negative asupra caracteristicilor tehnologice, în condițiile obținerii însă a unei durități superficiale după nitrurare comparabilă cu cea a oțelului 39MoAlCr15 nitrurat, în cadrul lucrării se experimentează pentru oțelul 42MoCr11 o tehnologie de tratament incluzând două tratamente termochimice succesive: aluminizare urmată de nitrurare.

Pentru a elimina costul suplimentar aferent unei încălziri suplimentare introdusă în tehnologia de tratament termic, se încearcă combinarea aluminizării oțelului 42MoCr11 cu tratamentul de călire. Ulterior se efectuează o revenire înaltă și apoi nitrurarea.

IV.4.2. Materialul cercetat și programul experimental

Pentru determinările experimentale s-au utilizat 12 probe cilindrice $\phi 22 \times 10$ mm confecționate din 42MoCr11 și o probă cilindrică de aceleași dimensiuni executată din 39MoAlCr15, având compozițiile chimice indicate în tabelul 43:

Tabelul 43

MARCA	COMPOZIȚIA CHIMICĂ, [%]									
	C	Si	Mn	P	S	Cu	Ni	Cr	Mo	Al
42MoCr11	0.38	0.25	0.65	0.010	0.024	0.18	0.20	1.14	0.15	0.022
39MoAlCr15	0.40	0.16	0.64	0.017	0.013	0.12	0.18	1.72	0.13	0.75

Probele realizate din 42MoCr11 au fost supuse **normalizării** ($860^{\circ}\text{C}/15$ min/aer) și apoi **aluminizării în baie de aluminiu topit** conform următoarelor regimuri:

Tabelul 44

MARCAJ PROBĂ	REGIMUL DE ALUMINIZARE		
	T [$^{\circ}\text{C}$]	t_{ment} [min]	Mediul de răcire
1.1	820	10	ULEI
1.1 N			
1.2		15	ULEI
1.2 N			
1.3		20	ULEI
1.3 N			
2.1	860	10	ULEI
2.1 N			
2.2		15	ULEI
2.2 N			
2.3		20	ULEI
2.3 N			

În toate situațiile, după menținerea în topitura de aluminiu probele au fost răcite în ulei, realizându-se astfel și călirea lor. Ulterior au fost supuse **revenirii înalte la $650^{\circ}\text{C}/40$ min/ulei**.

Proba confecționată din 39MoAlCr15 a fost pregătită în vederea nitrurării după cum urmează:

- normalizare ($940^{\circ}\text{C}/15$ min/aer);
- călire ($940^{\circ}\text{C}/15$ min/ulei);
- revenire înaltă ($650^{\circ}\text{C}/40$ min/ulei).

După îmbunătățire, probele 1.1 N, 1.2 N, 1.3 N, 2.1 N, 2.2 N, 2.3 N și proba confecționată din 39MoAlCr15 s-au nitrurat.

IV.4.3. Metodele experimentale folosite pentru realizarea tratamentelor termice aplicate probelor

Toate încălzirile și menținerile în vederea normalizării, aluminizării/călierii și revenirii înalte aplicate probelor s-au efectuat în cuptorul electric cu comandă numerică, marca Northerm, aflat în dotarea Laboratorului de Studiul Materialelor de la Fachhochschule Gelsenkirchen.

Îmbogățirea superficială cu aluminiu a celor 12 probe confecționate din 42MoCr11 s-a realizat prin mențineri de diferite durate la temperaturile de 820°C și 860°C într-o baie de aluminiu topit, conținând 90% aluminiu (Al 99,7) și 10% pilitură de fier introdusă în vederea protecției probelor împotriva corodării lor de către aluminiu. În scopul evitării oxidării topiturii de aluminiu, la suprafața acesteia s-a depus un strat de fondant, având compoziția:

Tabelul 45

Componenta	NaCl	KCl	Na ₃ AlF ₆	AlF ₃
[%]	40	40	10	10

Aluminizarea probelor s-a realizat prin parcurgerea următoarelor etape succesive: pregătirea probelor, pregătirea băii și aluminizarea propriu-zisă.

Pregătirea probelor: Au fost utilizate probe cilindrice $\phi 22 \times 10$ mm conform fig. 128.

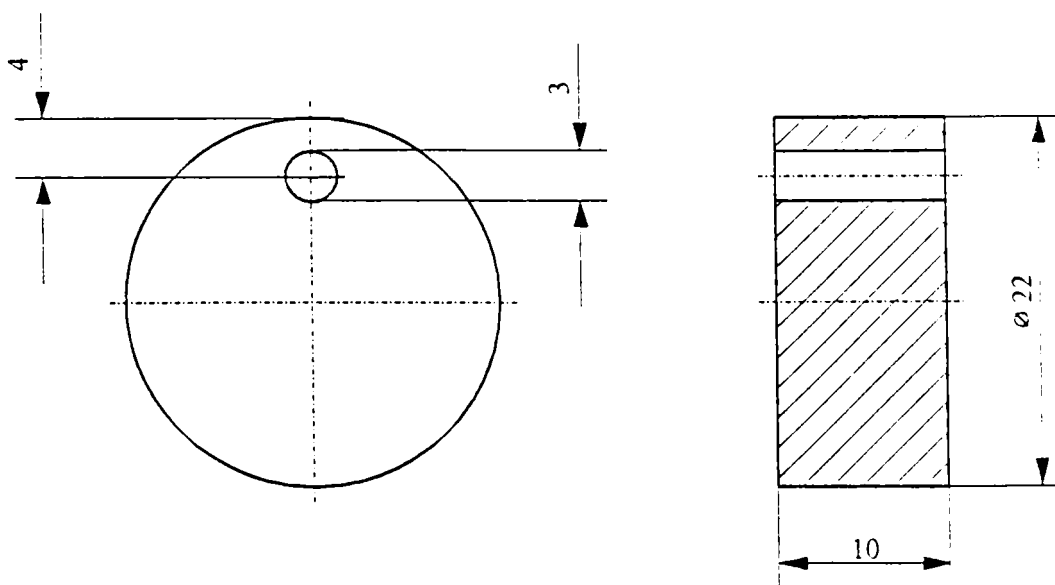


Fig. 128 Probele utilizate pentru aluminizare

După debitare, fețele probelor au fost rectificat și apoi șlefuite cu hârtie abrazivă de tip 1000 SiC. În vederea manevrării în și din baia de aluminiu topit, probele au fost legate cu sârmă din tantal, rezistentă la atacul coroziv exercitat de topitura metalică.

Pregătirea băii:

Pentru realizarea experimentului s-a utilizat un creuzet confecționat din Al_2O_3 (fig.129), având dimensiunile $h_i = 58$ mm și $d_i = 36$ mm. Acesta s-a umplut cu 92 g aluminiu și 9,2 g pilitură de fier, astfel încât după topirea încărcăturii gradul de umplere al creuzetului a fost de 60%. Creuzetul s-a introdus în cuptorul electric și s-a încălzit la $800^{\circ}C$, astfel încât aluminiul s-a topit, înglobând pilitura de fier. Imediat după topirea aluminiului, baia metalică a fost acoperită cu un strat de fondant cu grosimea de cca. 10 mm.

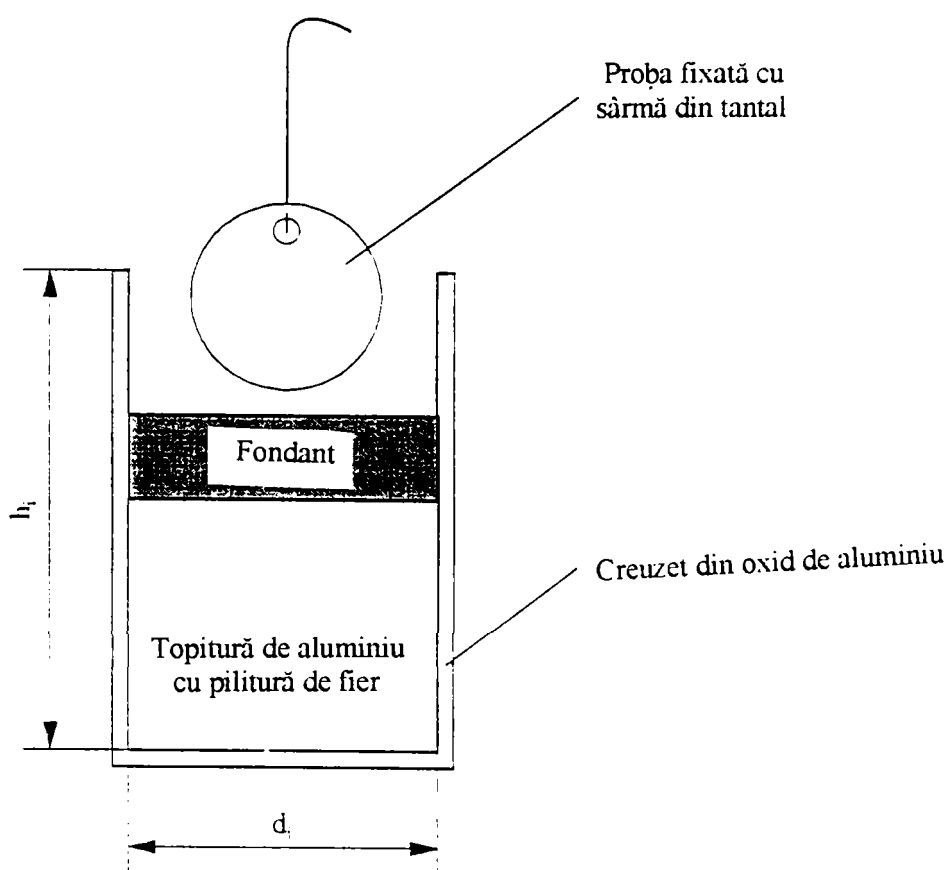


Fig. 130 Baia de aluminizare

Realizarea aluminizării propriu-zise:

Imediat ce topitura metalică a atins temperatura dorită ($820^{\circ}C$, respectiv $860^{\circ}C$), probele au fost scufundate pe rând în aluminiu și menținute o durată de timp corespunzătoare programului experimental stabilit (tab.44). După parcurgerea acesteia, probele au fost răcite în ulei, asigurându-se astfel și călirea lor.

Nitrurarea probelor s-a realizat în curent de amoniac, utilizând un regim cu două trepte de menținere, definit de următorii parametri tehnologici:

- preîncălzire la 170°C ($v_{\text{inc}} = 50^{\circ}\text{C/h}$);
- menținere timp de 2h la 170°C în curent de NH_3 (debit = 1500 l/h);
- creșterea temperaturii la 500°C ($v_{\text{inc}} = 50^{\circ}\text{C/h}$) în curent de amoniac (debit = 1000 l/h);
- menținerea timp de 25h la temperatura de 500°C în curent de amoniac (debit = 1600 l/h);
- ridicarea temperaturii la 520°C ($v_{\text{inc}} = 10^{\circ}\text{C/h}$) în curent de amoniac (debit = 1600 l/h);
- menținere timp de 28h la 520°C în curent de amoniac (debit = 1600 l/h);
- oprirea cuptorului și răcirea probelor în cuptor până la 170°C , în curent de amoniac (debit = 500 l/h);
- răcirea probelor în aer până la temperatura ambiantă.

IV.4.4. Determinări experimentale. Aparatura folosită

După efectuarea operațiilor de normalizare, aluminizare/călire și revenire înaltă probele 1.1, 1.2, 1.3, 2.1, 2.2 și 2.3 au fost secționare longitudinal și investigate în suprafața de tăiere cu ajutorul unui microscop optic metalografic cu privire la aspectul și grosimea stratului de difuzie obținut.

Probele 1.1 N, 1.2 N, 1.3 N, 2.1 N, 2.2 N și 2.3 N au fost nitrurate împreună cu proba confecționată din 39MoAlCr15, secționare longitudinal și supuse apoi unor măsurători de microduritate în secțiunea longitudinală. În plus, asupra probelor 1.3 N și 2.3 N s-au realizat determinări microstructurale mai minuțioase care au cuprins:

- microscopie optică;
- microscopie electronică efectuată cu ajutorul microscopului electronic cu baleiaj (MEB);
- analiză elementară (EDX) efectuată cu ajutorul microsondei electronice, determinându-se astfel:

- concentrațiile atomice în fier și aluminiu în mai multe puncte aflate la diferite distanțe de la suprafața probelor;
- profilul distribuției conținutului în Al, Cr, Cu și Fe de-a lungul unei linii (LINE – SCAN).

De asemenea, pentru aceleași două probe (1.3 N și 2.3 N) s-a vizualizat prin sistemul EDX – MAPPING distribuția fierului și aluminiului pe adâncimea stratului superficial.

- analiză roentghenostructurală (XRD).

Pregătirea probelor în vederea analizei microstructurale și a măsurătorilor de microduritate s-a realizat prin parcurgerea următoarelor etape:

- curățire;
- debitare;
- fixare probe în rășină;
- șlefuire;
- lustruire;
- atac cu reactiv metalografic;
- acoperire cu un strat de aur (probele 1.3 N și 2.3 N).

După călire, toate probele au fost curățate de ulei. În plus, de pe suprafața probelor aluminizate au fost îndepărtate mecanic aderențele de aluminiu.

Debitarea longitudinală s-a efectuat cu o mașină de debitat de tip *Discotom 2* (marca *Struers*) echipată cu discuri abrazive *33TRE*. Pentru a evita încălzirea excesivă a suprafețelor de tăiere și, prin aceasta, eventuale modificări structurale, avansul aplicat a fost foarte mic (cca. 4μm/rot), iar în timpul tăierii s-a asigurat răcirea permanentă cu apă.

Pentru a putea efectua șlefuirea și lustruirea automată s-au confecționat probe $\phi 25 \times 10$ mm prin fixarea jumătăților obținute prin tăiere într-un amestec alcătuit din 7,5 cm³ pulbere Resin5 și 7,5 cm³ bachelită. În acest scop s-a utilizat o instalație de tip *Hydropress M* (marca *Jean Wirtz*). Parametrii de lucru au fost: temperatura 200⁰ C , presiunea de 40 bar și timpul 12 min, iar răcirea s-a realizat cu apă.

Șlefuirea și lustruirea epruvetelor s-au efectuat cu ajutorul unei mașini de șlefuit automate de tip *Rotopol V* (marca *Struers*) după cum urmează:

ŞLEFUIREA:

Hârtie abrazivă:	220 SiC	500 SiC	1000 SiC
Lubrifiere:	Apă	Apă	Apă
Turația, [rot/min]:	300	300	300
Forța de apăsare, [N]:	15	15	15
Durata operației, [min]:	1	1	1

LUSTRIREA:

Pâslă de tip:	DP-DUR	DP-DUR	DP-DUR
Granulația pulberii de diamant, [μm]:	9	6	3
Lubrifiant:	Blau 6	Blau 6	Blau 6
Turația, [rot/min]:	150	150	150
Forța de apăsare, [N]:	10	10	10
Durata operației, [min]:	5	5	5

După șlefuire/lustruire probele au fost atacate cu NITAL 2% (soluție 2% de acid azotic în alcool metilic) și supuse diferitelor analize structurale și de proprietăți.

Microstructura a fost studiată cu ajutorul unui microscop optic metalografic de fabricație LEICA și tip DMR. În cazul probelor 1.3 N și 2.3 N s-a utilizat suplimentar un microscop electronic cu baleiaj marca JEOL, tipul JSM 35, echipat cu microsondă electronică. S-au realizat astfel diferite determinări cantitative privind constituția structurii celor două probe.

Analiza roentghenostructurală (XRD) s-a efectuat cu un difractometru cu raze X marca Philips. Materialul anodului a fost cuprul, iar spectrul folosit K. În funcție de valorile [2 θ] citite pe abscisa roentghenogramei, valori la care apar „peak-uri“ (vârfuri), au putut fi identificate fazele din suprafața probelor (de fapt secțiunea longitudinală a probelor inițiale).

Măsurătorile de microduritate pe adâncimea stratului de difuzie s-au realizat la intervale egale cu 0,1 mm până la adâncimea de 1mm cu ajutorul microdurimetrului Vickers de tip Reichert, utilizându-se o forță de apăsare de 0,02 N ($HV_{0.02}$). În figura 131 este redată imaginea unei probe după efectuarea unor astfel de măsurători. Se pot observa 4 amprente ale penetratorului utilizat.

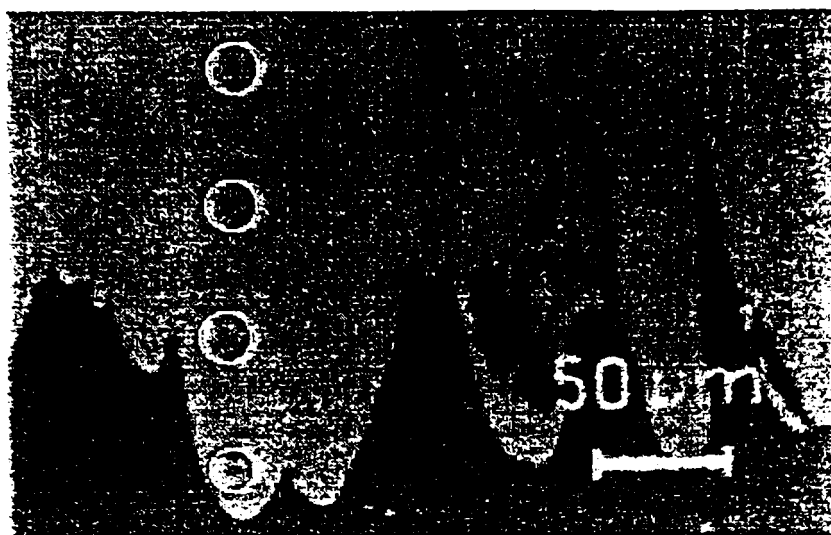


Fig.131 Exemplul unei probe supusă măsurătorilor de microduritate

IV.4.5. Rezultate experimentale și interpretări

În cele ce urmează sunt redată și comentate rezultatele investigațiilor efectuate asupra celor 13 probe supuse analizelor structurale și încercărilor de microduritate. Tabelul 46 redă sintetic determinările la care au fost supuse diferitele probe:

Tabelul 46 Determinări efectuate asupra probelor

Nr. probă	Determinări
1.1	Microscopie optică
1.2	Microscopie optică
1.3	Microscopie optică
2.1	Microscopie optică
2.2	Microscopie optică
2.3	Microscopie optică
1.1 N	Microduritate
1.2 N	Microduritate
1.3 N	Microscopie optică și electronică Analiză elementară (EDX, LINE-SCAN, MAPPING) Analiză roentghenostructurală Microduritate
2.1 N	Microduritate
2.2 N	Microduritate
2.3 N	Microscopie optică și electronică Analiză elementară (EDX, LINE-SCAN, MAPPING) Analiză roentghenostructurală Microduritate
3 N	Microduritate

PROBA 1.1

- Stare:**
- normalizată – 860⁰C/15 min/aer
 - călită/aluminizată – 820⁰C/10 min/ulei
 - revenită înalt – 650⁰C/40 min/ulei

- Determinări:**
- microscopie optică

În figura 132 este redată microstructura probei observată la mărirea de 100x cu ajutorul microscopului optic:

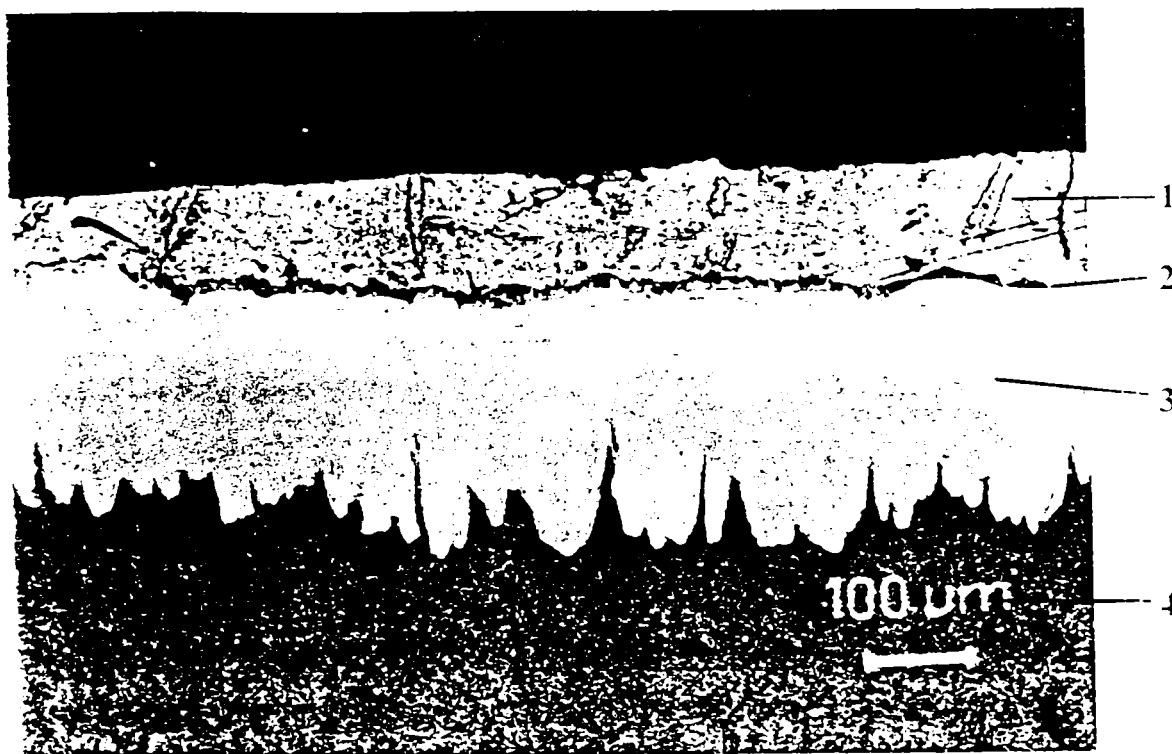


Fig. 132 Microstructura probei 1.1

100x
Atac: NITAL 2%

COMENTARIU:

În microstructura probei se disting 4 zone succesive, considerate dinspre suprafață după cum urmează:

1 - Stratul exterior, aderat mecanic pe suprafața probei în timpul extragerii din baie. Grosimea medie a acestui strat este de 0,13 mm, indicând o viteză de extragere a probei din baie destul de redusă [73], iar interfața cu stratul adiacent este neregulată, fiind rezultatul unor procese de interdifuzie între cele două straturi [105].

Așa cum se observă destul de clar din fig.132, această zonă nu este alcătuită dintr-un singur constituent (alumiul neatacat chimic de soluția de NITAL 2%), ci prezintă alături de

grăunții albi de aluminiu un constituent solidificat intergranular și atacat intens. Prin determinări efectuate cu ajutorul microscopului electronic prin transmisie (MET), acest constituent a fost identificat ca reprezentând **faza θ (Fe Al_3)** [105].

2 – Între stratul superficial constituit din aluminiu + faza θ și stratul de difuzie se observă prezența unui “tiv” subțire de cca. 0,01 mm, atacat puternic de reactivul metalografic folosit. Conform lucrării [105] acesta este constituit din **particule fine de fază θ (FeAl_3)**.

3 – Cel de-al treilea strat (zona de difuzie), atacat destul de slab, constituie un aliaj aluminiu – fier bogat în aluminiu, având grosimea medie de 0,25 mm. Constituția acestui strat a fost stabilită prin determinări roentghenstructurale. El este alcătuit în totalitate din **faza η (compusul Fe_2Al_5)**, conținând cca. 70 % atomice (52,6 % greutate) aluminiu.

Așa cum se observă și din microfotografia de mai sus, suprafața de separare dintre acest strat și masa de bază a probei este neregulată, prezentând un aspect sinuos (în formă de “degete” sau “limbi”). Acest contur se datorează tendinței de creștere preferențială a fazei η în direcția axei “c” a celulei sale elementare de tip ortorombic [105].

4 – Masa de bază a probei, care prezintă o structură sorbitică fină, fiind atacată intens de NITAL.

PROBA 1.2

Stare:

- normalizată – 860⁰C/15 min/aer
- călită/aluminizată – 820⁰C/15 min/ulei
- revenită înalt – 650⁰C/40 min/ulei

Determinări:

- microscopie optică

În figura 133 este redată microstructura probei observată la mărirea de 100x cu ajutorul microscopului optic.

COMENTARIU:

În microstructura probei se disting următoarele zone (dinspre suprafața probei):

1 – Stratul exterior aderat mecanic pe suprafața probei în timpul extagerii din baie, constituit din aluminiu + fază θ . Grosimea medie de cca. 0,05 mm, mai mică decât în cazul probei 1.1, indică o viteză mai mare de extragere din topitura de aluminiu.

2 – Stratul întunecat de grosime redusă (cca. 0,01 mm), alcătuit din faza θ .

- 3 – Stratul de difuzie format din faza η , mai gros decât în cazul probei precedente (cca. 0,31 mm). Conturul dinspre miezul piesei prezintă aspectul sinuos caracteristic.
- 4 – Masa de bază a probei cu structură sorbitică fină, atacată intens de NITAL.

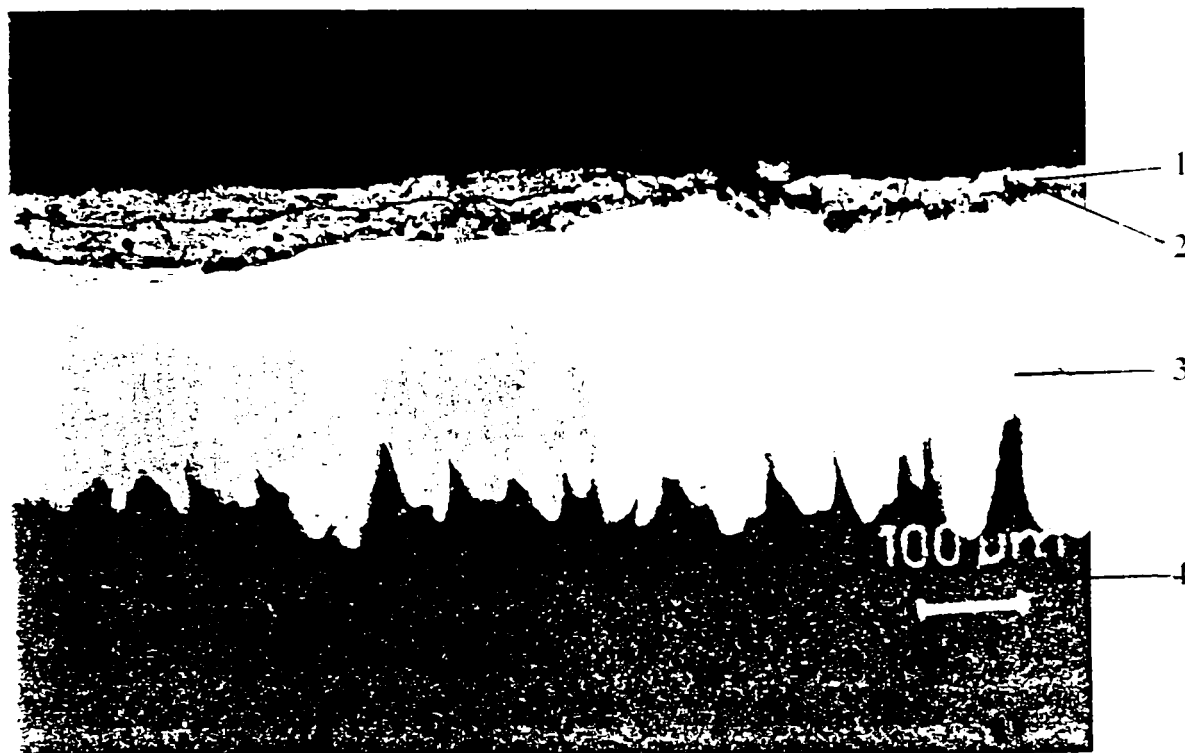


Fig. 133 Microstructura probei 1.2

100x
Atac: NITAL 2%

PROBA 1.3

- Stare:**
- normalizată – 860⁰C/15 min/aer
 - călită/aluminizată – 820⁰C/20 min/ulei
 - revenită înalt – 650⁰C/40 min/ulei

- Determinări:**
- microscopie optică

În figura 134 este redată microstructura probei observată la mărirea de 100x cu ajutorul microscopului optic.

COMENTARIU:

În microstructura probei se disting următoarele zone (dinspre suprafața probei):

- 1 – Stratul exterior aderat mecanic pe suprafața probei în timpul extargerii din baie, constituit din aluminiu + fază θ . Grosimea medie de cca. 0,16 mm, mai mare decât în cazul probelor 1.1 și 1.2, se datorează unei viteze reduse de extragere din topitura de aluminiu.
- 2 – Stratul întunecat de grosime redusă (cca. 0,02 mm), alcătuit din particule de fază θ .
- 3 – Stratul de difuzie format din faza η , ceva mai gros decât în cazul probelor precedente (cca. 0,33 mm). Conturul dinspre miezul piesei prezintă aspectul sinuos caracteristic.
- 4 – Masa de bază a probei cu structură sorbitică fină, atacată intens de NITAL.

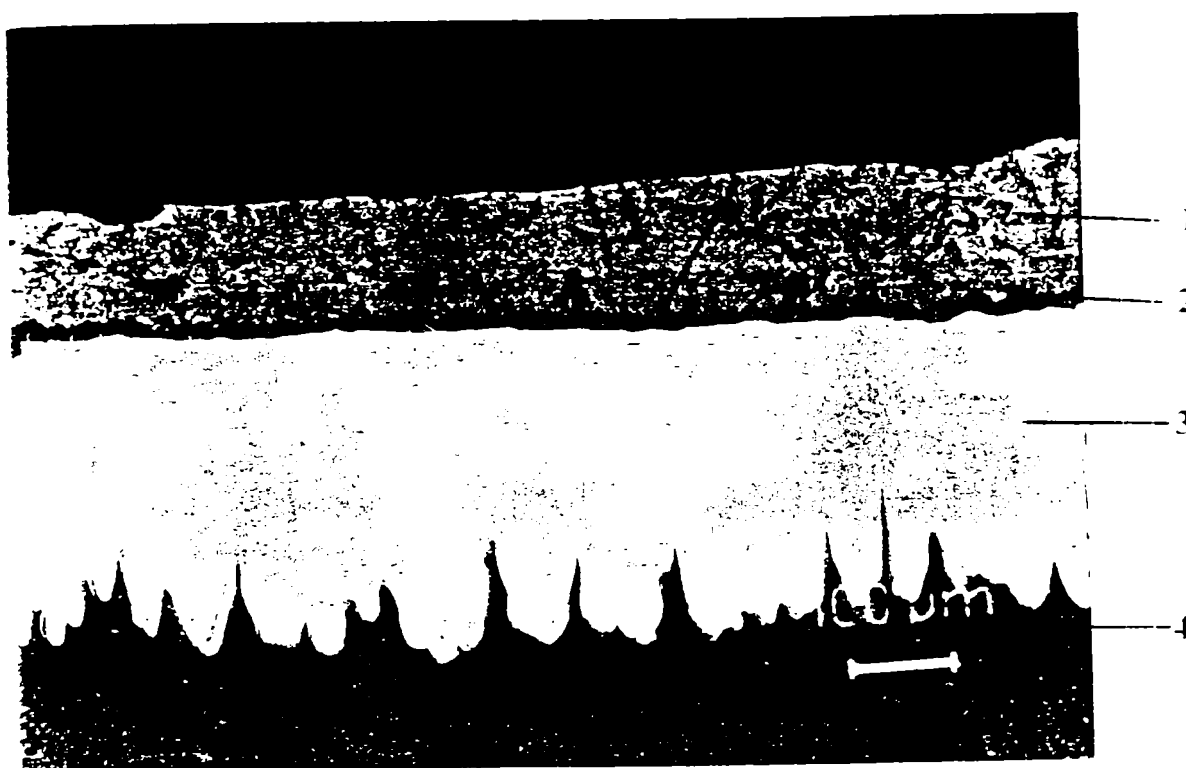


Fig. 134 Microstructura probei 1.3

100x
Atac: NITAL 2%

PROBA 2.1

- Stare:**
- normalizată – 860⁰C/15 min/aer
 - călită/aluminizată – 860⁰C/10 min/ulei
 - revenită înalt – 650⁰C/40 min/ulei

- Determinări:**
- microscopie optică

În figura 135 este redată microstructura probei observată la mărirea de 100x cu ajutorul microscopului optic.

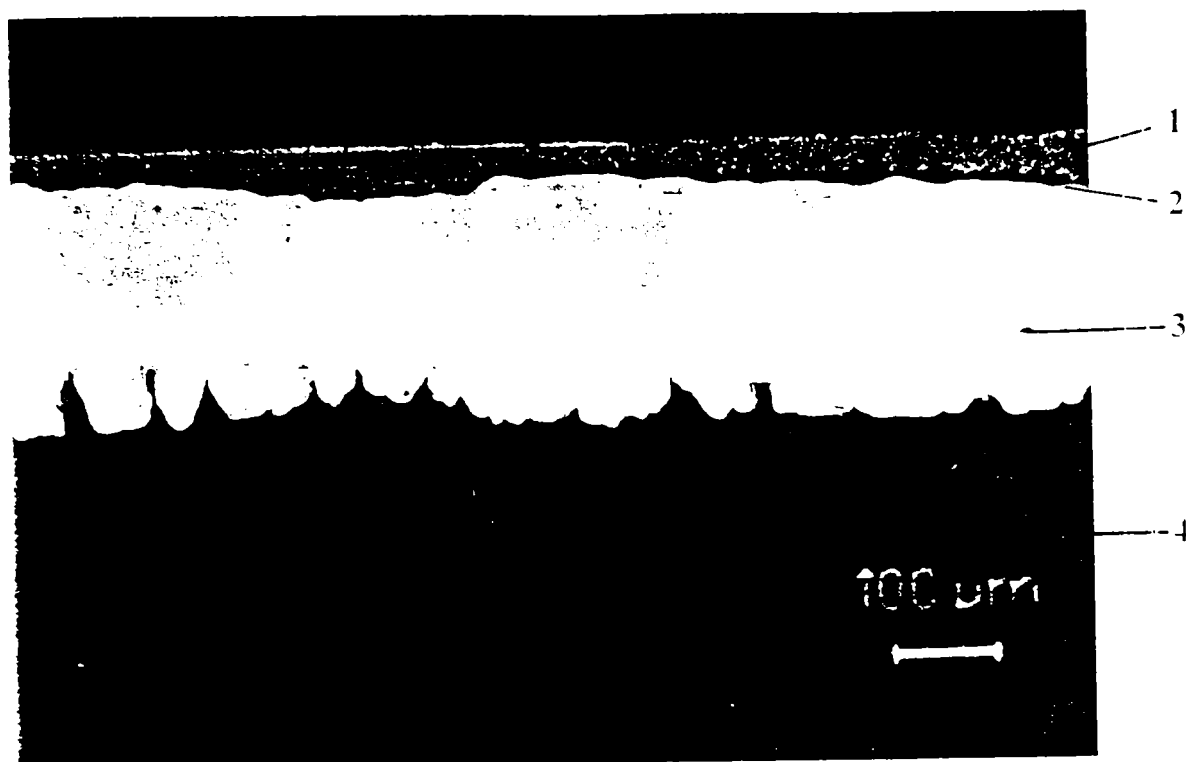


Fig. 135 Microstructura probei 2.1

100x
Atac: NITAL 2%

COMENTARIU:

În microstructura probei se disting următoarele zone (dinspre suprafața probei):

- 1 – Stratul exterior aderat mecanic pe suprafața probei în timpul extagerii din baie, constituit din aluminiu + fază θ . Grosimea mică, de cca. 0,04 mm, se datorează unei viteze mari de extragere din topitura de aluminiu.
- 2 – Stratul întunecat de grosime redusă (cca. 0,01 mm), alcătuit din faza θ .
- 3 – Stratul de difuzie format din faza η , având o grosime de cca. 0,30 mm. Conturul dinspre miezul piesei prezintă aspectul sinuos caracteristic, dar în comparație cu probele aluminizate la temperatura de 820°C, amplitudinea sinusoidei este mai redusă.
- 4 – Masa de bază a probei cu structură sorbitică fină, atacată intens de NITAL.

PROBA 2.2

- Stare:**
- normalizată – 860°C/15 min/aer
 - călită/aluminizată – 860°C/15 min/ulei
 - revenită înalt – 650°C/40 min/ulei

- Determinări:**
- microscopie optică

În figura 136 este redată microstructura probei observată la mărire de 100x cu ajutorul microscopului optic.

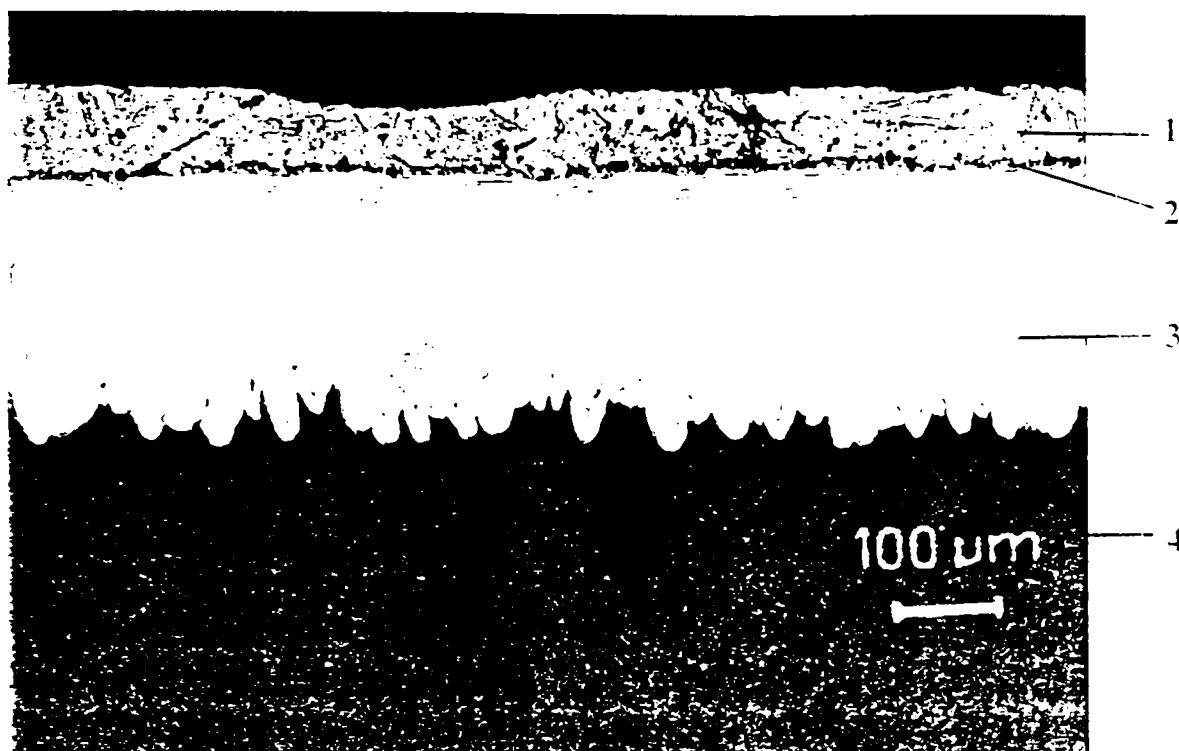


Fig. 136 Microstructura probei 2.2

100x
Atac: NITAL 2%

COMENTARIU:

În microstructura probei se disting următoarele zone (dinspre suprafața probei):

- 1 – Stratul exterior aderat mecanic pe suprafața probei în timpul extarării din baie, constituit din aluminiu + fază θ . Grosimea medie de cca. 0,09 mm indică o viteză mai redusă de extragere din topitura de aluminiu decât în cazul probei precedente.
- 2 – Stratul întunecat de grosime redusă (cca. 0,01 mm), alcătuit din faza θ .
- 3 – Stratul de difuzie format din faza η , având o grosime de cca. 0,32 mm. Conturul dinspre masa de bază a probei prezintă aspectul sinuos caracteristic, dar în comparație cu probele aluminizate la temperatura de 820⁰C, amplitudinea sinusoidei este mai redusă.
- 4 – Masa de bază a probei cu structură sorbitică fină, atacată intens de NITAL.

PROBA 2.3

Stare:

- normalizată – 860⁰C/15 min/aer
- călită/aluminizată – 860⁰C/20 min/ulei
- revenită înalt – 650⁰C/40 min/ulei

Determinări: • microscopie optică

În figura 137 este redată microstructura probei observată la mărirea de 100x cu ajutorul microscopului optic.

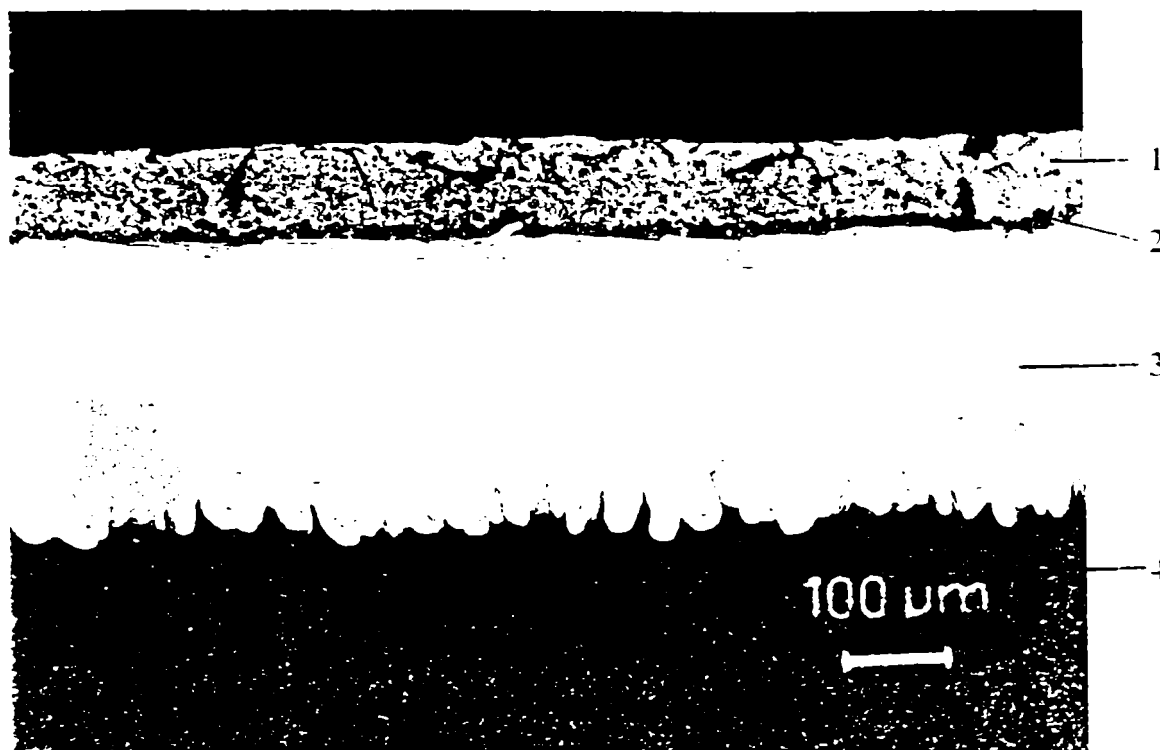


Fig. 137 Microstructura probei 2.3

100x
Atac: NITAL 2%

COMENTARIU:

În microstructura probei se disting următoarele zone (dinspre suprafața probei):

- 1 – Stratul exterior aderat mecanic pe suprafața probei în timpul extargerii din baie, constituit din aluminiu + fază θ . Grosimea medie de cca. 0,10 mm indică o viteză mai redusă de extragere din topitura de aluminiu decât în cazul probei precedente.
- 2 – Stratul întunecat de grosime redusă (cca. 0,02 mm), alcătuit din faza θ .
- 3 – Stratul de difuzie format din faza η , având o grosime de cca. 0,36 mm. Conturul dinspre masa de bază a probei prezintă aspectul sinuos caracteristic, dar în comparație cu probele aluminizate la temperatura de 820⁰C, amplitudinea sinusoidei este mai redusă.
- 4 – Masa de bază a probei cu structură sorbitică fină, atacată intens de NITAL.

PROBA 1.3 N

- Stare:**
- normalizată – 860⁰C/15 min/aer
 - călită/aluminizată – 820⁰C/20 min/ulei
 - revenită înalt – 650⁰C/40 min/ulei
 - nitrurată

- Determinări:**
- microscopie optică
 - microscopie electronică
 - analiză elementară (EDX, LINE-SCAN, MAPPING)
 - analiză roentghenostructurală
 - microduritate

Microscopie optică:

În figura 138 este redată microstructura probei observată la mărirea de 80x cu ajutorul microscopului optic.

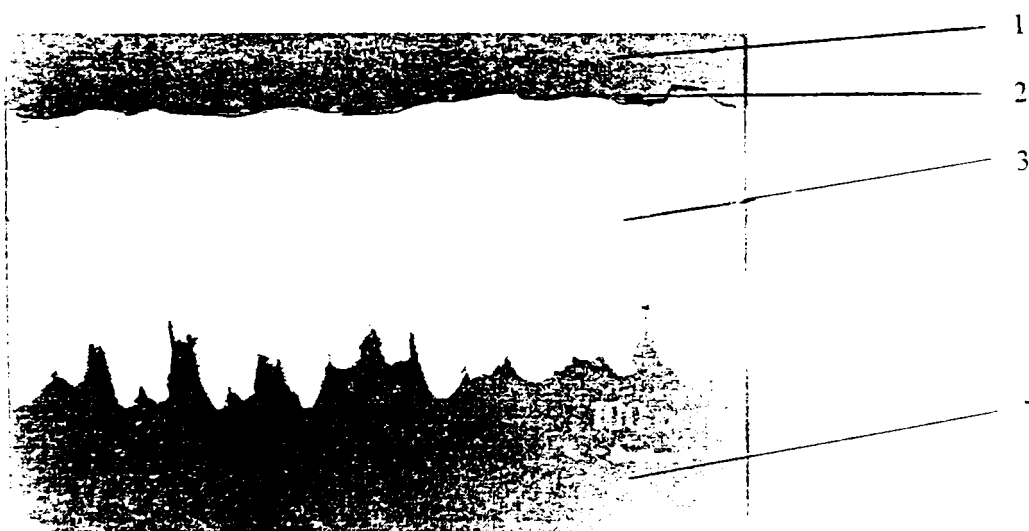


Fig. 138 Microstructura probei 1.3 N

80x
Atac: NITAL 2%

COMENTARIU:

În microstructura probei sunt prezente cele 4 zone caracteristice, dar, fiind dată puterea de mărire mică (80x), singura care se distinge net este zona de difuzie. S-au poziționat după cum urmează:

- 1 – Stratul exterior aderat mecanic pe suprafața probei în timpul extargerii din baie, constituit din aluminiu + fază θ .
- 2 – „Tivul” subțire alcătuit din faza θ .

3 – Stratul de difuzie format din faza η , având o grosime de cca. 0,39 mm, mai mare decât cea măsurată înainte de nitrurare (0,33 mm). Creșterea cu 18% a adâncimii zonei de difuzie se datorează menținerilor îndelungate la temperaturi de 500 – 520⁰C realizate în vederea nitrurării. Conturul dinspre masa de bază a probei prezintă aspectul sinuos caracteristic.

4 – Masa de bază a probei cu structură sorbitică fină, atacată intens de NITAL.

Analiză EDX:

Proba a fost analizată cu ajutorul microsondei electronice, determinându-se concentrația [%atomice] în elementele Fe, Al și Cr în diferite puncte din secțiunea probei. În figura 139 sunt poziționate zonele în care se găsesc acestea. S-au realizat mai multe măsurători în fiecare zonă pentru a obține rezultate cât mai concludente, dar, fiind dată mărirea mică, nu s-a putut indica exact poziția fiecărui punct de măsurare.

Din păcate, tipul de microsondă utilizată nu a permis detectarea azotului, informație care ar fi fost și ea utilă.

Rezultatele măsurătorilor sunt prezentate în tabelul 47.

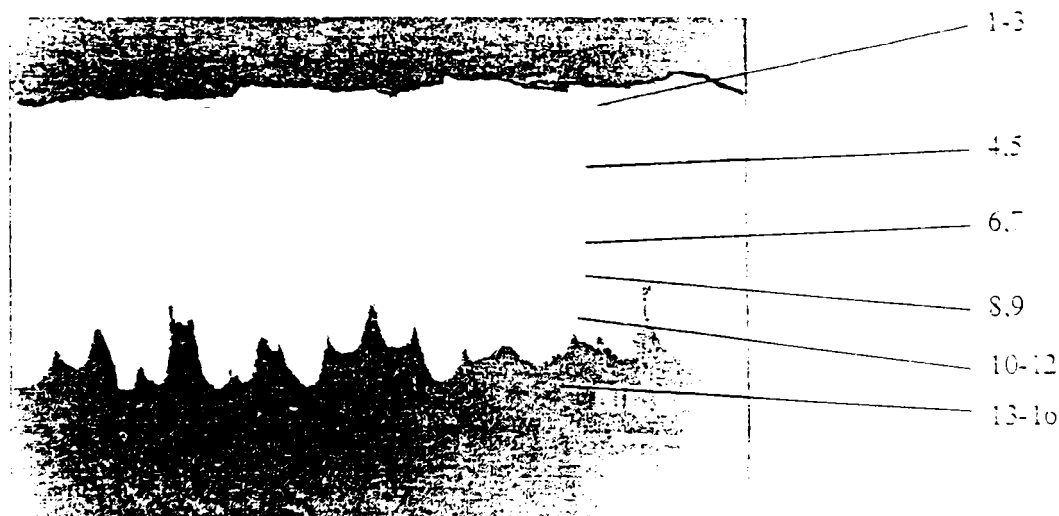


Fig. 139 Puncte de analiză EDX proba 1.3 N

80x
Atac: NITAL 2%

COMENTARIU:

Așa cum rezultă din cele indicate în tabelul 47, zona de difuzie (punctele 1 – 12) este alcătuită în totalitate din faza η - Fe_2Al_5 (70 – 73 % atomice Al).

În imediata vecinătate a acesteia însă (punctele 13 – 16) și în masa de bază a probei a difuzat aluminiu până la valori de cca. 2% atomice (1% greutate).

Tabelul 47 Rezultatele analizei EDX pentru proba 1.3 N

Punctul	Fe	Al	Cr
1	26,58	73,22	0,20
2	27,60	72,10	0,30
3	29,26	70,25	0,49
4	29,39	69,97	0,64
5	28,41	71,13	0,46
6	27,32	72,35	0,33
7	29,04	70,58	0,38
8	29,24	70,46	0,30
9	28,15	71,34	0,51
10	26,72	72,80	0,48
11	28,51	70,89	0,60
12	28,20	71,12	0,68
13	96,44	1,99	1,57
14	96,63	1,87	1,50
15	96,40	2,10	1,50
16	96,52	1,95	1,53

Line – Scan:

În figura 140 este redată microstructura probei 1.3 N, vizualizată cu ajutorul microscopului electronic cu baleiaj la mărirea de 290x și, alăturat, profilele de variație a conținutului în elementele Al și Fe în lungul liniei trasată pe microfotografie.

COMENTARIU:

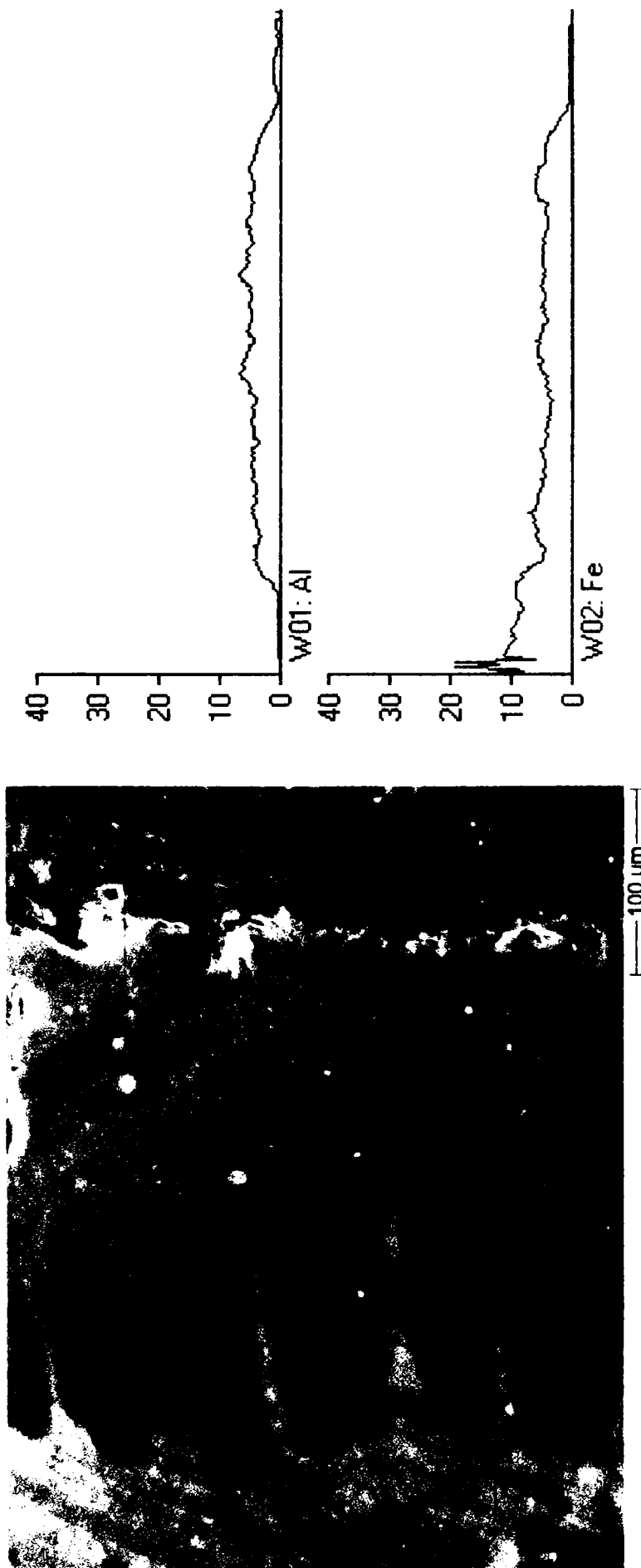
Conținutul în aluminiu se menține constant și cu puțin superior celui în fier pe întreaga lungime a zonei de difuzie, fapt ce confirmă existența unei singure faze bogată în aluminiu (faza η - Fe_2Al_5) în constituția acestei zone.

Mapping:

Tot cu ajutorul microsondei electronice s-a vizualizat și în figura 141 distribuția aluminiului (culoarea roșie) și a fierului (culoarea albastră) în compoziția zonei de difuzie.

COMENTARIU:

Așa cum era de așteptat, distribuția aluminiului în zona considerată este uniformă, indicând prezența unei singure faze (faza η - Fe_2Al_5).



290x

Atac: NITAL 2%

Microstructura probei 1.3 reprodusă cu ajutorul MEB

Distribuția Al și Fe în lungul liniei considerate

Fig. 140 Rezultatele analizei LINE - SCAN pentru proba 1.3 N



290x

Distribuția Fe în zona de difuzie



290x

Distribuția Al în zona de difuzie

Fig. 141 Imagini MAPPING pentru proba 1 3 N

Analiză roentghenostructurală (XRD):

În figura 142 este redată roentghenograma rezultată în cazul probei 1.3 N.

COMENTARIU:

Peak-urile obținute confirmă prezența următoarelor faze în suprafața probei:

- Fe
- AlN
- Fe₂Al₅

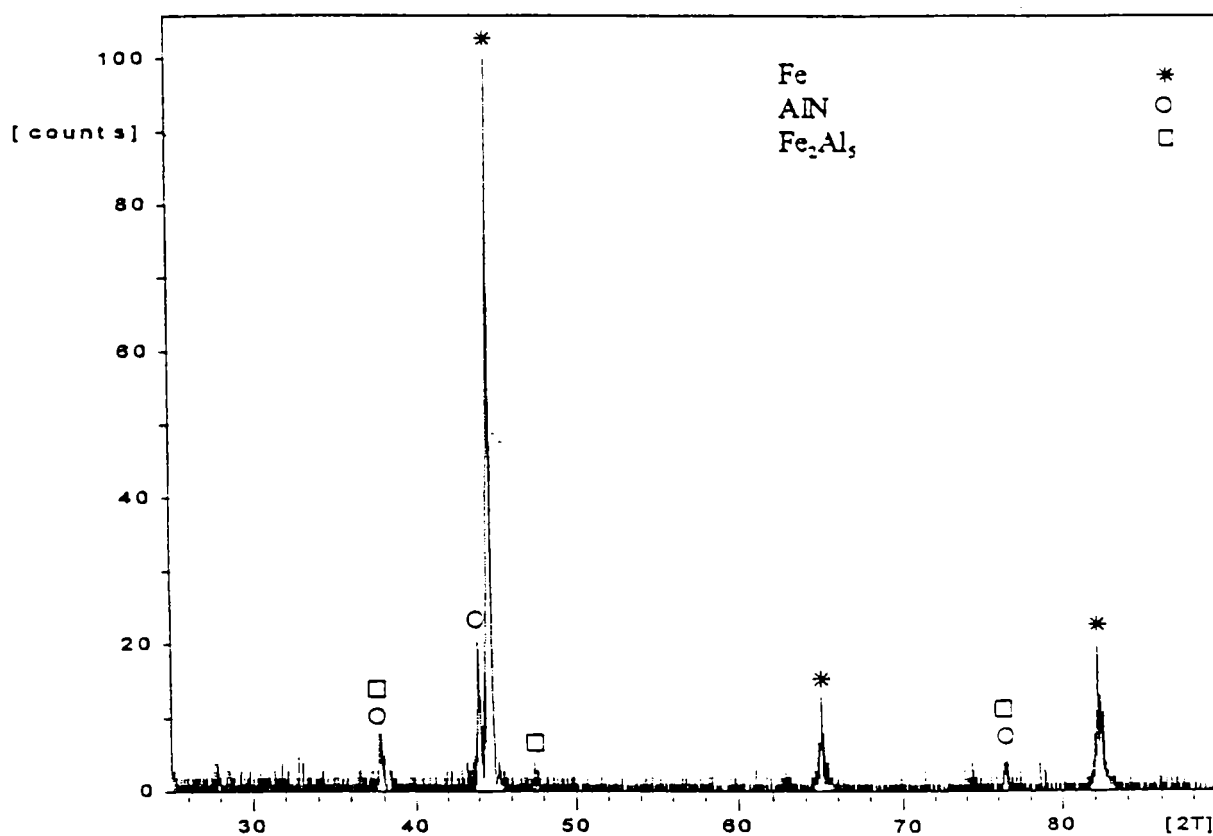


Fig. 142 Roentghenograma probei 1.3 N

Microduritate

S-a determinat microduritatea în secțiunea longitudinală a probei, la intervale de 0,1 mm, începând de la suprafața zonei de difuzie și terminând la adâncimea de 1 mm.

Rezultatele măsurătorilor sunt redate în tabelul 49 și vizualizate în graficele din ANEXELE 92 și 93.

PROBA 2.3 N

- Stare:**
- normalizată – 860⁰C/15 min/aer
 - călită/aluminizată – 860⁰C/20 min/ulei
 - revenită înalt – 650⁰C/40 min/ulei
 - nitrurată

- Determinări:**
- microscopie optică
 - microscopie electronică
 - analiză elementală (EDX, LINE-SCAN, MAPPING)
 - analiză roentghenostructurală
 - microduritate

Microscopie optică:

În figura 143 este redată microstructura probei observată la mărirea de 80x cu ajutorul microscopului optic.

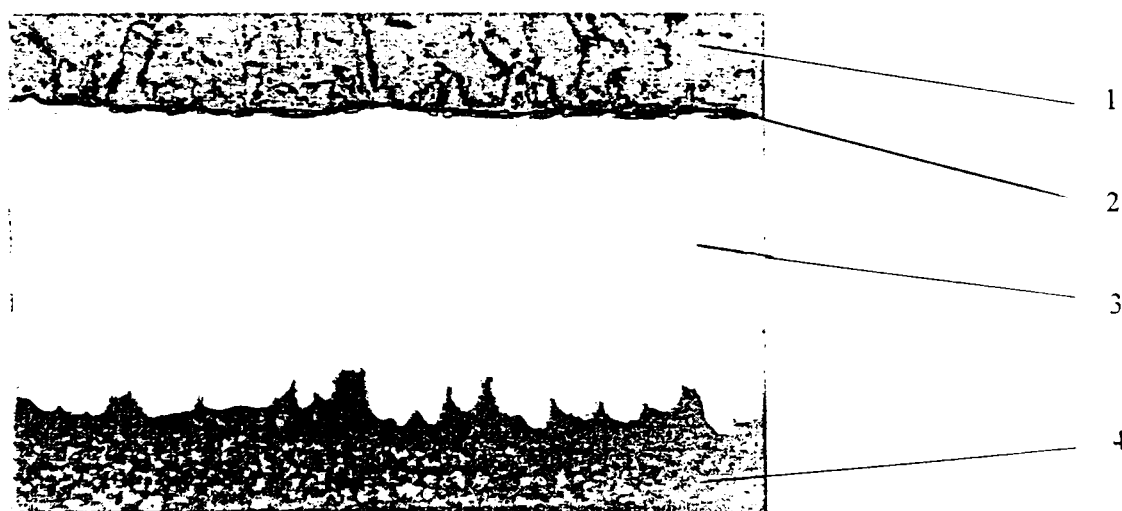


Fig. 143 Microstructura probei 2.3 N

80x
Atac: NITAL 2%

COMENTARIU:

În microstructura probei sunt prezente cele 4 zone caracteristice, poziționate după cum urmează:

- 1 – Stratul exterior aderat mecanic pe suprafața probei în timpul extargerii din baie, constituit din aluminiu + fază θ .
- 2 – „Tivul“ subțire alcătuit din faza θ .
- 3 – Stratul de difuzie format din faza η , având o grosime de cca. 0,43 mm, mai mare decât cea măsurată înainte de nitrurare (0,36 mm). Creșterea cu 19 % a adâncimii zonei de difuzie se

datorează menținerilor îndelungate la temperaturi de 500 – 520°C realizate în vederea nitrurării. Conturul dinspre masa de bază a probei prezintă aspectul sinuos caracteristic, cu o amplitudine mai mică decât în cazul probelor aluminizate la temperatura de 820°C.

4 – Masa de bază a probei cu structură sorbitică fină, atacată intens de NITAL.

Analiză EDX:

Proba a fost analizată cu ajutorul microsondei electronice, determinându-se concentrația [%atomice] în elementele Fe, Al și Cr în diferite puncte din secțiunea probei. În figura 144 sunt poziționate zonele în care se găsesc acestea. S-au realizat mai multe măsurători în fiecare zonă pentru a obține rezultate cât mai concludente, dar, fiind dată mărirea mică, nu s-a putut indica exact poziția fiecărui punct de măsurare.

Din păcate, tipul de microsondă utilizată nu a permis detectarea azotului, informație care ar fi fost și ea utilă.

Rezultatele măsurătorilor sunt prezentate în tabelul 48.

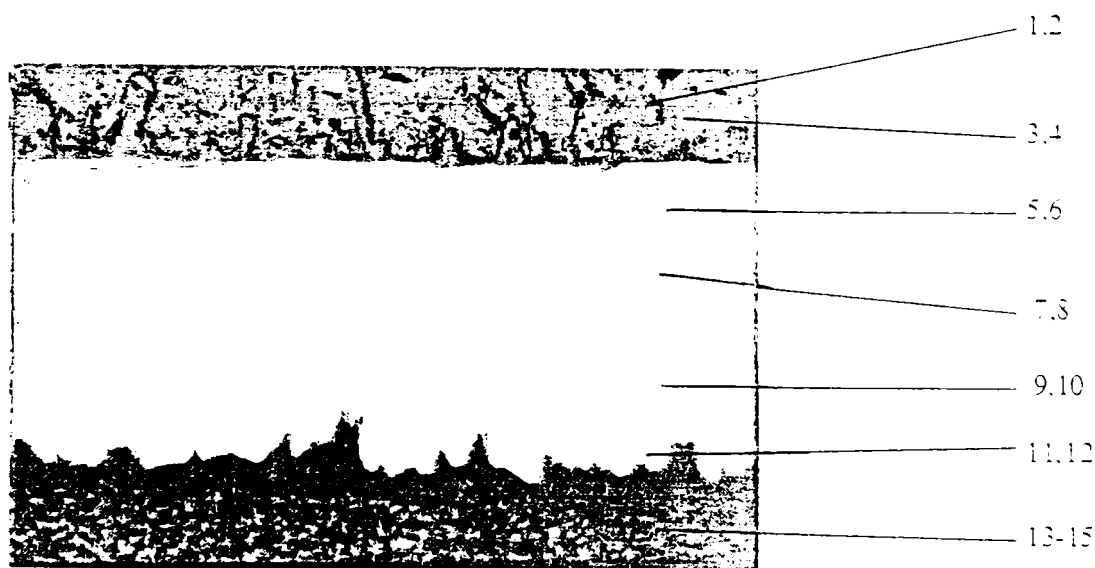


Fig. 144 Puncte de analiză EDX proba 2.3 N

80x
Atac: NITAL 2%

COMENTARIU:

Așa cum rezultă din cele indicate în tabelul 48, zona de difuzie (punctele 1 – 12) este alcătuită în totalitate din faza η - Fe_2Al_5 (70 – 73 % atomice Al).

În imediata vecinătate a acesteia însă (punctele 13 – 15) și în masa de bază a probei a difuzat aluminiu până la valori de cca. 2% atomice (1% greutate).

Tabelul 48 Rezultatele analizei EDX pentru proba 2.3 N

Punctul	Fe	Al	Cr
1	21,26	78,74	0
2	21,96	77,95	0,10
3	0,44	99,56	0
4	0,66	99,34	0
5	29,77	69,86	0,36
6	29,66	70,06	0,28
7	30,26	69,30	0,44
8	30,18	69,35	0,47
9	30,27	69,16	0,57
10	29,66	69,80	0,54
11	30,53	69,08	0,39
12	29,06	70,49	0,45
13	96,78	1,85	1,37
14	96,54	1,97	1,49
15	96,74	1,90	1,36

Line – Scan:

În figura 145 este redată microstructura probei 2.3 N, vizualizată cu ajutorul microscopului electronic cu baleiaj la mărirea de 330x și, alăturat, profilele de variație a conținutului în elementele Al, Cr, Cu și Fe în lungul liniei trasată pe microfotografie.

COMENTARIU:

Conținutul în aluminiu se menține constant și cu puțin superior celui în fier pe întreaga lungime a zonei de difuzie, fapt ce confirmă existența unei singure faze bogată în aluminiu (faza η - Fe_2Al_5) în constituția acestei zone.

Mapping:

Tot cu ajutorul microsondei electronice s-a vizualizat și în figura 146 distribuția aluminiului (culoarea roșie) și a fierului (culoarea albastră) în compoziția zonei de difuzie.

COMENTARIU:

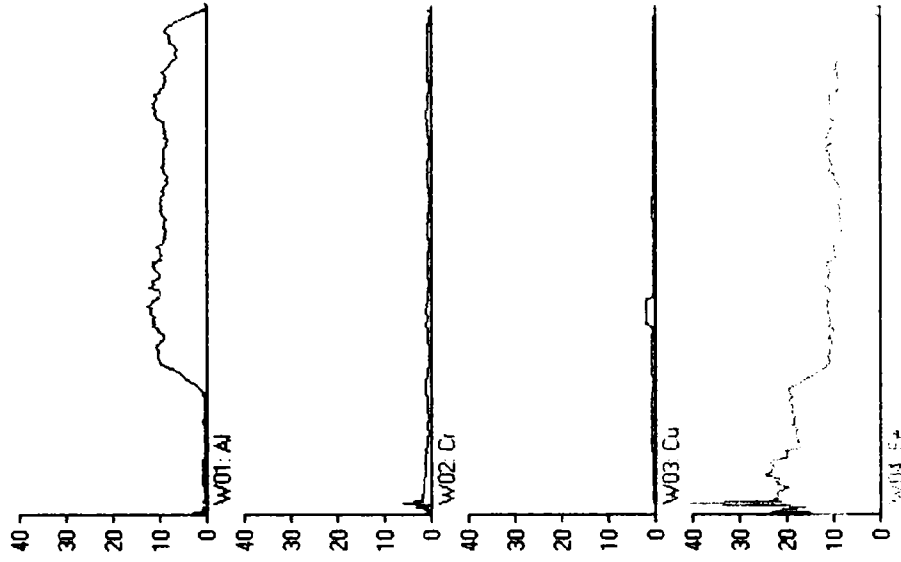
Așa cum era de așteptat, distribuția aluminiului în zona considerată este uniformă, indicând prezența unei singure faze (faza η - Fe_2Al_5).



330x

Atac: NITAL 2%

Microstructura probei 2.3 N reproducă cu ajutorul MEB



Distribuția Al, Cr, Cu și Fe în lungul liniei considerate

Fig. 145 Rezultatele analizei LINE - SCAN pentru proba 2.3 N



330x

Distribuția Al în zona de difuzie



330x

Distribuția Fe în zona de difuzie

Fig. 146 Imagini MAPPING pentru proba 2.3 N

Analiză roentghenostructurală (XRD):

În figura 147 este redată roentghenograma rezultată în cazul probei 2.3 N.

COMENTARIU:

Peak-urile obținute confirmă prezența următoarelor faze în suprafața probei:

- Fe
- AlN
- Fe₂Al₅.

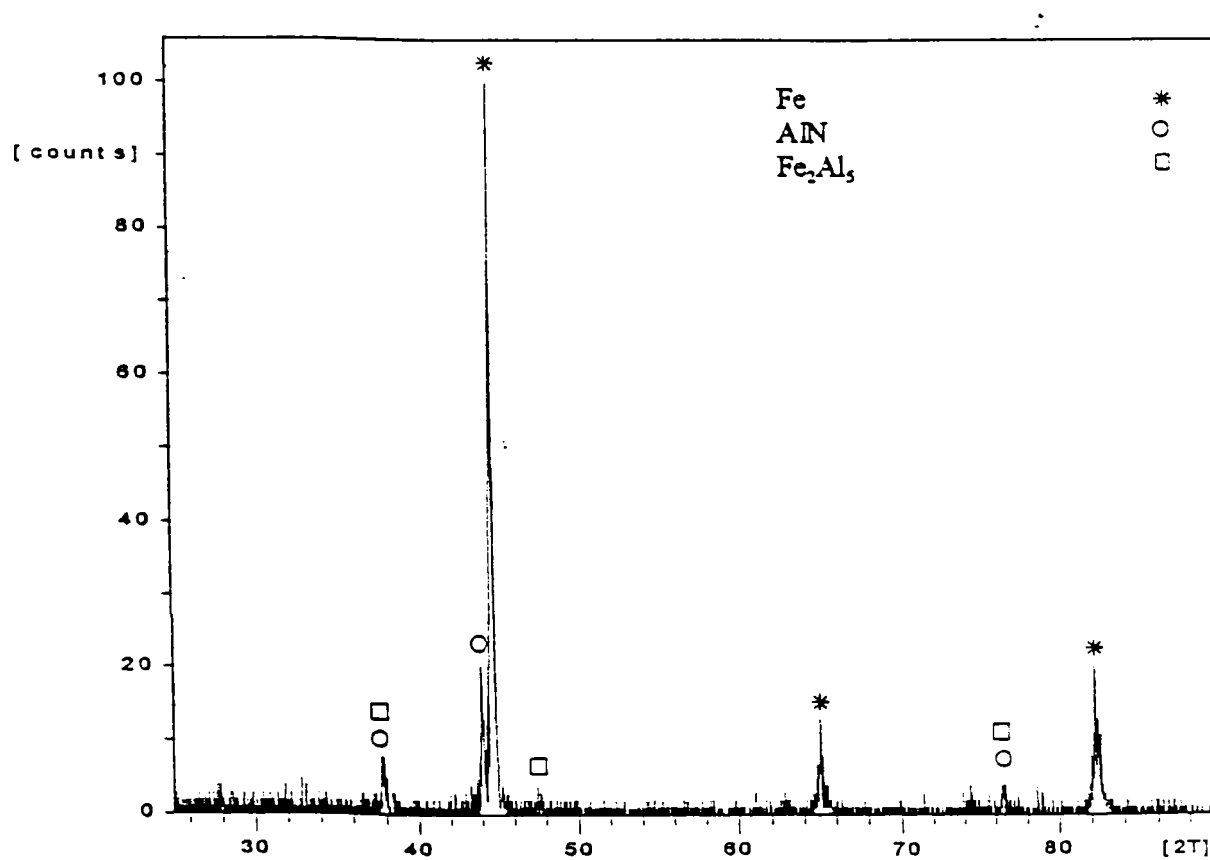


Fig. 147 Roentghenograma probei 2.3 N

Microduritate

S-a determinat microduritatea în secțiunea longitudinală a probei, la intervale de 0,1 mm, începând de la suprafața zonei de difuzie și terminând la adâncimea de 1 mm.

Rezultatele măsurătorilor sunt redate în tabelul 49 și vizualizate în graficele din ANEXELE 96 și 97.

În scopul evaluării eficacității procedurii de dublu tratament termochimic propus, toate probele nitrurate (6 probe confecționate din 42MoCr11 și o probă realizată din 39MoAlCr15) au fost investigate cu privire la variația microdureții pe adâncimea stratului nitrurat. Rezultatele sunt prezentate în tabelul 49 și graficele din ANEXELE 90 - 97.

Tabelul 49 Distribuția microdureții Vickers pe adâncimea stratului nitrurat

Material	Nr. probă	ALUMINIZARE		Microdureția $\mu\text{HV}_{0,1}$ la distanța [mm]												
		T [°C]	t [min]	0	0,1	0,2	0,3	0,4	0,5	0,6	0,7	0,8	0,9	1,0		
42MoCr11	1.1 N	820° C	10	730	393	362	353	353	353	353	353	353	353	353		
	1.2 N		15	999	692	373	354	354	354	354	354	354	354	354		
	1.3 N		20	1194	1109	642	412	353	353	353	353	353	353	353		
	2.1 N	860° C	10	1035	492	353	353	353	353	353	353	353	353	353		
	2.2 N		15	1077	1043	426	354	354	354	354	354	354	354	354		
	2.3 N		20	1195	1121	614	403	382	354	354	354	354	354	354		
39MoAlCr15	3 N	-	-	1043	999	613	403	401	351	345	345	345	345			

IV.4.6. Concluzii

STRUCTURA:

Din examinarea microstructurilor reproduse în figurile 132 – 138 și 143 și interpretarea rezultatelor obținute cu ajutorul microsondei electronice și al difractometrului cu raze X s-au desprind următoarele concluzii:

Așa cum era de așteptat, după aluminizare în secțiunea probelor au rezultat 4 zone succesive, caracteristice procedurii de tratament termochimic utilizat.

Astfel, în suprafața probelor s-a obținut un strat aderat mecanic în timpul extragerii din baia de aluminiu. Interfața acestuia cu stratul adiacent a fost, în toate situațiile, neregulată, date fiind procesele de interdifuzie care se produc în timpul aluminizării între topitura metalică și proba din oțel [105].

Grosimea acestui prim strat a fost variabilă de la probă la probă, fiind determinată de viteza de extragere a probei din baie și de temperatura de aluminizare. Întrucât nu s-a controlat în nici un fel mărimea vitezei de extragere, nu se pot formula, în cazul de față, concluzii cu privire la acțiunea combinată a celor doi factori de influență.

În ceea ce privește natura stratului exterior, examinarea cu ajutorul microscopului optic a permis evidențierea faptului că nu este vorba numai despre aluminiu solidificat. Astfel, alături de grăunții albi de aluminiu, neatacați de NITAL 2%, s-a mai pus în evidență un constituent dispus intergranular și atacat intens. Literatura de specialitate [105] precizează că este vorba despre faza θ (Fe Al_3), dar în lucrarea de față acest fapt nu a putut fi verificat prin determinările efectuate.

Între stratul superficial constituit din aluminiu și faza θ și stratul de difuzie s-a observat prezența unui "tiv" subțire de cca. 0,01 – 0,02 mm, atacat puternic de reactivul metalografic folosit. Deși probele realizate nu au permis identificarea naturii acestui strat monofazic, se consideră că acesta este format din particule fine de fază θ (FeAl_3) [105].

Cel de-al treilea strat reprezintă zona de difuzie, bogată în aluminiu și atacată slab de NITAL. Constituția acestui strat s-a verificat prin determinări efectuate cu ajutorul radiațiilor X (EDX, LINE – SCAN, MAPPING și XRD), stabilindu-se astfel el este alcătuit în totalitate din faza η (compusul Fe_2Al_5), conținând aproximativ 70 % atomice (52,6 % greutate) aluminiu. Rezultatele obținute sunt astfel în deplină concordanță cu cele din literatura de specialitate.

Suprafața de separare dintre acest strat și masa de bază a probelor este neregulată, prezentând un aspect sinuos caracteristic (în formă de “degete” sau “limbi”) datorat tendinței de creștere preferențială a fazei η în direcția axei “c” a celulei sale elementare de tip ortorombic [105]. Din examinarea și compararea microfotografiilor înregistrate se observă clar că tendința de formare a “degetelor” este mai accentuată în cazul probelor aluminizate la 820°C , decât în cazul celor obținute la temperatura de 860°C .

Grosimea zonei de difuzie rezultată după aluminizare a variat de la 0,25 – 0,36 mm, în funcție de temperatura și durata de menținere în baie. S-a constatat că în cazul ambelor serii de probe (aluminizate la 820°C , respectiv 860°C), prelungirea duratei de menținere a determinat creșterea adâncimii stratului de difuzie, valorile obținute la aceeași durată fiind în cazul celei de-a doua temperaturi (860°C) mai mari. Nu au rezultat însă diferențe spectaculoase, întrucât nu s-au utilizat creșteri importante ale parametrilor tehnologici temperatură – timp.

Un fapt util ce se cere consemnat este acela că în urma nitrurării, așa cum era de așteptat, grosimea zonei de difuzie a crescut cu circa 20% datorită menținerii îndelungate (120 ore) la temperatura de nitrurare.

PROPRIETĂȚILE:

În urma determinării valorilor microdurității în diferite puncte din secțiunea longitudinală a probelor nitrurate (tabelul 49) și comparării acestora cu ajutorul reprezentărilor grafice din ANEXELE 90 –97 au rezultat următoarele:

Reprezentând grafic evoluția microdurității obținută după nitrurare până la distanța de aproximativ 1 mm de la suprafață pentru cele 6 probe confecționate din 42MoCr11 și aluminizate și suprapunând peste aceste grafice curba similară obținută în cazul probei din 39MoAlCr15, s-a putut vizualiza și deci evalua rezultatul procedurii propus. A rezultat astfel că în cazul ambelor serii de probe (aluminizate la 820°C , respectiv 860°C), menținerile de 10 și 15 minute nu asigură duritatea impusă după nitrurare până la adâncimi de cca.0,5 mm, în timp ce durata de 20 min conduce la valori corespunzătoare (chiar superioare celor obținute în cazul oțelului aliat cu aluminiu). Așa cum era de așteptat, rezultatul final este mai bun în cazul temperaturii mai mari (860°C), care se recomandă pentru realizarea tratamentului de aluminizare/călire.

V. CONCLUZII FINALE

Pornind de la afirmația incitantă că “de nenumărate ori s-a propus ca în locul pieselor nitrurate confecționate din oțeluri aliate cu aluminiu să se folosească piese din oțeluri carbon sau slab aliate supuse aluminizării, recoacerii de difuziune, rectificării, iar după aceea nitrurării (se formează un strat de difuziune cu adâncimea de 0,4 – 0,6 mm cu duritatea superficială 1100 – 1150 HV” [32], lucrarea de față și-a propus să verifice practic posibilitățile de realizare a unui astfel de procedeu și efectele obținute. Pentru aplicație s-au ales două oțeluri de îmbunătățire (39MoAlCr15 și 42MoCr11) având compoziție chimică apropiată, cu deosebirea că unul este aliat cu 0,7 – 1,1 % Al , iar cel de-al doilea nu conține aluminiu.

În prima parte s-au efectuat determinări experimentale privind deformabilitatea la cald și călibilitatea celor două oțeluri, determinări care au avut drept scop justificarea procedurii de dublu tratament termochimic propus prin avantajele ce le aduce în ceea ce privește executarea altor operații de prelucrare din fluxul tehnologic de fabricație. Ambele cercetări au condus la rezultate pozitive, demonstrând că oțelul 42MoCr11 prezintă atât deformabilitate la cald , cât și călibilitate net superioare oțelului aliat cu aluminiu. În plus, pentru oțelul 39MoCr11 s-a încercat și schițarea unei benzi de călibilitate, bandă inexistentă în standardul de material (STAS 791 – 88).

S-a experimentat apoi posibilitatea de aplicare succesivă a unei aluminizări urmată de nitrurare și s-au verificat rezultatele unui astfel de procedeu. Pentru realizarea practică a aluminizării în condiții de laborator s-a ales metoda cu aluminiu topit, care, deși prezintă numeroase dezavantaje (agresivitatea topiturii de aluminiu față de probe și creuzet, dificultățile legate de oxidarea băii, aderarea topiturii pe suprafața probelor) este relativ ușor de aplicat (nu necesită instalații speciale) și conduce la obținerea în timp relativ scurt a unor straturi de difuzie de grosimi importante (0,3 – 0,4 mm). În practică desigur că se poate opta pentru un alt procedeu de aluminizare.

Rezultatele bune obținute după nitrurarea oțelului 42MoCr11 aluminizat, chiar superioare celor atinse în cazul probelor confecționate din 39MoAlCr15, au confirmat aplicabilitatea procedurii de dublu tratament termochimic propus. De asemenea, nu trebuie neglijat faptul că produsele aluminizate prezintă caracteristicile specifice rezultate după un astfel de tratament

termochimic: rezistență la oxidare la cald și la coroziune în atmosferă, apă de mare, ceață care conține vapori de sare, etc.

Rămâne de verificat, de la caz la caz, dacă avantajele privind caracteristicile tehnologice și de exploatare obținute justifică introducerea în tehnologia de fabricație a unui tratament termochimic suplimentar (chiar și combinat cu operația de călire, componentă obligatorie a fluxului de fabricație). Totodată trebuie investigat concret, ținând cont de forma, mărimea și importanța produsului realizat, în ce raport se află costurile suplimentare implicate de aluminizare cu sumele economisite din efectuarea mai ușoară a operațiilor de deformare plastică la cald și călire, varianta tehnologică aleasă trebuind desigur să reprezinte soluția optimă din punct de vedere tehnic și economic.

BIBLIOGRAFIE

- [1] Drăgan I. - Tehnologia deformărilor plastice, EDP, București, 1976
- [2] Drăgan I., Ilca I., Badea S., Cazimirovici E. - Tehnologia deformărilor plastice, EDP, București, 1979
- [3] Bellot I., Hugo M. - Contribution a l'etude de la forjabilité des aciers inoxydables et réfractaires a l'état brut coul, Revue de Metallurgie, nr.1, 1966, pag. 6
- [4] Nichol森 A. - Hot Workability Testing of Steels, Iron and Steel, nr.7, iulie 1964, pag. 290-294
- [5] Bloom F.K., Clarke W.C., Jennings C. - Relation of Structure of Stainless Steel to Hot Ductibility, Metal Progress, nr.2, febr.1951, pag. 250-256
- [6] Hempel M. - Warmverformbarkeit von Stählen, Draht, nr.11, noe. 1967, pag. 897-898
- [7] Suzuki H. - Studies on the Flow Stress of Metals and Alloys, Report of the Institute of Industrial Science, The University of Tokyo, nr.3, martie 1968
- [8] Popescu N., Dumitrescu C., Munteanu A. - Tratamente termice și prelucrări la cald, EDP, București, 1983
- [9] Cazimirovici E. - Teoria deformării plastice, EDP, București, 1981
- [10] Pöhland K. - Werkstoffprüfung für die Umformtechnik. Grundlagen, Prüfmethode, Anwendungen, 1986, Springer-Verlag
- [11] Adrian M., Badea S. - Bazele proceselor de deformare plastică, Ed. tehnică, București, 1983
- [12] Ilca I., Linger H., Maksay, Morong B., Hepuș T., Popoiu Gehe., Prejban I. - Studiul influenței compoziției chimice asupra caracteristicilor de plasticitate și deformabilitate a oțelurilor pentru foraj adânc, Contract de cercetare științifică, Nr. 100/1975 cu CSH
- [13] Lang R. - Beschreibung grundlegender mikrostruktureller Vorgänge bei mechanischer Beanspruchung verschiedener Werkstoffzustände, Diplomarbeit, Universität (GH) Essen, 1985
- [14] Schumann H. - Metallographie, Deutscher Verlag für Grundstoffindustrie, Leipzig, 1991
- [15] Mc Lean D., Farmer M.H. - The relation during creep between grain boundary sliding, subcrystal size and extension, J. Inst. Met., v.85, 1956-1957
- [16] Gubkin S.I. - Plasticeskaia deformatia metallov, Metalurghidat, Moskva, 1961
- [17] Tegart Mc G. - The Role of Ductility in Hot Working, Ductility, New York, ASM, 1968

- [18] Pavlov I.M. - Teoria prokatki, Metallurghizdat, Moskva, 1950
- [19] Smirnov – Aleaev G.A. - Soprotivlenie materialov plasticeskomu deformirovaniu, Moskva, Maşghiz, 1961
- [20] Gubkin S.I. - Plasticeskaia deformatia metallov, tom.I-II, Moskva, Metallurghizdat, 1960
- [21] Popescu V.I. - Analiza și îmbunătățirea pieselor forjate, Editura tehnică, București, 1965
- [22] Popescu V.I. - Revista "Metalurgia", nr.12/1971, pag. 808
- [23] Tretiakov A.V. - Teoria, rescoit I issledovani stanov holodnoi prokatki, Metallurghia, 1966
- [24] Fink, Kutt - Formänderungsfestigkeit von unlegierten und niedriglegierten Stählen beim Warmtauchen unter einem Fallhammer, Archiv für das Eisenhüttenwesen, nr.11, noe.1955, pag. 655-668
- [25] Firk F. - Formänderungsfestigkeit von unlegierten und niedrig legierten Stählen beim Warmtauchen, Archiv für das Eisenhüttenwesen, nr.3, martie 1956, pag. 528- 536
- [26] Dieter E.G. - Metalurgie mecanică, Ed. tehnică, București, 1970
- [27] Orowan E. - The plastometer, The British Iron and Steel Research Association, martie 1950
- [28] Blain P. - La forgeabilite, Revue de Metallurgie, nr.10, oct. 1965, pag. 881-889
- [29] Rossard C., Blain P. - Essais de torsion a Chaud – Premiers resultats, Publication IRSID – Seria A, nr. 174 - oct.1957, pag. 19-25
- [30] Cijicov M. - Prokativaemost stali I splavov, Moscova, Metallurgizdad, 1961
- [31] Henning H.I., Boulger F. - Test for Hot Workability, Journal of Metals, mai 1963, pag. 361-366
- [32] Contorovici I.E. - Tratatul termic al oțelului și fontei, Traducere din limba rusă, Ed. tehnică, București, 1953
- [33] Minkevici A.N. - Tratamentele termochimice ale metalelor și aliajelor, Traducere din limba rusă, Ed. tehnică, 1961
- [34] Dieter G.E. - Metalurgia mecanică, Traducere din limba engleză, Editura tehnică, București, 1970
- [35] Altan T., Gegel H. - Metal Forming. Fundamentals and Applications, American Society for Metals, Metals Park, OH, 1992
- [36] Lekhnitskii S.G. - Theory of Elasticity of an Anisotropic Body, MIR Publishers, Moscow, 1981
- [37] Kraus G. - Deformation Processing and Structure, Papers presented at the 1982 ASM Materials Science Seminar 23-24, oct.1982, St. Louis Missouri, ASM 1984
- [38] Sellars C.M., Tegart W.J. - Int. Metall. Rev., Review 158, 17, 1, 1972

- [39] Sellars C.M., Tegart W.J. - Mem. Sci. Rev. Met., 63, 731, 1966
- [40] White F.E., Rossard C. - Special Report No.103, 14, London (Iron Steel Inst.), 1968
- [41] Gâdea S., Geru N., Murguleț N., Oprea F., Adrian M., Sofroni L., Popescu V., Ștefănescu C., Vârcolacu I., Vasiliu A., Petrescu L. - Manualul inginerului metalurg, vol.II, Ed. Tehnică, București, 1982
- [42] Hornbogen K. - The Effect of Variables on Martensitic Transformation Temperatures, Acta metallurgica 33, 1985, pag. 595-601
- [43] Krauss G. - Principles of Heat Treatment of Steel, ASM, Ohio, 1980
- [44] Hougardy H. - Die Umwandlung der Stähle, I und II, Verlag Stahleisen, Düsseldorf, 1975
- [45] Pitsch W. - Martensitumwandlung, Grundlagen der Wärmebehandlung von Stahl, Verlag Stahleisen, Düsseldorf, 1976, Seiten 77-92
- [46] Golumba M. - Tratamente termice. Îndrumător pentru lucrări de laborator, litogr., ISR, 1985
- [47] Vermeșan G., Dulămiță T., Prejban I., Catrinoiu C., Vasile T., Munteanu A. - Tehnologia tratamentelor termice, EDP, București, 1982
- [48] Honeycombe R.W. - Steels – Microstructure and Properties, Edward Arnold (publ.), 1981
- [49] Guy A.G. - Metallkunde für Ingenieure, Akademische Verlagsgesellschaft, 1976
- [50] Rădulescu M. - Studiul metalelor, EDP, București, 1982
- [51] Dulămiță T., Florian E. - Tratamente termice și termochimice, EDP, București, 1982
- [52] Geru N. - Metalurgie fizică, EDP, București, 1981
- [53] Vermeșan G. - Tratamente termice. Îndrumător, Editura Dacia, Cluj-Napoca, 1987
- [54] Guleaev A.P. - Tratamentul termic al oțelului, Editura Tehnică, București, 1962
- [55] Heitzinger R., Sartor D., Jeglitsch F. - Einfluß des Ausgangsgefüges auf die Austenitkorngröße und das Umwandlungsverhalten, Sonderbände der Praktischen Metallographie, Band 22, Dr.Riederer Verlag GmbH, Stuttgart, 1991
- [56] Eckstein H.-J. - Technologie der Wärmebehandlung von Stahl, VEB Deutscher Verlag für Grundstoffindustrie, Leipzig, 1988
- [57] Klemm H. - Die Gefüge des Eisen-Kohlenstoff-Systems, VEB Deutscher Verlag für Grundstoffindustrie, Leipzig, 1987
- [58] Ohser J., Tscherny H. - Freiburger Forschungsheft, B 264, Freiberg, 1988

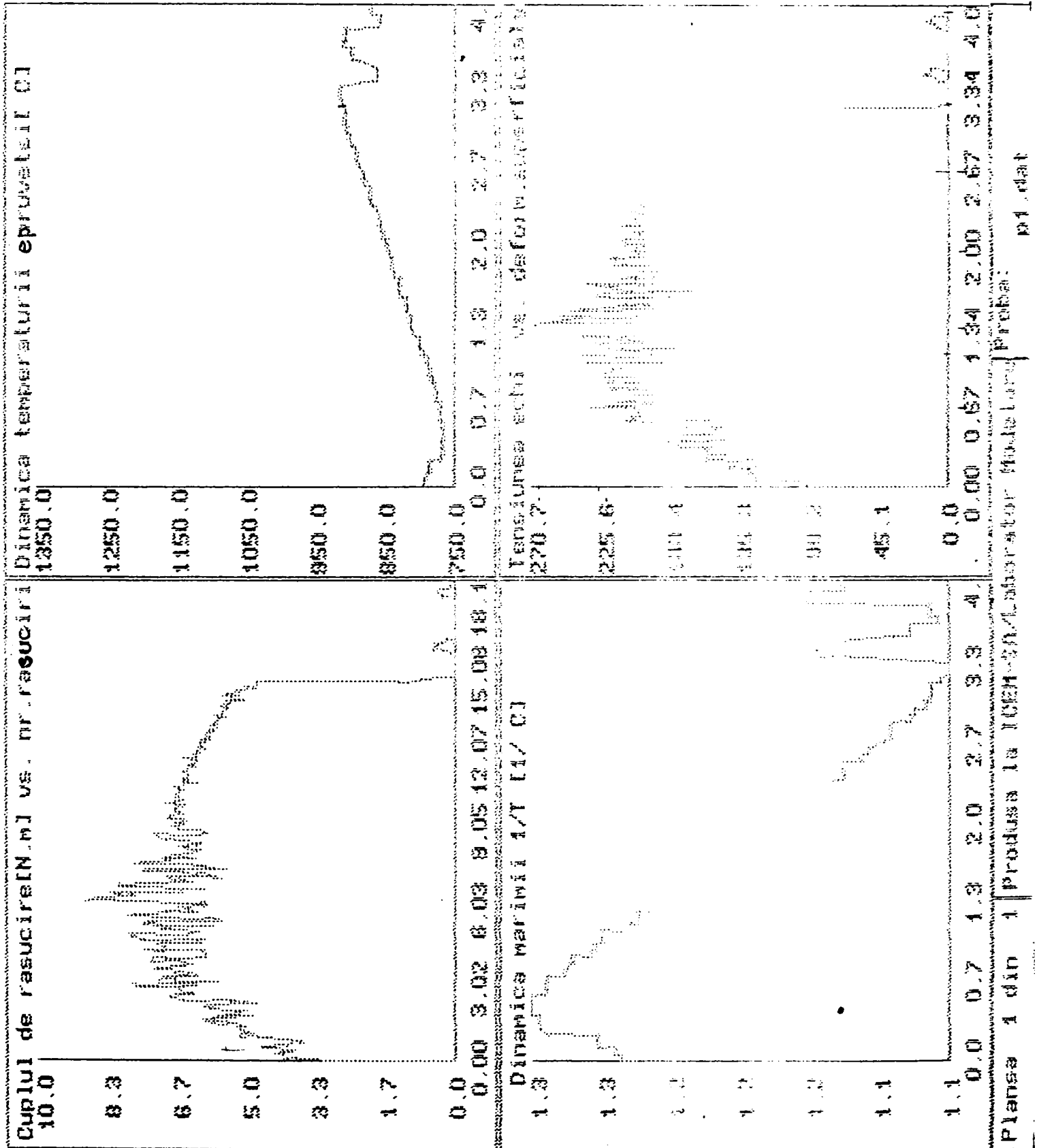
- [59] Rhines F.N. - Mikrostruktologie.Gefüge und Werkstoffverhalten, Dr. Riederer Verlag GmbH, Stuttgart, 1986
- [60] Schatt W. - Einführung in die Werkstoffwissenschaft, VEB Deutscher Verlag für Grundstoffindustrie, Leipzig, 1987
- [61] Zimmermann R., Günther K. - Metallurgie und Werkstofftechnik - ein Wissensspeicher, VEB Deutscher Verlag für Grundstoffindustrie, Leipzig, 1989
- [62] Carțiș I.Gh. - Tratamente termochimice, Ed. Facla, Timișoara, 1988
- [63] Frunzäverde D. - Studiu comparativ privind deformabilitatea la cald a oțelurilor 42MoCr11 și 39MoAlCr15, Referat nr.1, 1996
- [64] Frunzäverde D. - Studiu comparativ privind călibilitatea oțelurilor 42MoCr11 și 39MoAlCr15, Referat nr.2, 1996
- [65] Contorovici I. E. - Ob azotirovanii stali dlia poverhnostnogo uprocinenia, Sb. "Sovremennîe metodî termiceskoi obrabotki stali", M., Mașghiz, 1954
- [66] Vermeșan G. - Nitruarea, Institutul Politehnic Cluj-Napoca 1977
- [67] Vermeșan G. - Difuzia, Institutul Politehnic Cluj-Napoca, 1980
- [68] Vermeșan G., Iancu D. - Comportarea la nitruare a oțelurilor de construcție, Simpozionul de studiu metalelor și tratamente termice, Timișoara, 1981
- [69] Trușculescu M., Carțiș I., Udrescu L. - Studii asupra niturării ionice a oțelurilor aliate de construcție, Cercetări metalurgice, București, 1985
- [70] Scavino G., Rosso M., Ubertalli G., Balzarotti A. - The Influence of the Heat treatments on the Nitriding of Steels, International Journal of Materials and Product, Band 8, 1993, pag. 290-302
- [71] Schriever U. - Untersuchungen zur Wirkungsweise der Elemente Bor, Titan, Zirkon, Aluminium und Stickstoff in wasservergüteten, schweissbaren Baustählen, Forschungsberichte der Kommission der EG , 1991, Seiten 1-129
- [72] Baranov A.A., Gorbatenko V.O., Kovalenko S.V., Konarev V.G. - Verbesserung der Qualität von Kaltstauchstahl durch rationelles Legieren mit Aluminium, Stahl, Nr.5, 1991, Seiten 68-72
- [73] Adrian H. - Thermodynamic Model for Precipitation of Carbonitride in High Strength Low Alloy Steeles Containing up to Three Microalloying Elements with or without Additions of Aluminium, Materials Science and Technology, Band 8, 1992, Heft 5, pag. 406-420
- [74] Kogan Ya. D. - Theory and Practice of Surface Alloying of Iron, Aluminium, Copper and Titanium Alloys During Laser Heating, Steel in the USSR, Band 21, 1991, Heft 8, pag. 370-372

- [75] Schriever U. - Untersuchungen zur Wirkungsweise der Elemente Bor, Titan, Zirkon, Aluminium und Stickstoff in wasservergüteten, schweißbaren Baustählen, Technische Forschung Stahl, Forschungsberichte der Kommission der EG, 1991, Seiten 1-115
- [76] Wolf D.S. - Metallische Überzüge - Herstellung, Eigenschaften und Anwendung, Stahl, 1993, Heft 2, Seiten 25-29
- [77] Köstner W., Gödecke T. - Physikalische Messungen an Eisen-Aluminium-Legierungen mit 10 bis 50 At.-%Al, Bestätigung und Ergänzung des Zustandsbildes Eisen-Aluminium. Zeitschrift für Metallkunde, Band 71, 1980, Heft 12, Seiten 765-769
- [78] Van Oeteren K.A. - Korrosionsschutz durch Beschichtungsstoffe, Band 1, Carl Hanser Verlag, München, 1980
- [79] Maaß P., Peißker P. - Korrosionsschutz, VEB Deutscher Verlag für Grundstoffindustrie, Leipzig, 1982
- [80] Kaesche H. - Die Korrosion der Metalle, 2. Auflage, Springer-Verlag, Berlin, 1979
- [81] Ilschner B. - Werkstoffwissenschaften, Springer-Verlag, Berlin, 1982
- [82] Schlosser G.U., Knauscher A. - Feualuminiertes Stahlband - Tauchbedingungen, Überzugsaufbau und Umformverhalten, VEB Deutscher Verlag für Grundstoffindustrie, Leipzig, 1977
- [83] Philibert J. - Atom movements, diffusion and mass transport in solids, Les Editions de Physique, Paris, 1991
- [84] Heidtmann V., Warnecke W. - Beitrag in der Vortragsveranstaltung "Oberflächenveredeltes Feinblech-Eigenschaften, Verarbeitung, Anwendung" des VDEh/DVV vom 17.-18.10.1998 in Sindelfingen, Seiten 125-142
- [85] Seong B.G., Song J.K., Hwang S.Y., Kim K.Y. - High Temperature Corrosion of Advanced Materials and Protective Coatings, Elsevier, North-Holland, 1992
- [86] Haasen P. - Physikalische Metallkunde, 1974, Springer-Verlag
- [87] Heumann Th. - Diffusion in Metallen, Grundlagen, Theorie, Vorgänge in Reinmetallen und Legierungen, Springer Verlag, Berlin-Heidelberg New-York, 1992
- [88] Wranglin G. - Korrosion und Korrosionsschutz. Grundlagen, Vorgänge, Schutzmaßnahmen, Prüfung, 1985, Springer-Verlag
- [89] Spies H. J., Zimmermann R. - Beitrag zur Bestimmung der Zähigkeit von Nitrierschichten mit Hilfe von Härteeindrücken, Sonderbände der praktischen Metallographie, Dr. Rieder-Verlag Gmb Stuttgart, 1979
- [90] Kim K.Y., Jung H.G., Seong B.G. - Improvement of Cyclic High-Temperature Corrosion Resistance of Pack-Aluminized Heat-Resistant Stainless Steels, vol.7, 1994

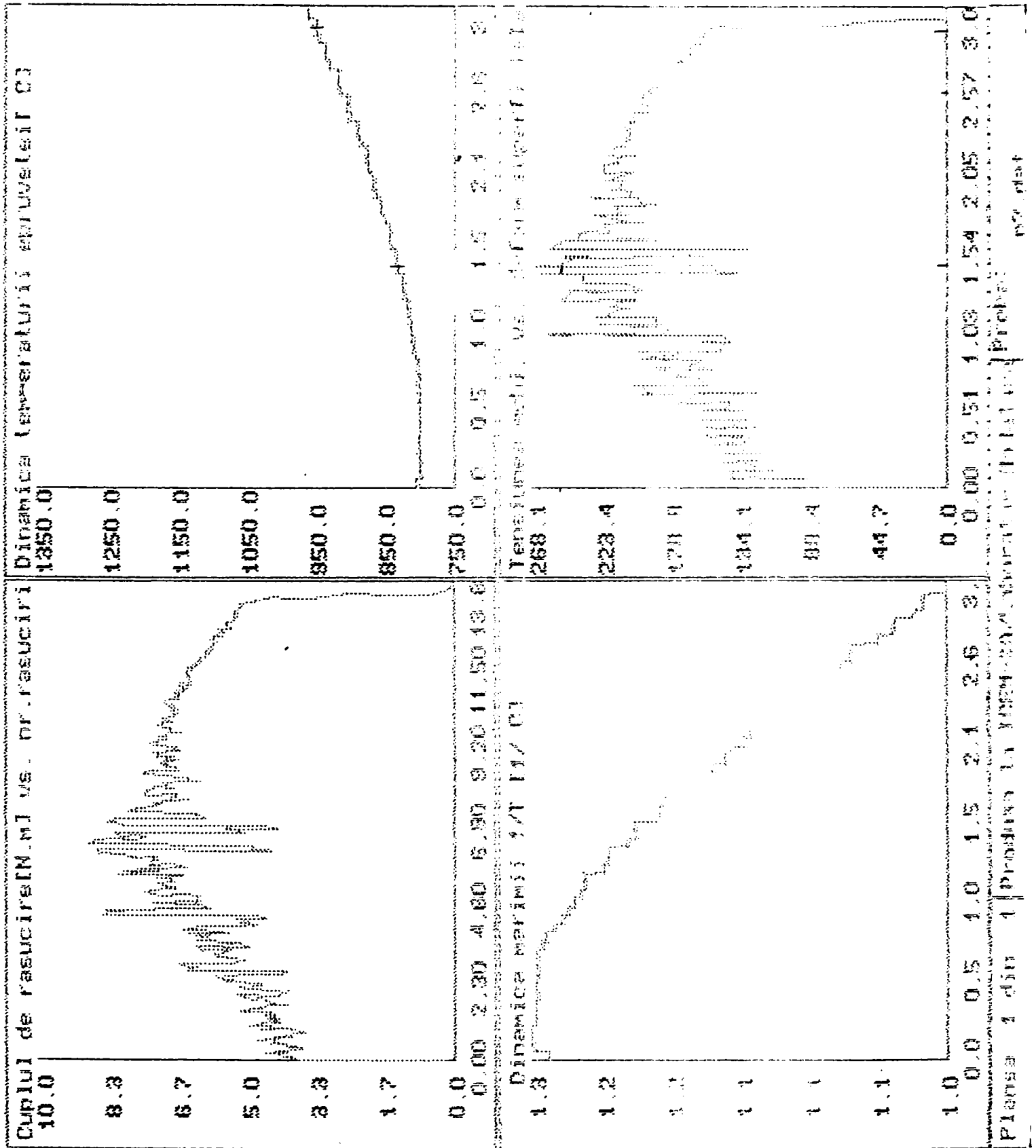
- [91] Haefer R.A. - Oberflächen- und Dünnschicht-Technologie, 1987, Springer-Verlag
- [92] Olaf J.M. - Ein Verfahren zur Bewertung des mechanischen Verhaltens von Randschichten, Fraunhofer-Institut für Werkstoffmechanik, Freiberg, 1992
- [93] Kim K.Y., Jung H.G., Seong B.G. - A Study on Composite Coatings of Yttrium Ion-Plating and Pack Aluminizing for High-Temperature Applications, Oxidation of Metals, Band 40 (1993), Heft 3/4, Seite 321-335
- [94] Tortorelli P.F., De Van J.H. - Behavior of Iron Aluminides in Oxidizing / Sulfidizing Environments, Materials Science and Engineering, Part A (Structural Materials: Properties, Microstructure and Processing), Band A153 (1992), Heft 1-2, Seite 573-577
- [95] Vaillant P., Petit J.P. - Interactions under Hydrostatic Pressure of a Mild Steel with Liquid Aluminium Alloys, Journal of Materials Science, Band 30 (1995), Heft 18, Seite 4659-4668
- [96] Bayer G.T. - Vapor Aluminium Diffused Steels for High-Temperature Corrosion Resistance, Materials Performance, Band 34 (1995), Heft 8, Seite 34-38
- [97] Grybowski E.J., Olson W.E. - Process and Apparatus for Applying Gas Phase Diffusion Aluminide Coatings, European Patent EP-0480867-A2 / 15.04.1992
- [98] Uihlein Th., Auer W., Kaesche H. - Alitieren von Stählen als Schutz gegen Hochtemperatur-sulfidierung in Schwefel und in H₂S-haltigen Gasen, Werkstoffe und Korrosion, Band 41 (1990), Heft 10, Seite 585-599
- [99] Etzbold U., Heidtmann U., Nebel G., Warnecke W. - Neuentwicklungen bei der Herstellung und Anwendung feueraluminierter Bleche, Stahl und Eisen, Band 111 (1991), Heft 12, Seite 111-116
- [100] Schwarz W., Furken L., Brisberger R., Litzke H., Petsch N. - Herstellung, Eigenschaften und Anwendung von schmelz-tauchveredeltem Band und Blech, Stahl und Eisen, Band 113 (1993), Heft 5, Seite 57-65
- [101] Horstmann D. - Feueraluminieren – Übersicht über das Schrifttum bis 1955, Stahl und Eisen, Band 77, 1957
- [102] Horstmann D. - Grundlegende japanische Untersuchungen über den Aufbau und die Eigenschaften feueraluminierter Überzüge, Stahl und Eisen, Band 79, 1959
- [103] Lepand H. - Neue kontinuierliche Stahlaluminierungsverfahren, Stahl und Eisen, Band 83, 1963
- [104] Horstmann D. - Feueraluminieren von Stahl, Stahl und Eisen, Band 83, 1963
- [105] Eggeler G. - Untersuchungen zum Feueraluminieren von niedriglegiertem Stahl, Dissertation, Technische Fakultät der Universität Erlangen-Nürnberg, 1985

- [106] Schweizer A. - Untersuchungen zum Tauchaluminieren und Tauchalitieren von Stahl, Dissertation, Technische Fakultät der Universität Erlangen-Nürnberg, 1959
- [107] *** - Colectia standardelor de stat
- [108] Grünwald H., Kukla R. - Korrosionsschutz von Verspiegelungsschichten mit Plasmapolymerisation-Weiterentwicklung eines etablierten Verfahrens, Galvanotechnik, Nr.2, 1996
- [109] Monaghan D., Arnell R.D. - Novel PVD Films by Unbalanced Magnetron, Vacuum, Volume 43, Numbers 1/2, Pages 77 to 81, 1992
- [110] Gwinner D., - PVD-Abschirmschichten, Dünnschichttechnik. Carl Hanser Verlag, München, Nr.49, 1995
- [111] Schulz W.D. - Metallische Überzüge - Herstellung, Eigenschaften und Anwendung, Stahl (1993), Heft 2, Seite 25-29
- [112] Nakamura Y., Watanabe Y., Hirayama S., Naota Y. - Synthesis of Aluminium Nitride Thin Films by Ion-Vapour Deposition, Surface and Coatings Technology, No.68/69, 1994, p.203-207
- [113] Lemli J. - Hartstoffbeschichtung auf Aluminiumlegierungen, Dünnschichttechnik, Carl Hanser Verlag, München, Nr.50, 1996
- [114] Gierek A., Binczyk F., Risse A. - Technologische Applikationsmöglichkeiten von Pulver der selbstzerfallenden Legierungen Fe-Al-C, Neue Hütte, Heft 2/92, Februar 1992
- [115] Dingremont N., Bergmann E., Collingnon P. - Application of Duplex Coatings for Metal Injection Moulding, Surface and Coatings Technology, Nr.72, 1995, p.157-162
- [116] Sproul W.D. - Physical Vapor Deposition Tool Coatings, Surface and Coatings technology, Nr.81, 1996, p.1-7

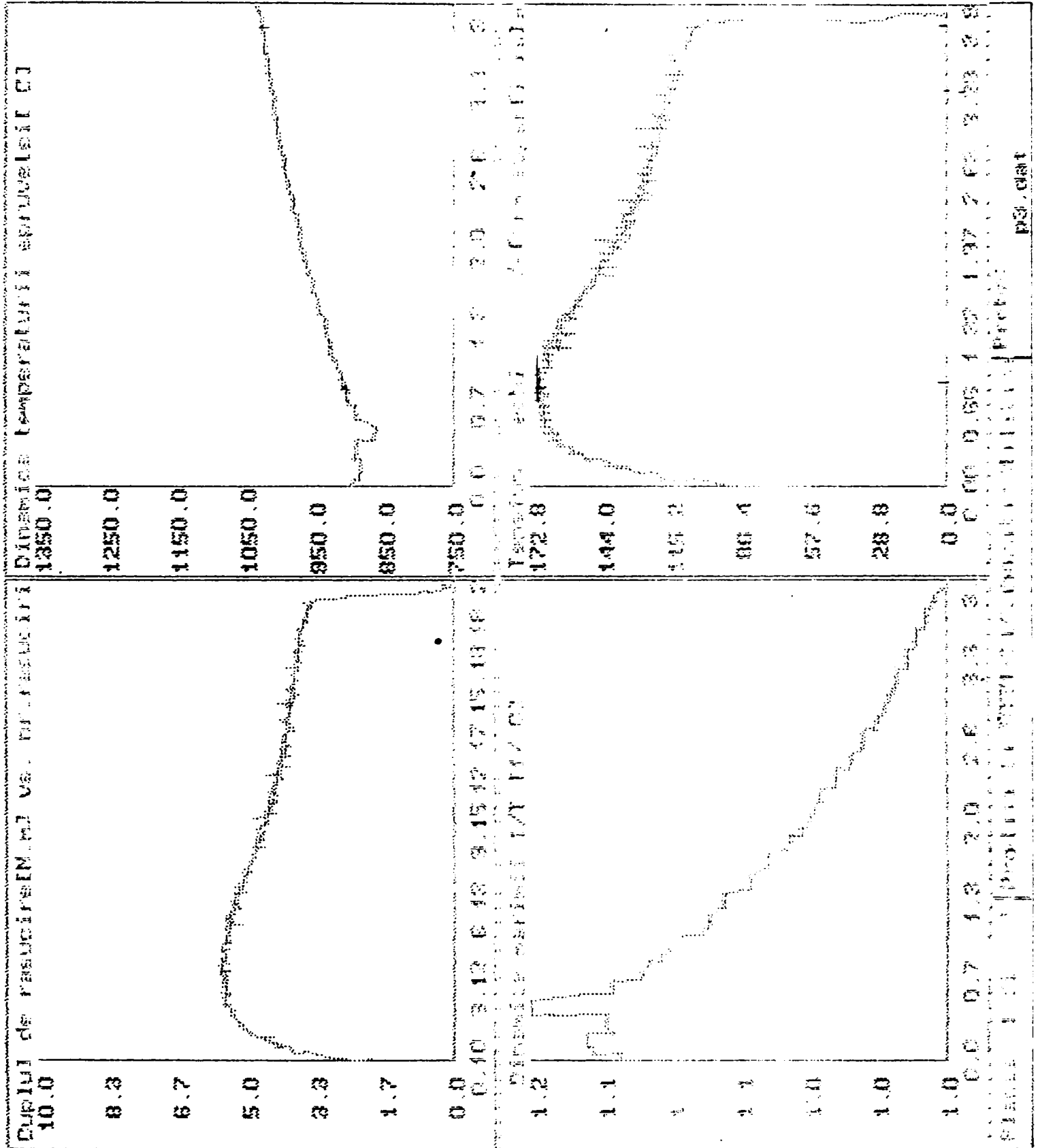
ANEXE

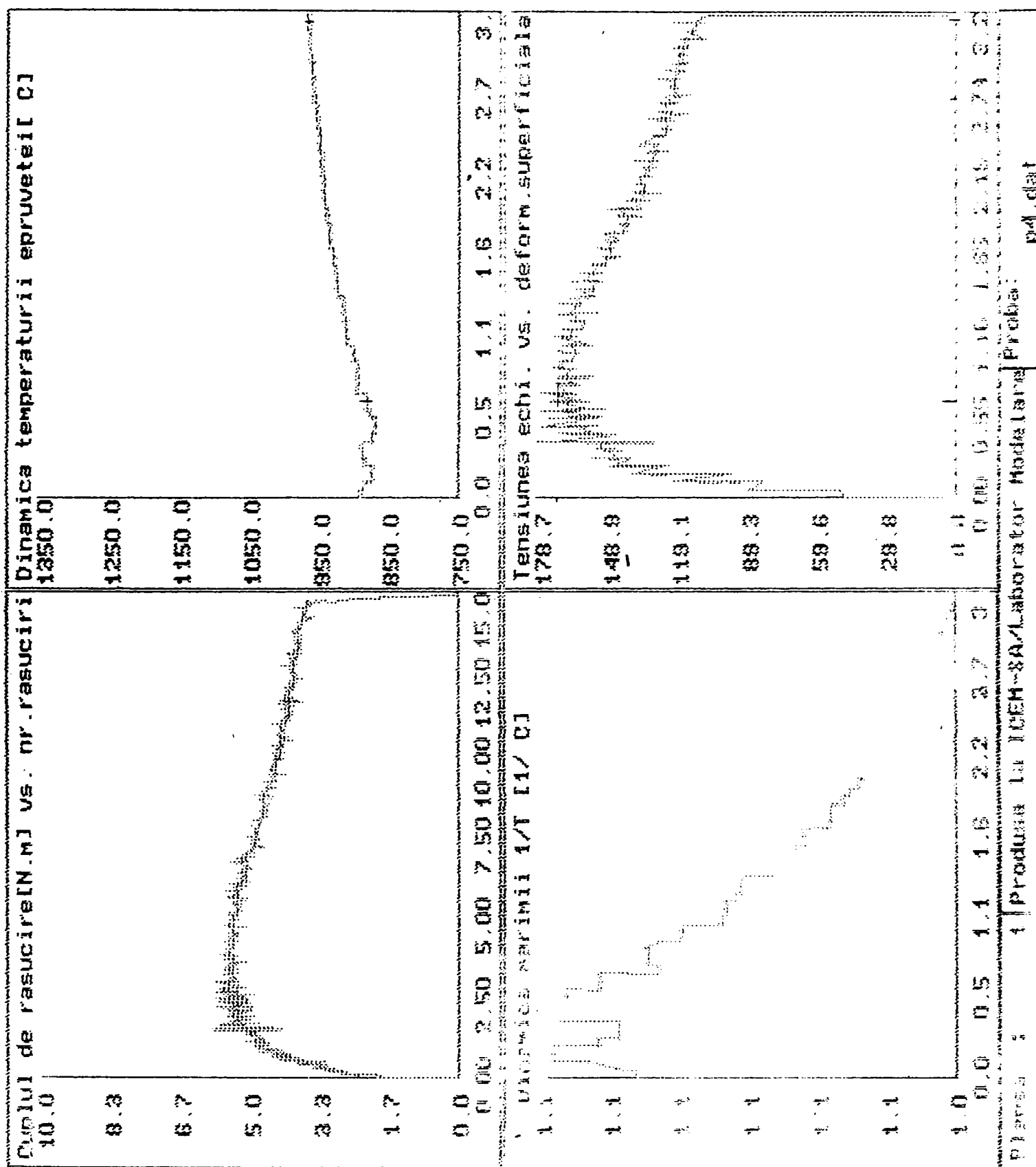


ANEXA 2



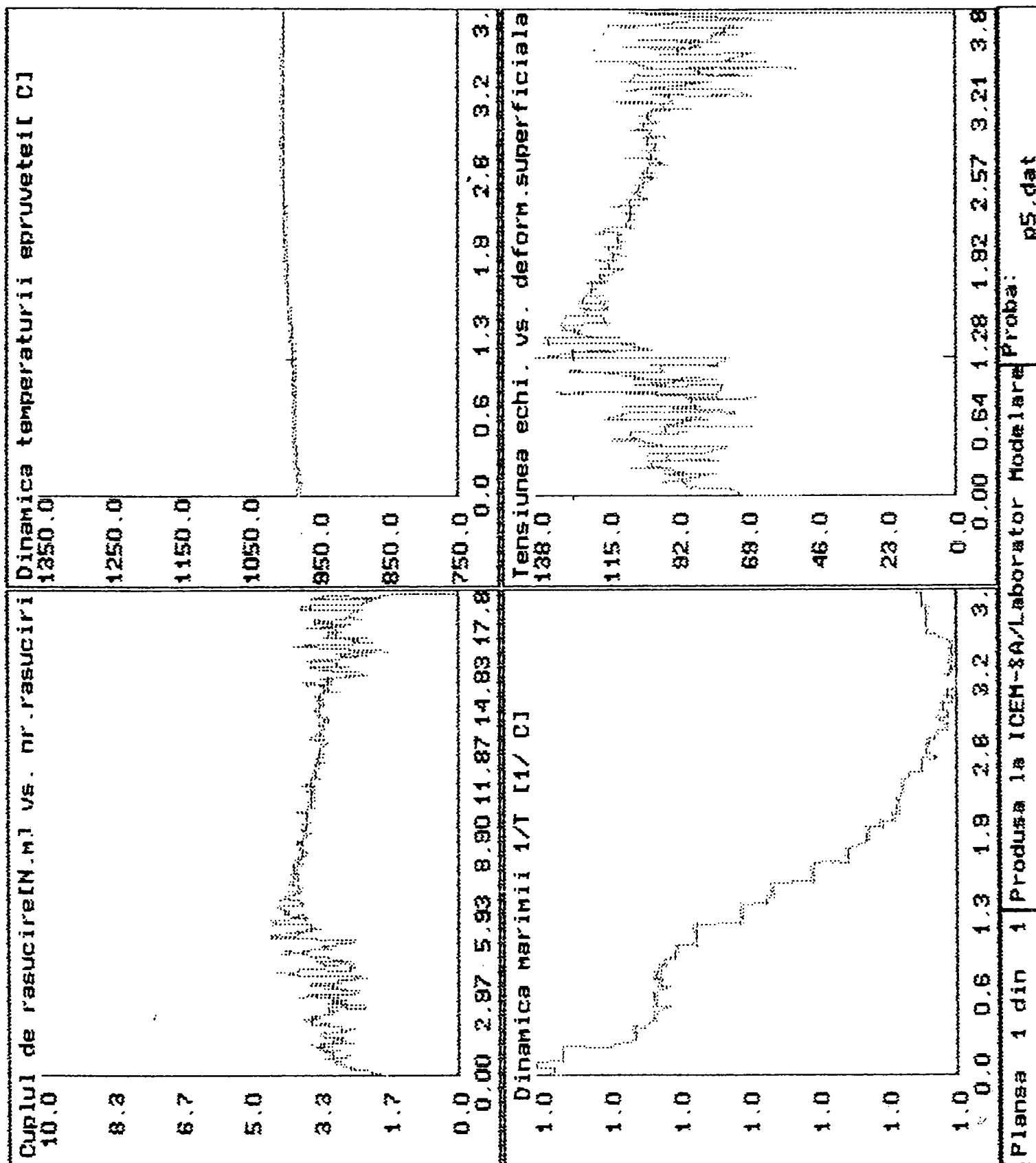
ANEXA 3

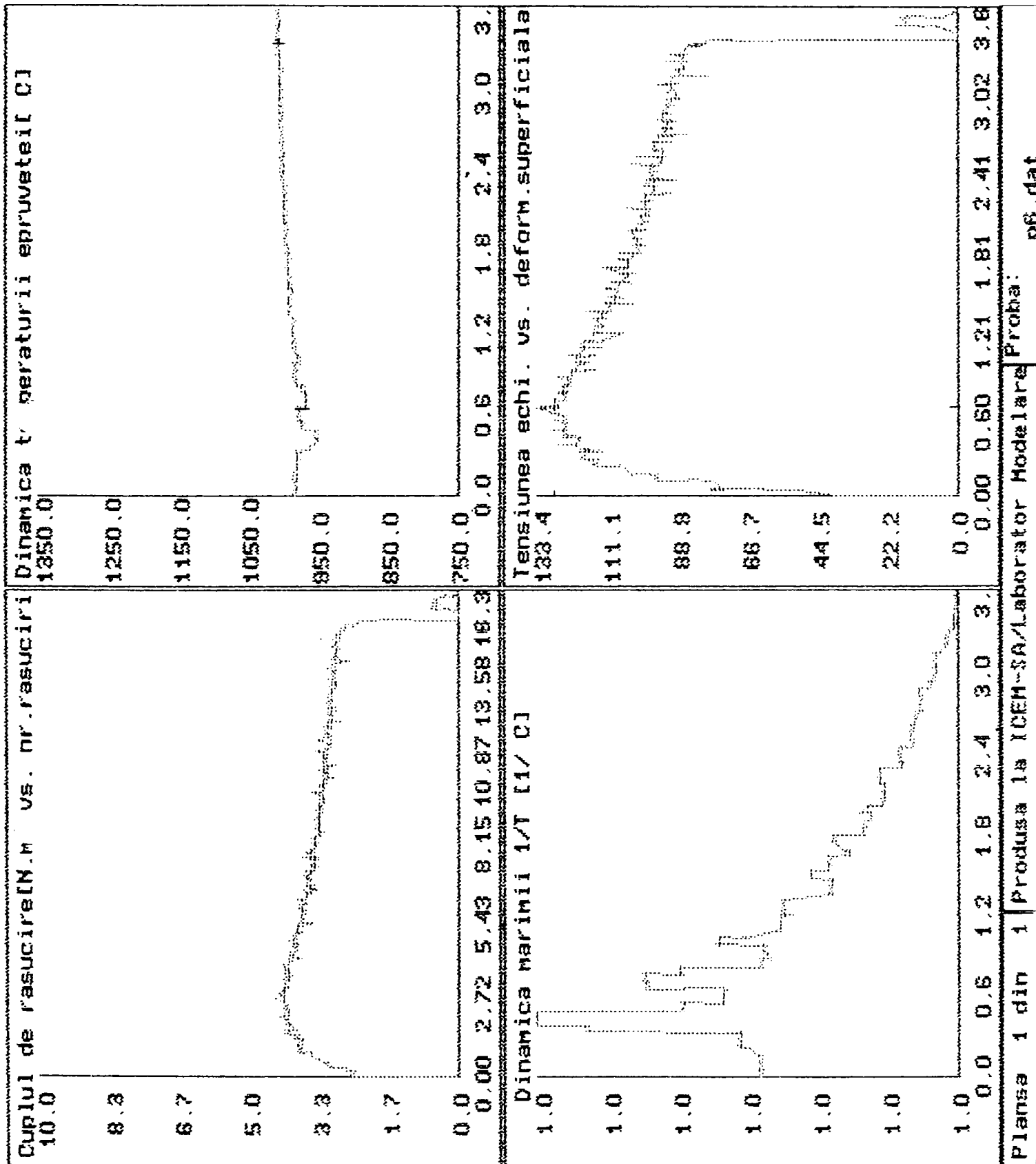


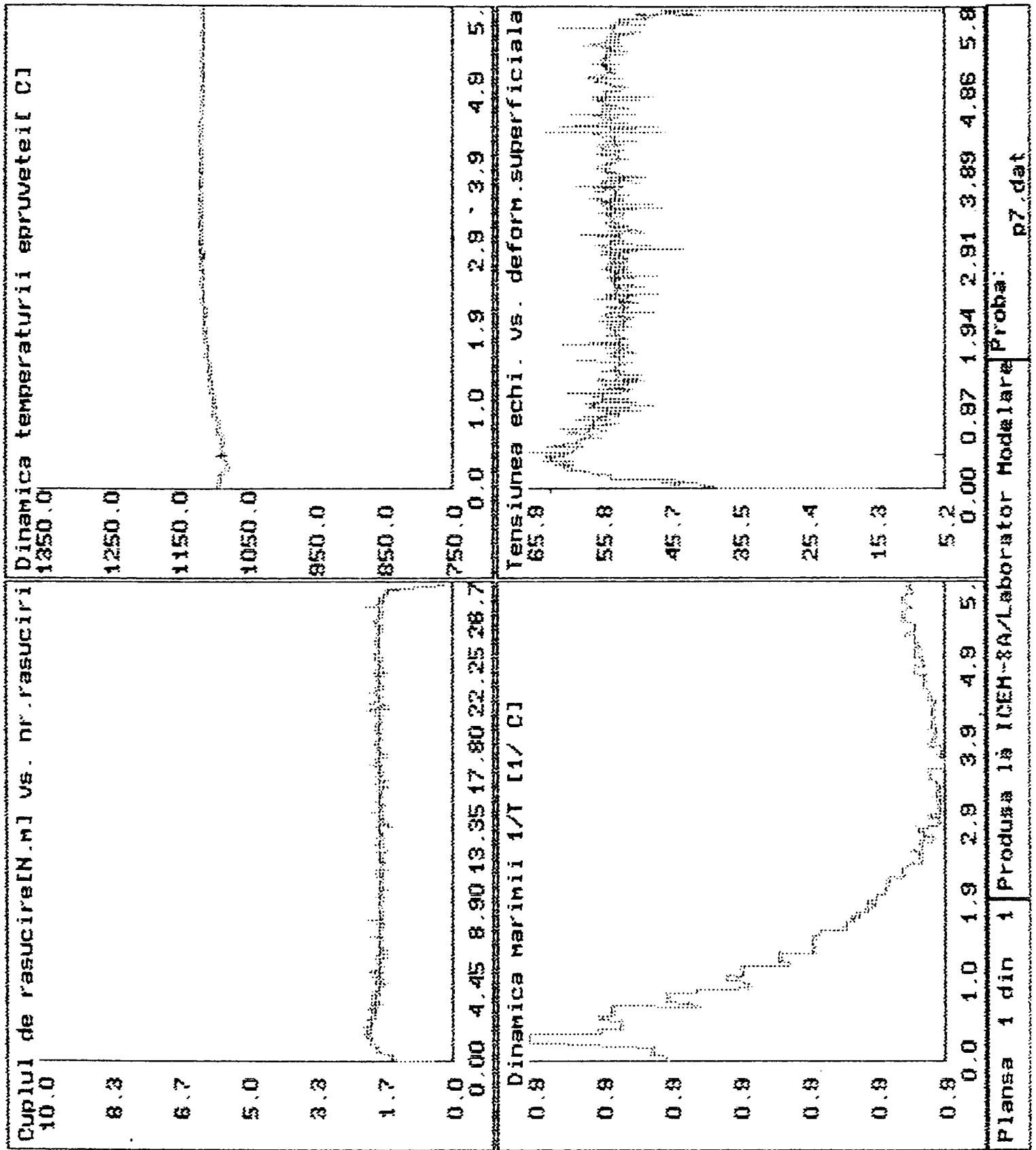


Proba : 1 Produs la ICEH-8A/Laborator Modelarea Proba : pml.dat

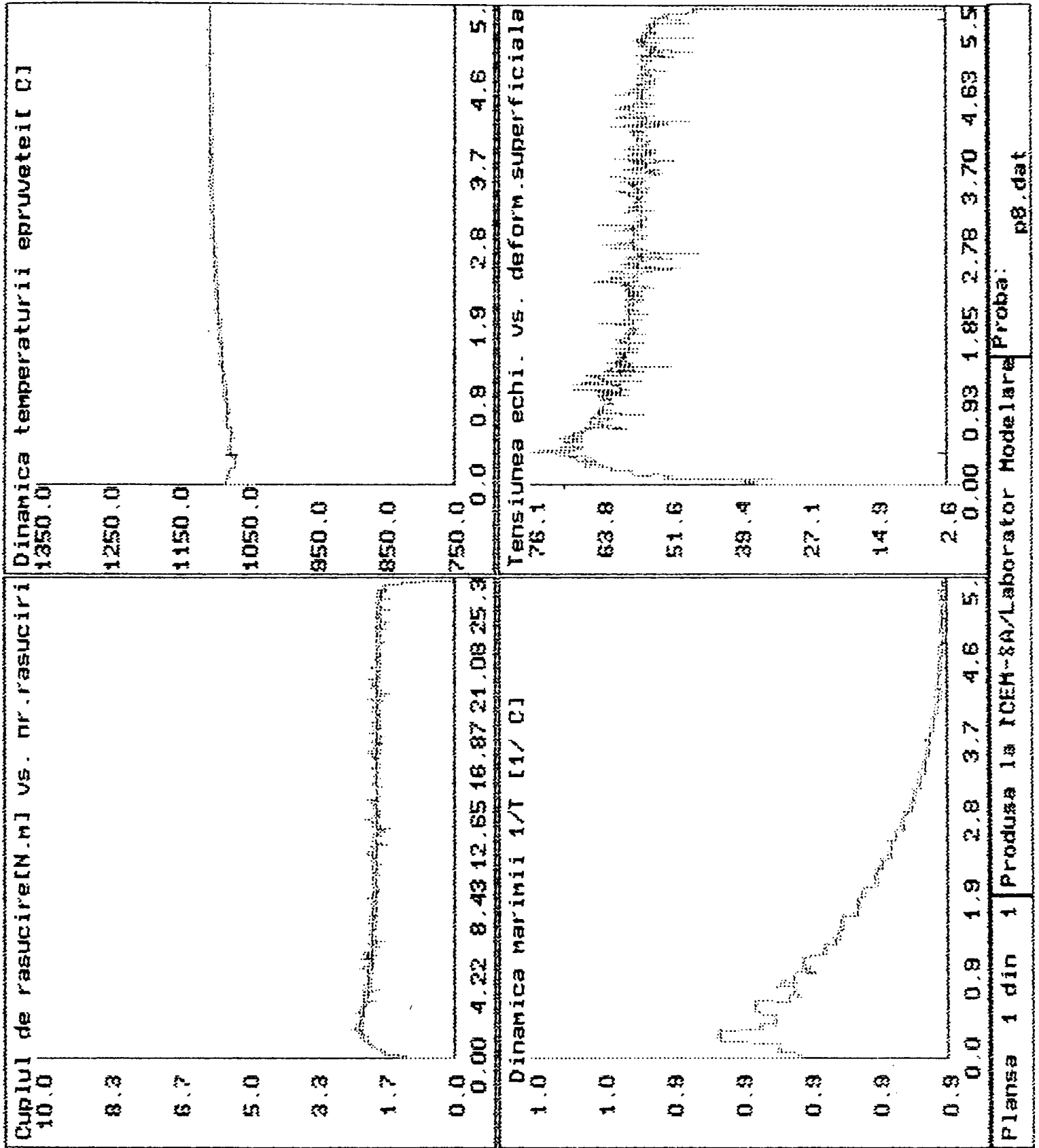
Universitatea tehnică
TIMISOARA
Biblioteca centrală

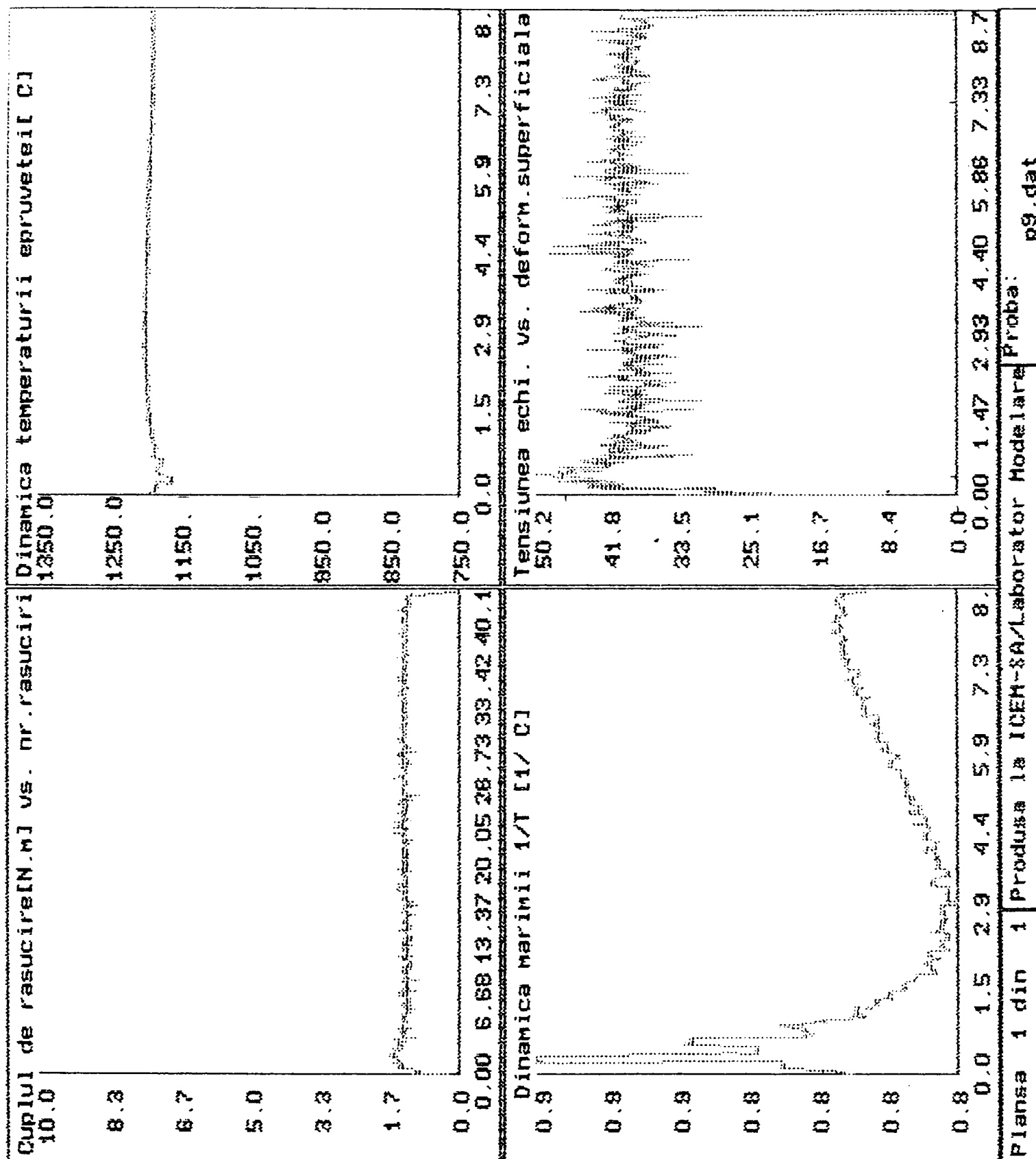




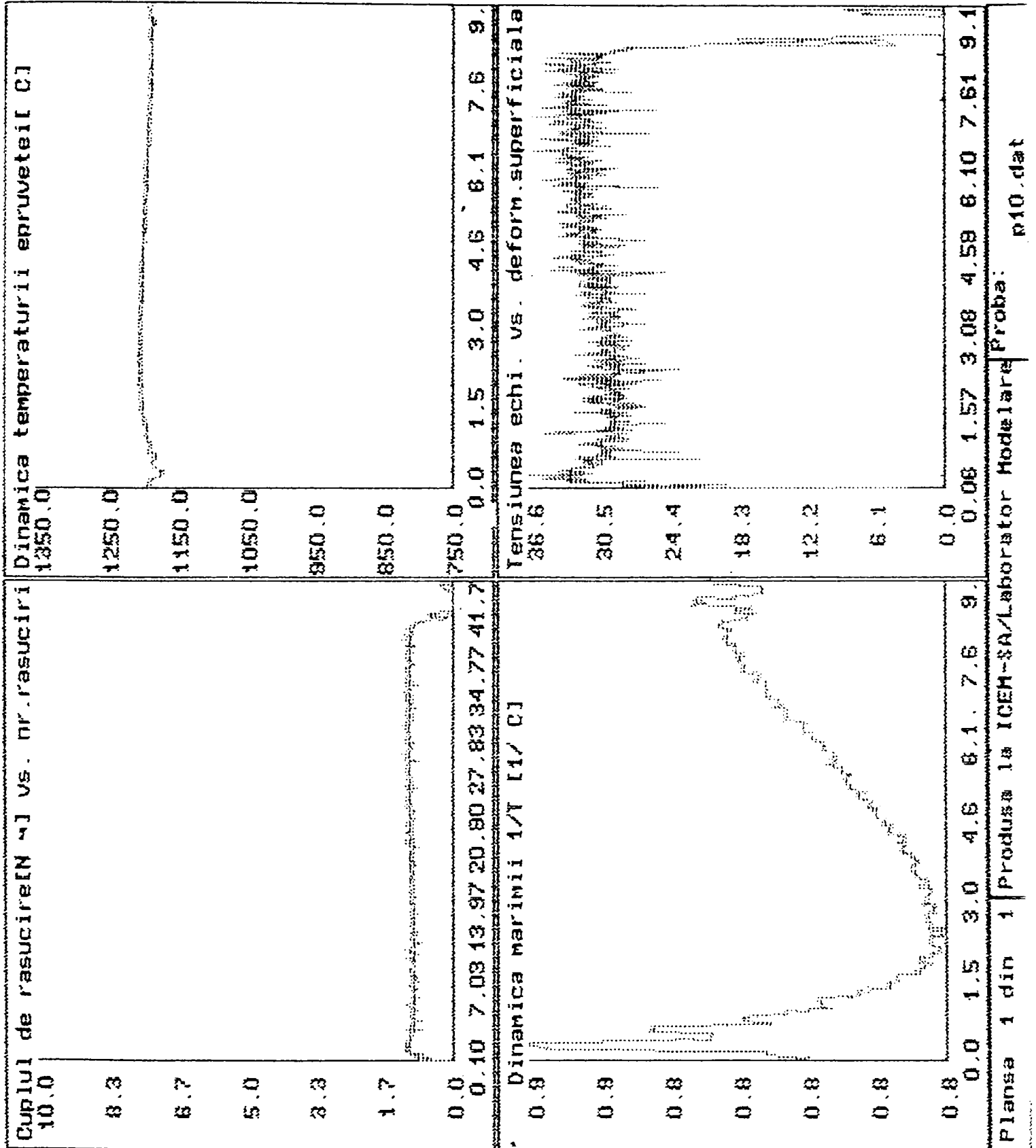


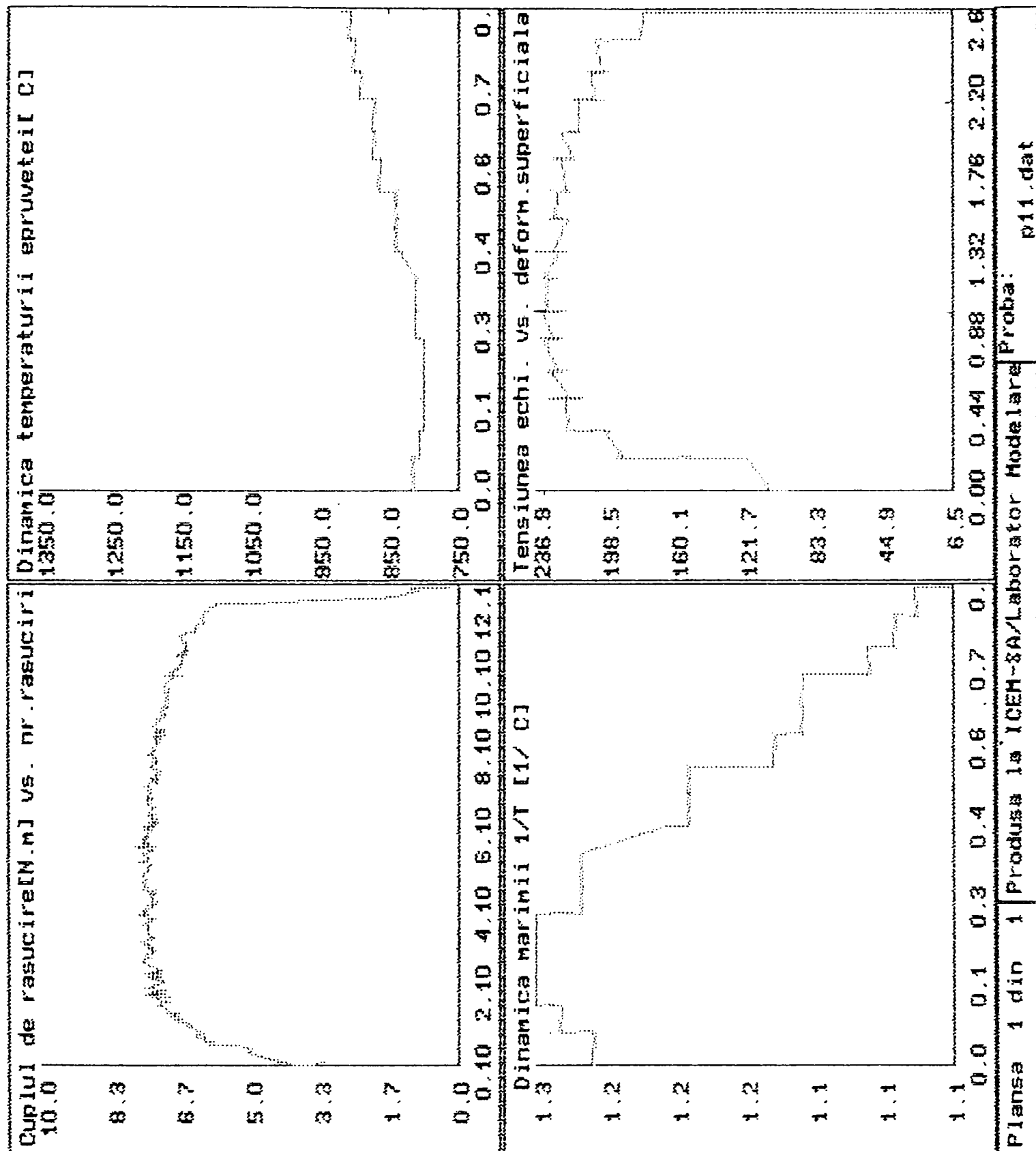
Plansa 1 din 1 Produsa la ICEH-8A/Laborator Modelare Proba: p7.dat

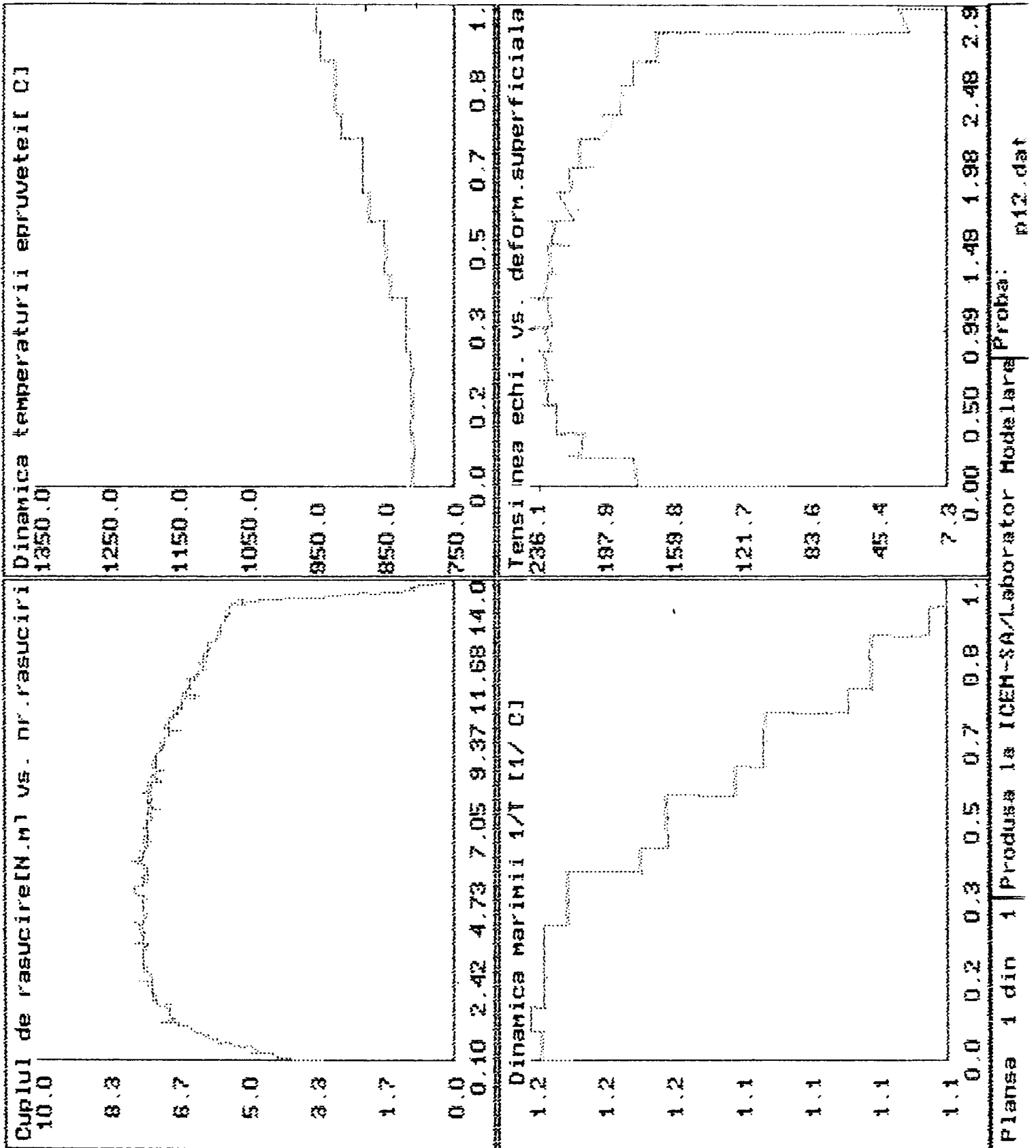


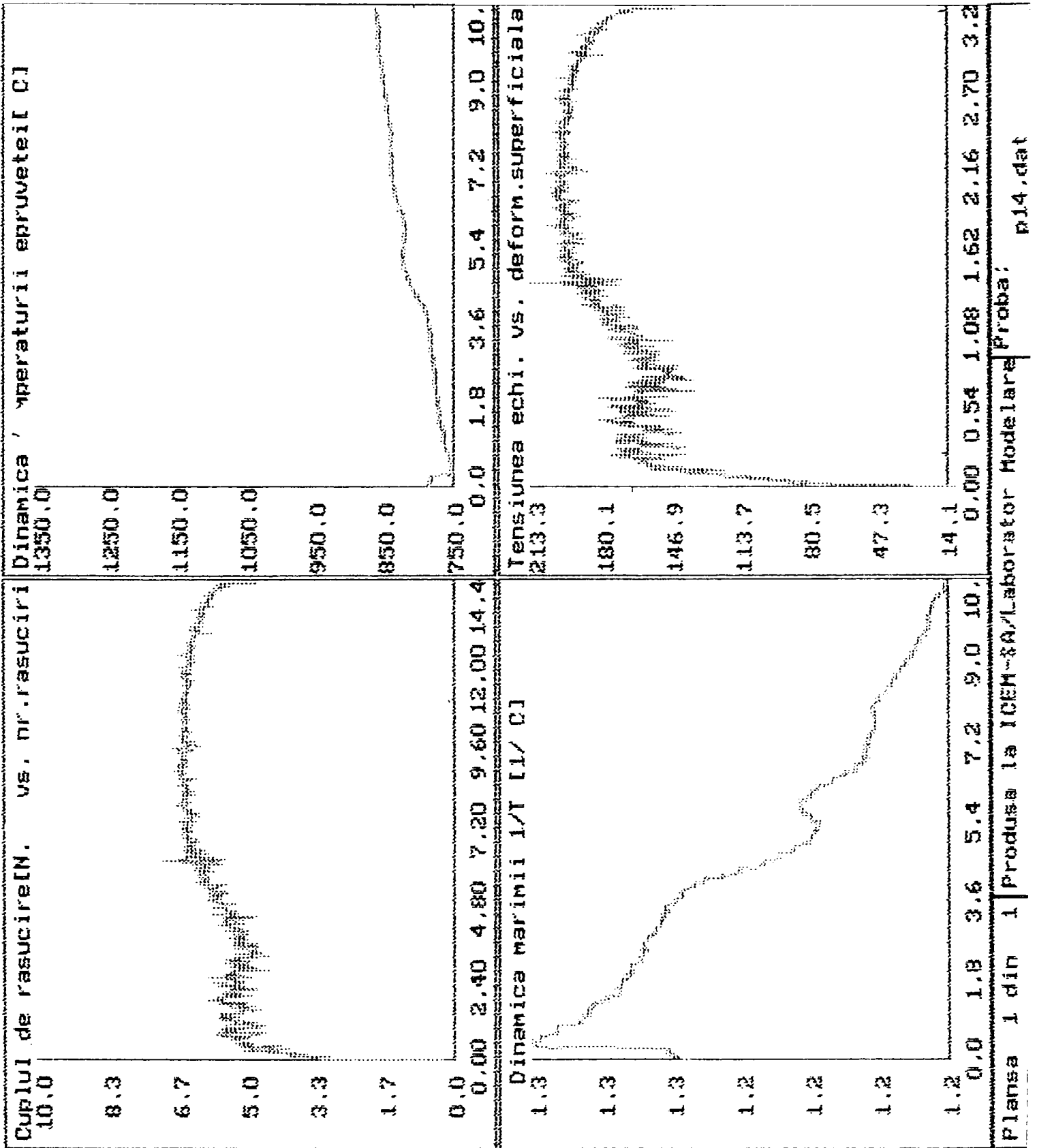


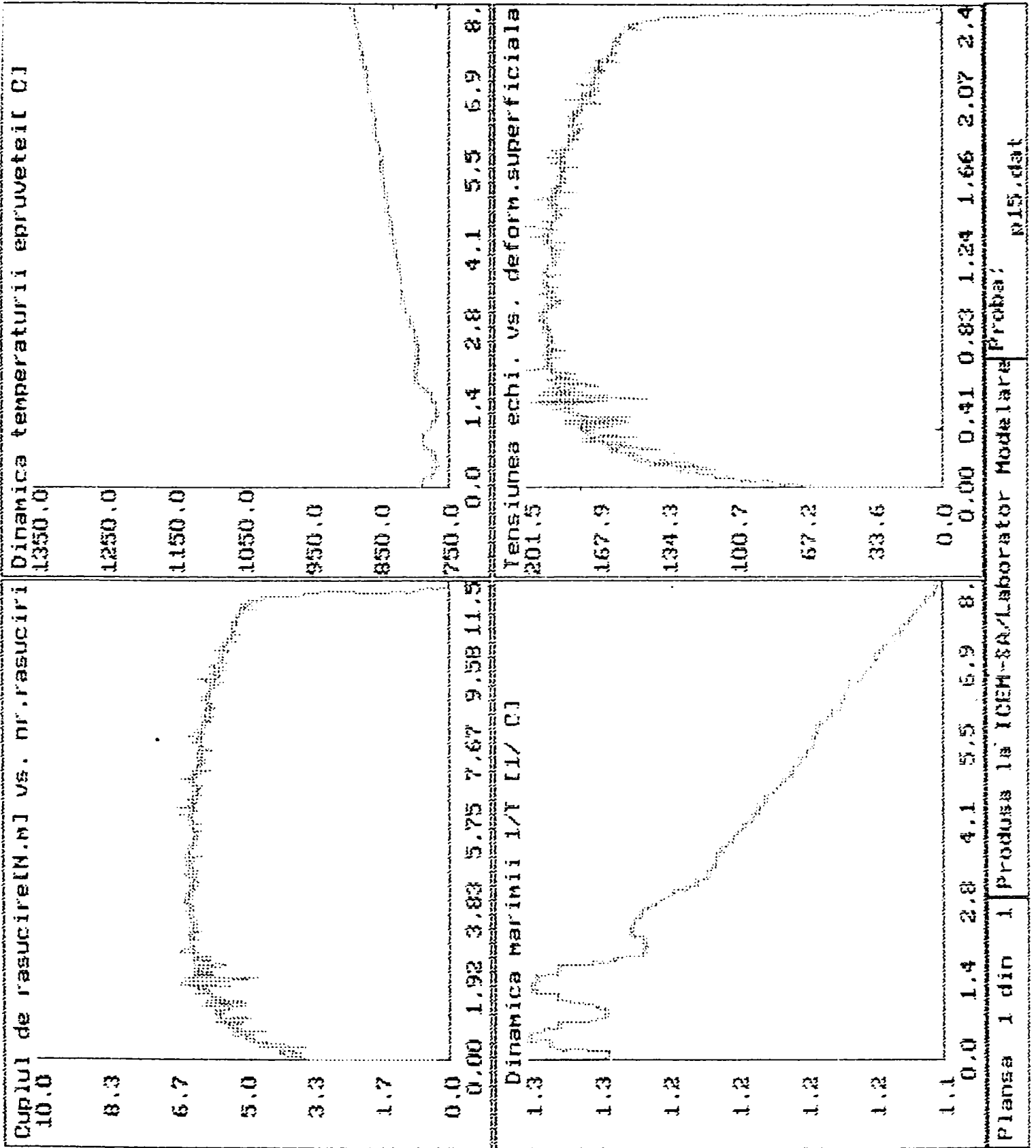
Planșa 1 din 1 Produsa la ICEN-8A/Laborator Modelare Proba: p9.dat

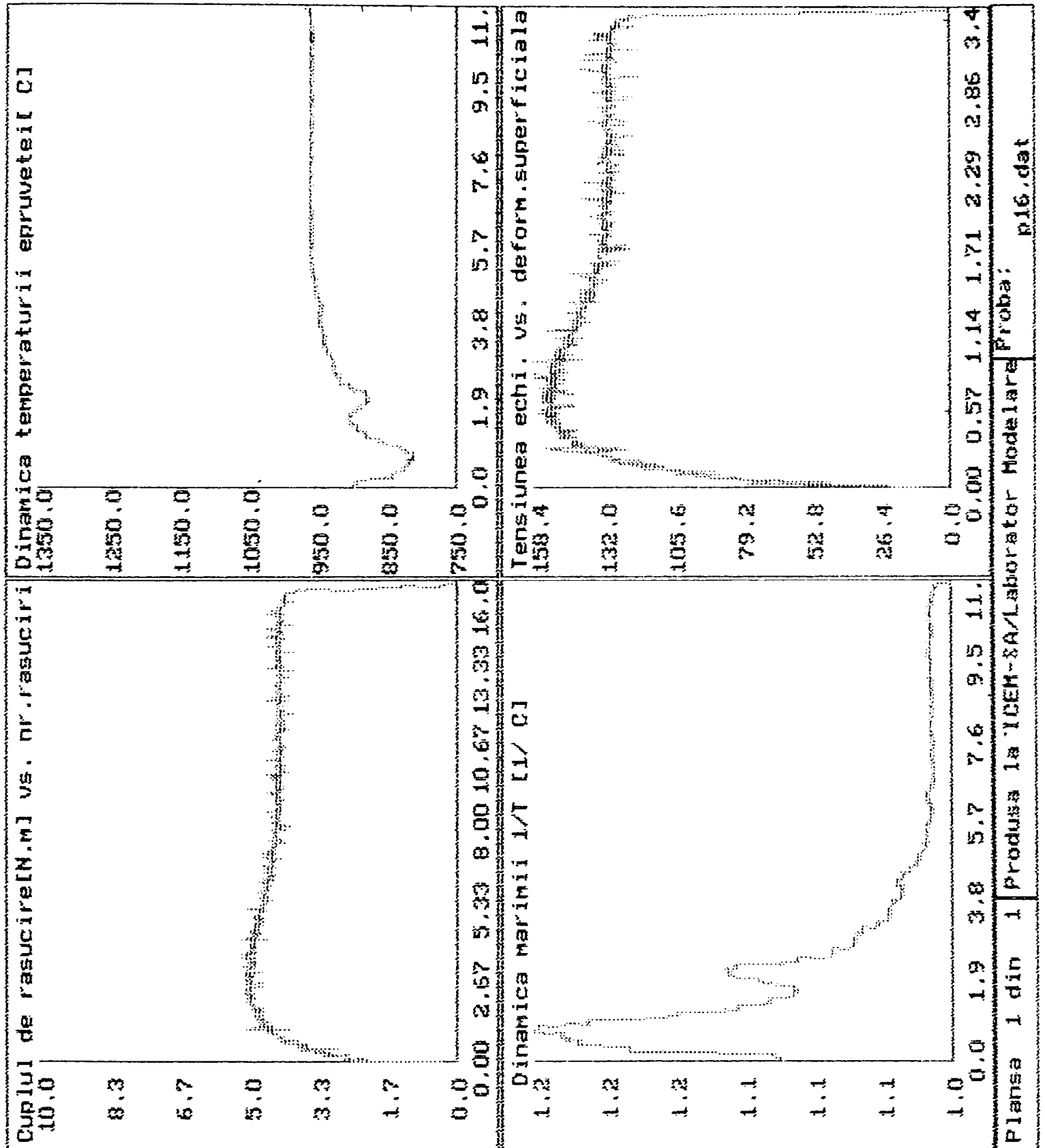


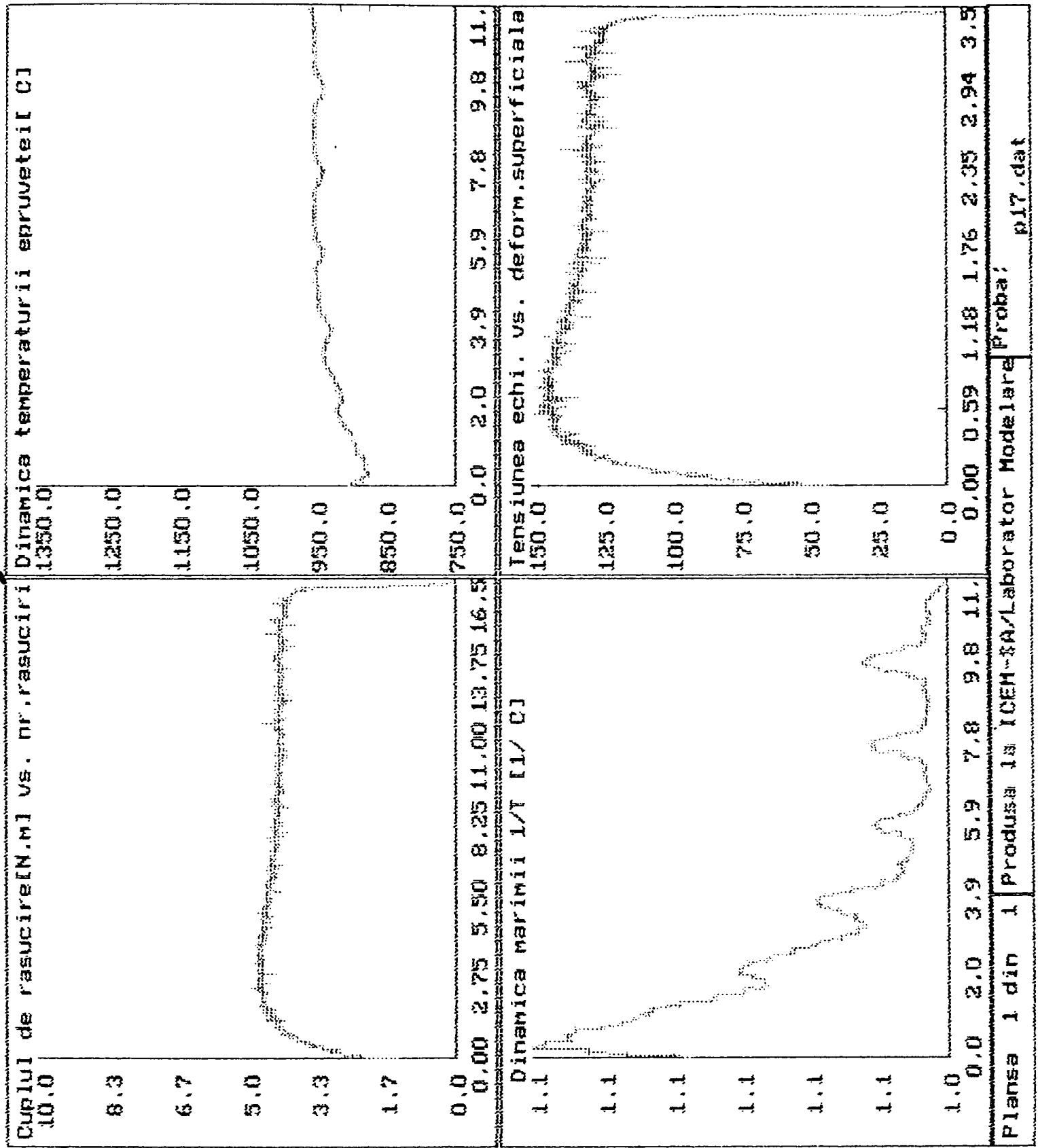








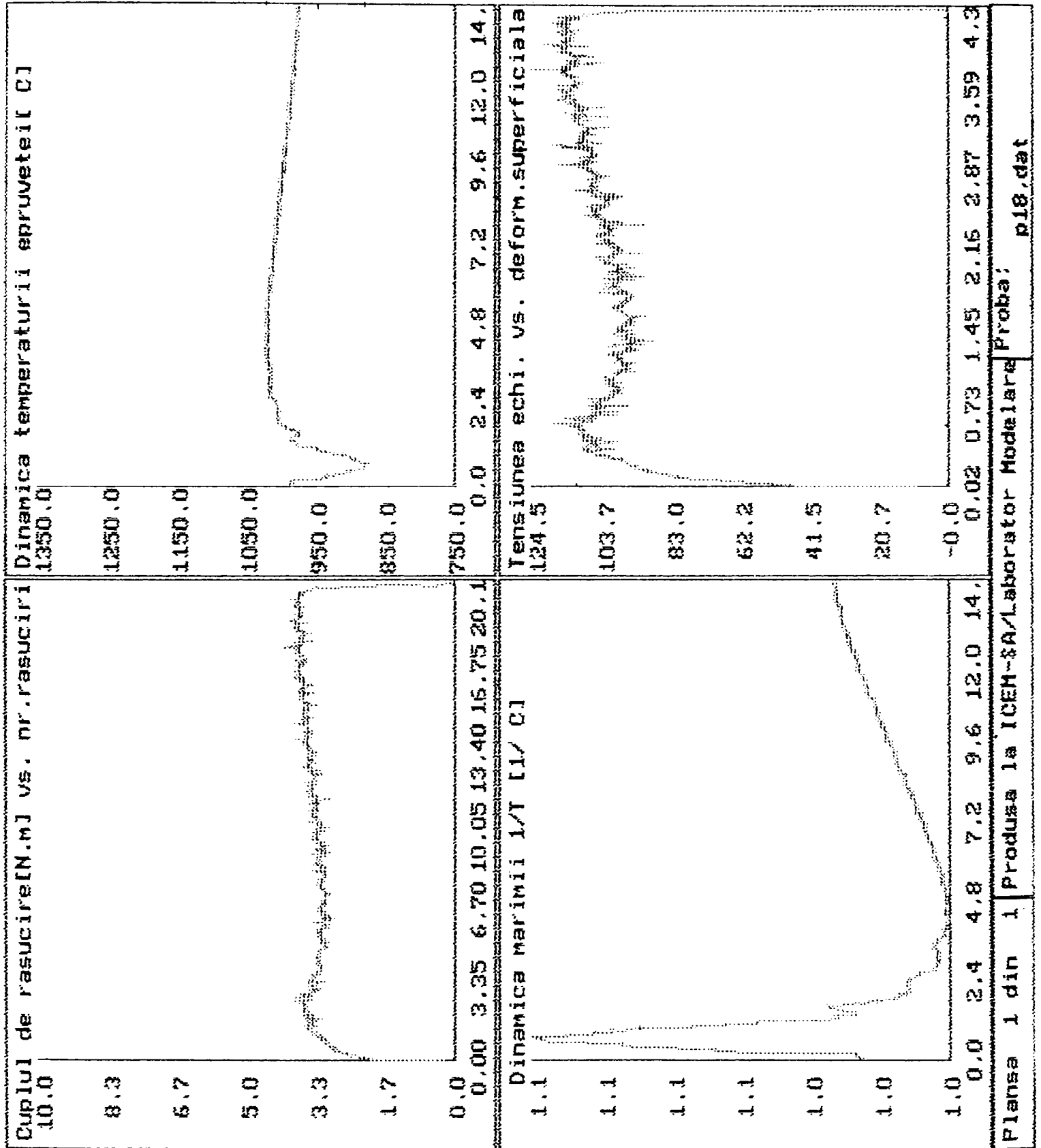


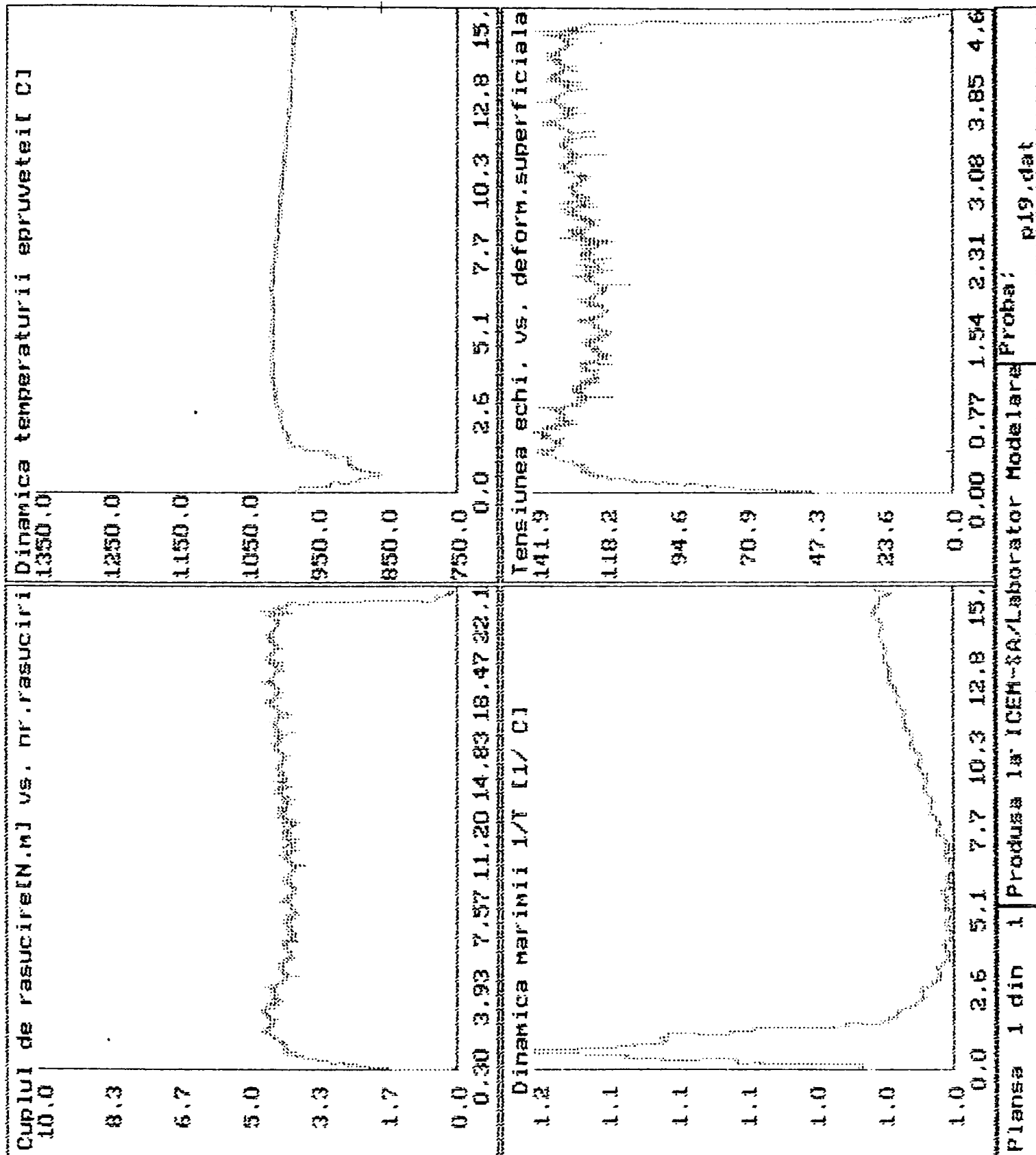


Dinamica temperaturii epruvetei [C]

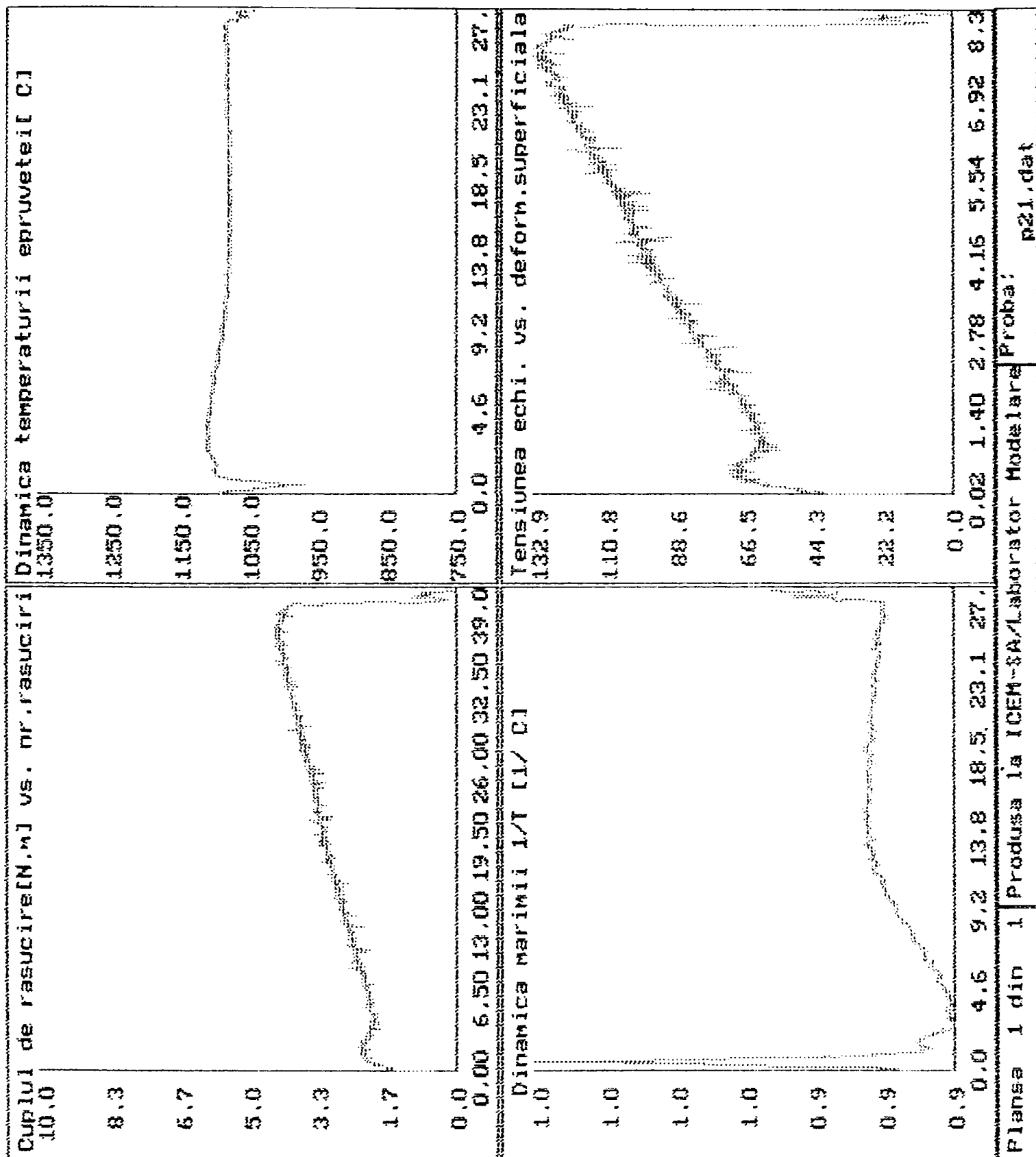
Tensiunea echi. vs. deform.superficiala

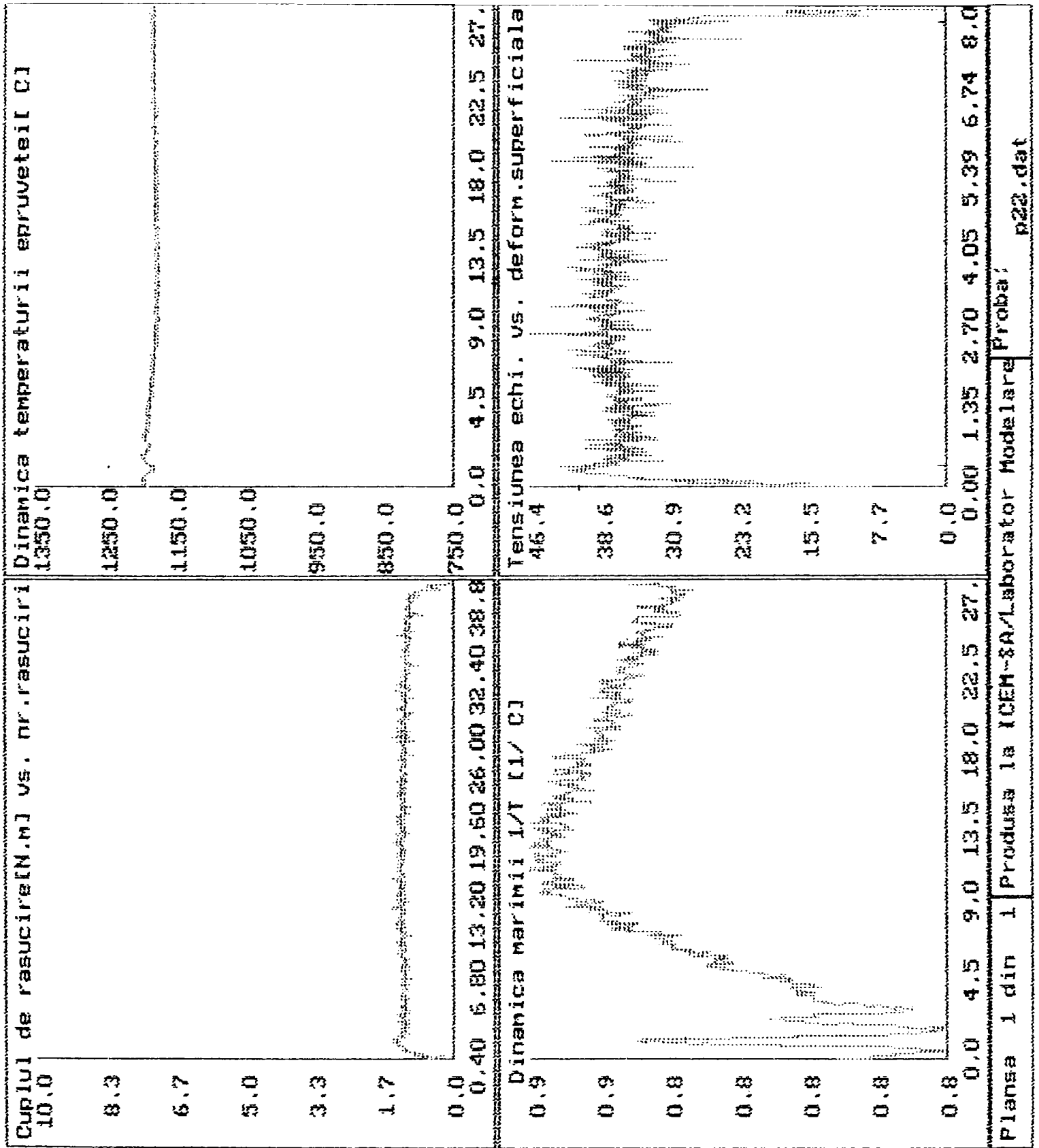
Plansa 1 din 1 Produsa la ICEH-3A/Laborator Modelare Proba: p17.dat

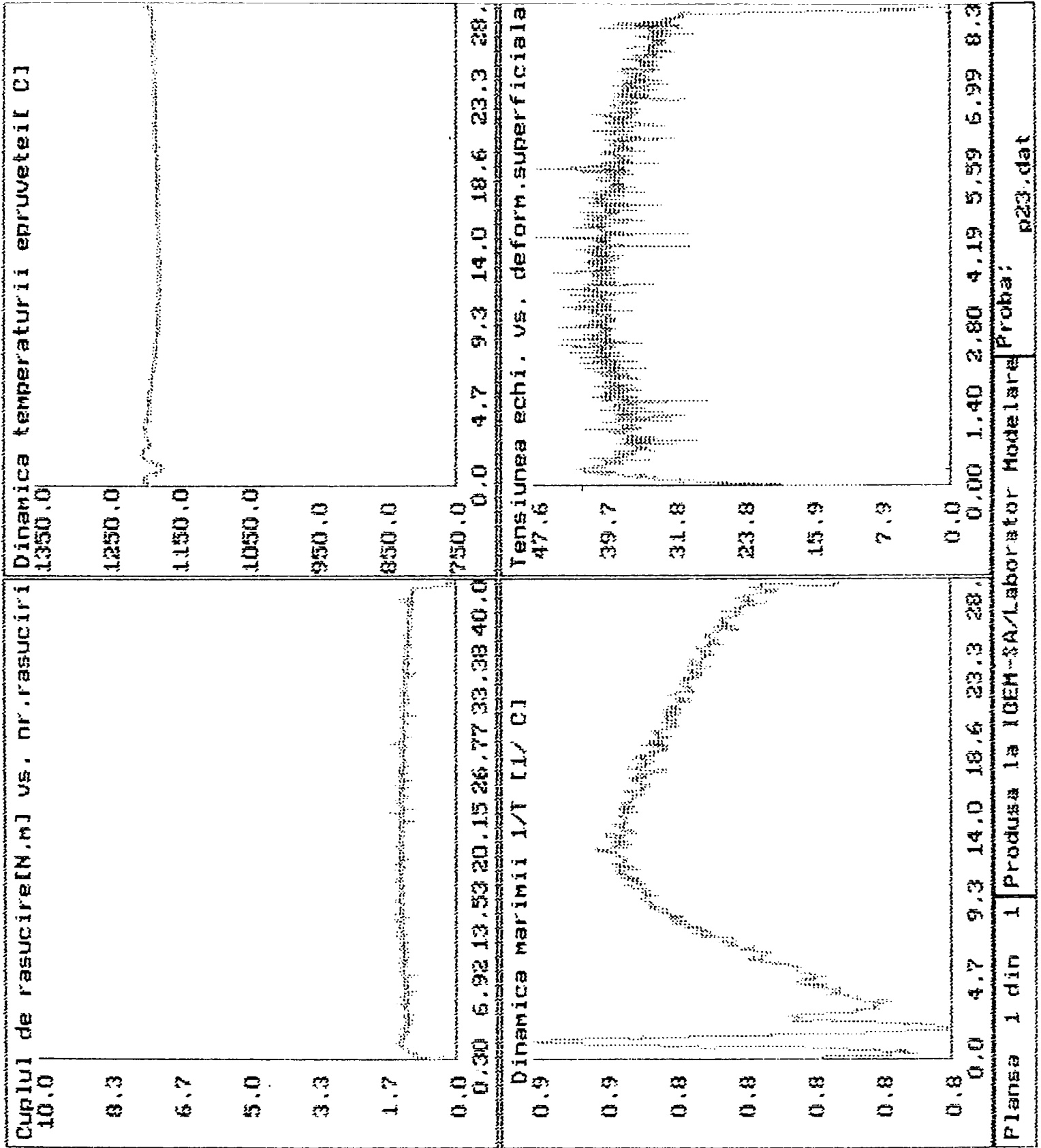


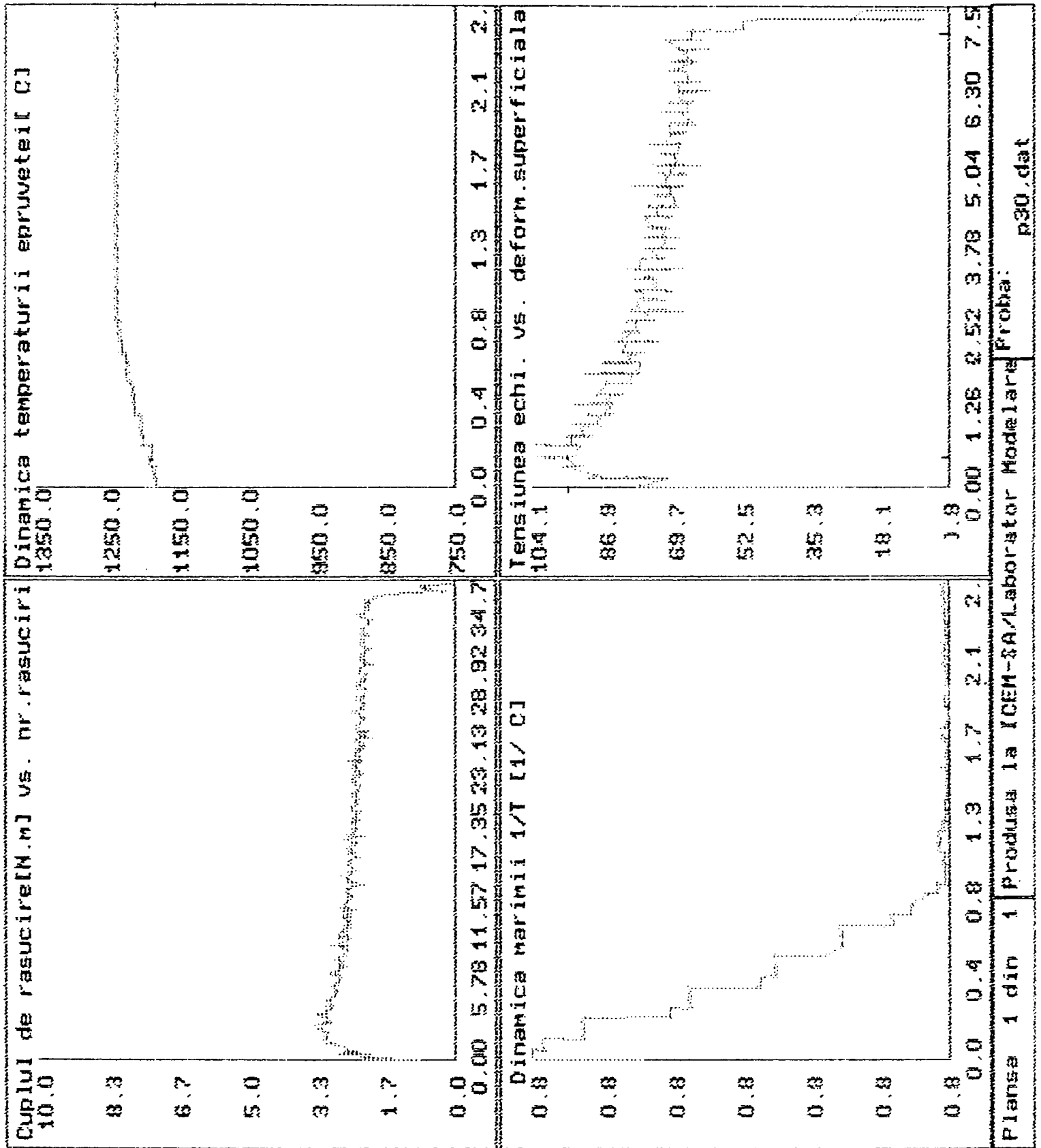


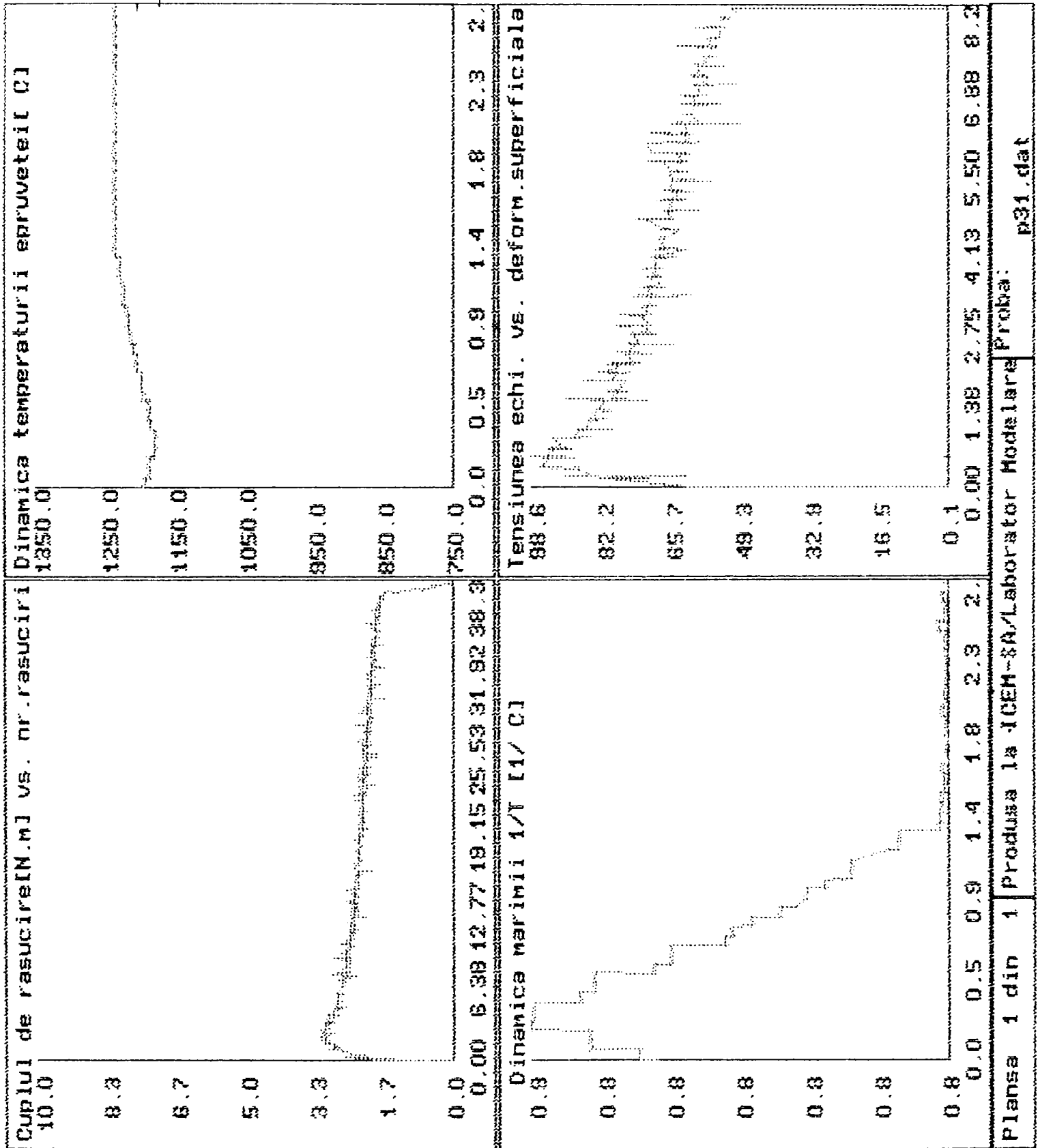
Plansa 1 din 1 Produsa la ICEM-8A/Laborator Modelarea Proba: p19.dat

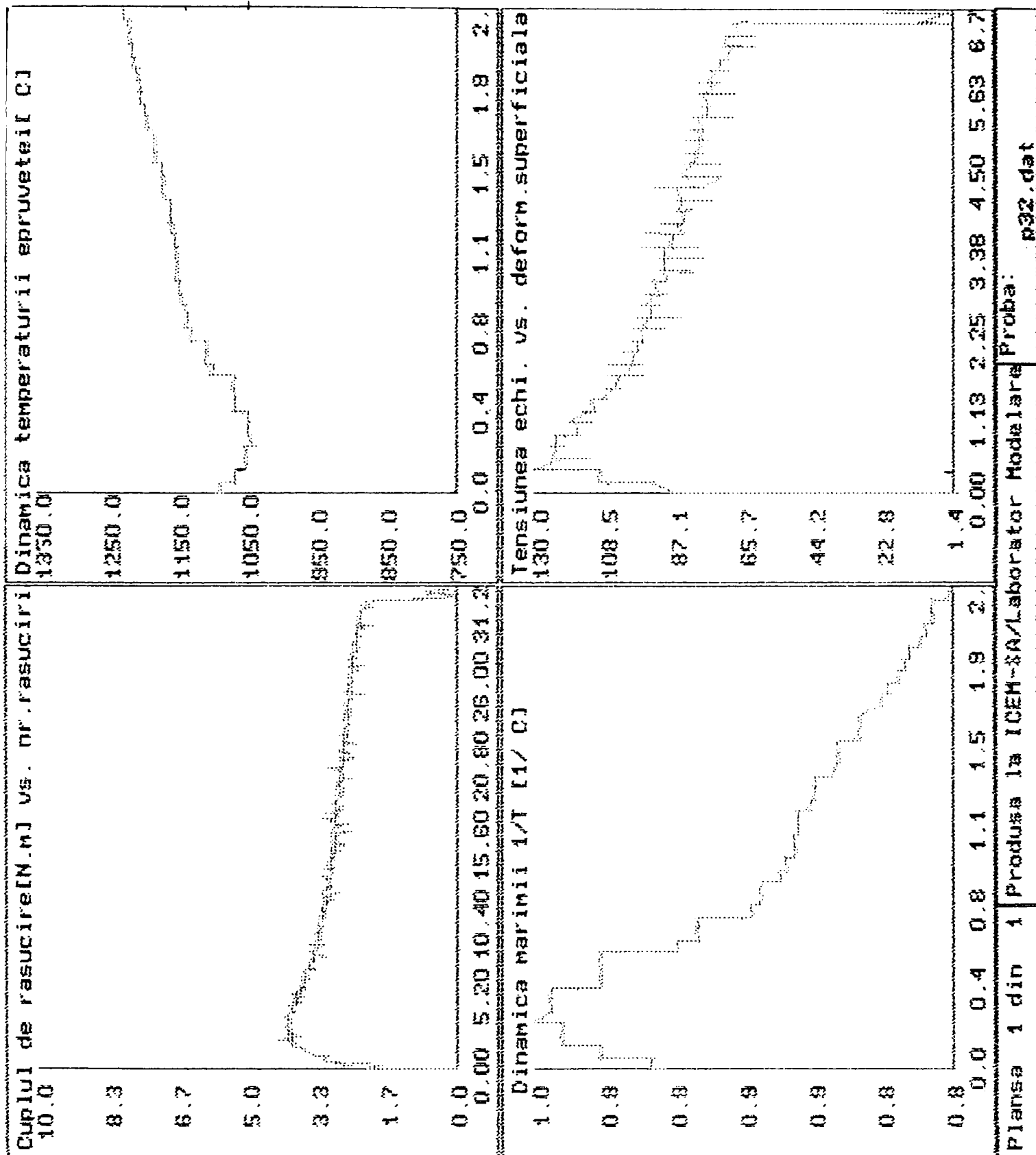












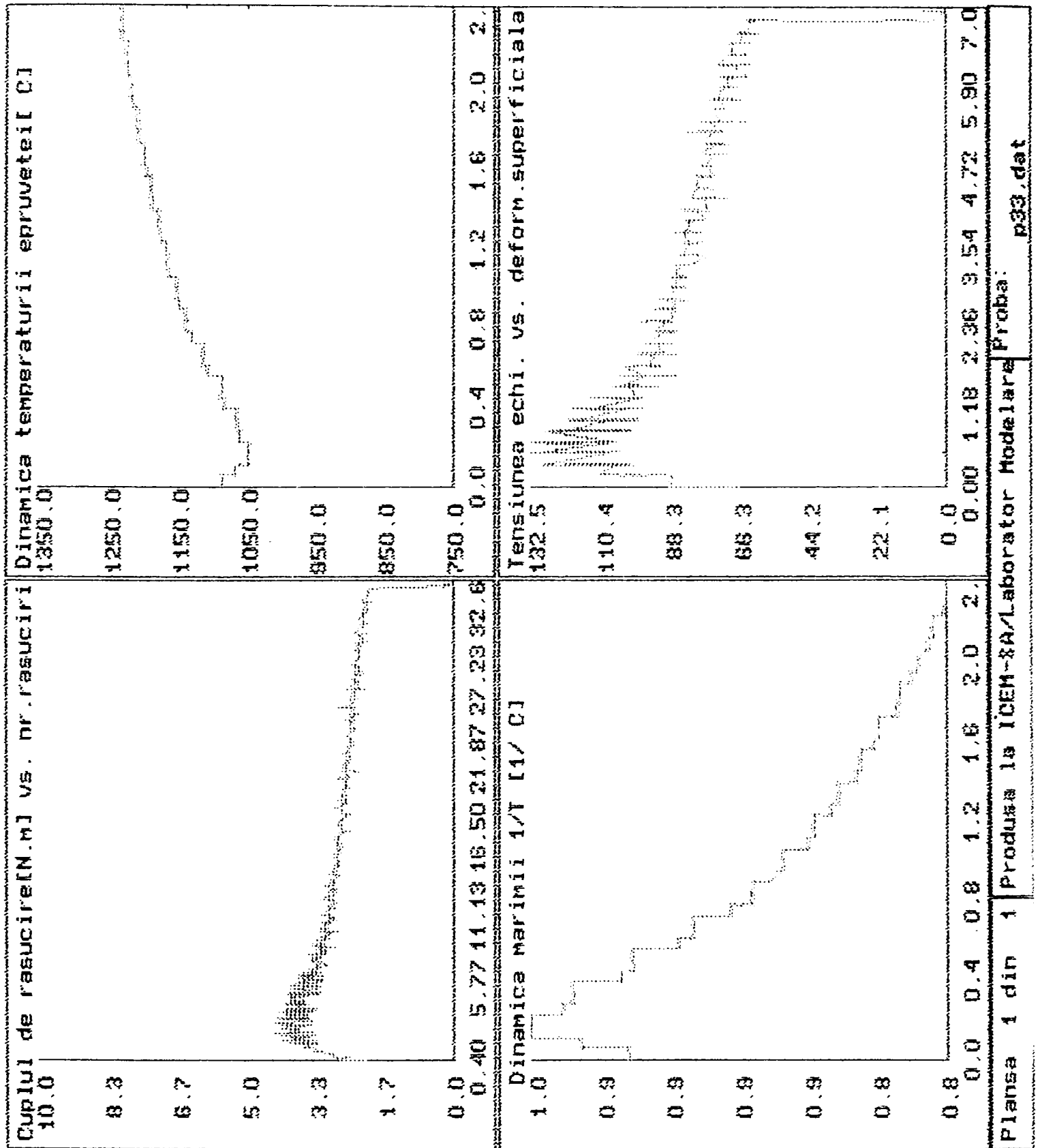
Cuplul de rasucire [N.m] vs. nr. rasuciri

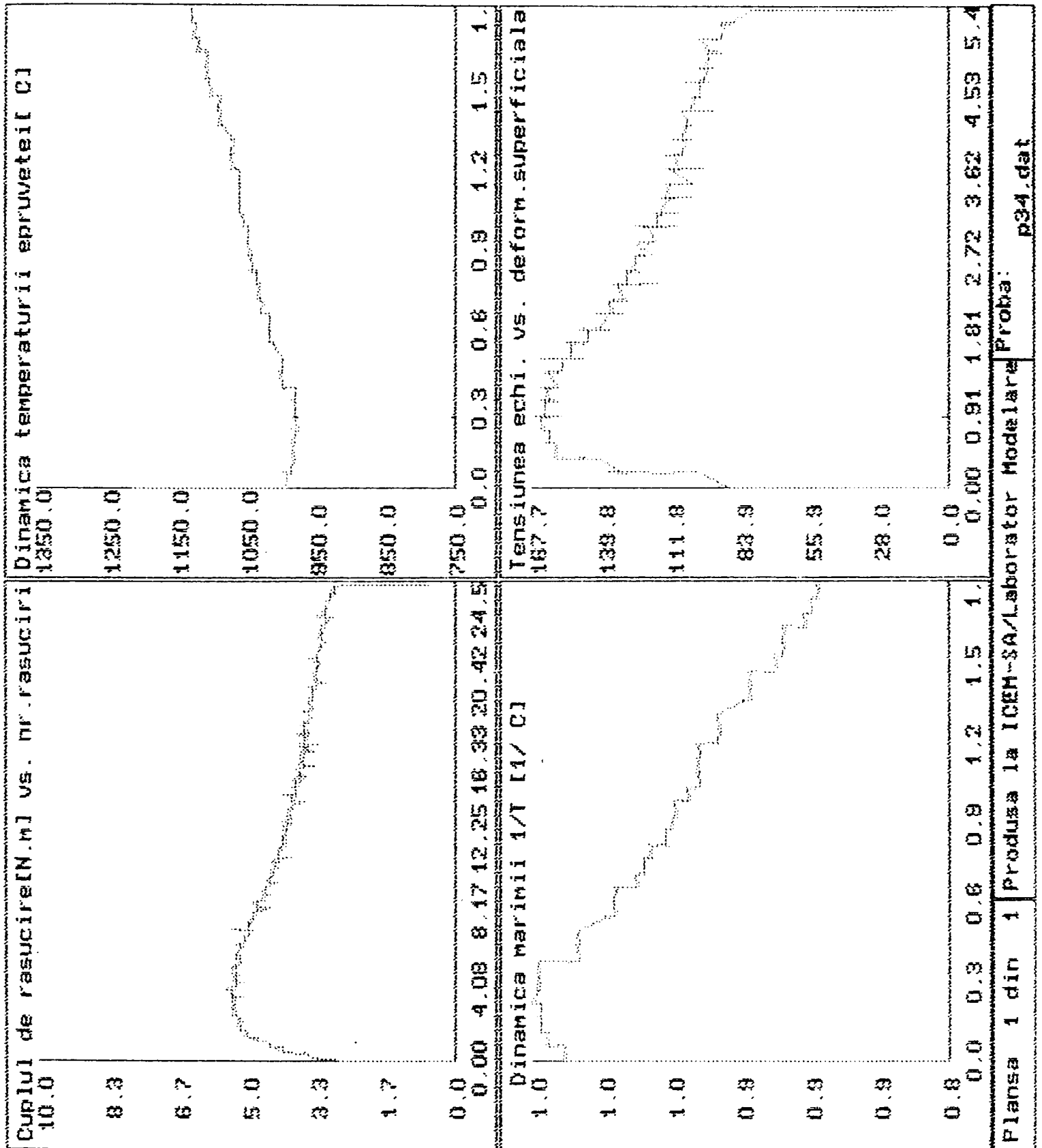
Dinamica temperaturii epruvetei [C]

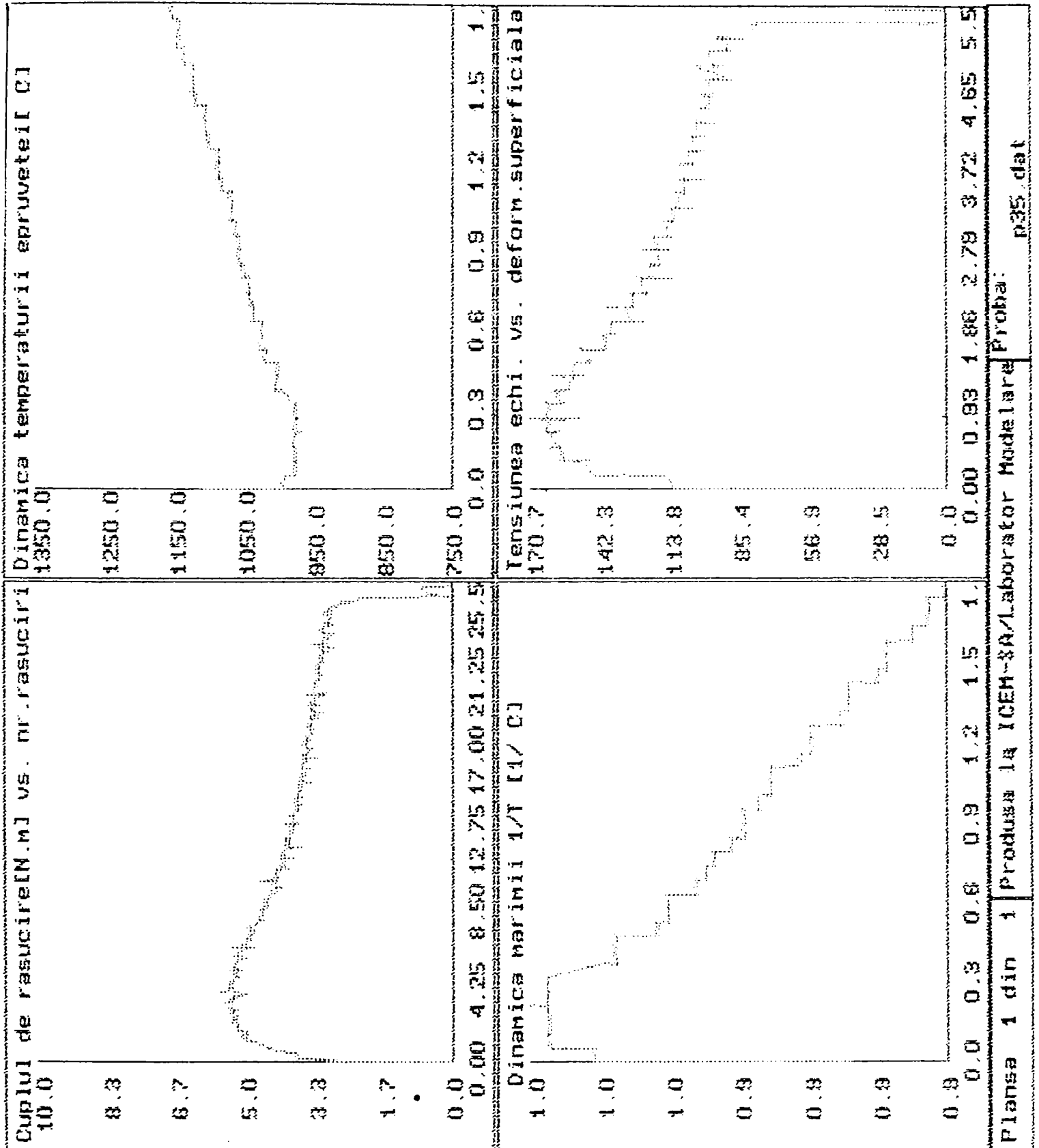
Dinamica marimii 1/T [1/C]

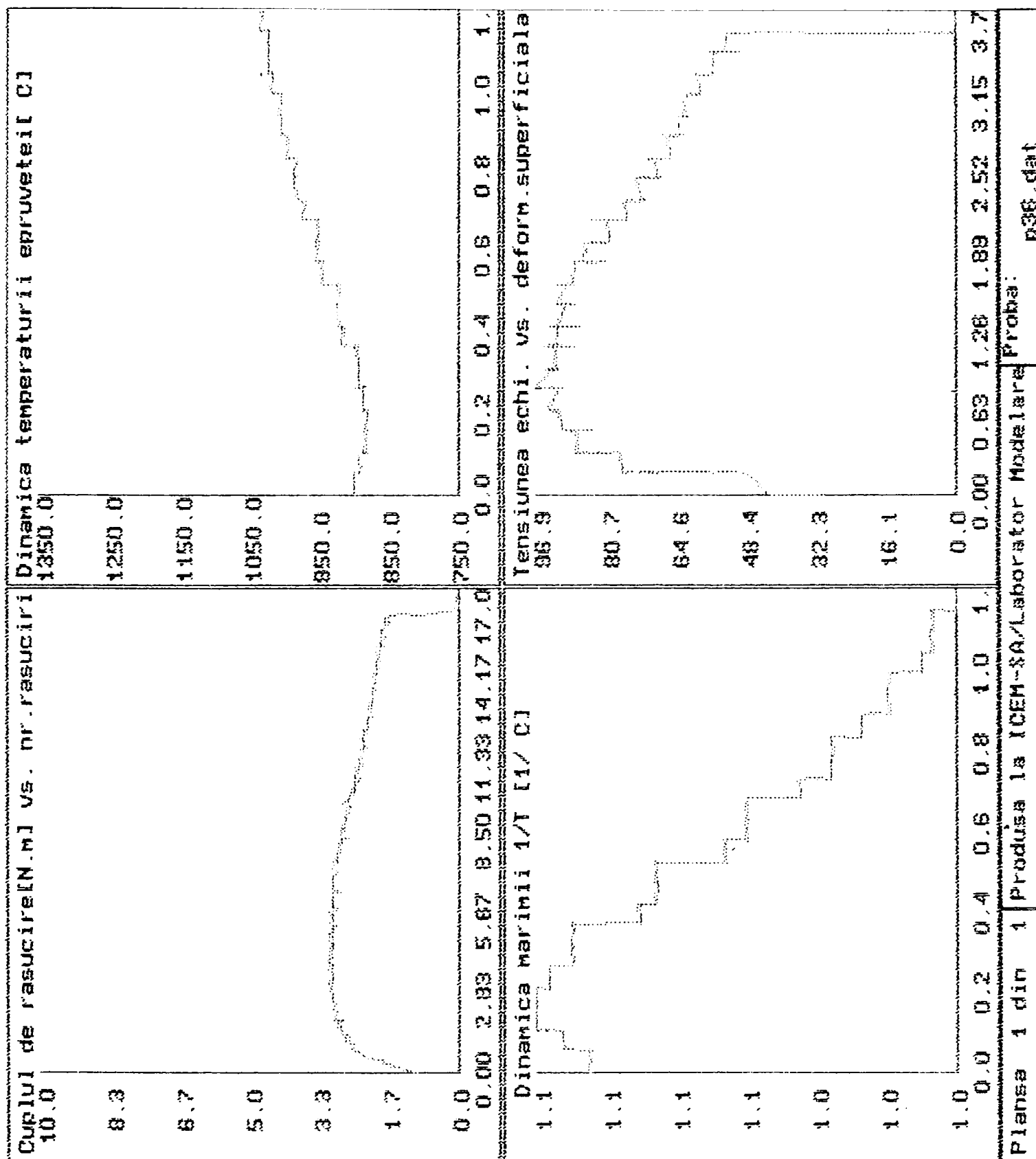
Tensiunea echi. vs. deform. superficiala

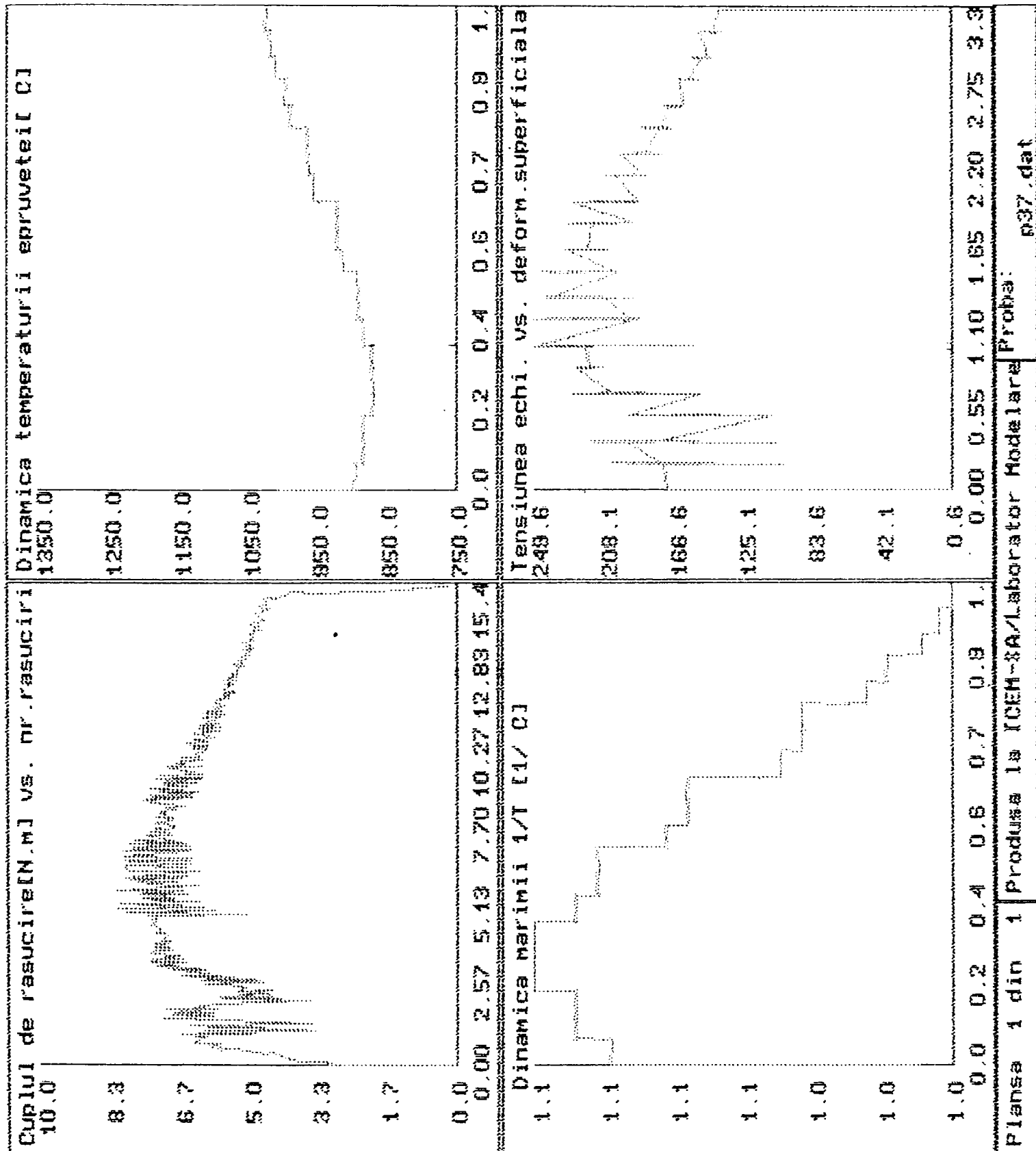
Plansa 1 din 1 Produsa la ICEN-BA/Laborator Modelare Proba: p32.dat

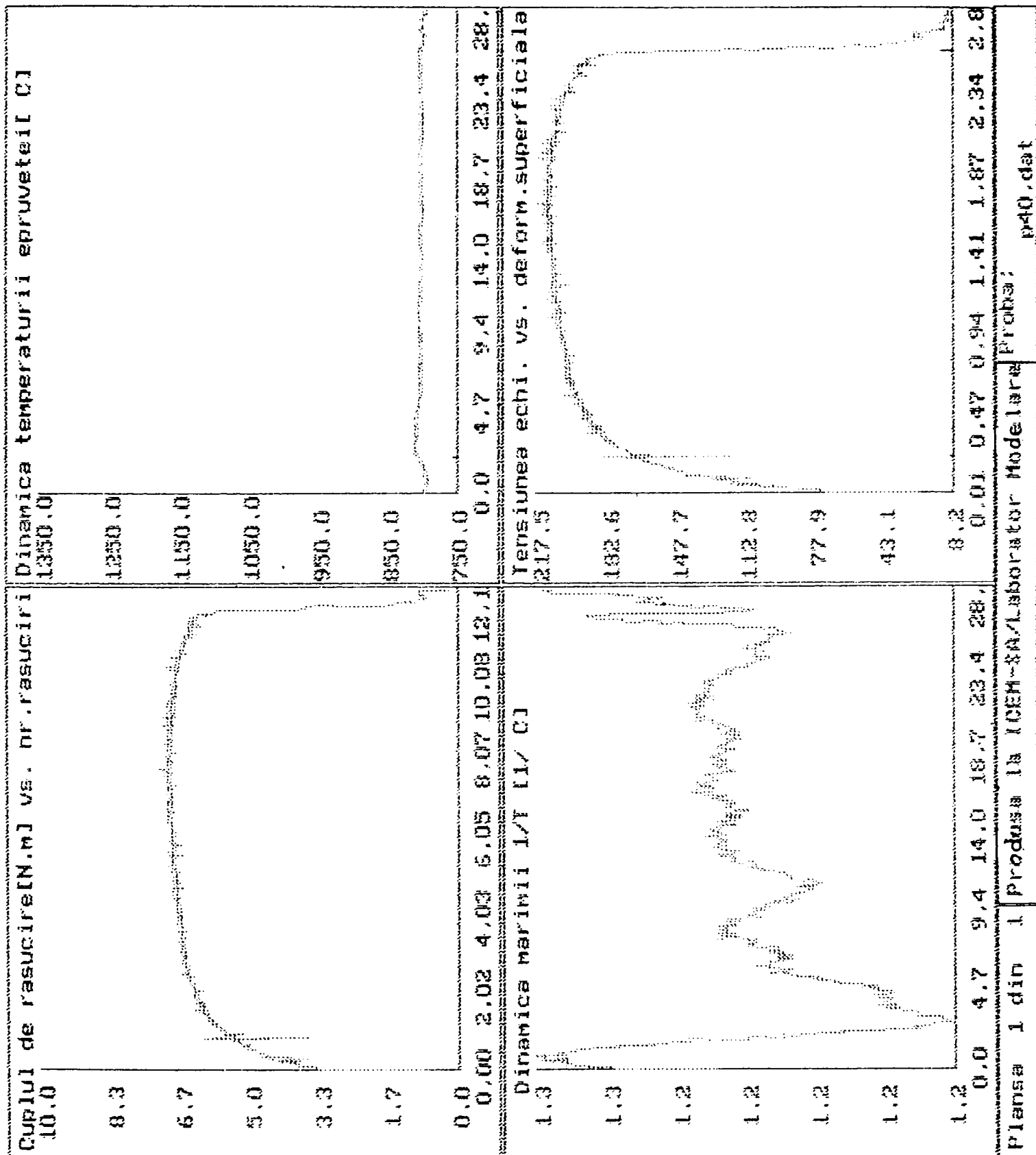


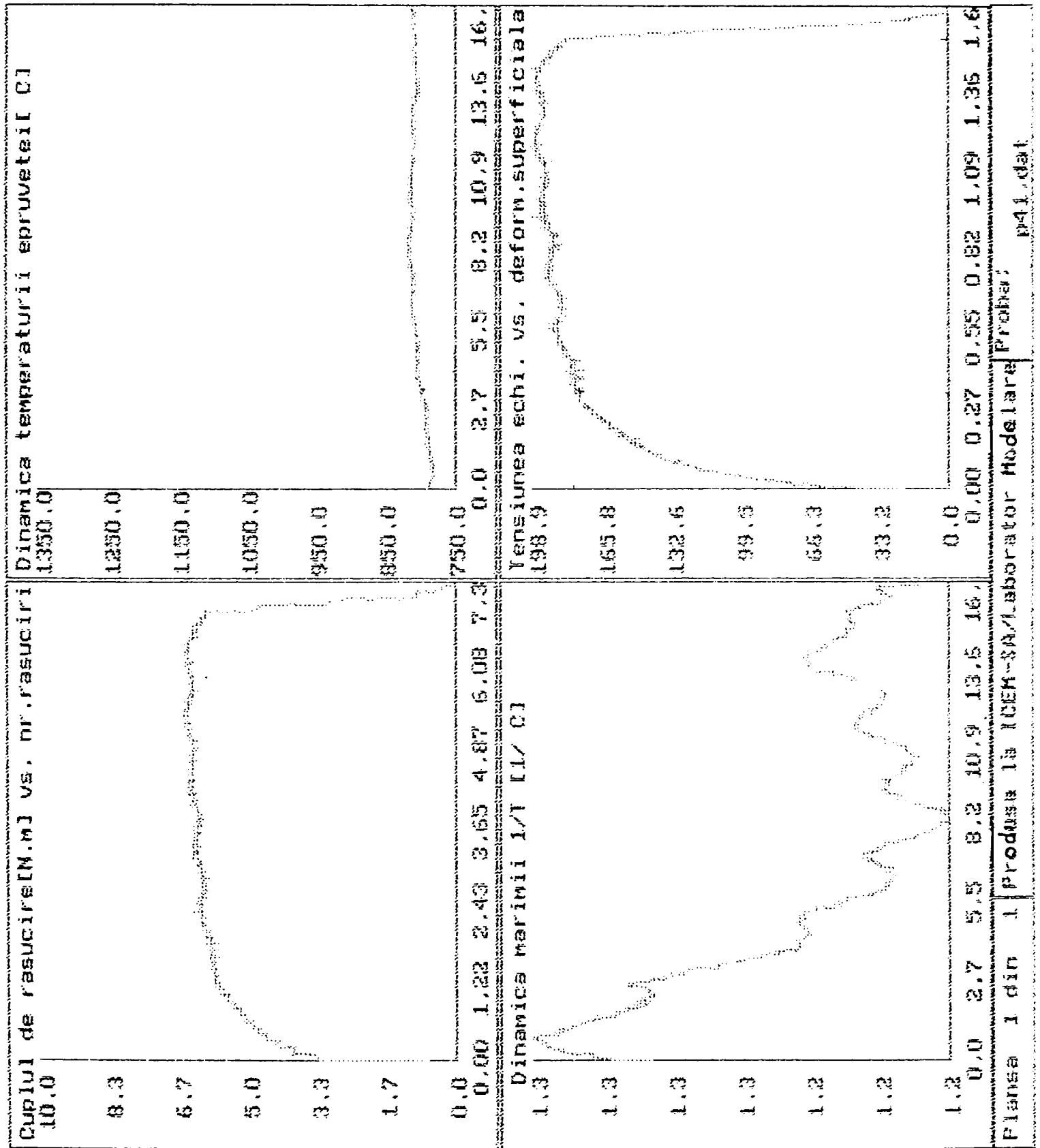


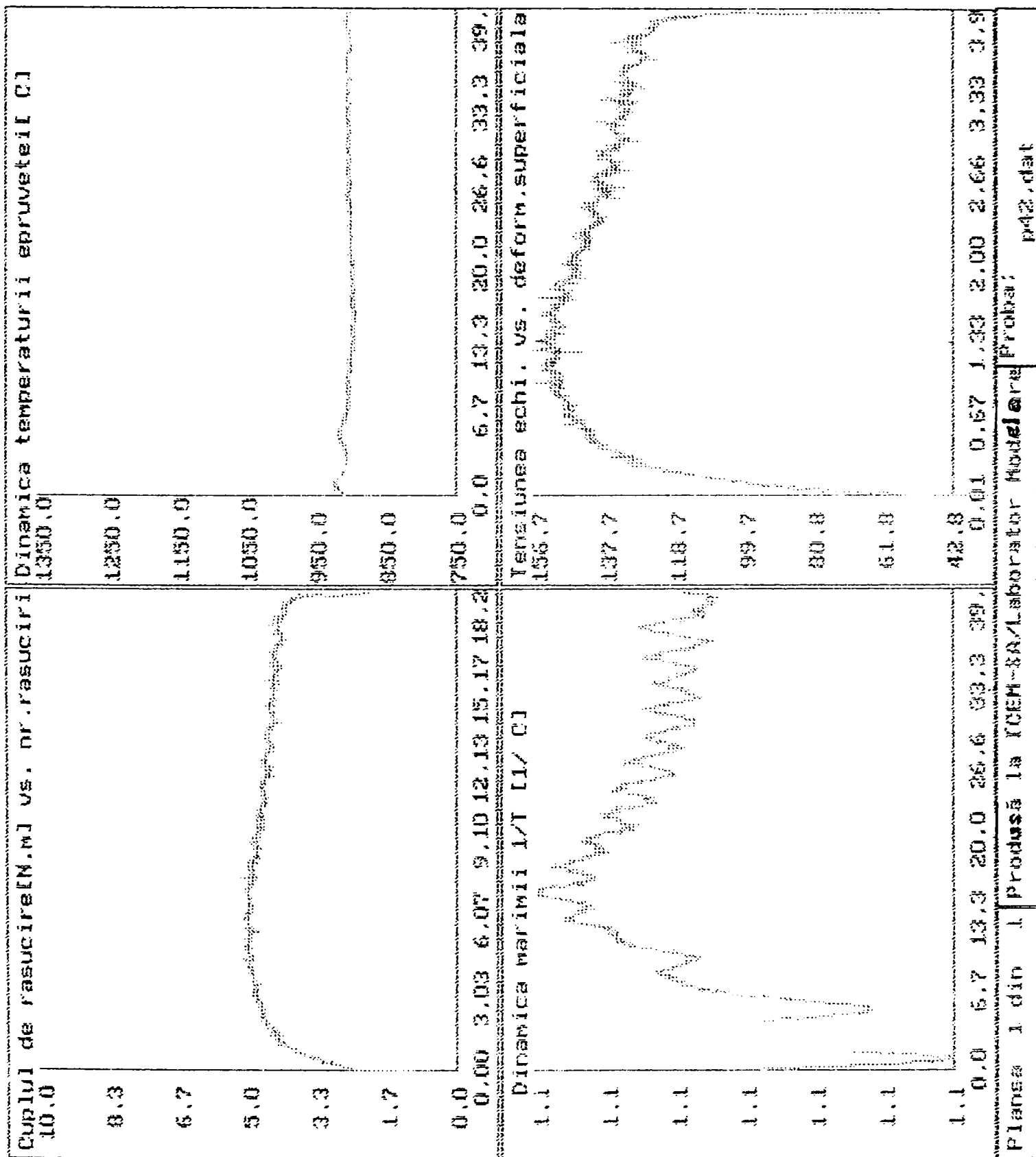






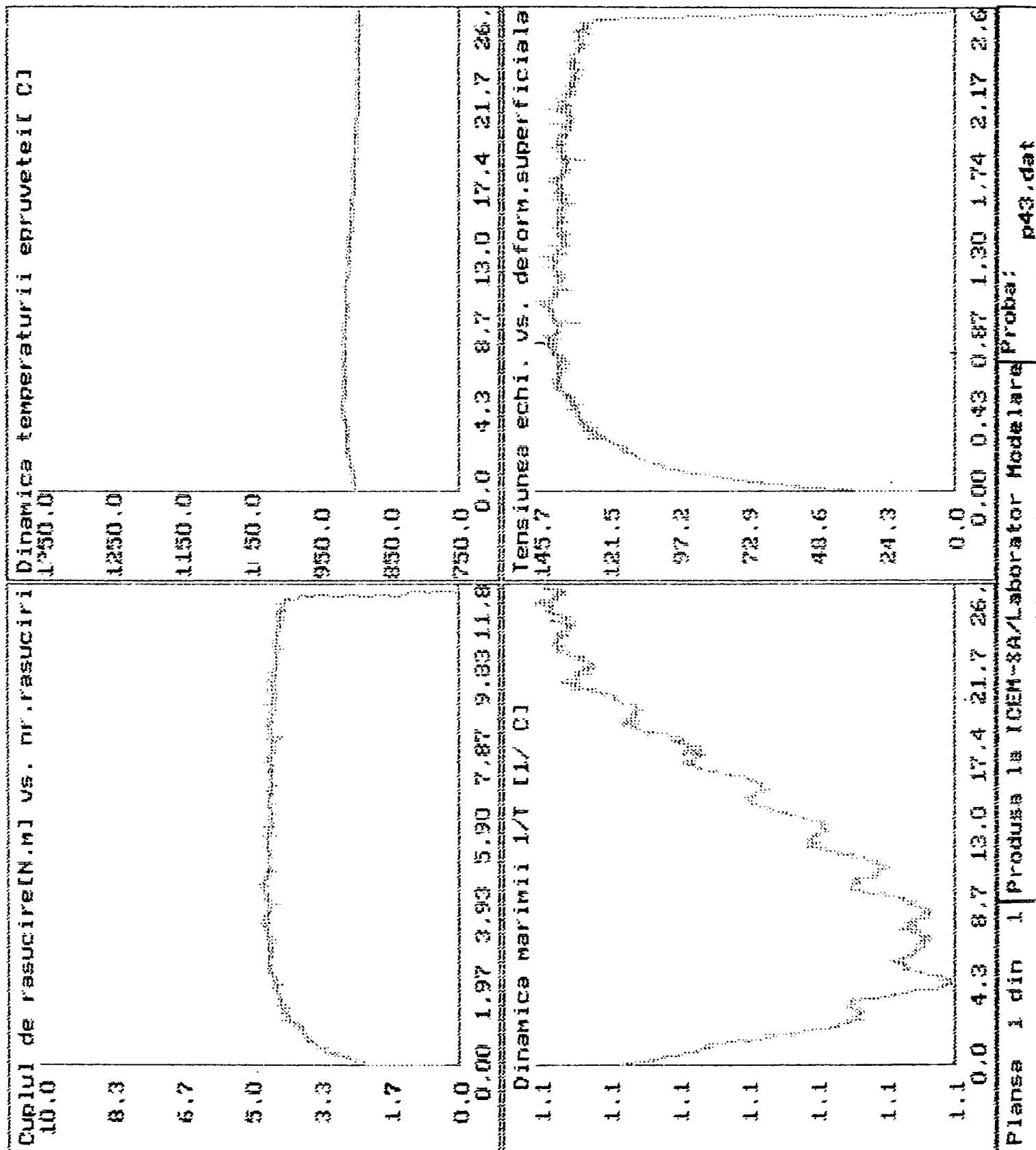


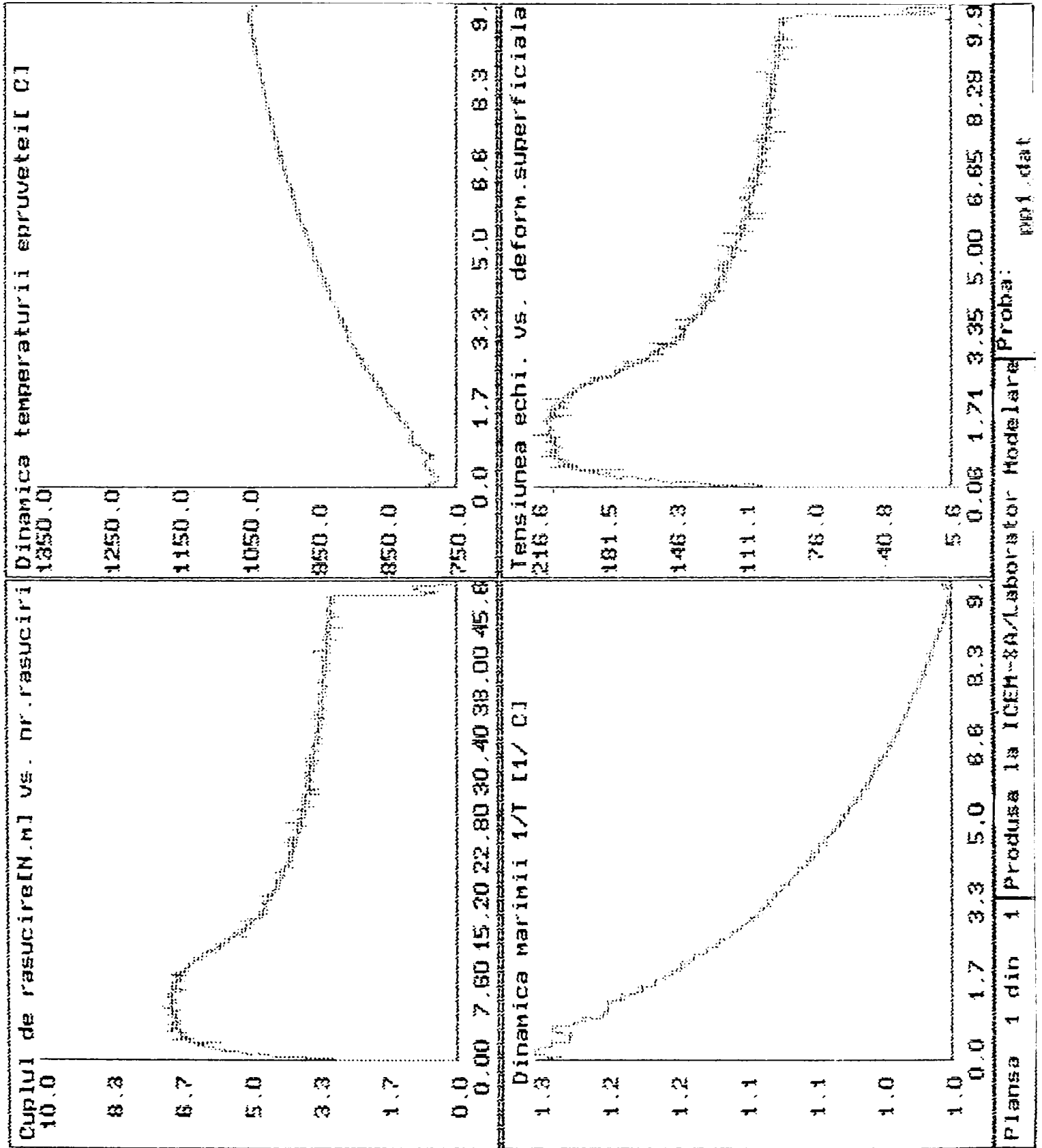


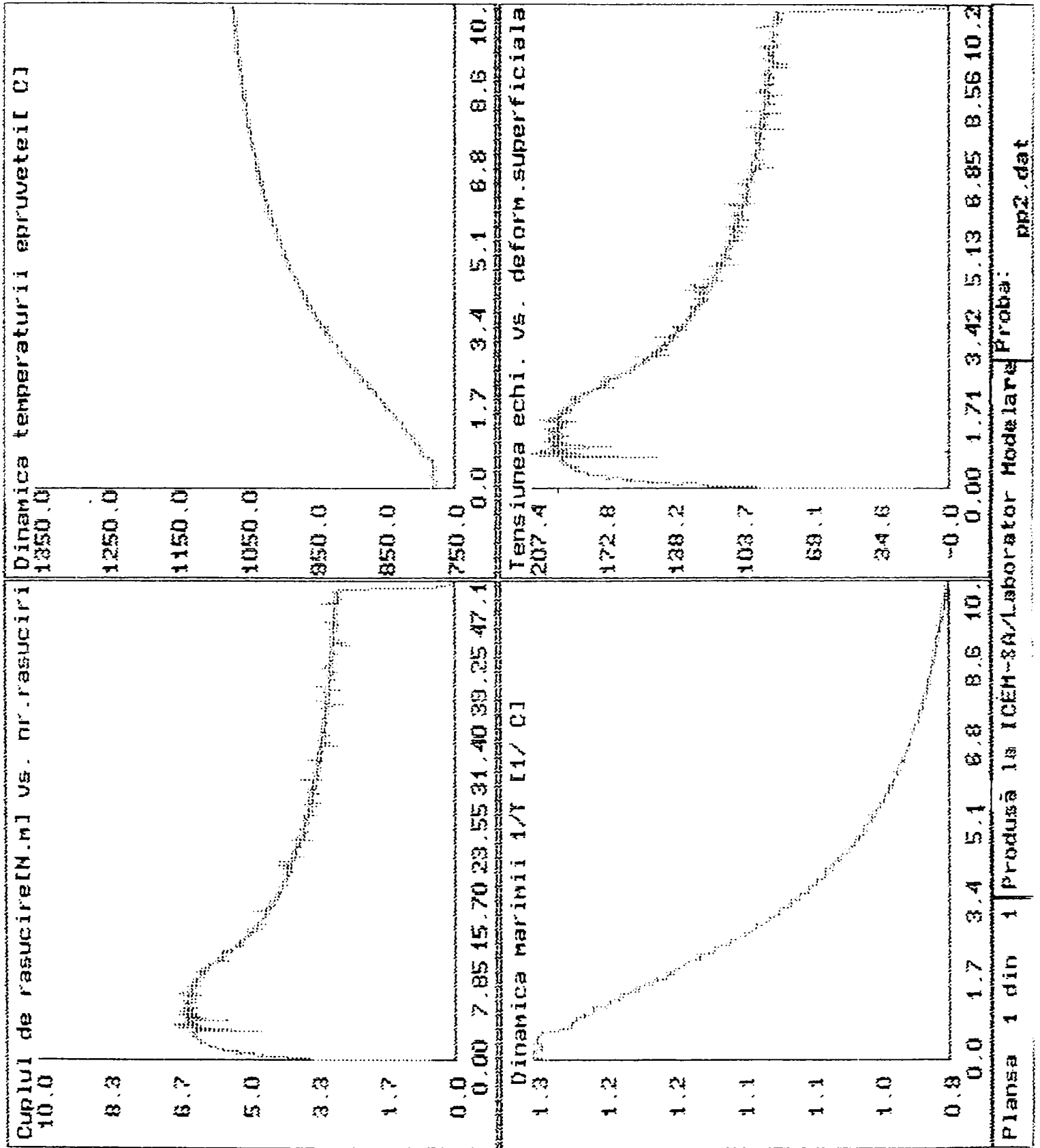


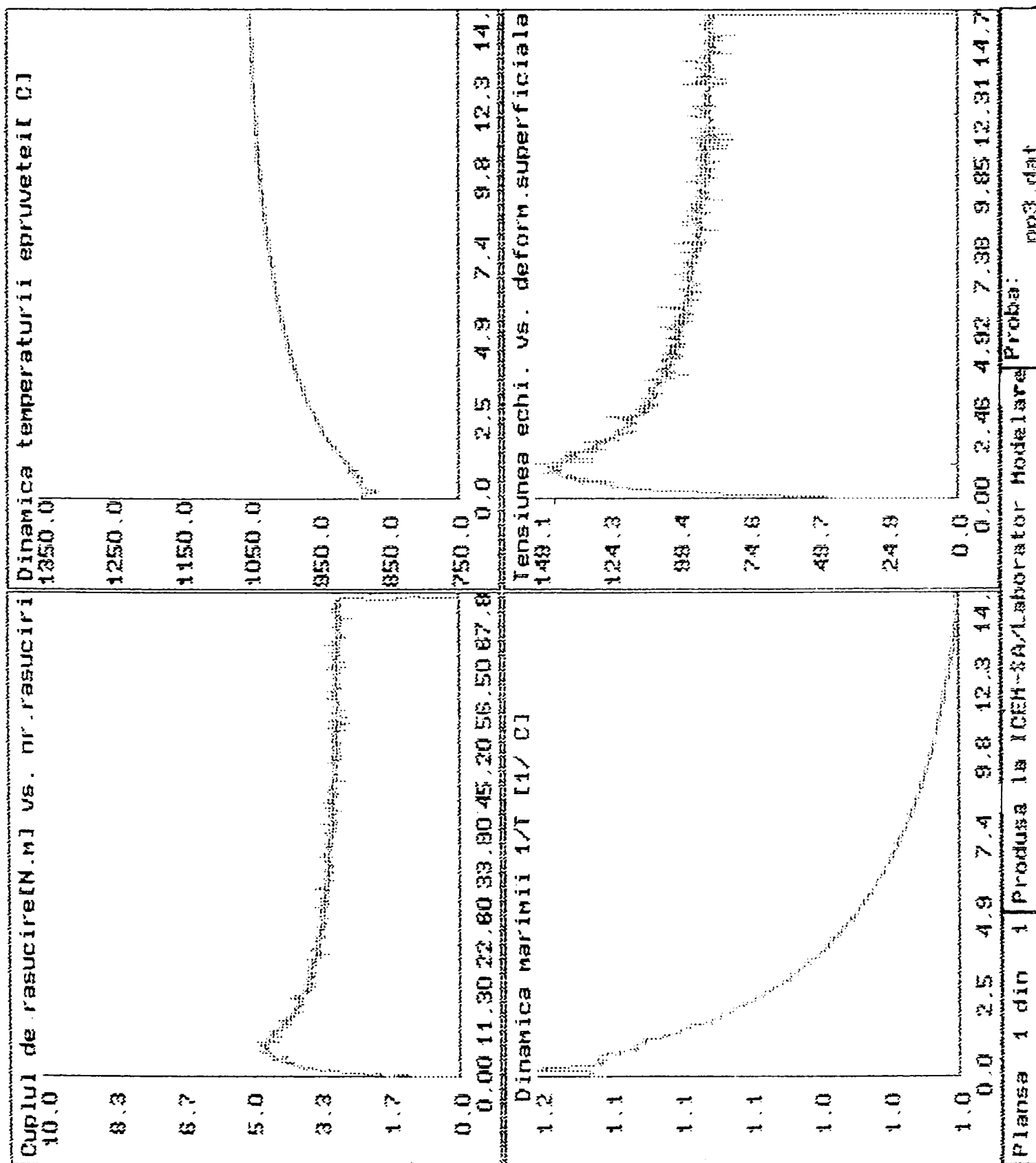
Planşa 1 din 1. Produsă la ICEM-BA/Laborator Modelare Probat

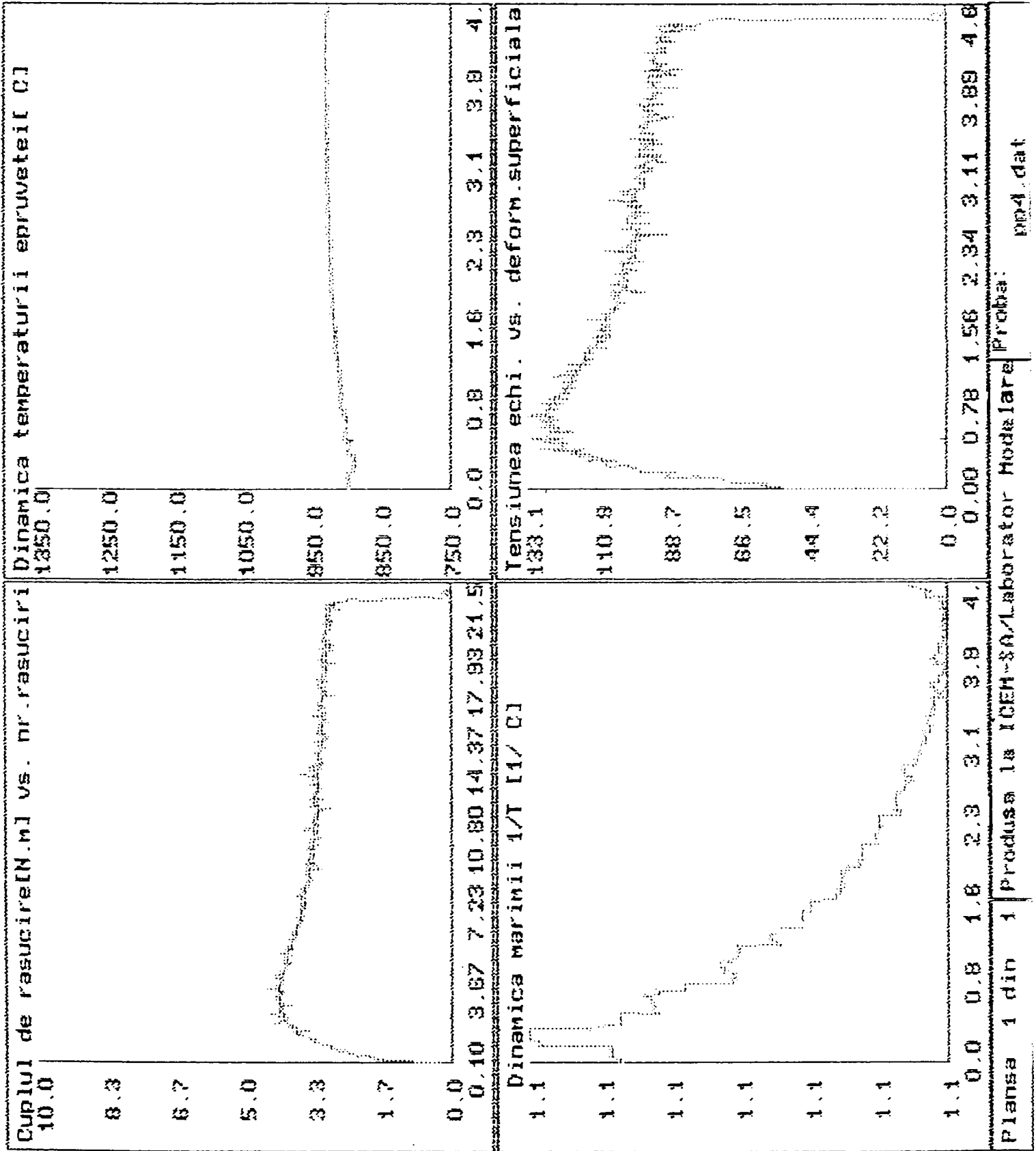
pr42.dat

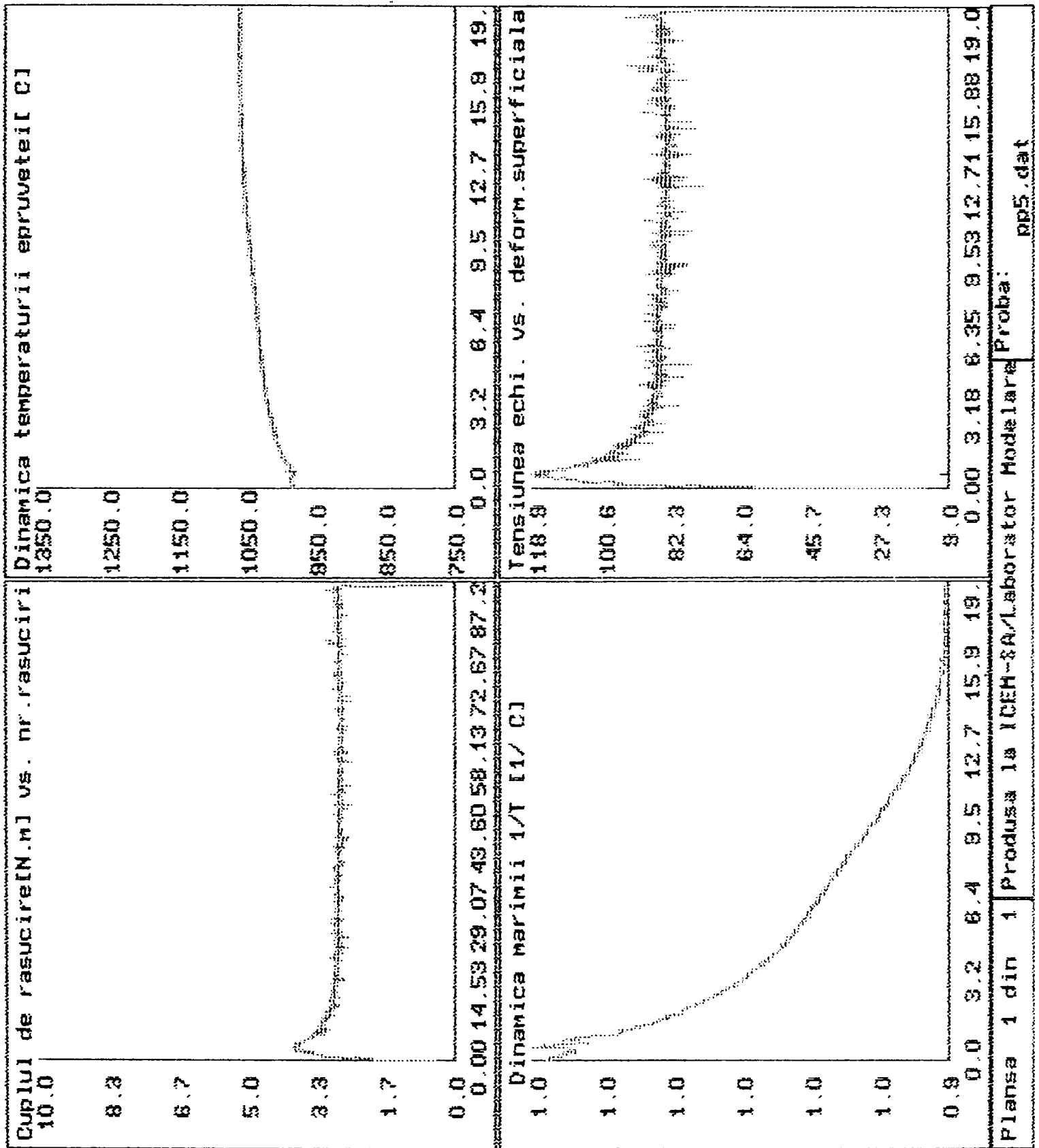


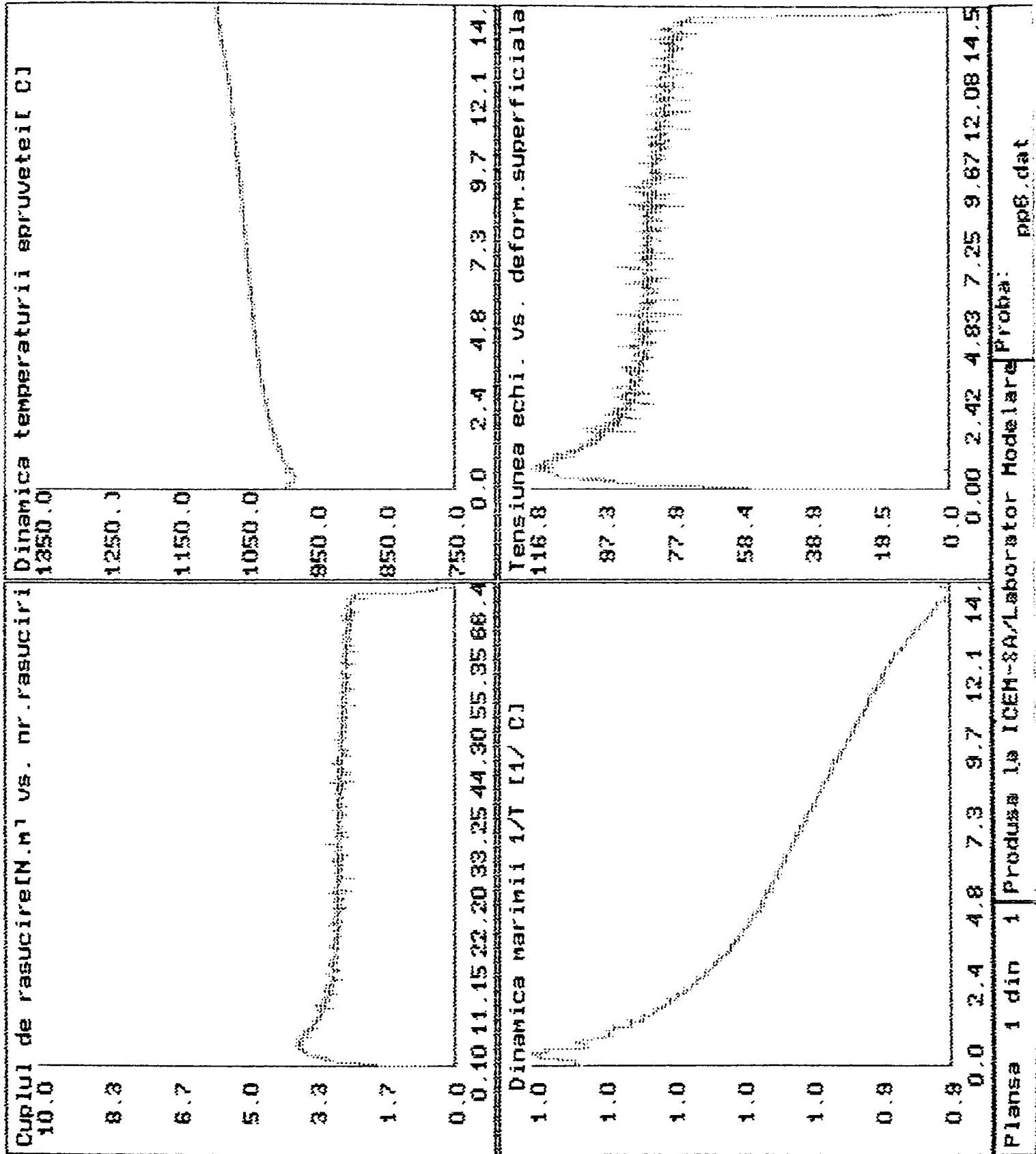


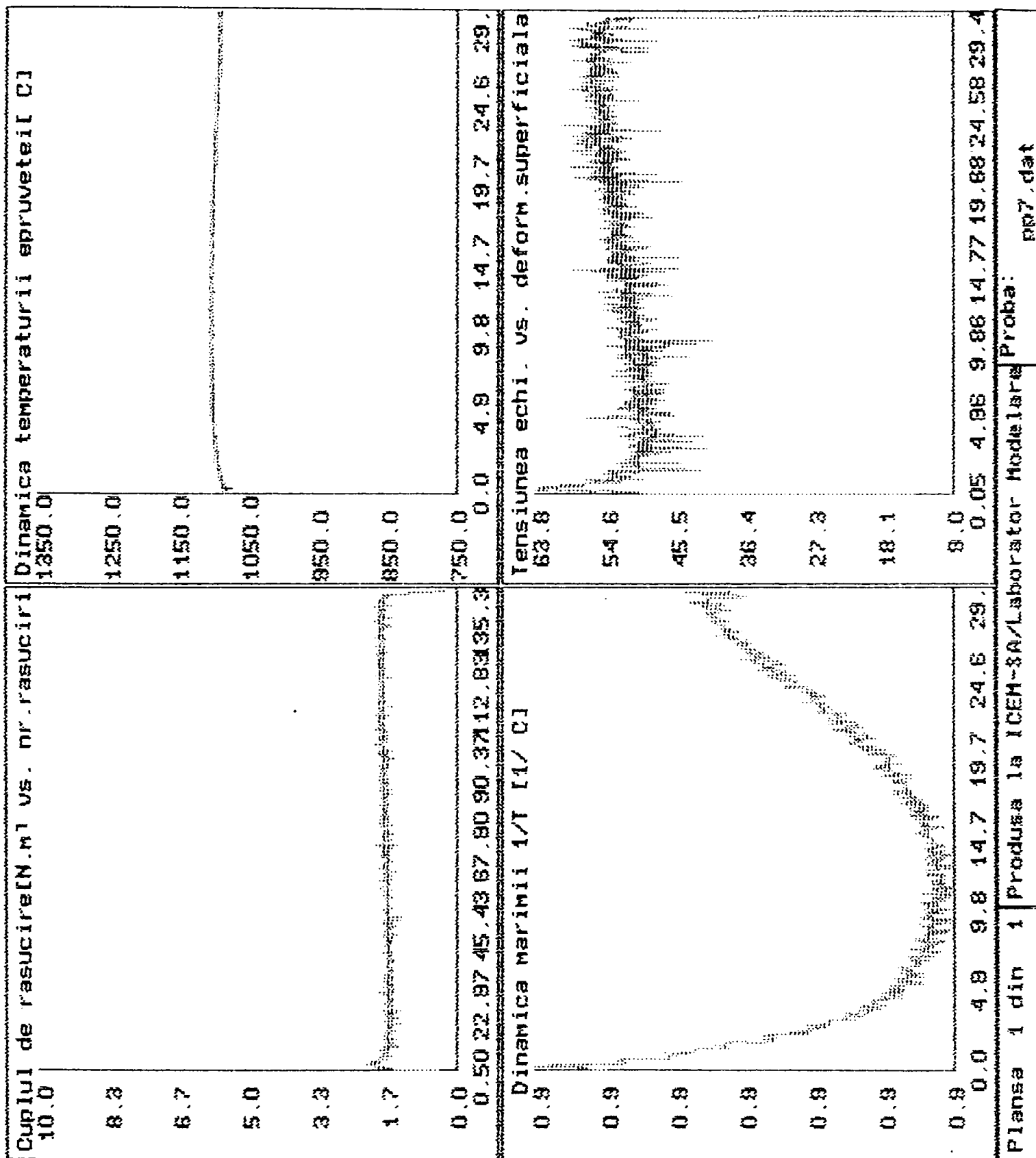


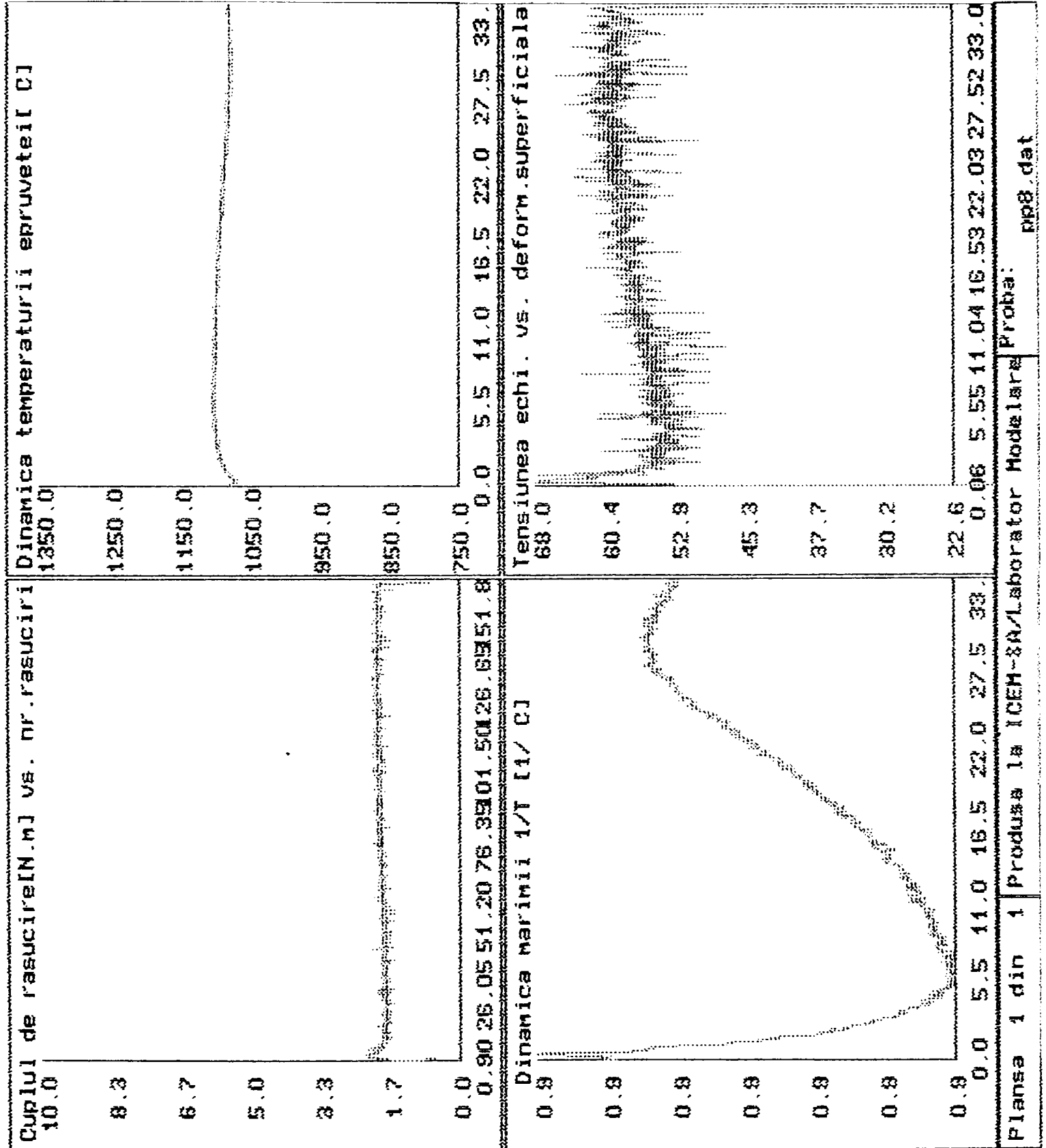






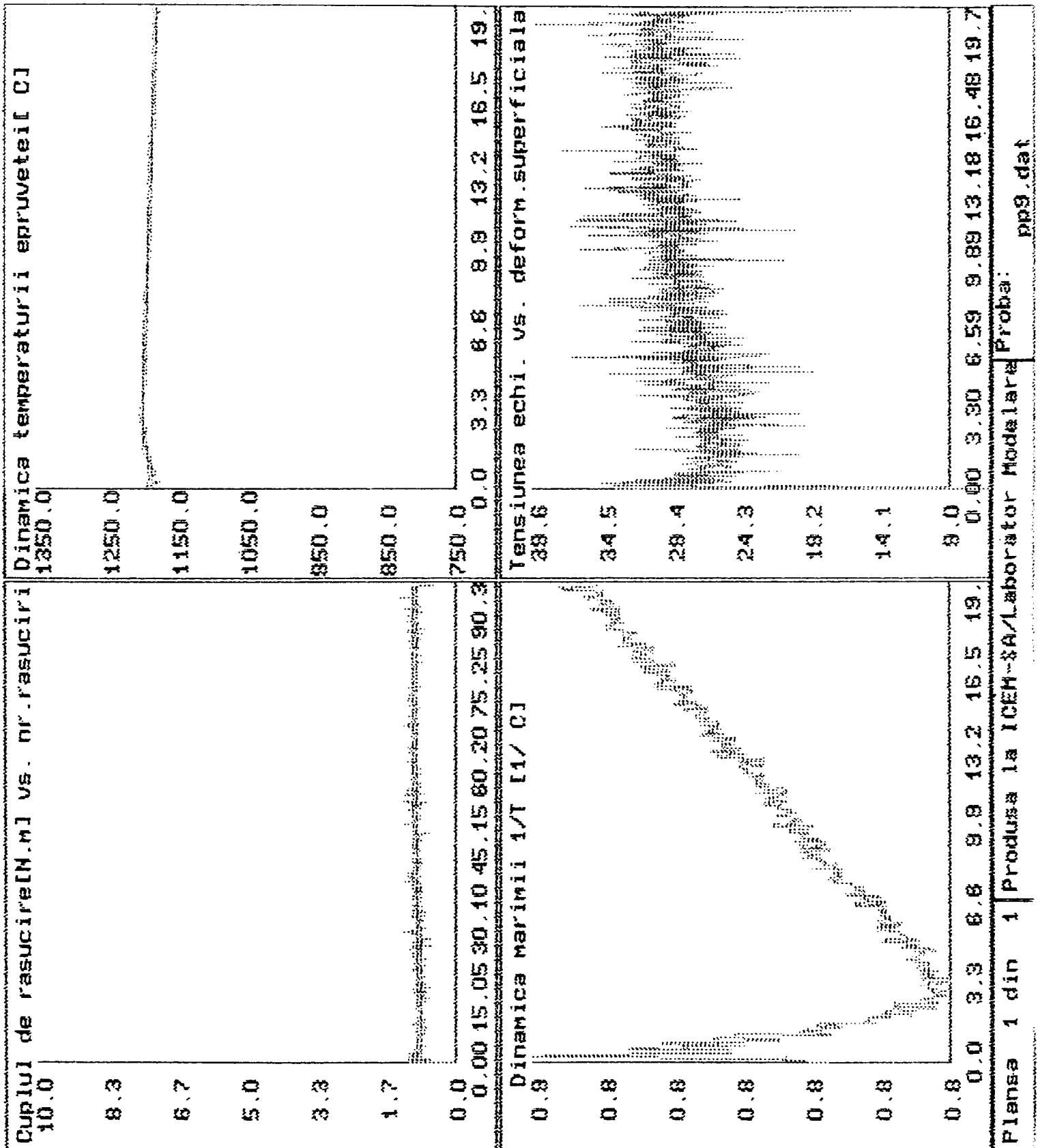


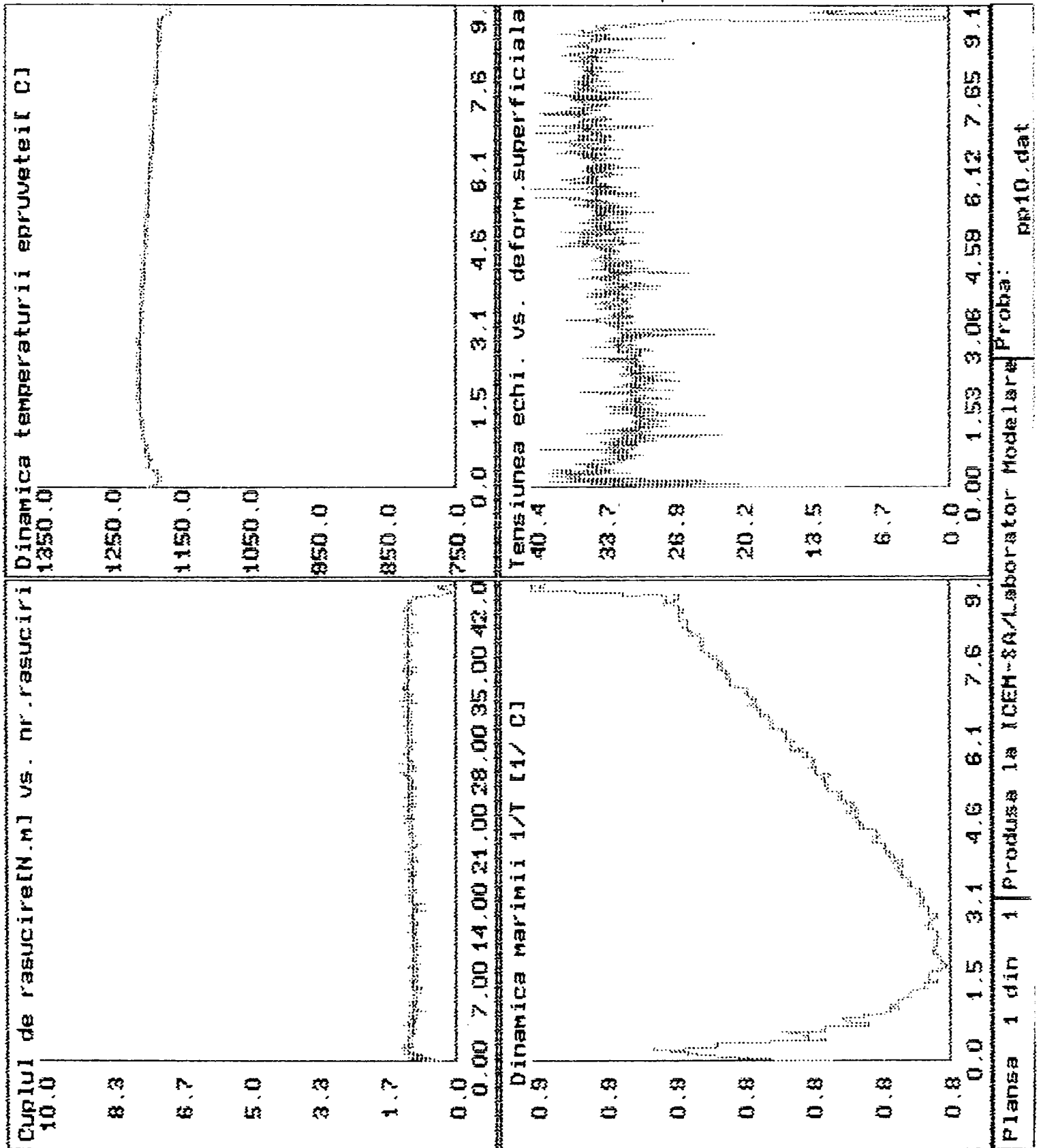


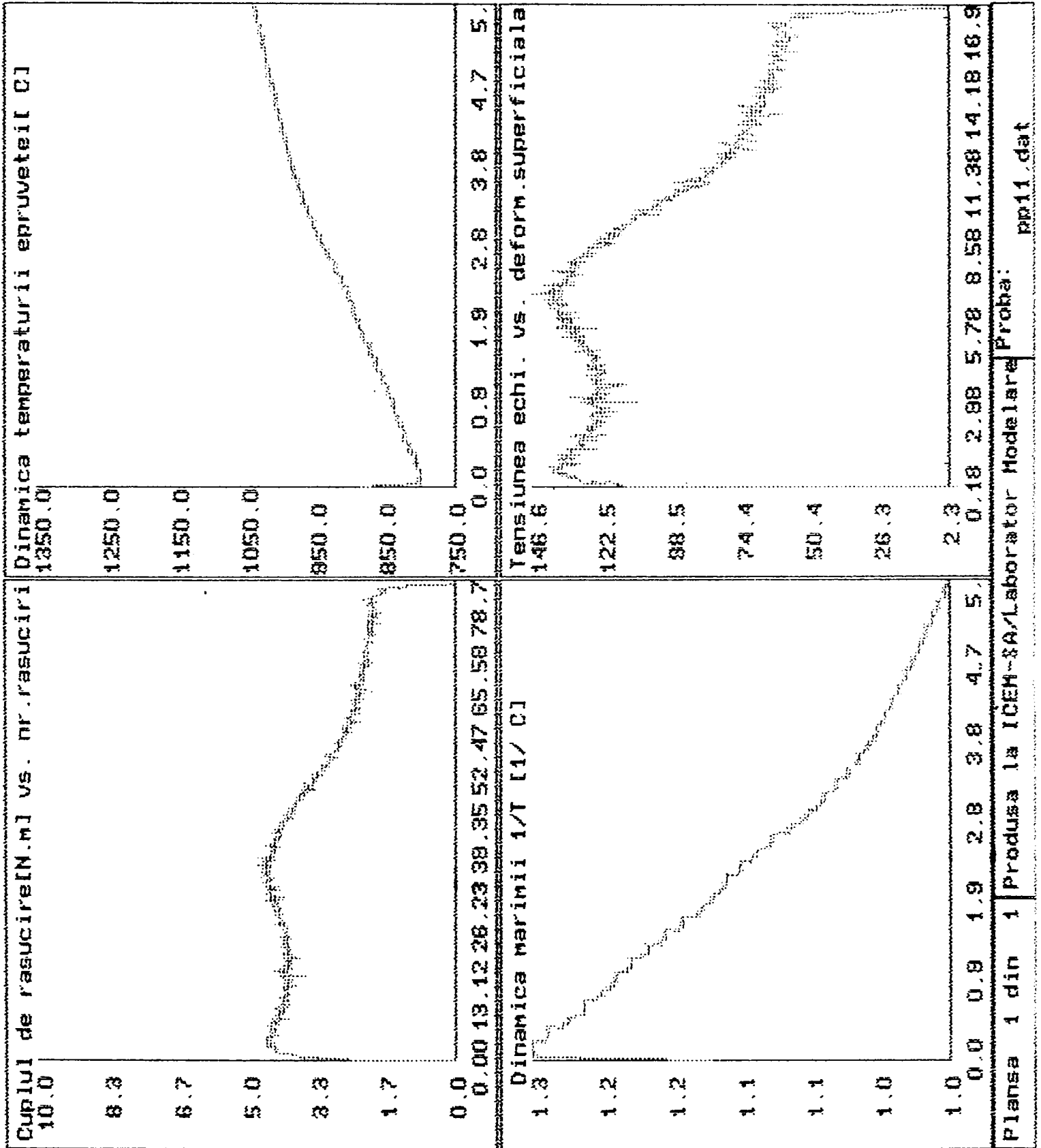


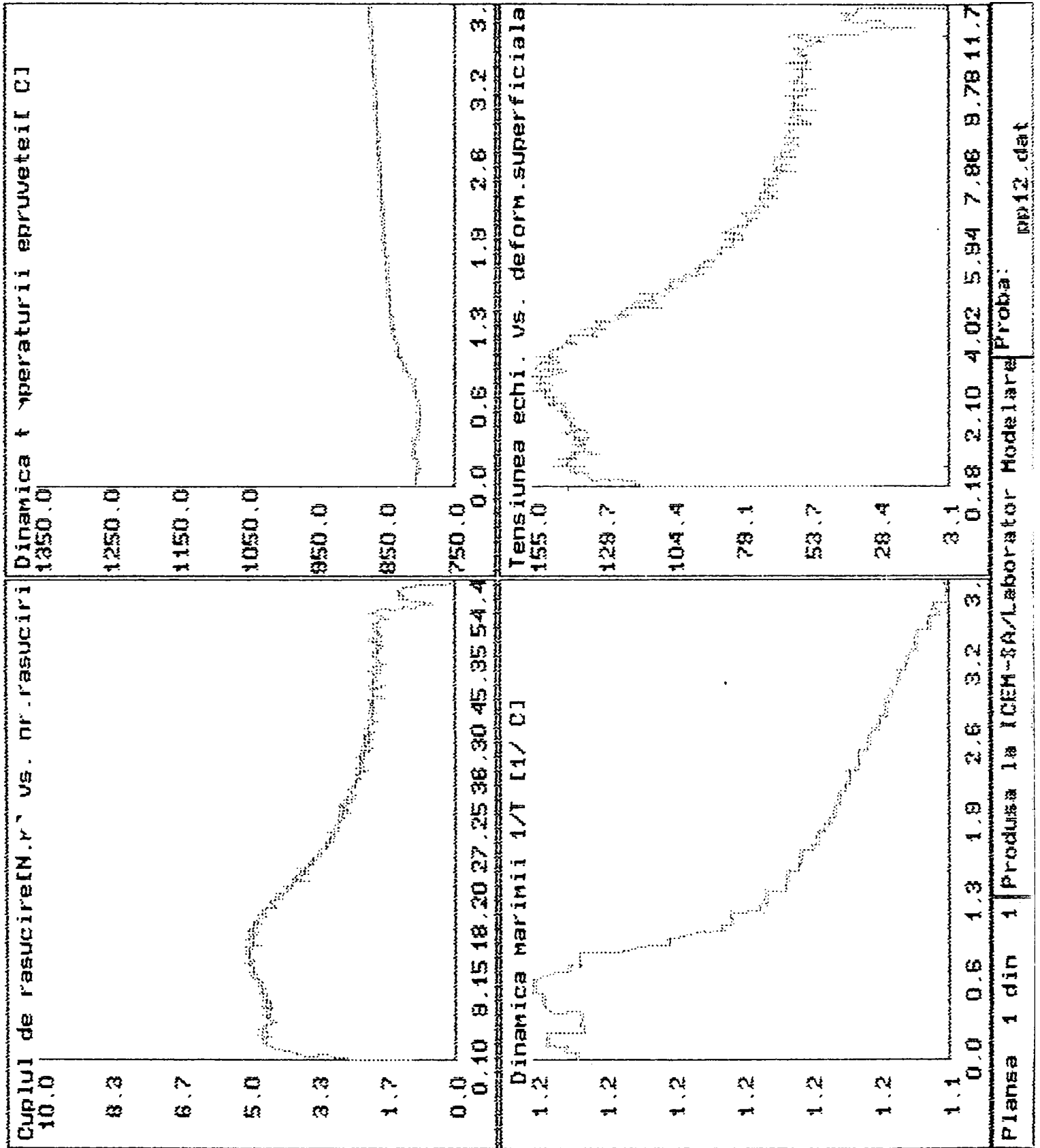
Proba: pp8.dat

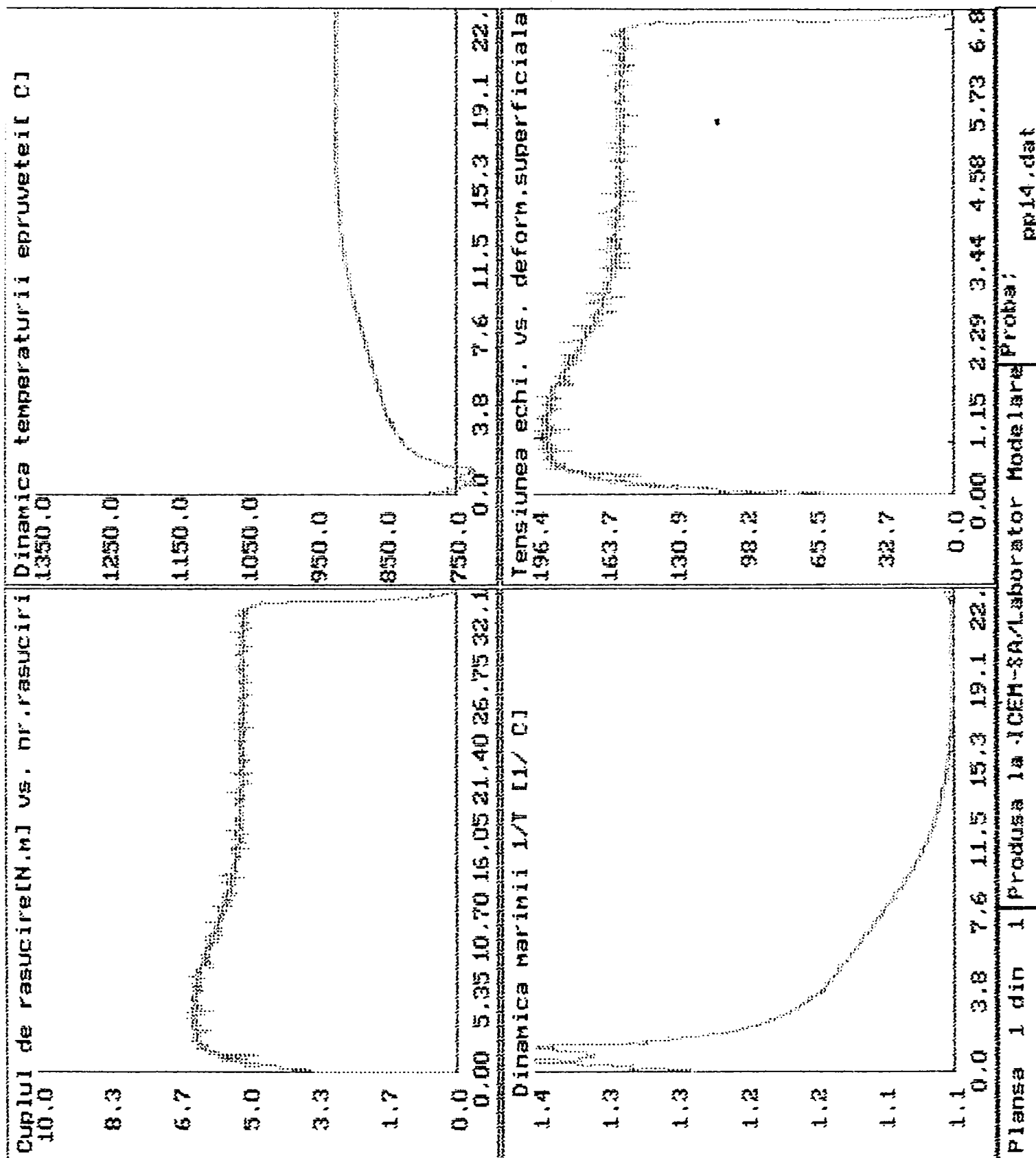
Planşa 1 din 1 Produsa la ICEH-3A/Laborator Modelare

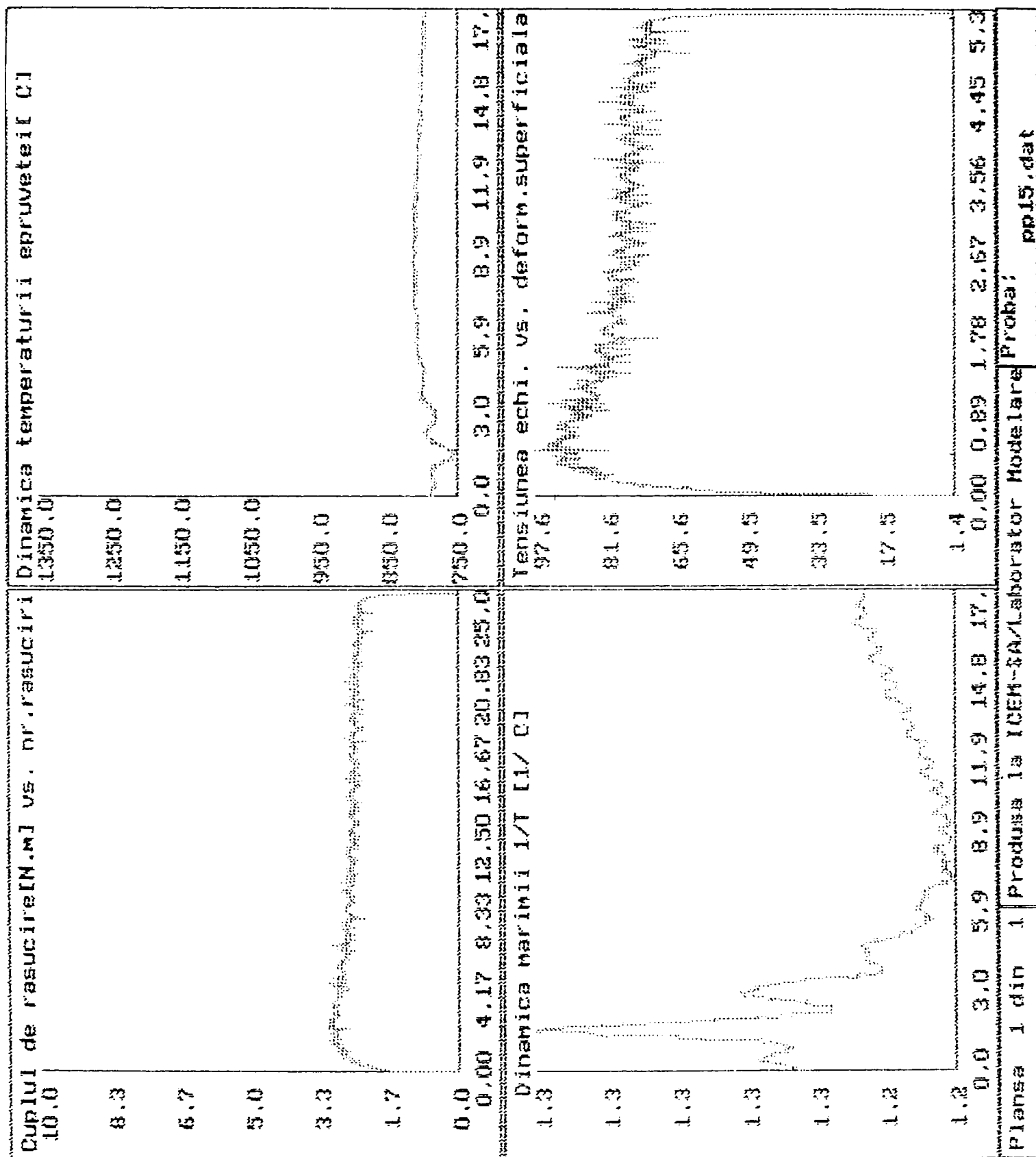


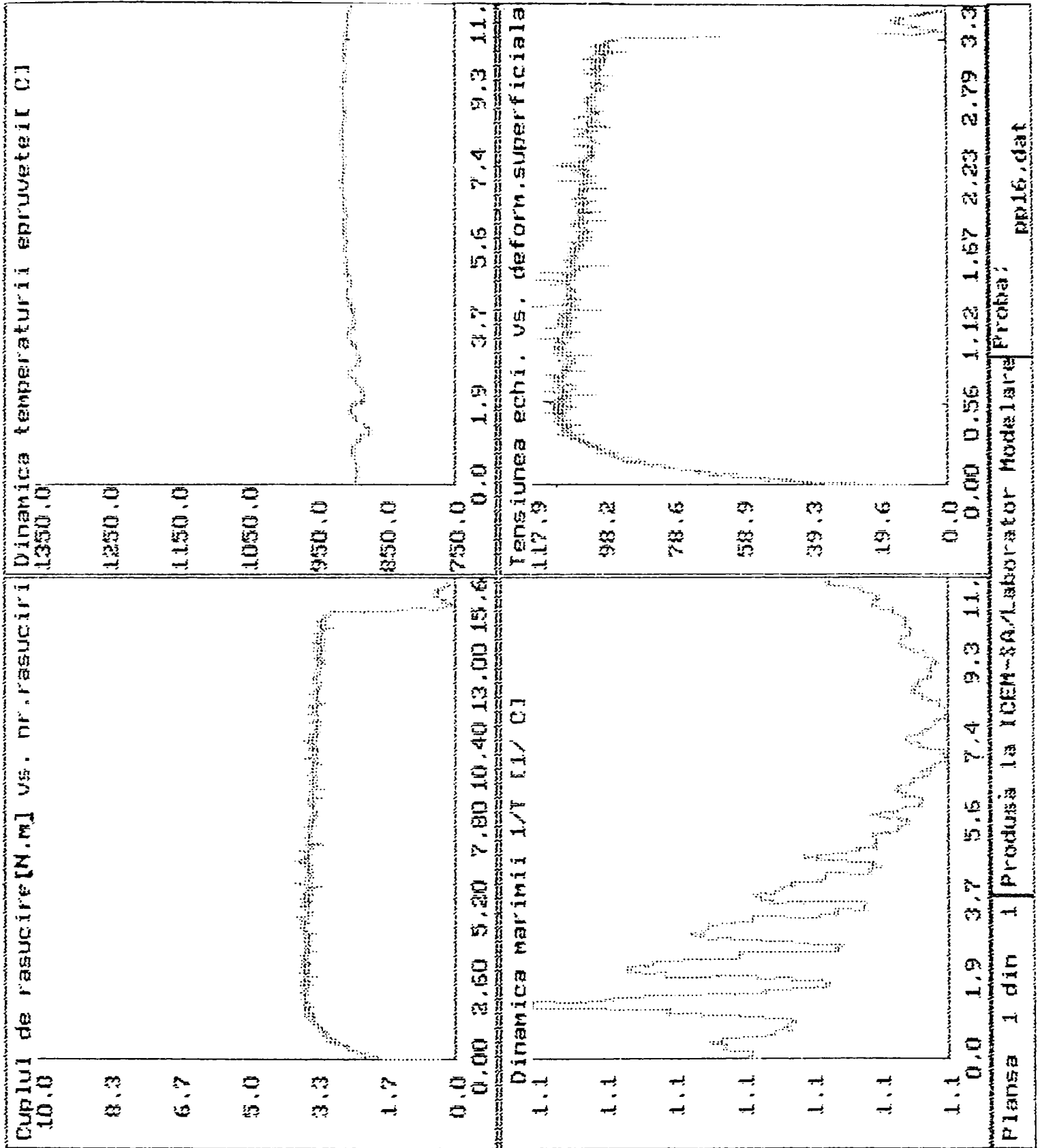


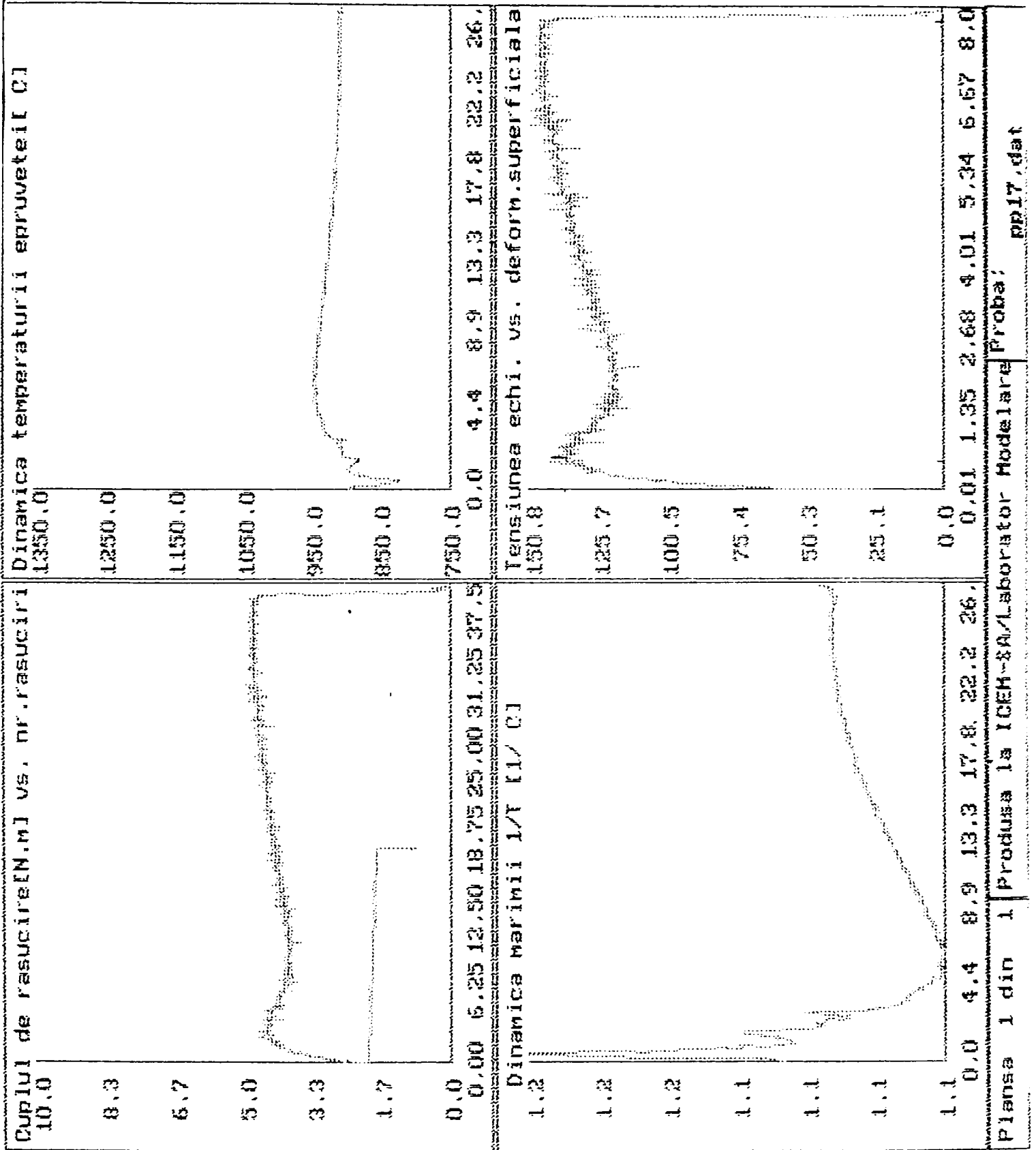


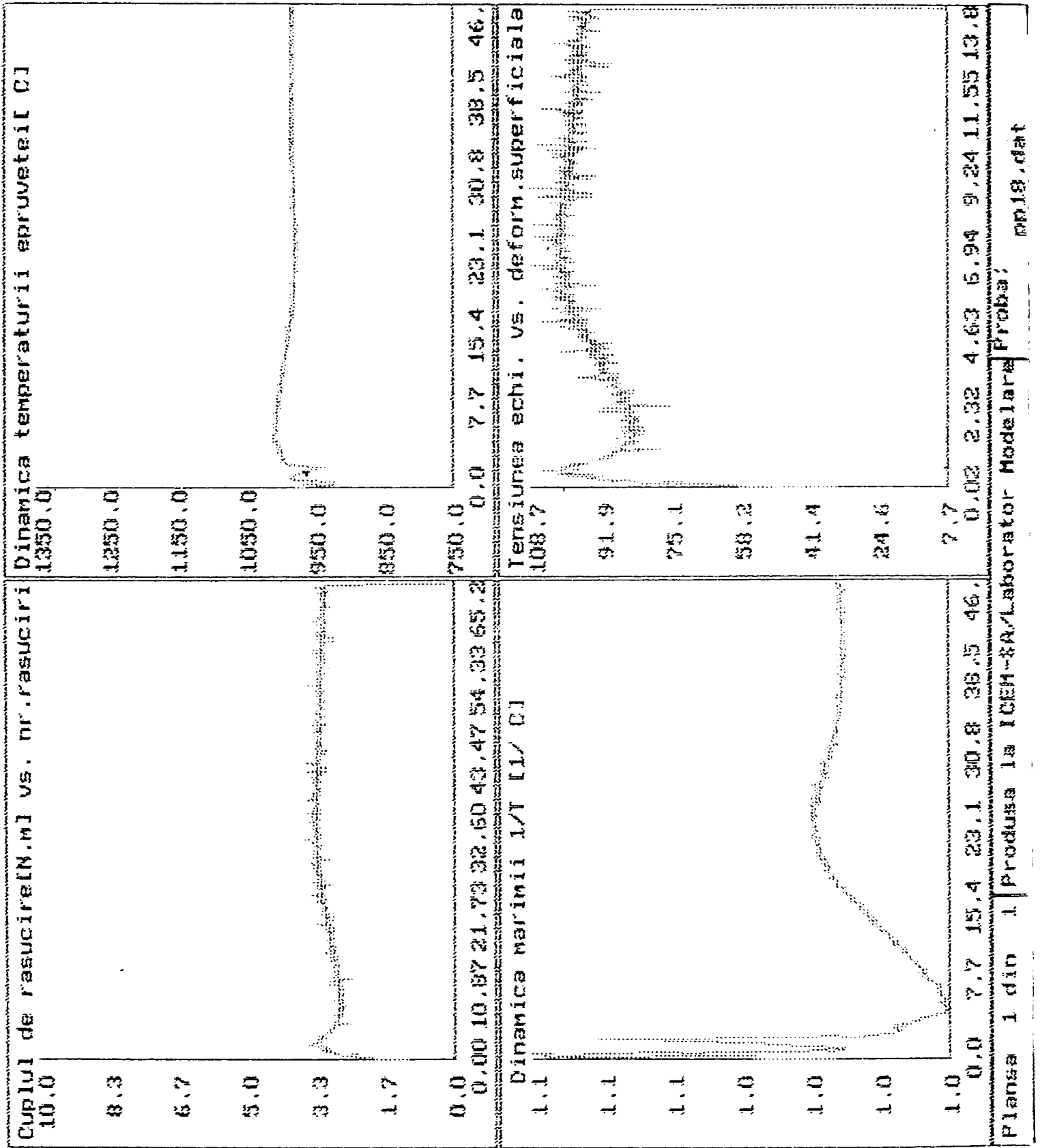


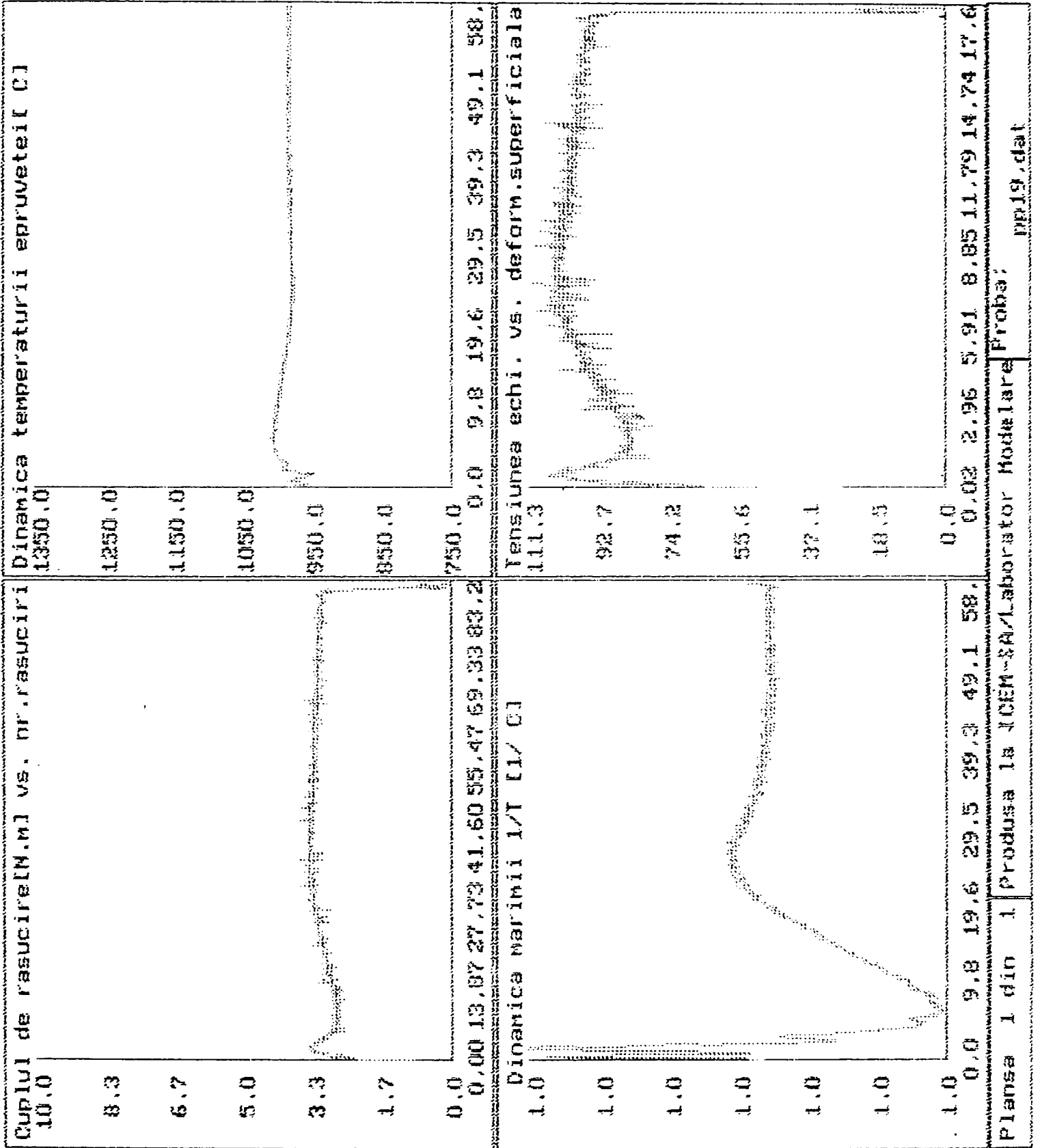








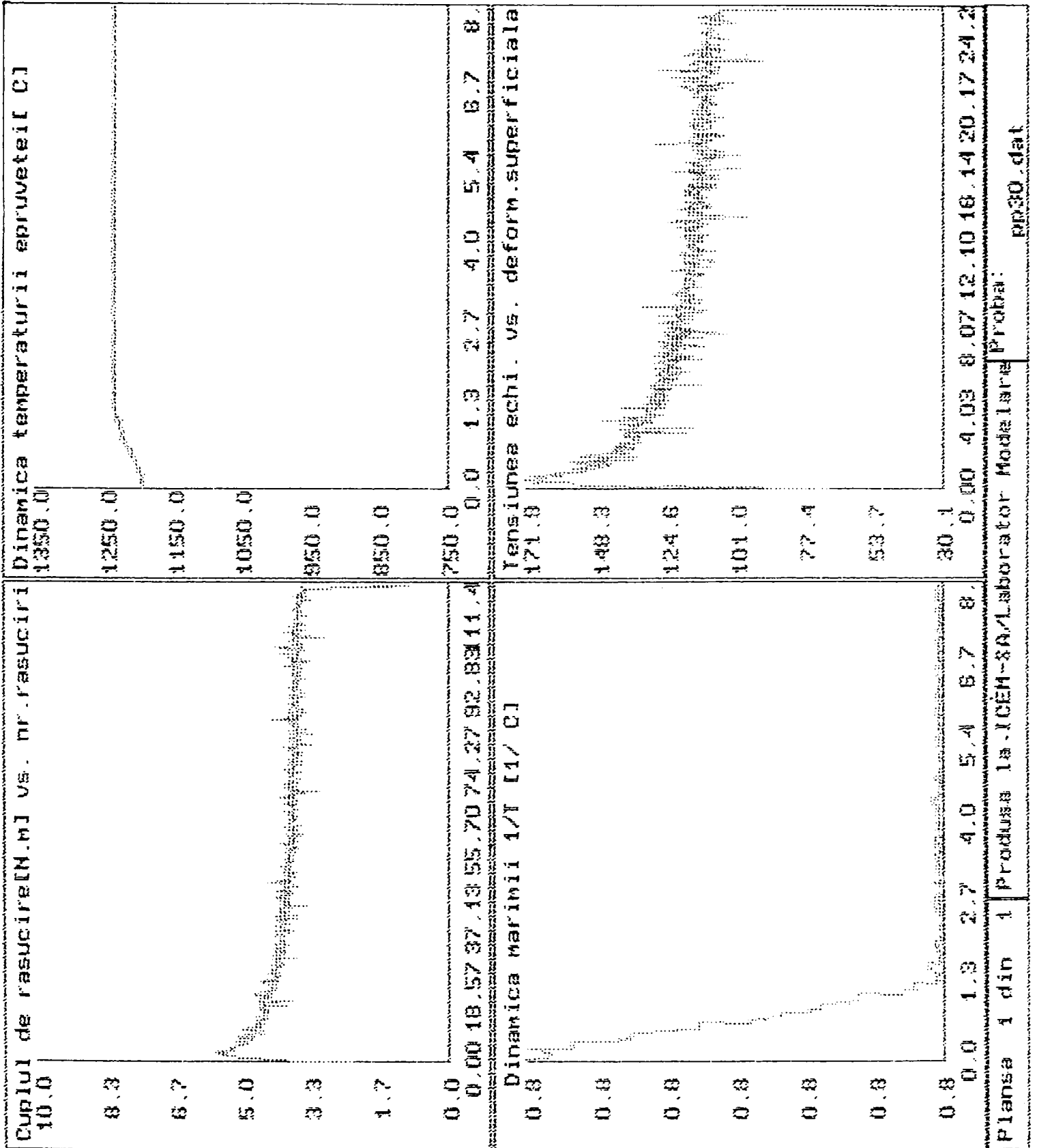


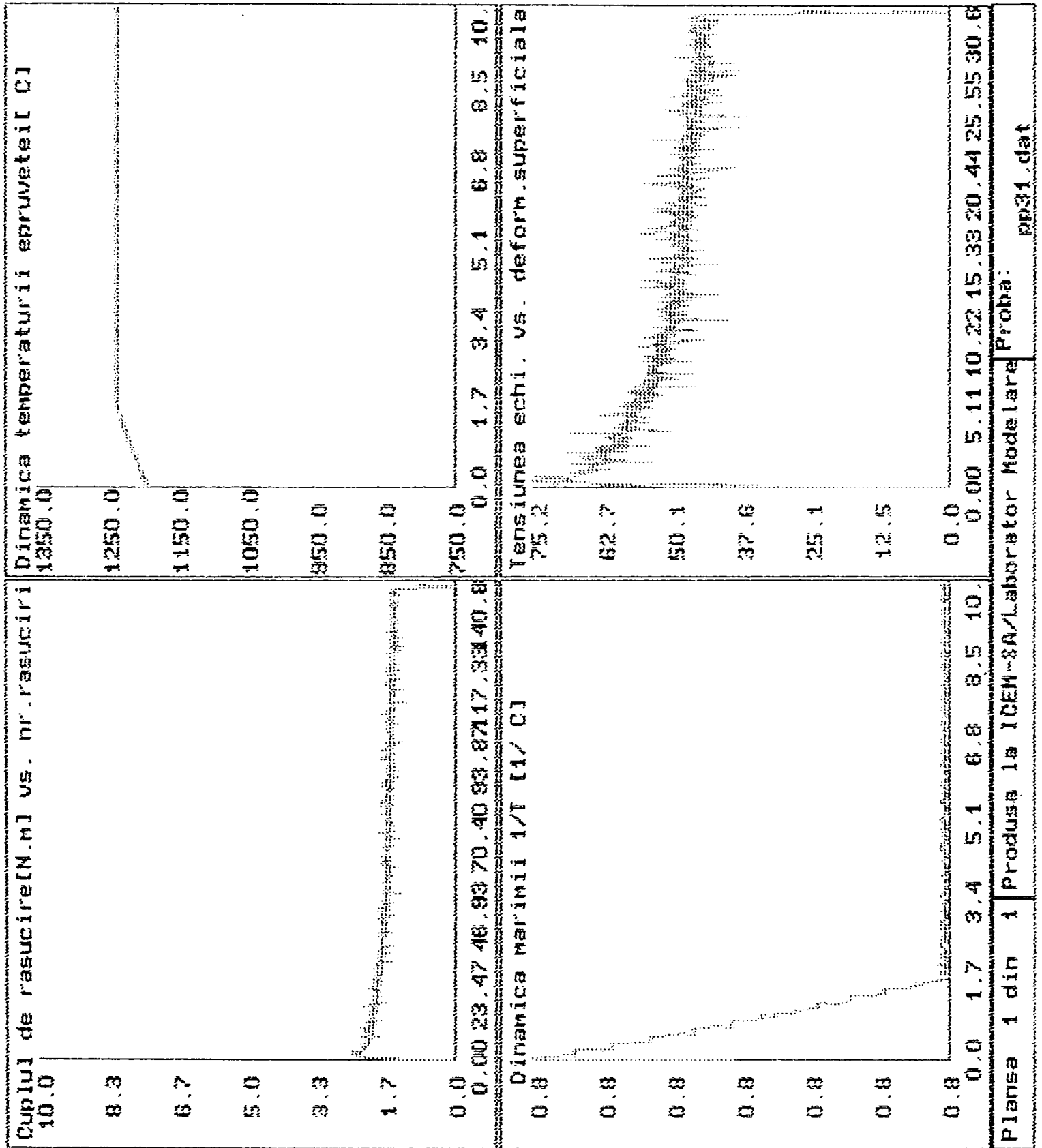


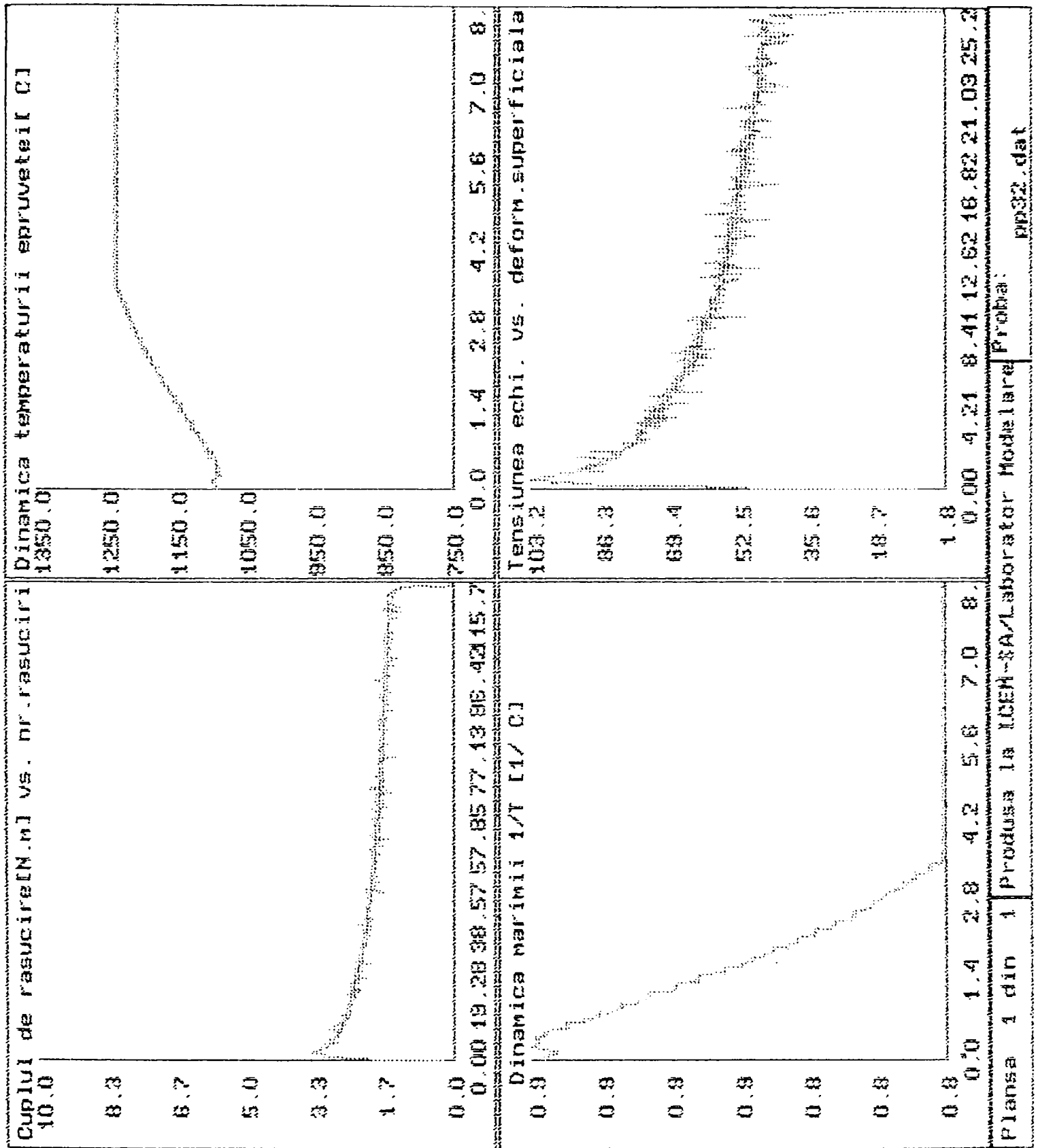
Cuplul de rasucire(N.m) vs. nr.rasuciri	Dinamica temperaturii spruvetei(C)
10.0	1350.0
8.3	1250.0
6.7	1150.0
5.0	1050.0
3.3	950.0
1.7	850.0
0.0	750.0
0.10 21.65 43.20 64.75 86.30 107.85 129.4	0.0 15.2 30.4 45.6 60.8 76.0 91.2
Dinamica rasucirii 1/T 11/ C1	Tensiunea echi. vs. deform.superficiala
0.9	54.8
0.9	45.7
0.9	36.6
0.9	27.4
0.9	18.3
0.9	9.1
0.9	-0.0
0.0 15.2 30.4 45.6 60.8 76.0 91.2	0.03 4.59 9.14 13.70 18.26 22.81 27.3
Plansa 1 din 1	Laborator Modelare Proba: pp20.dat

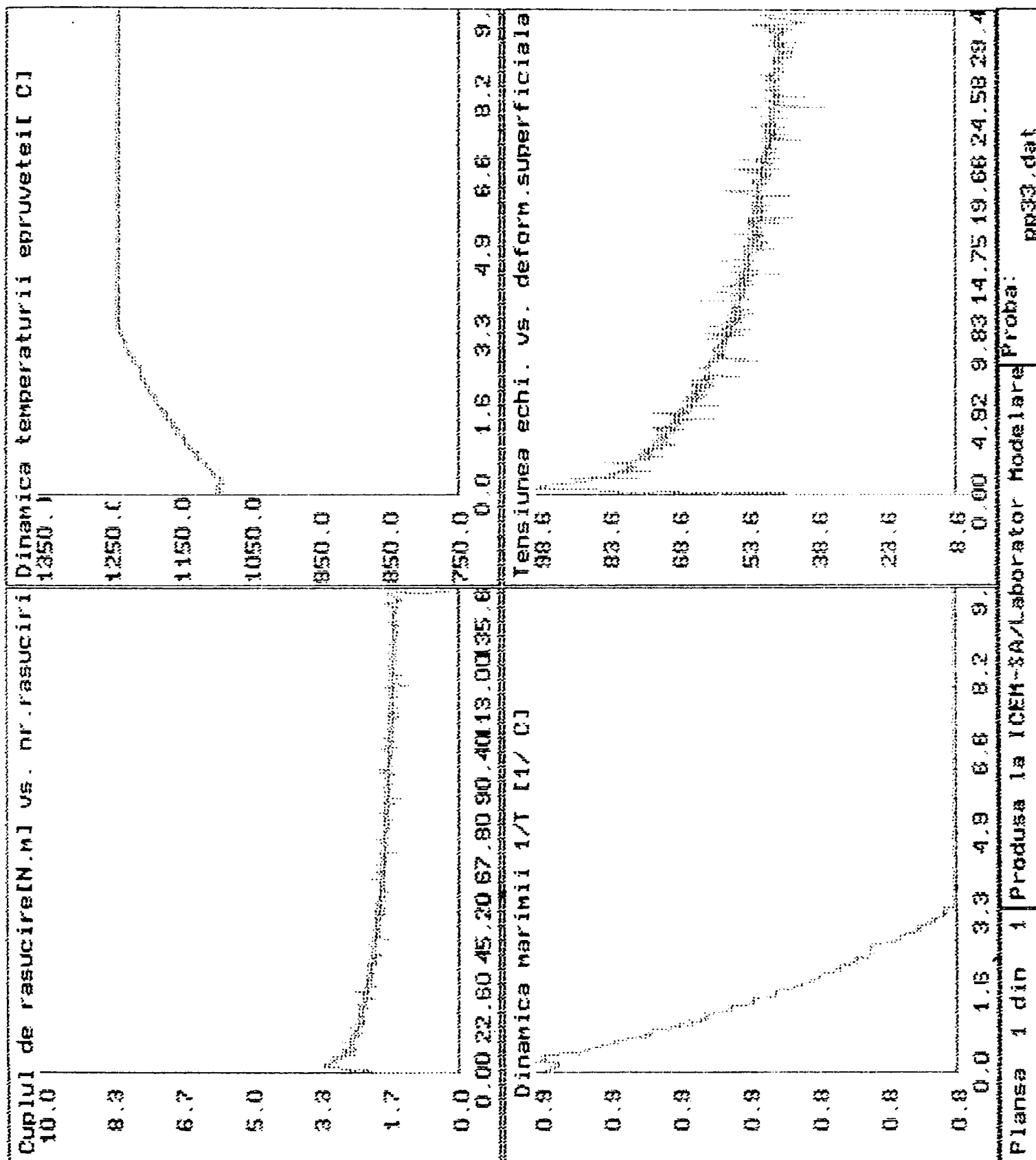
Cuplul de rasucire[N.m] vs. nr.rasuciri	Dinamica temperaturii epruvetei[C]
10.0	1350.0
8.3	1250.0
6.7	1150.0
5.0	1050.0
3.3	950.0
1.7	850.0
0.0	750.0
0.10 22.65 45.20 67.75 90.30 112.85 135.4	0.0 15.9 31.8 47.7 63.6 79.5 95.
Dinamica marimii 1/T [1/ C]	Tensiunea echi. vs. deform.superficiala
0.9	59.5
0.9	51.0
0.9	42.4
0.9	33.8
0.9	25.3
0.9	16.7
0.9	8.2
0.0 15.9 31.8 47.7 63.6 79.5 95.	0.03 4.80 9.56 14.32 19.08 23.84 28.6
Plansa 1 din 1	Produsa la ICEH-Laborator Modelare Proba;
	pp21.dat

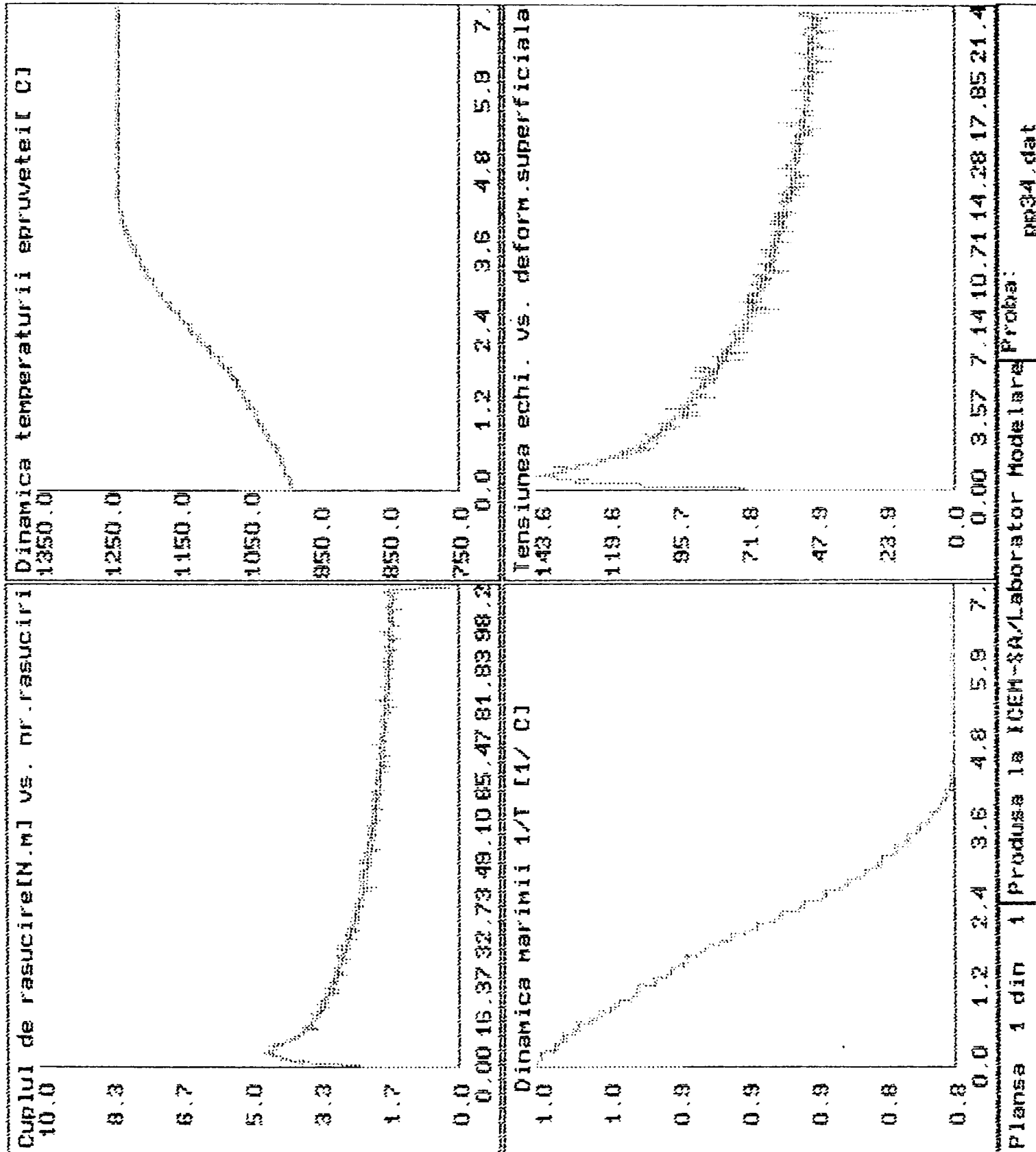
Cuplul de rasucire[N.m] vs. nr.rasuciri	Dinamica temperaturii epruvetei[C]
10.0	1350.0
8.3	1250.0
6.7	1150.0
5.0	1050.0
3.3	950.0
1.7	850.0
0.0	750.0
0.10 21.55 43.00 64.45 85.90 107.35 128.8	0.0 15.1 30.2 45.3 60.4 75.5 90.
Dinamica marimii 1/T [1/ C]	Tensiunea echi. vs. deform.superficiala
0.9	37.4
0.9	31.2
0.9	25.0
0.9	18.7
0.8	12.5
0.8	6.2
0.8	0.0
0.0 15.1 31.2 45.3 60.4 75.5 90.	0.03 4.56 9.08 13.60 18.12 22.65 27.1
Piansa 1 din 1	Laborator Modelare Proba:
	pp22.dat





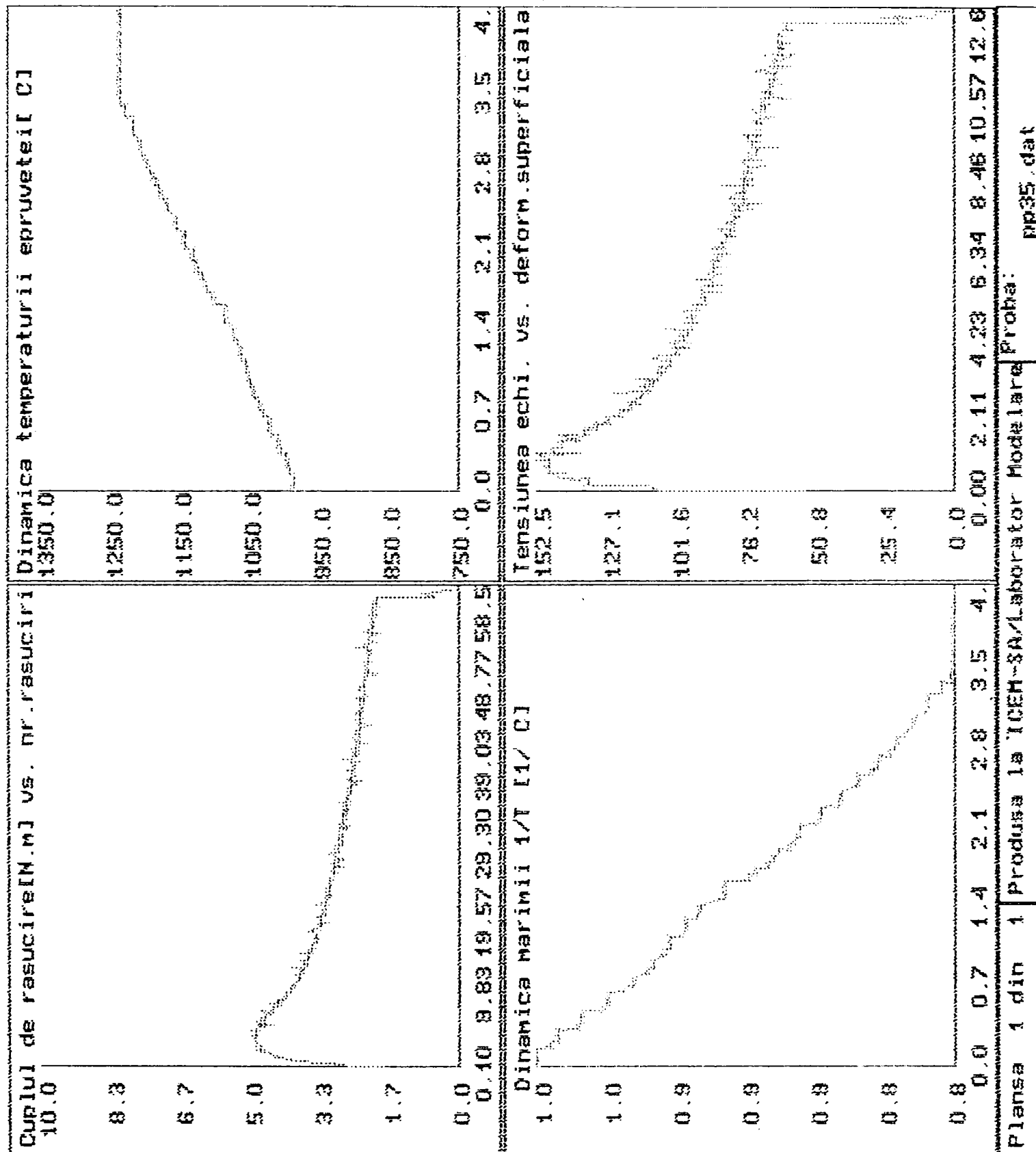


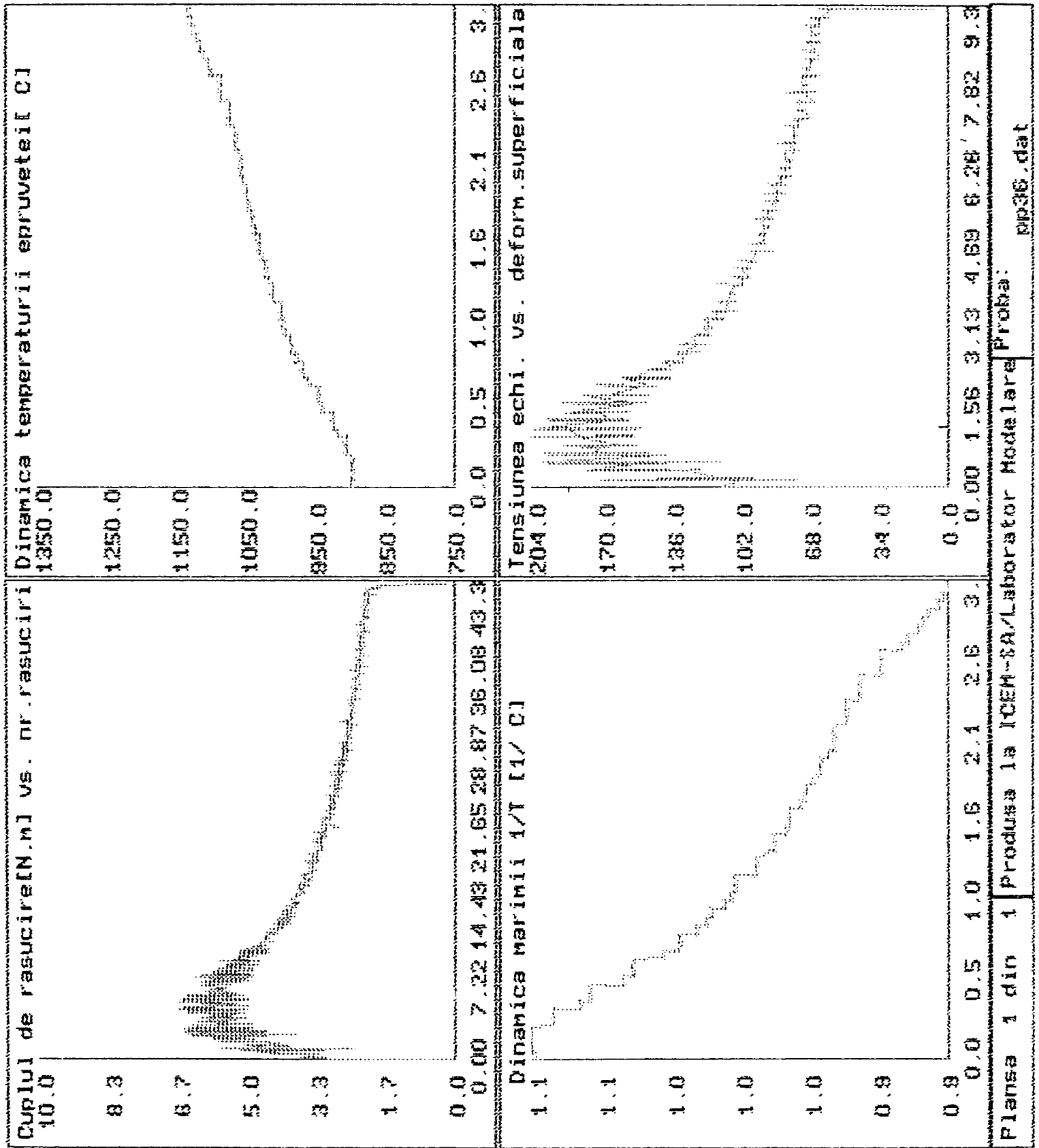


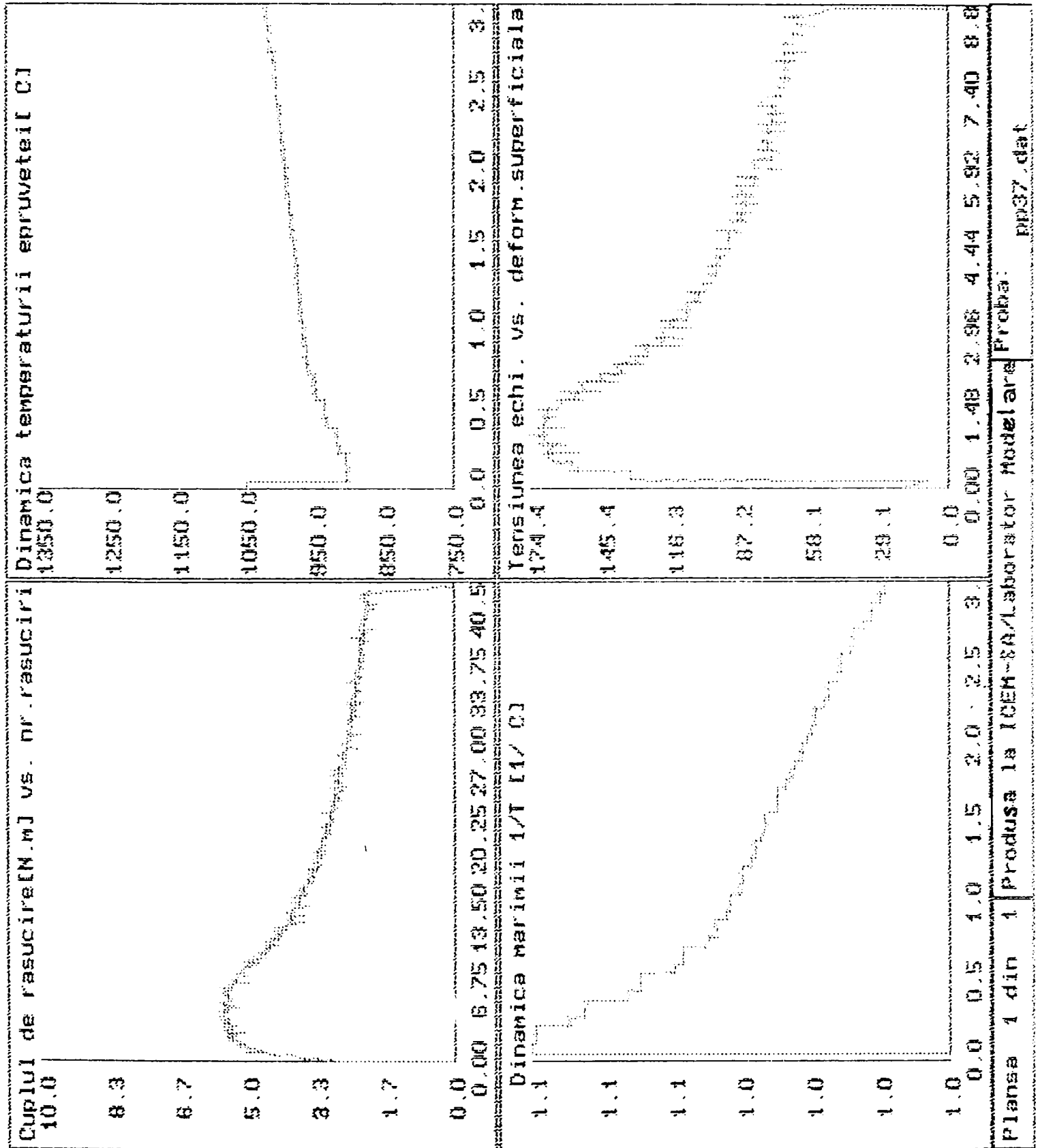


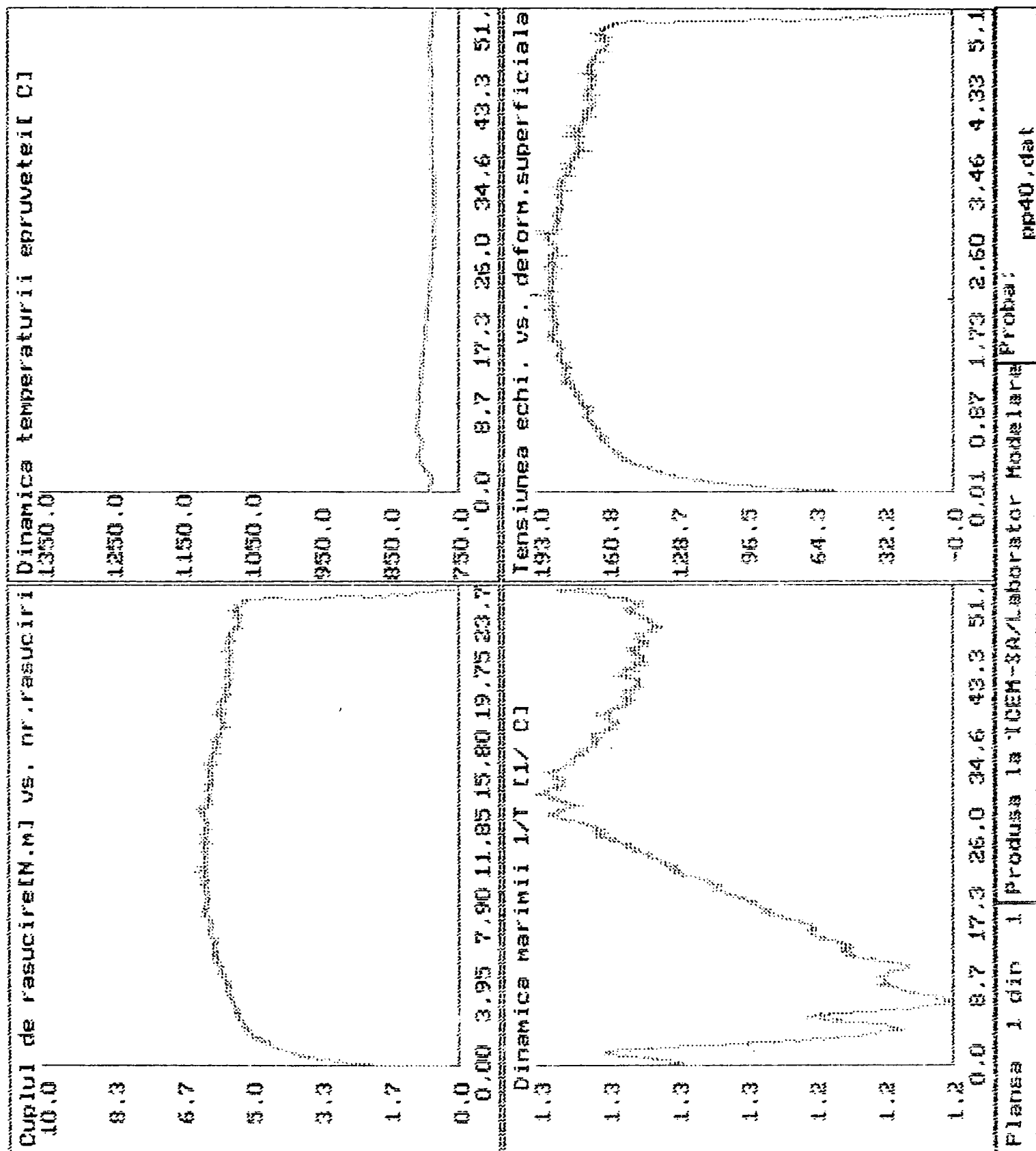
Plansa 1 din 1 Produsa la ICEM-3A/Laborator Modelare Proba:

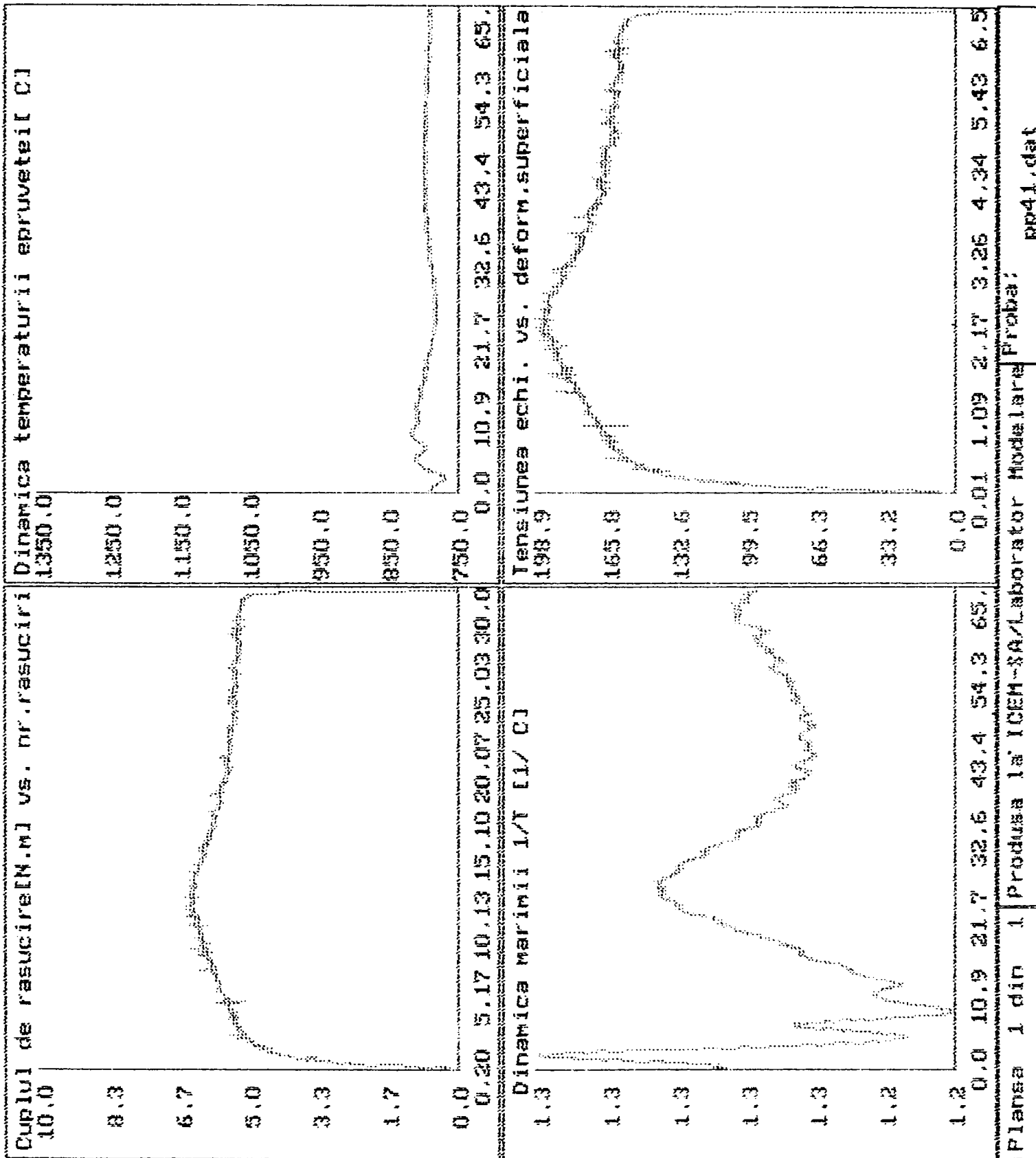
pp34.dat







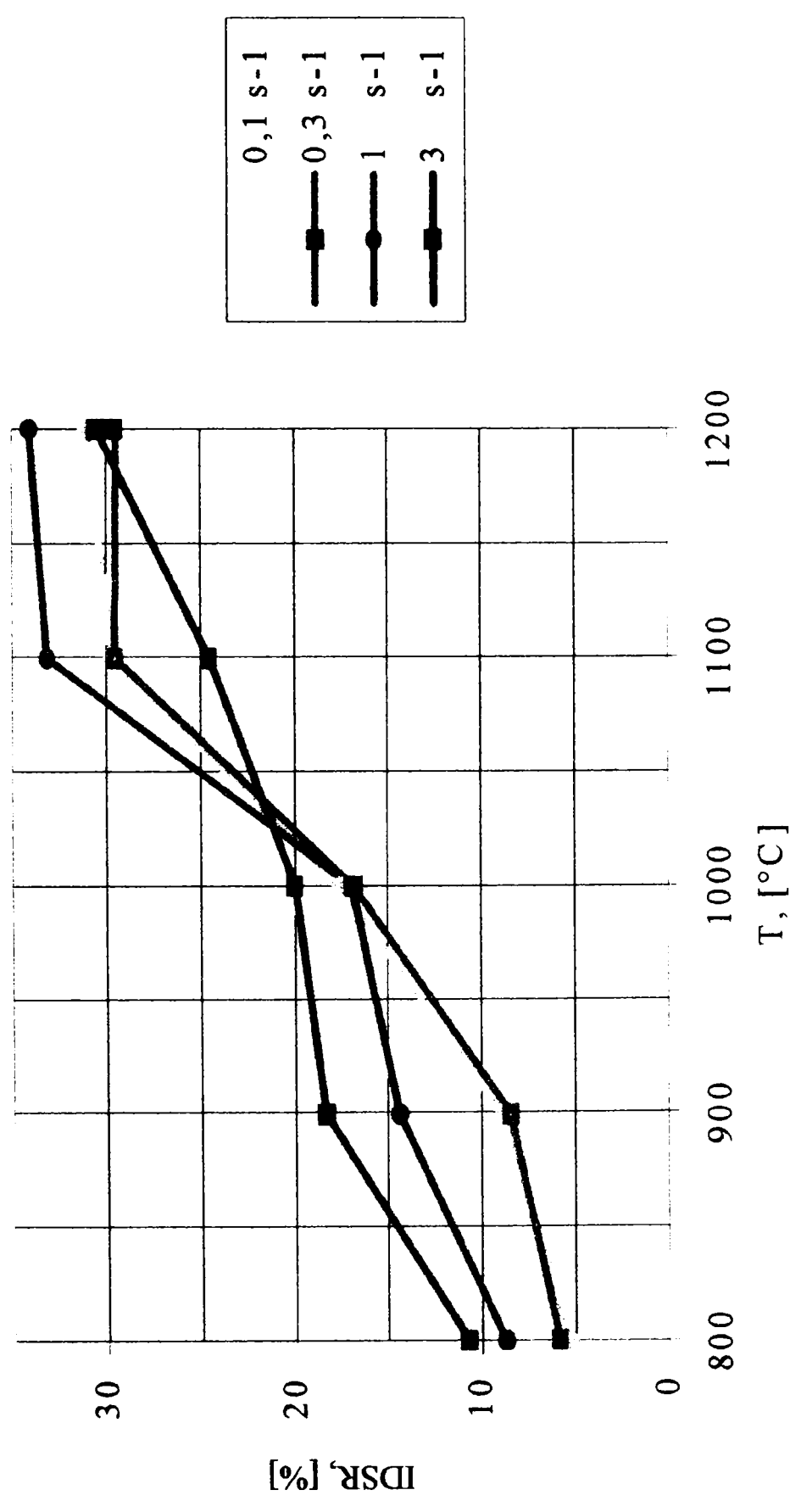




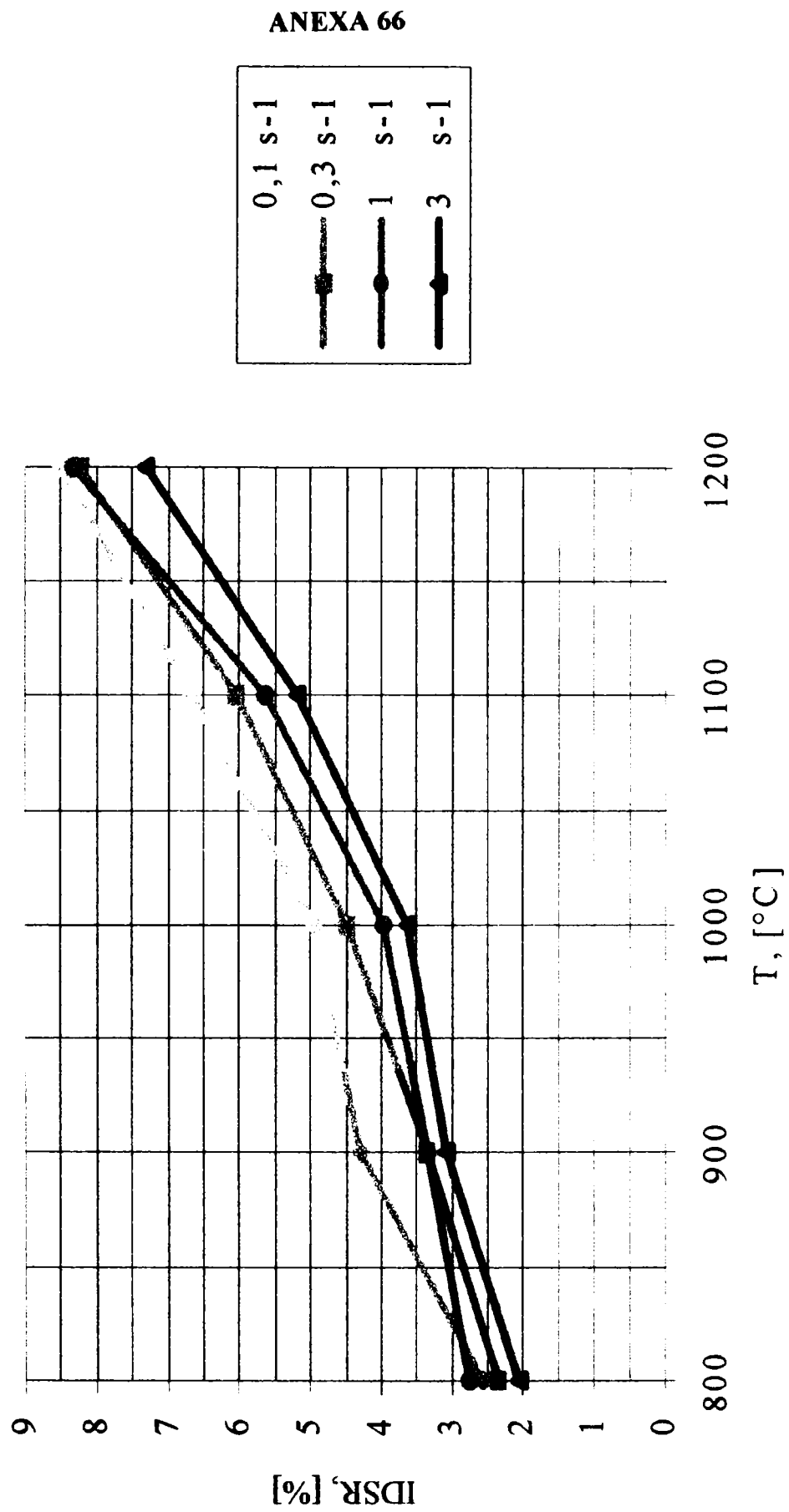
42 MoCr 11

INTENSITATEA DEFORMAȚIEI SUPERFICIALE LA RUPERE (IDSR, %) în funcție de TEMPERATURĂ (T, °C)

ANEXA 65



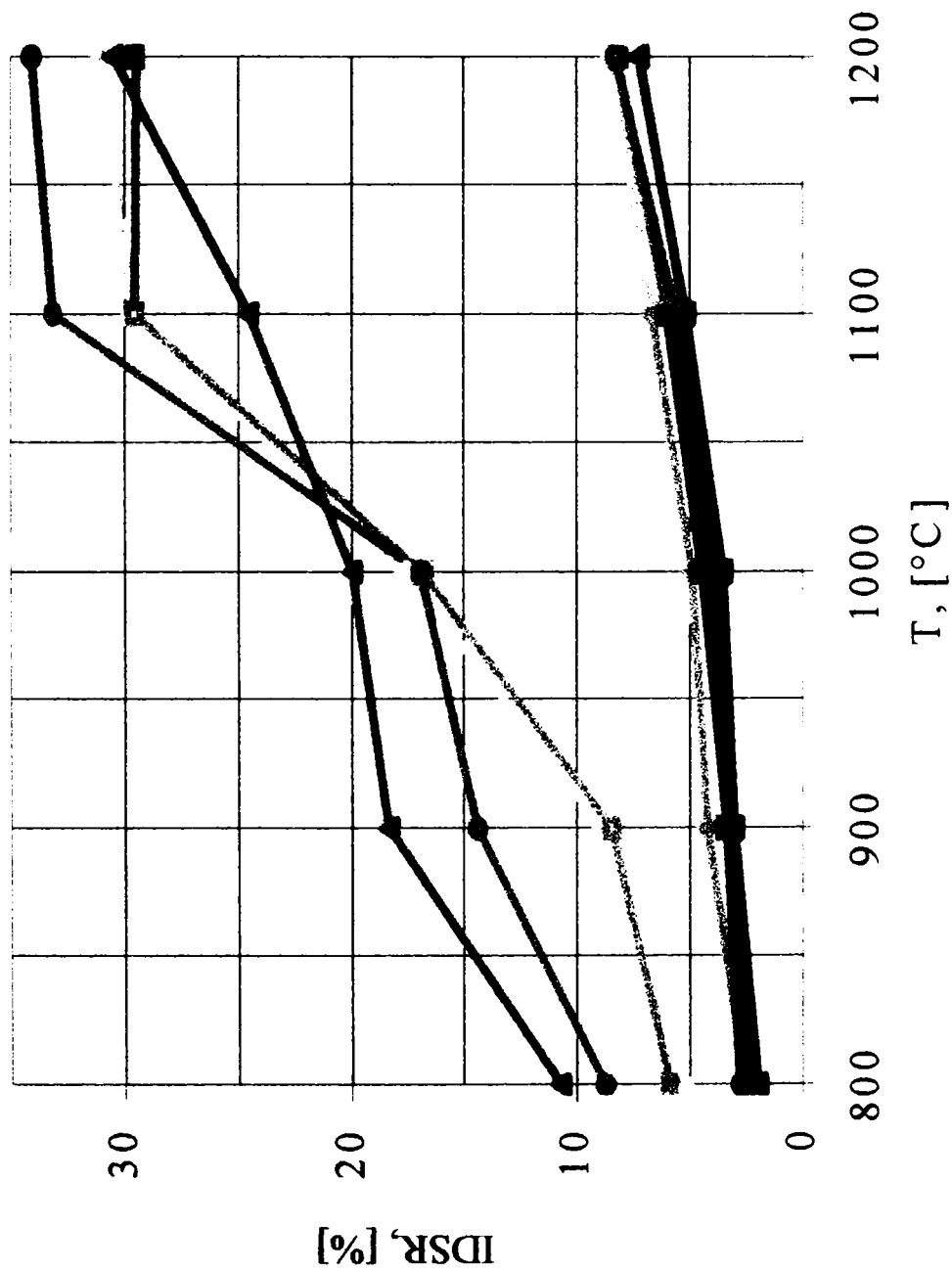
39 MoAlCr 15
INTENSITATEA DEFORMĂȚII SUPERFICIALE LA RUPERE (IDSR, %) în funcție de TEMPERATURĂ (T, °C)



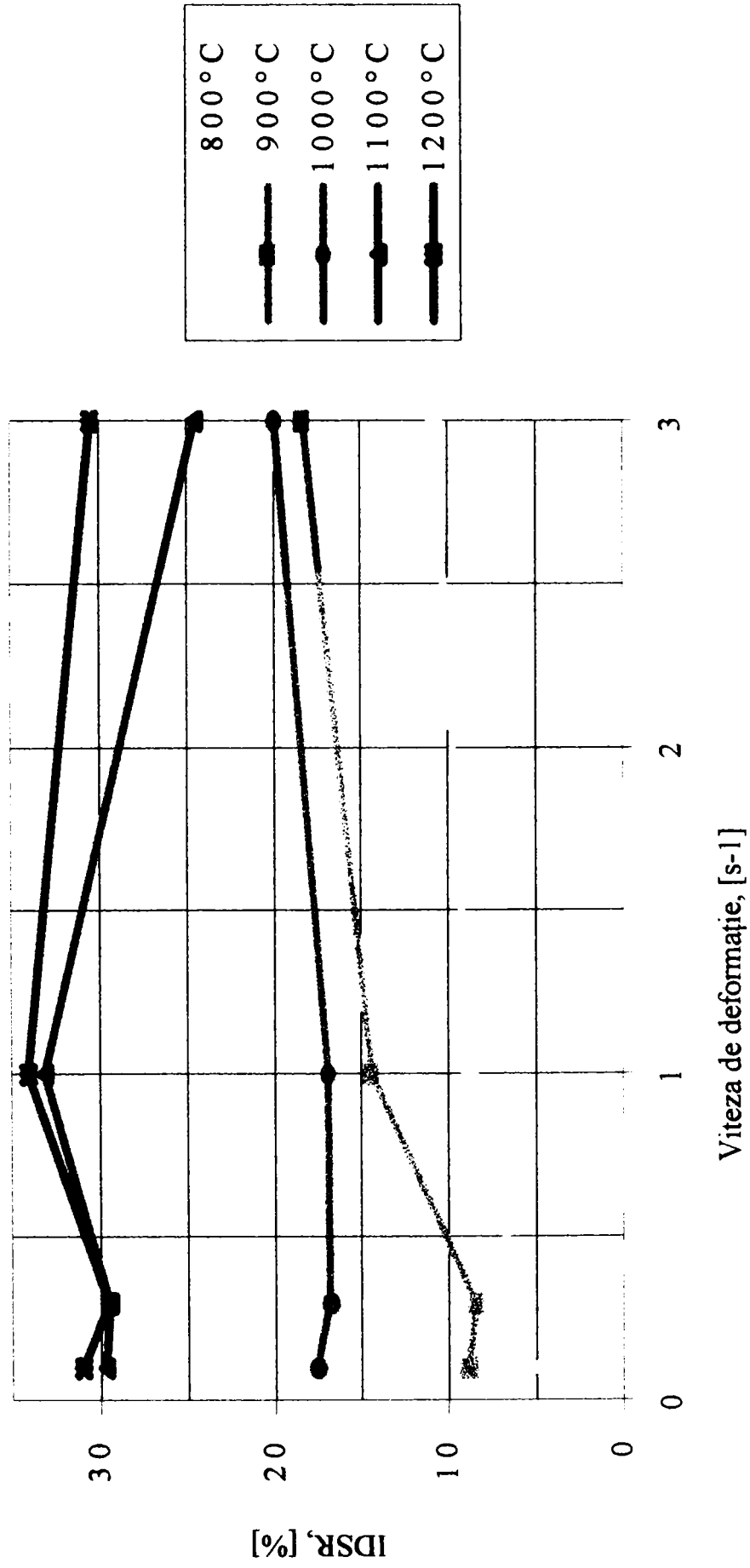
42 MoCr 11 - 39 MoAlCr 15

INTENSITATEA DEFORMAȚIEI SUPERFICIALE LA RUPERE (IDSR, %) în funcție de TEMPERATURĂ (T, °C)

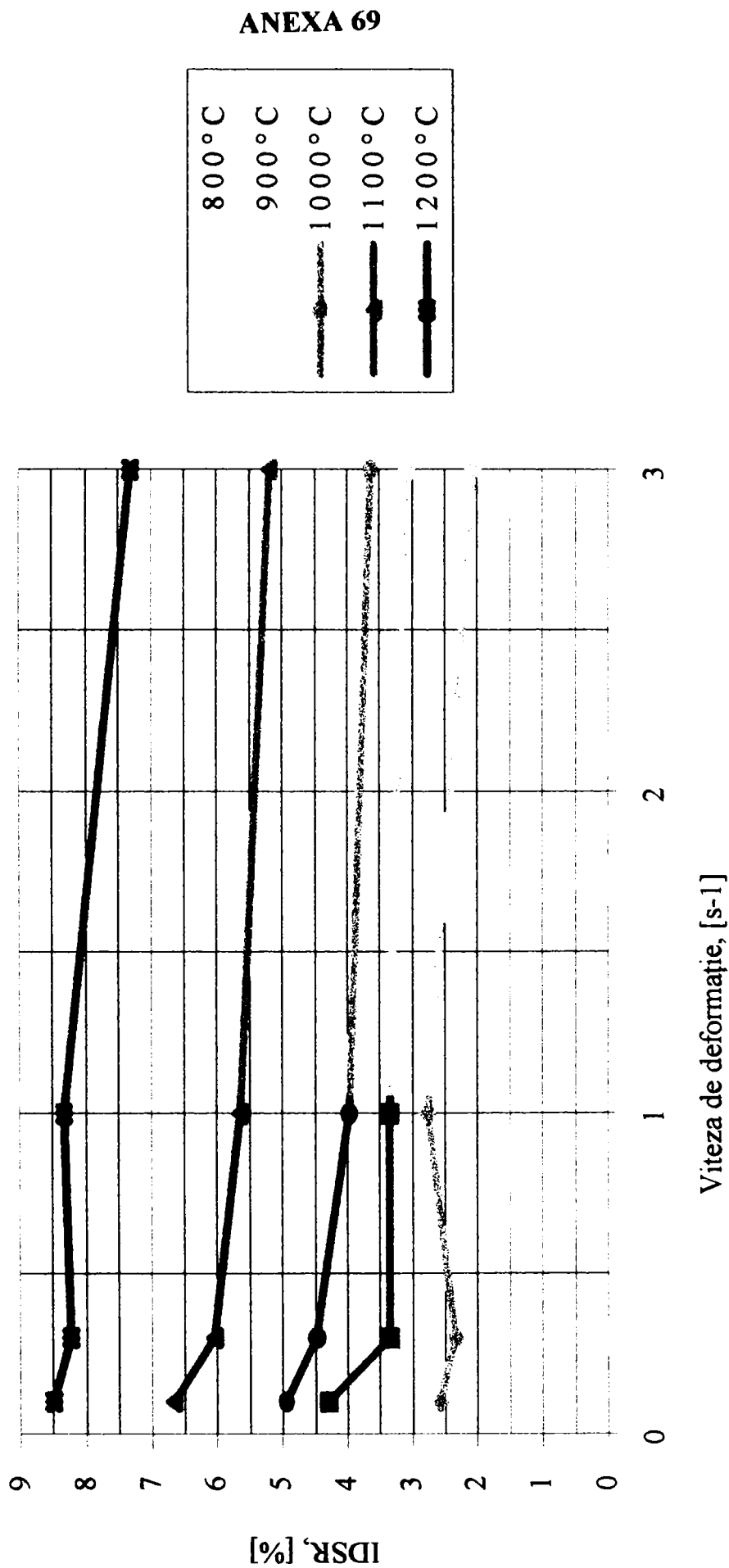
ANEXA 67



**INTENSITATEA DEFORMAȚIEI SUPERFICIALE LA RUPERE (IDSR,%)
în funcție de VITEZA DE DEFORMAȚIE (s^{-1})**

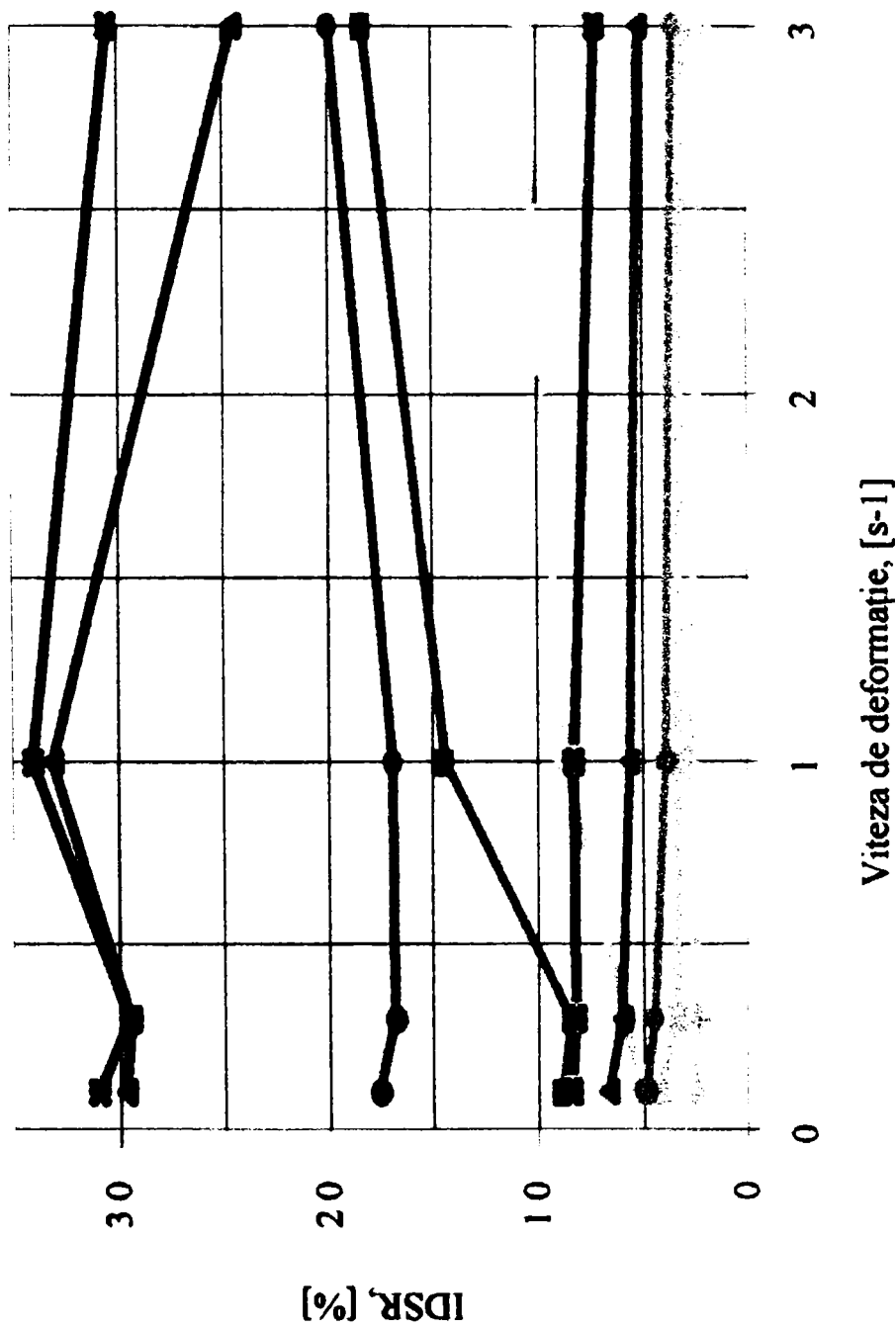


INTENSITATEA DEFORMAȚIEI SUPERFICIALE LA RUPERE (IDSR,%)
în funcție de VITEZA DE DEFORMAȚIE (s^{-1})

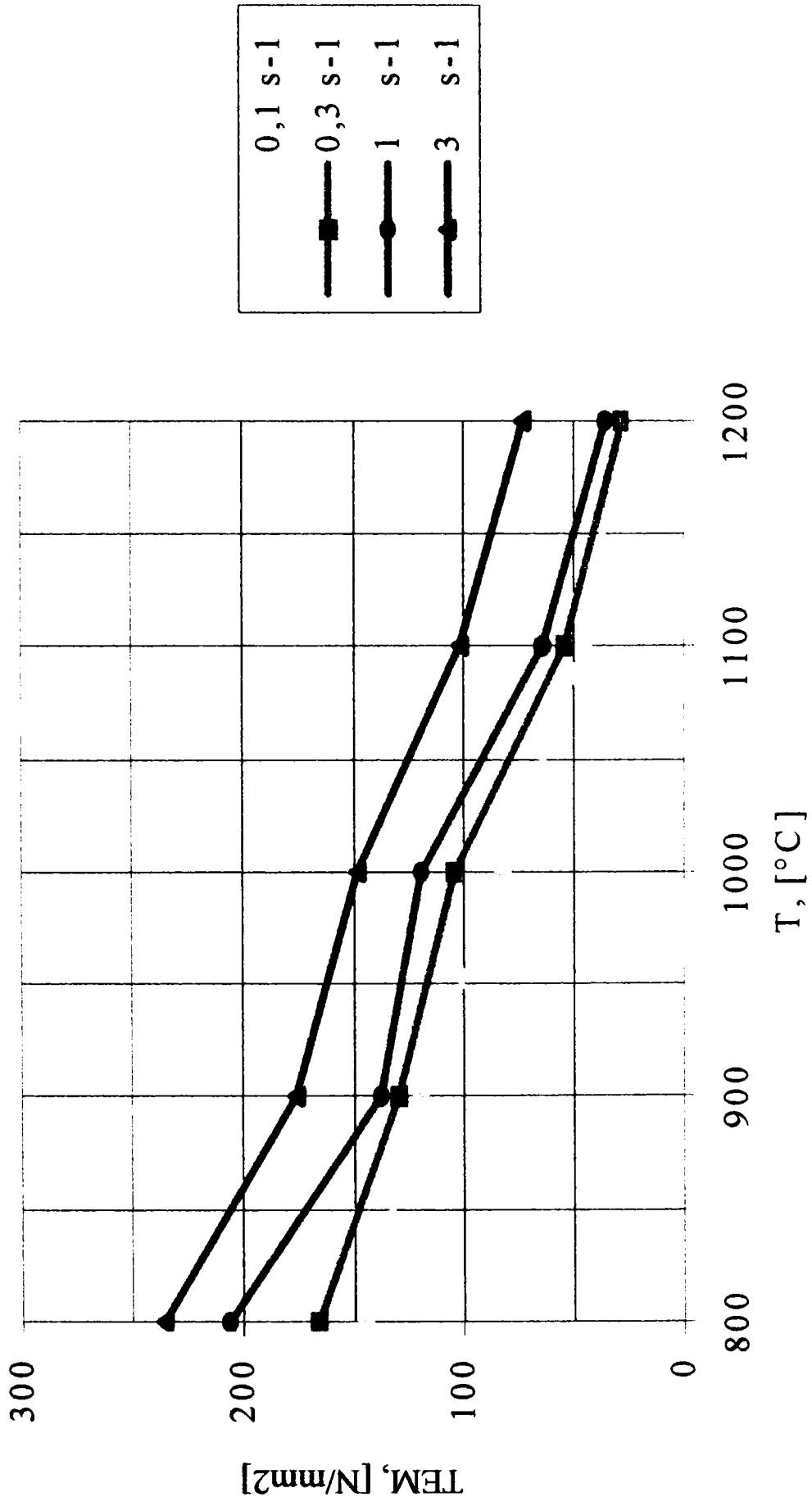


42 MoCr 11 - 39 MoAlCr 15

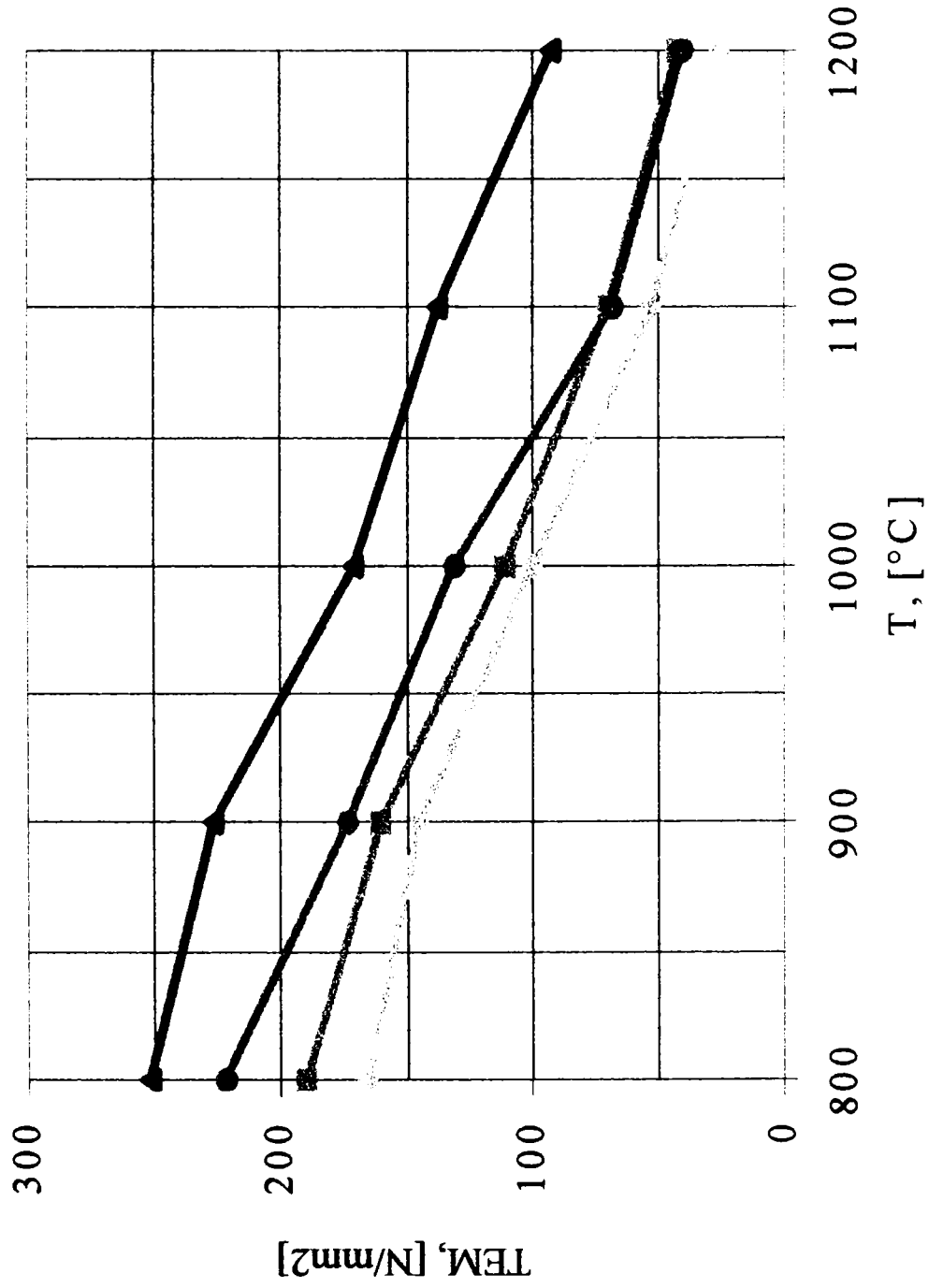
INTENSITATEA DEFORMAȚIEI SUPERFICIALE LA RUPERE (IDSR,%) în funcție de VITEZA DE DEFORMAȚIE (s^{-1})



TENSIUNEA ECHIVALENTĂ MAXIMĂ (TEM, N/mm²) în funcție de TEMPERATURĂ (T, °C)

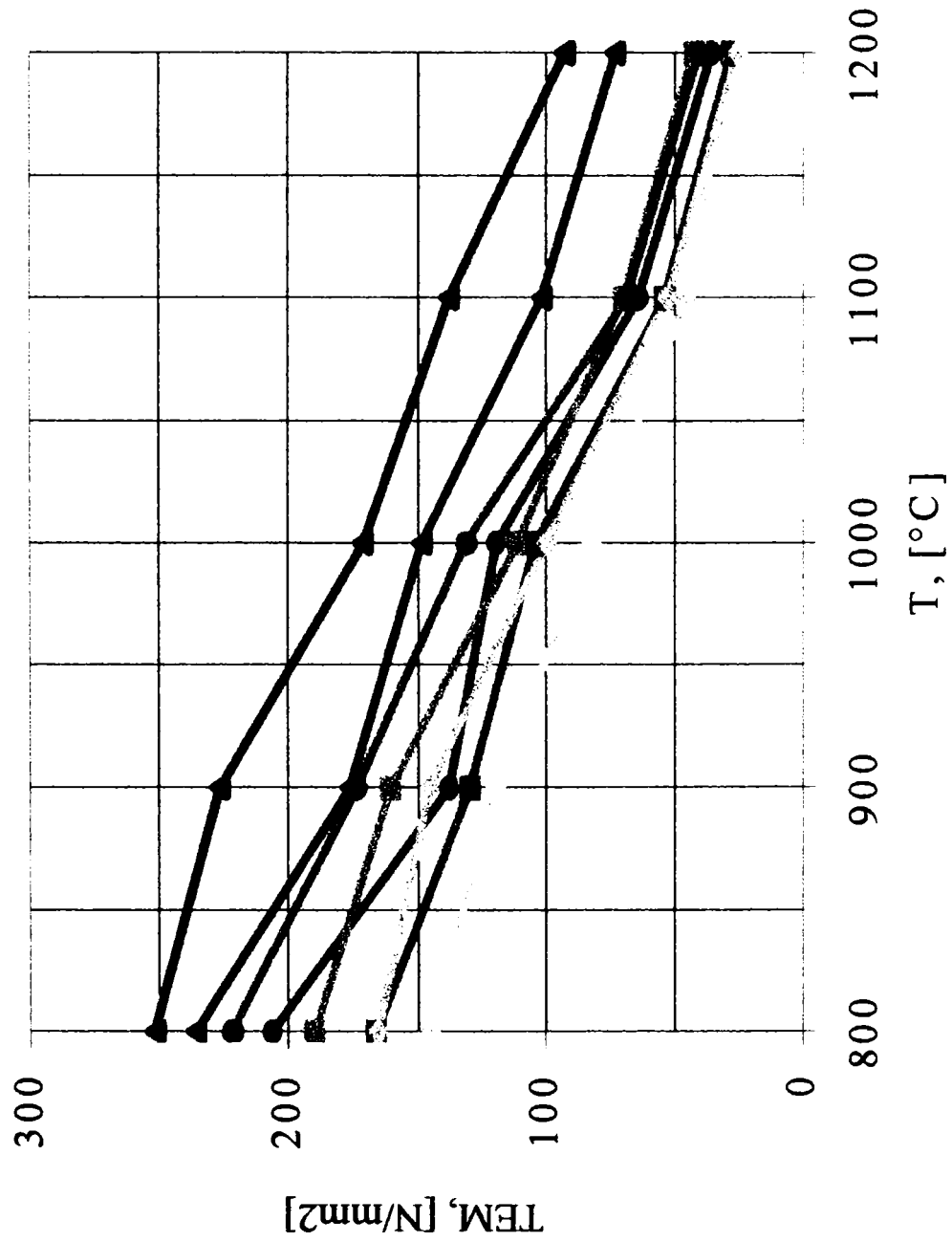


TENSIUNEA ECHIVALENTĂ MAXIMĂ (TEM, N/mm²) în funcție de TEMPERATURĂ (T, °C)

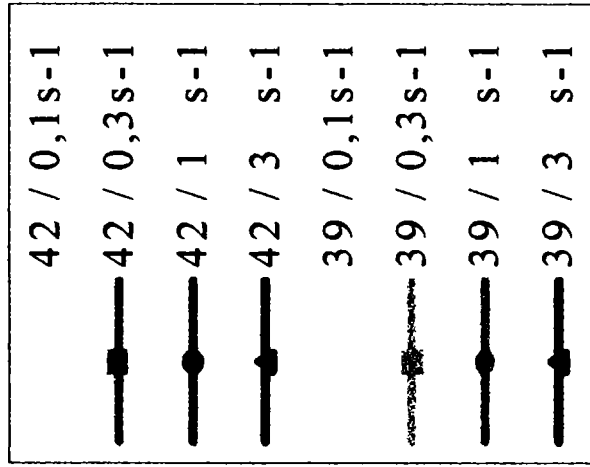


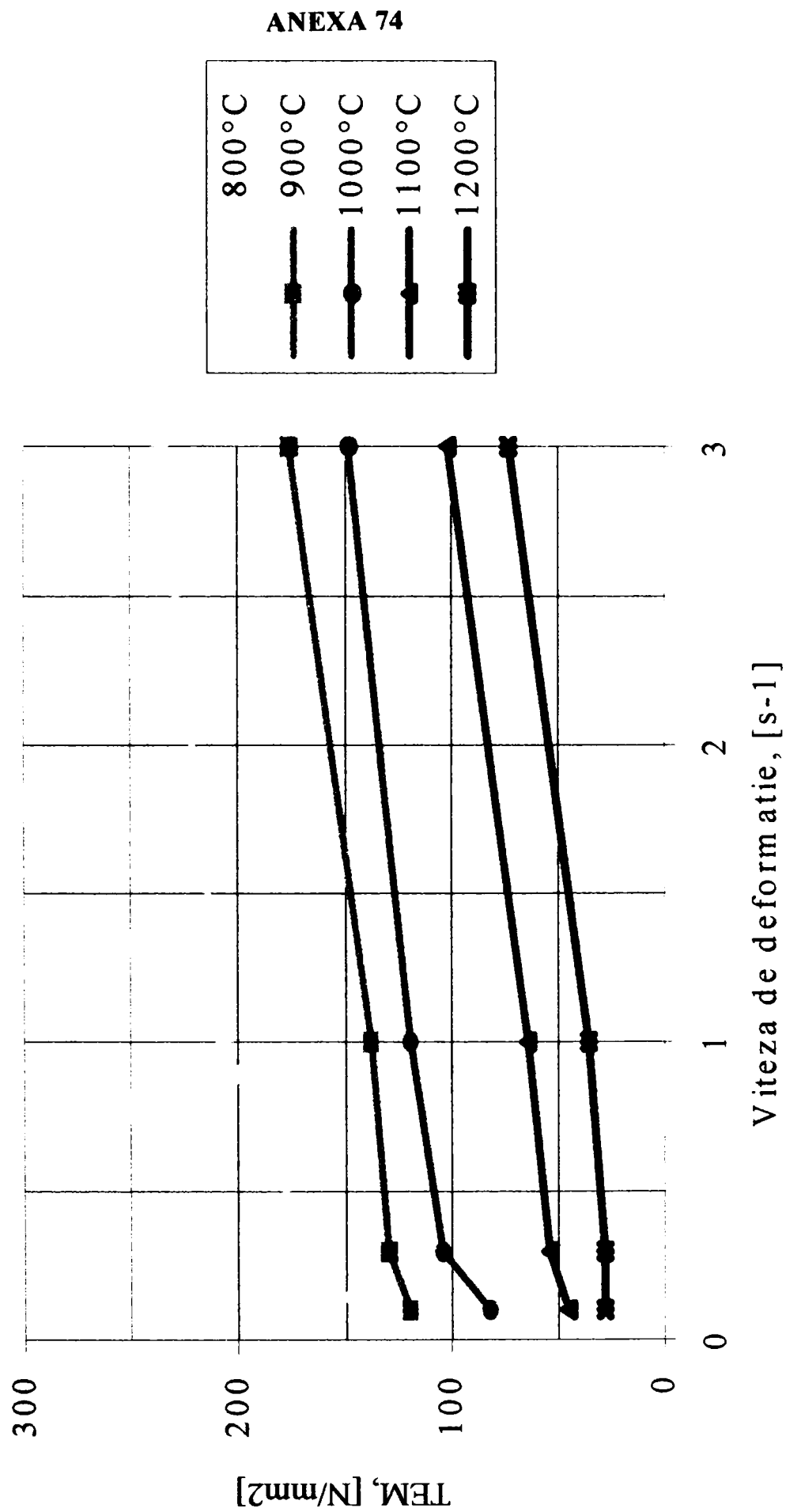
42 MoCr 11 - 39 MoAlCr 15

TENSIUNEA ECHIVALENTĂ MAXIMĂ (TEM, N/mm²) în funcție de TEMPERATURĂ (T, °C)



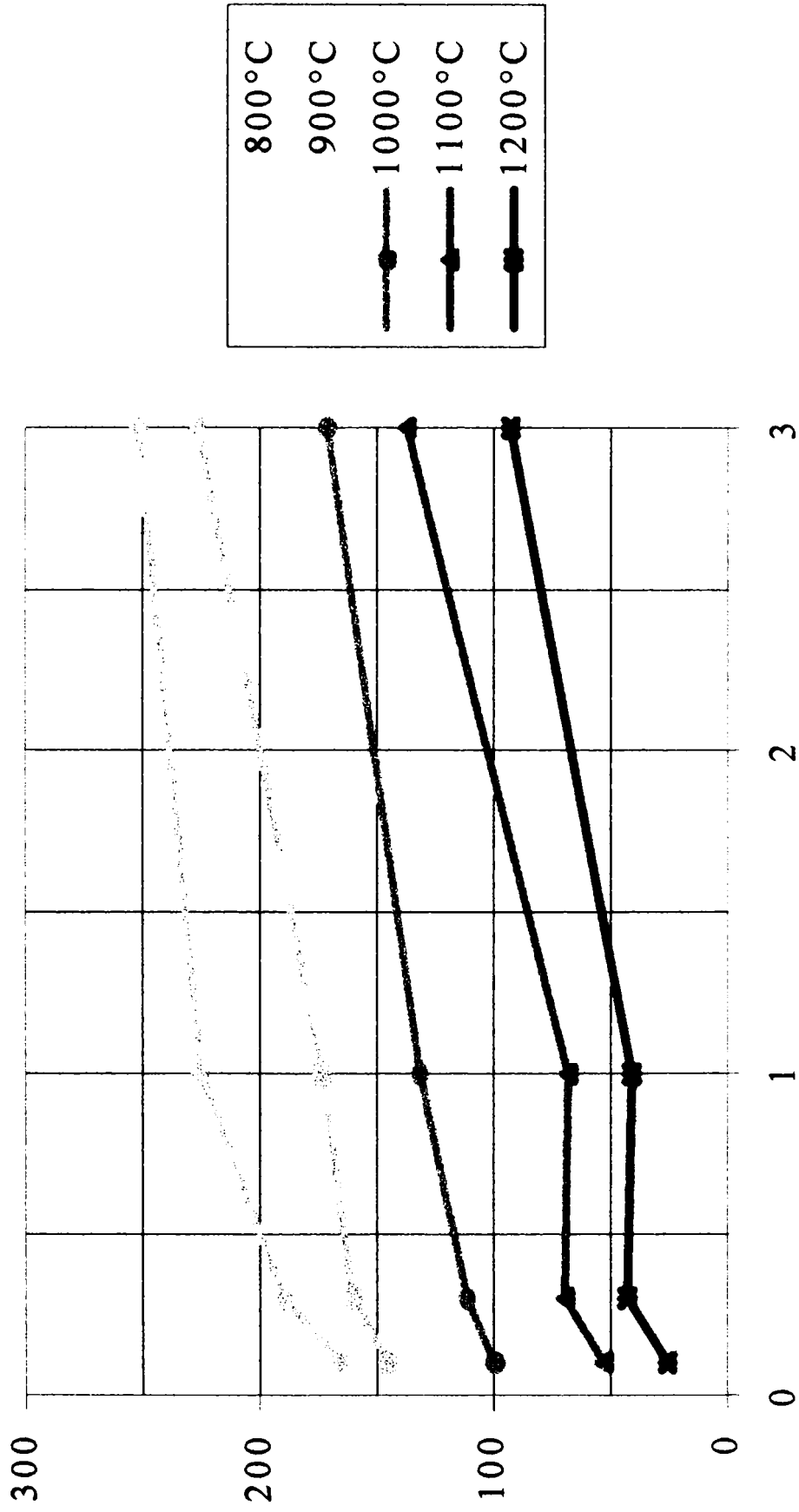
ANEXA 73



TENSIUNEA ECHIVALENTĂ MAXIMĂ (TEM, N/mm²) în funcție de VITEZA DE DEFORMAȚIE (s⁻¹)

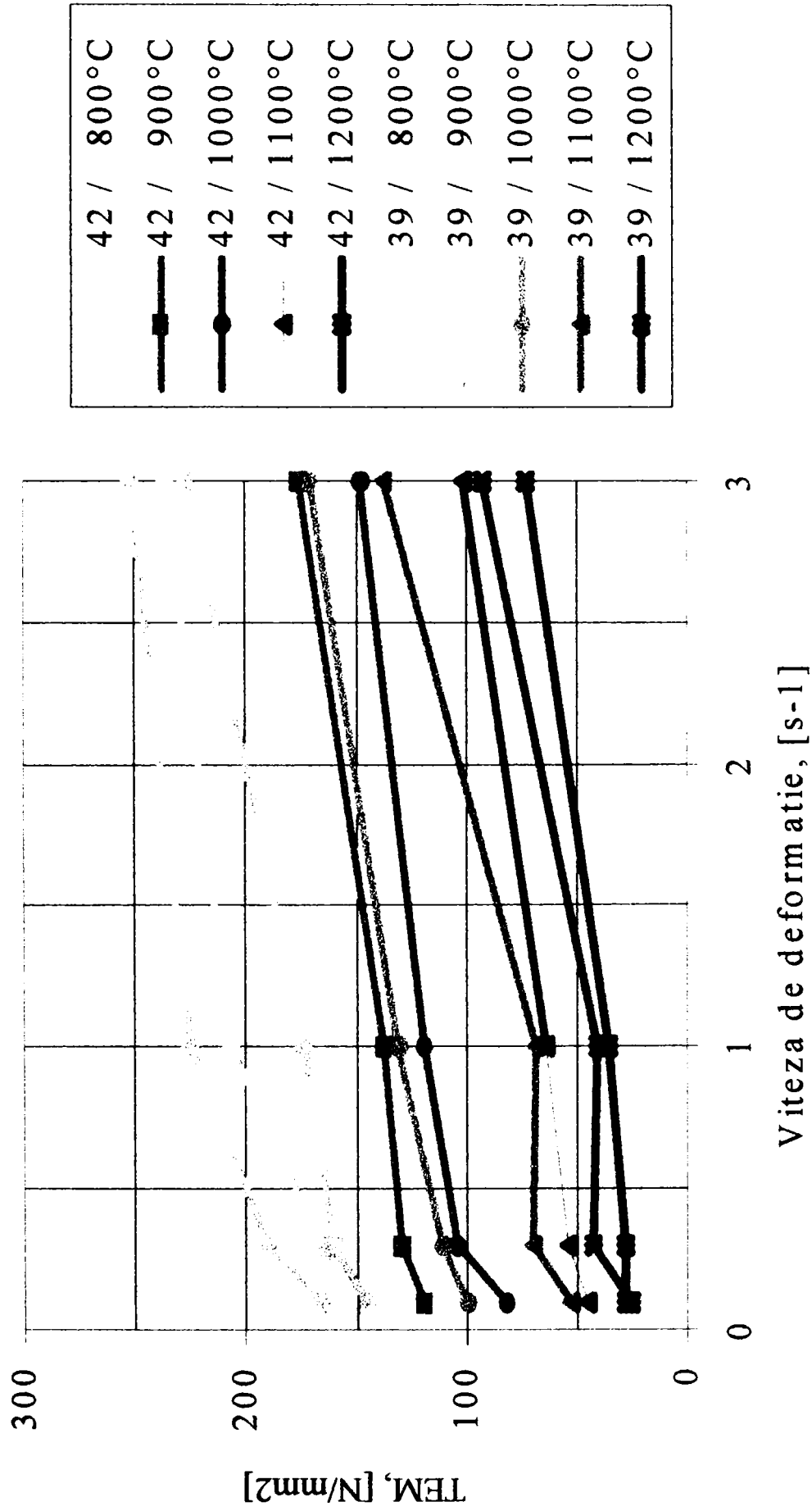
TENSIUNEA ECHIVALENTĂ MAXIMĂ (TEM, N/mm²) în funcție de VITEZA DE DEFORMAȚIE (s⁻¹)

ANEXA 75



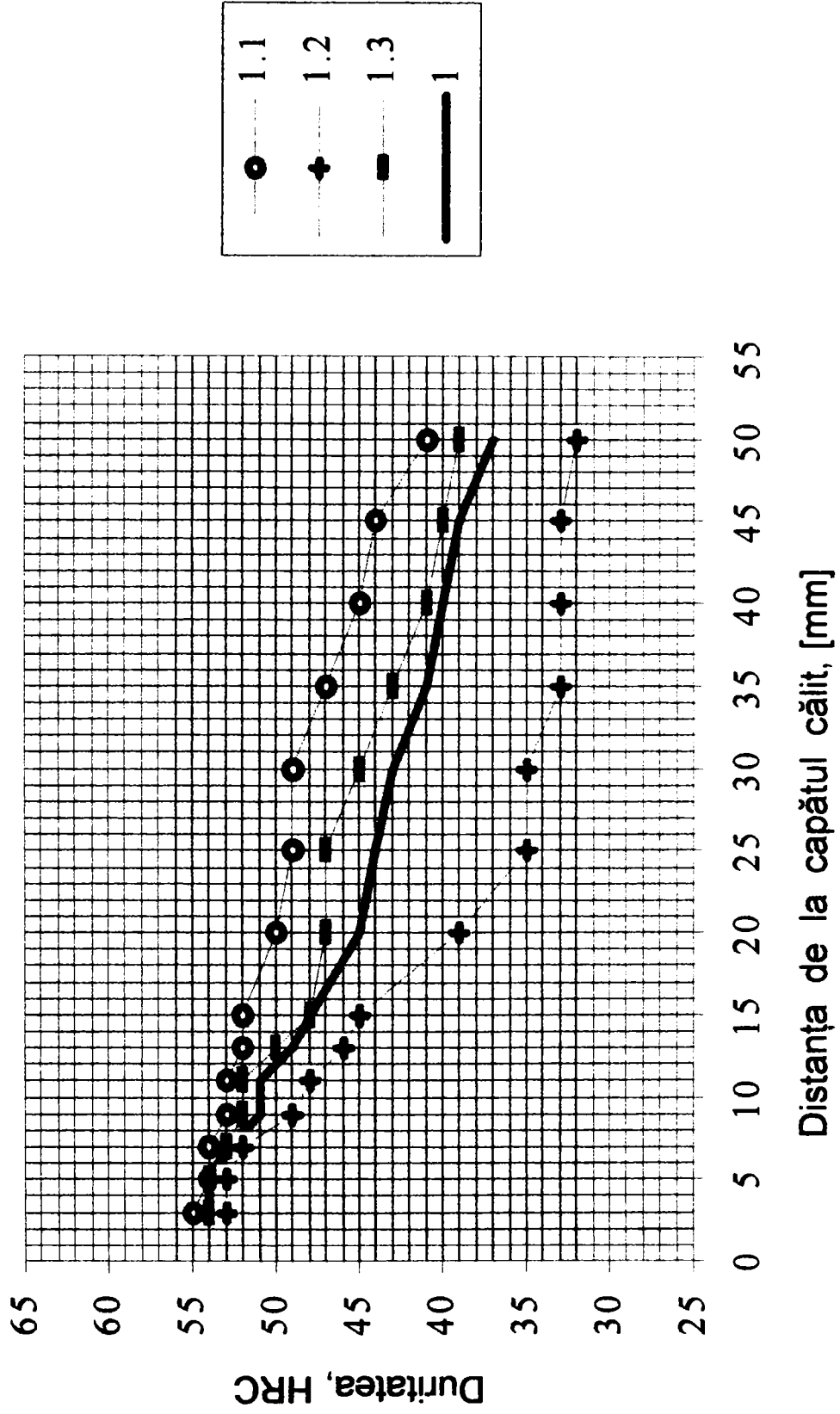
42 MoCr 11 – 39 MoAlCr 15
TENSIUNEA ECHIVALENTĂ MAXIMĂ (TEM, N/mm²) în funcție de VITEZA DE DEFORMAȚIE (s⁻¹)

ANEXA 76



39 MoAlCr 15
*** Șarja 1***

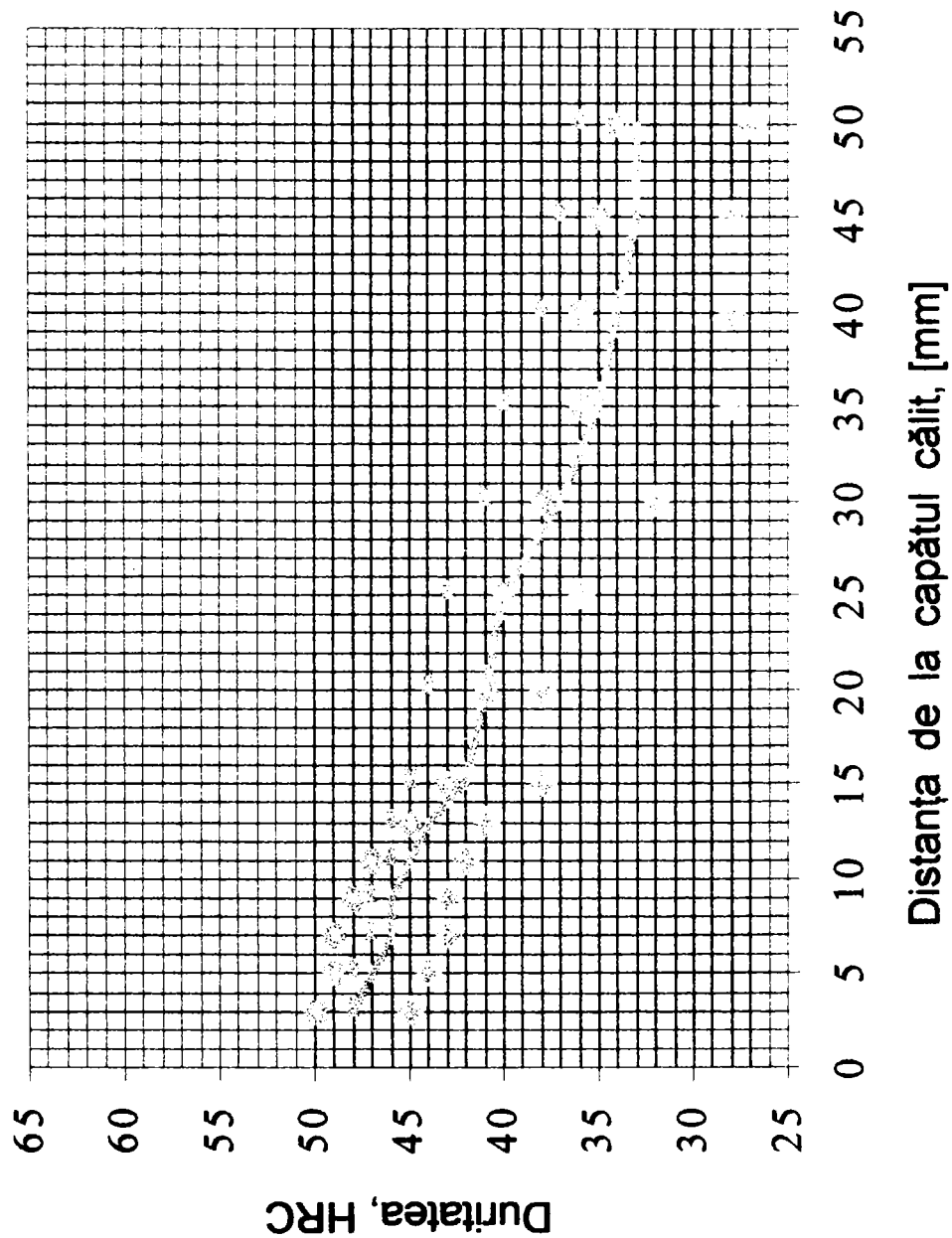
Duritatea HRC în funcție de distanța de la capătul răcit direct l [mm]



Universitatea tehnică
TIMISOARA
Biblioteca centrală

39 MoAlCr 15
Șarja 2

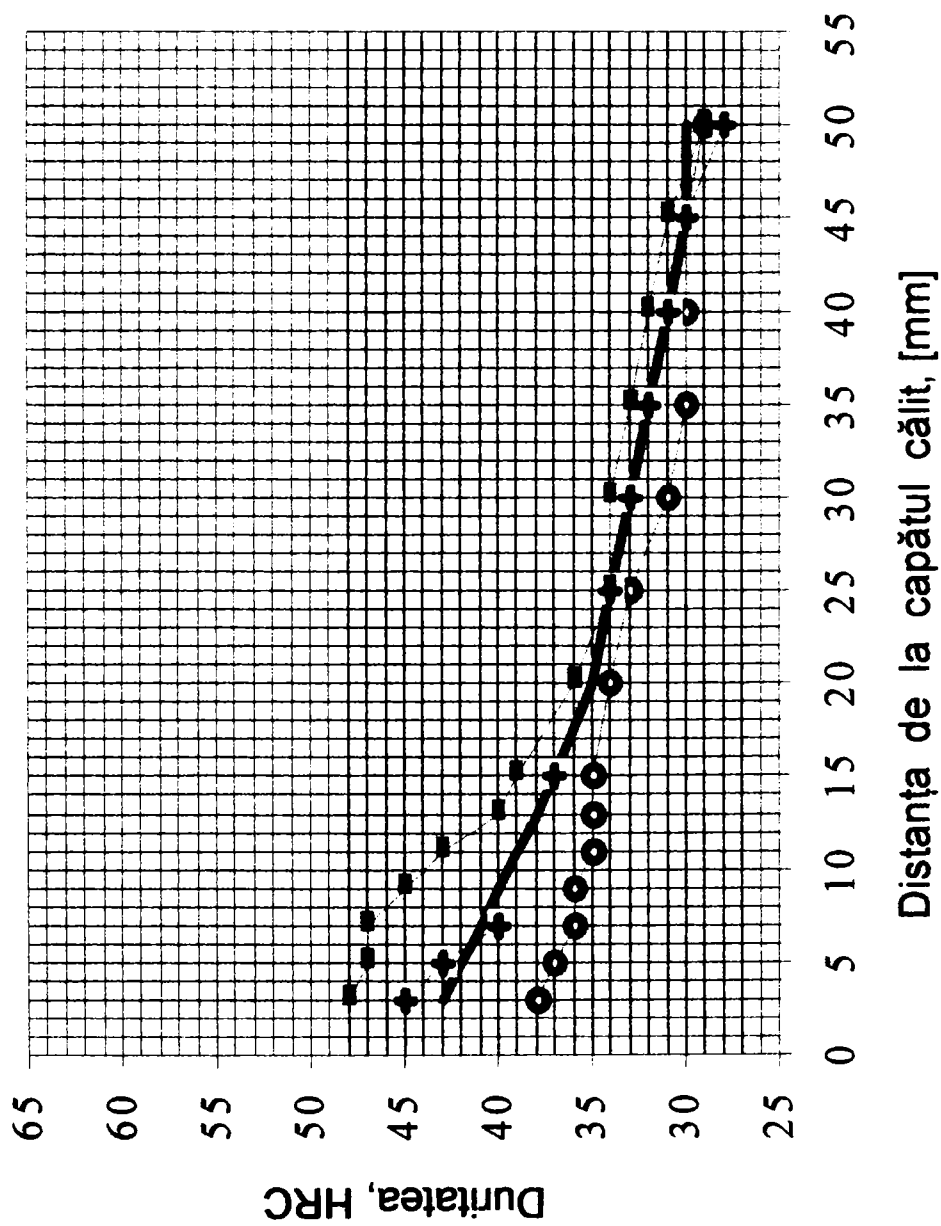
Duritatea HRC în funcție de distanța de la capătul răcit direct l [mm]



2.1
2.2
2.3
2

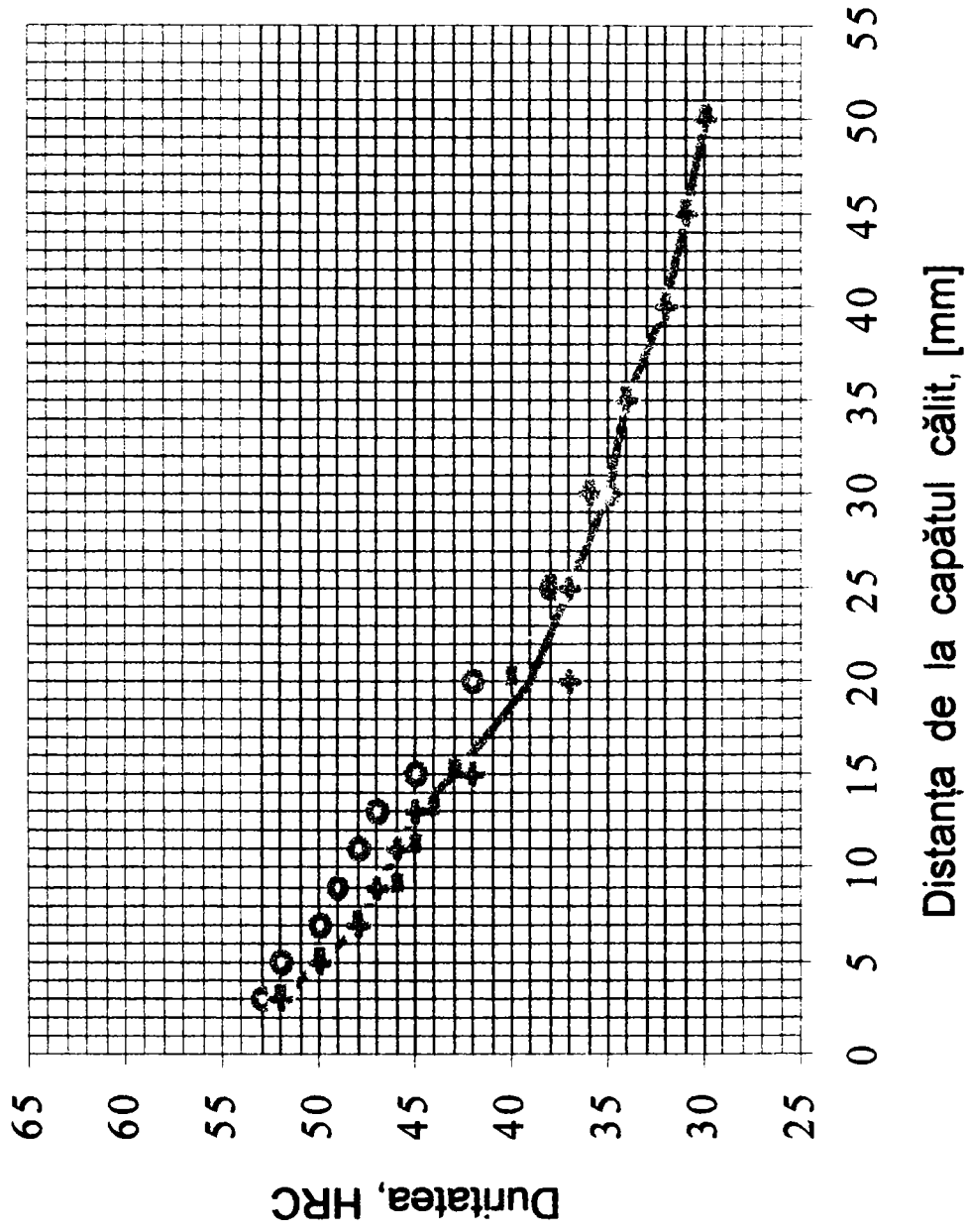
39 MoAlCr 15
* Șarja 3*

Duritatea HRC în funcție de distanța de la capătul răcit direct l [mm]



39 MoAlCr 15
*** Șarja 4***

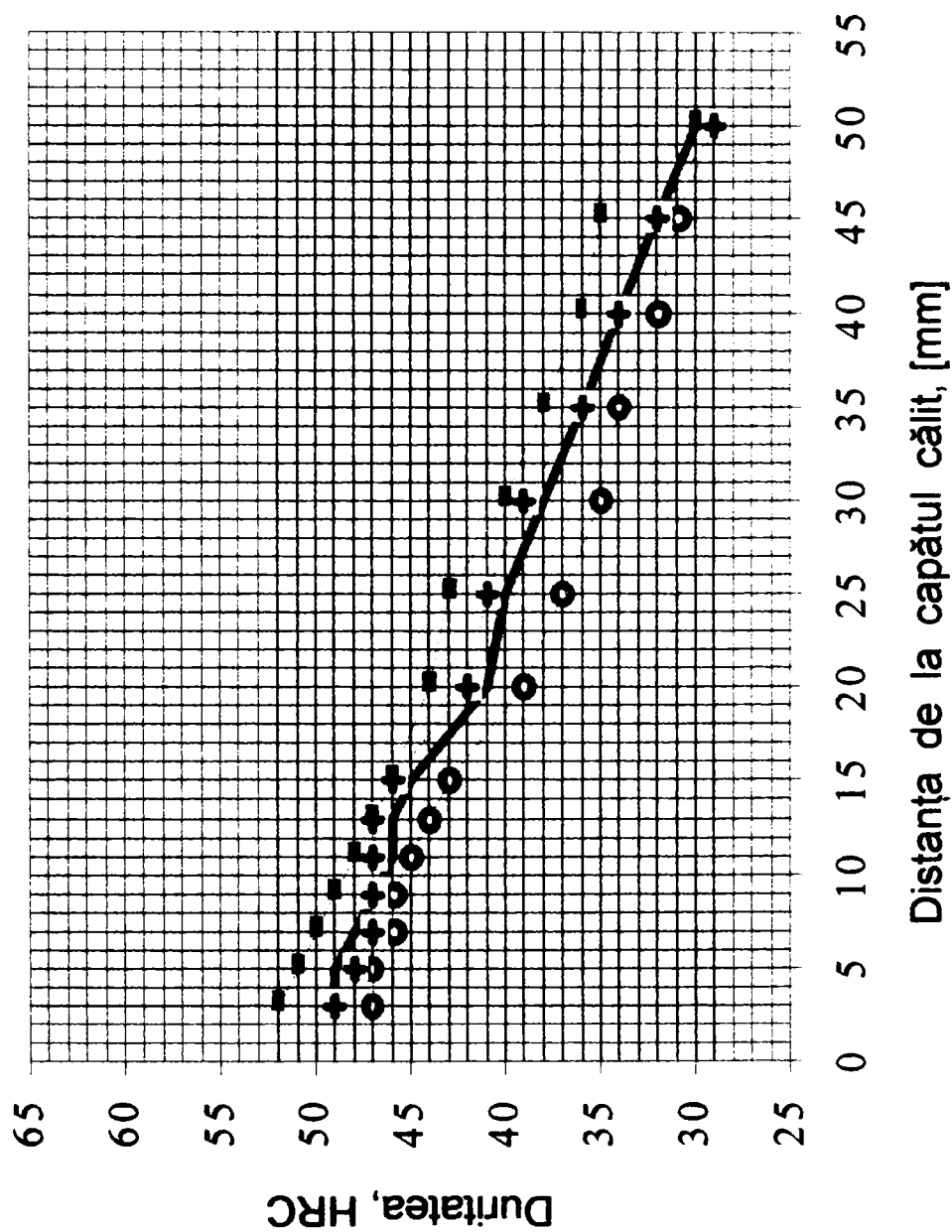
Duritatea HRC în funcție de distanța de la capătul răcit direct l [mm]



○	4.1
+	4.2
*	4.3
4	

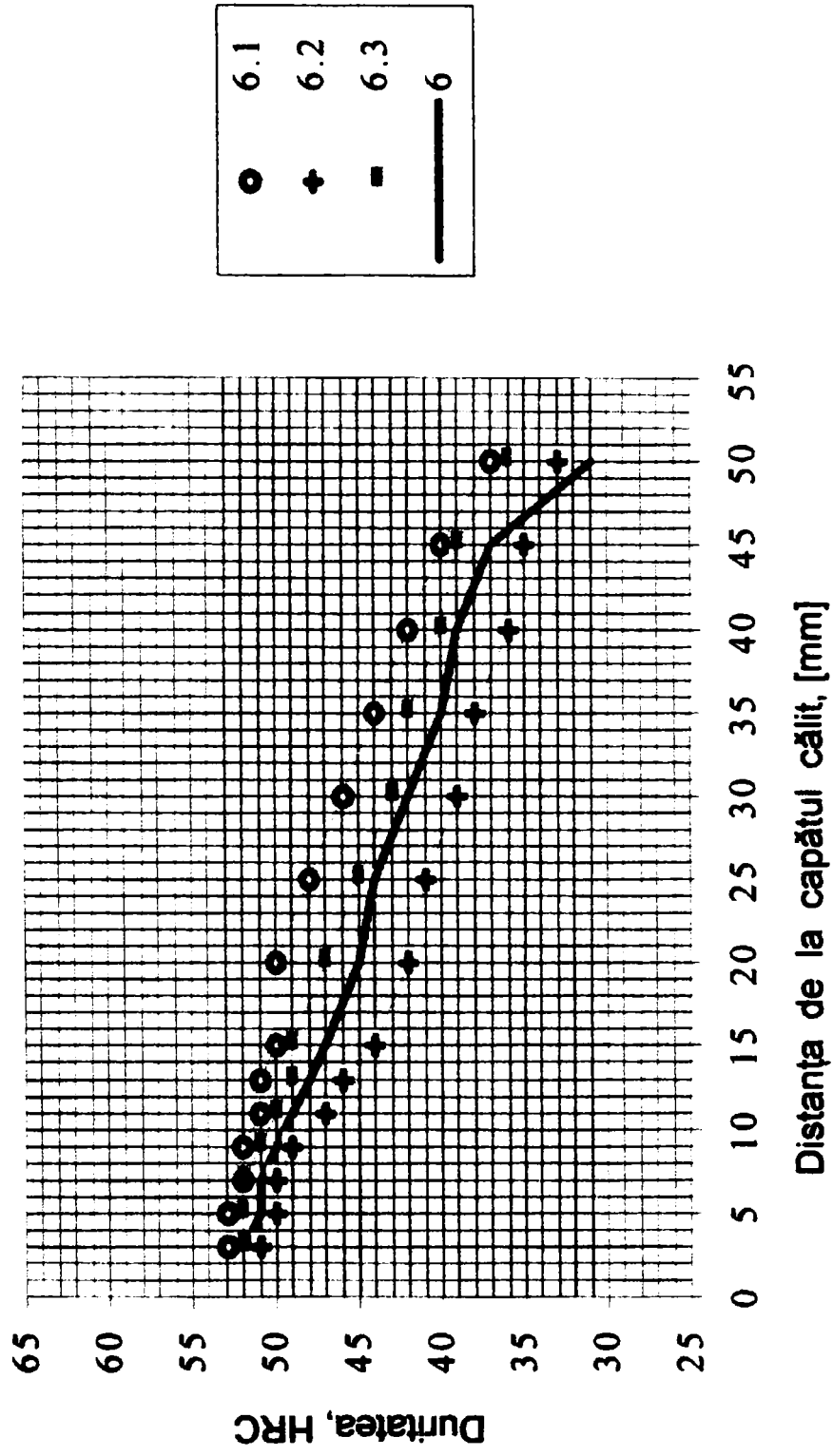
39 MoAlCr 15
*** Șarja 5***

Duritatea HRC în funcție de distanța de la capătul răcit direct l [mm]



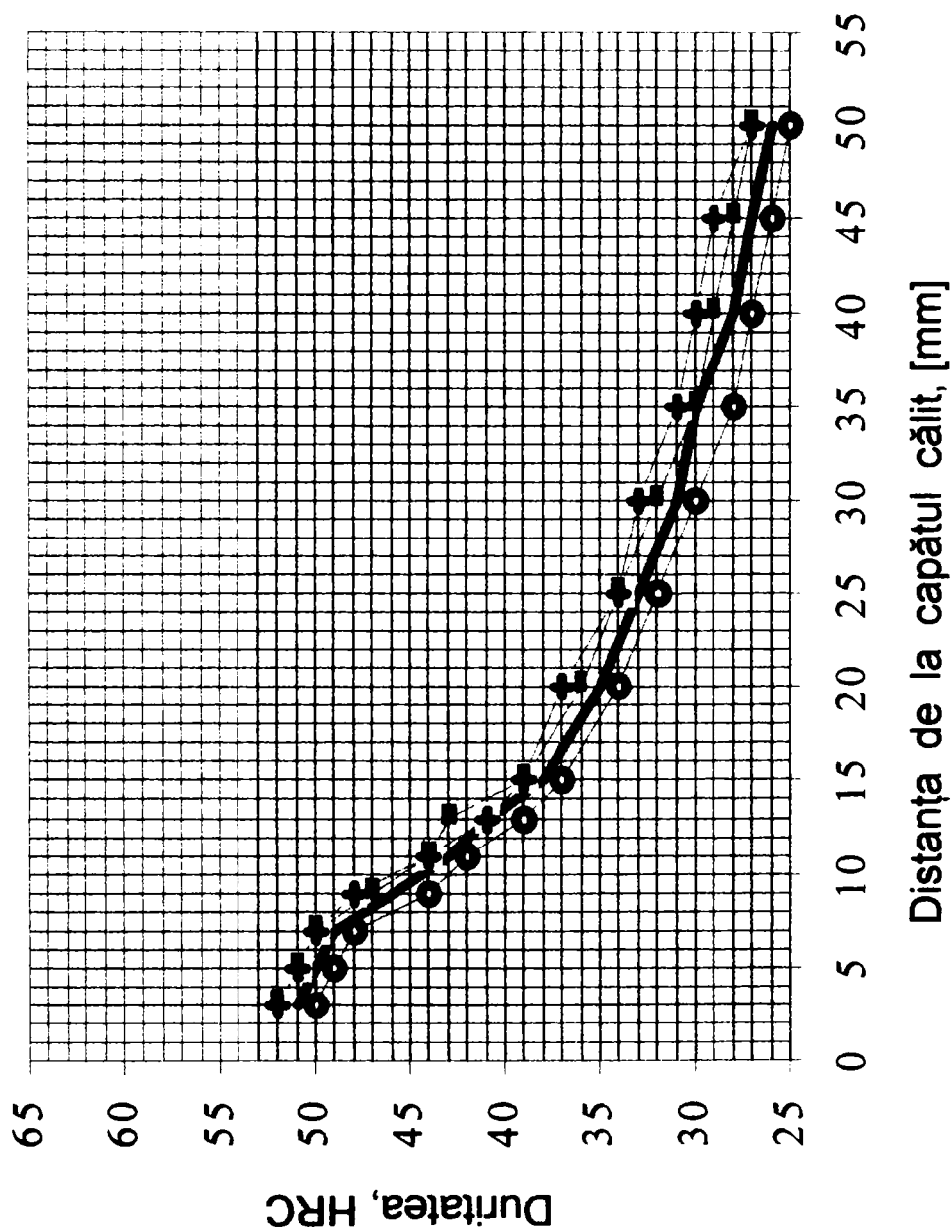
39 MoAlCr 15
*** Șarja 6***

Duritatea HRC în funcție de distanța de la capătul răcit direct l [mm]



39 MoAlCr 15
*** Șarja 7***

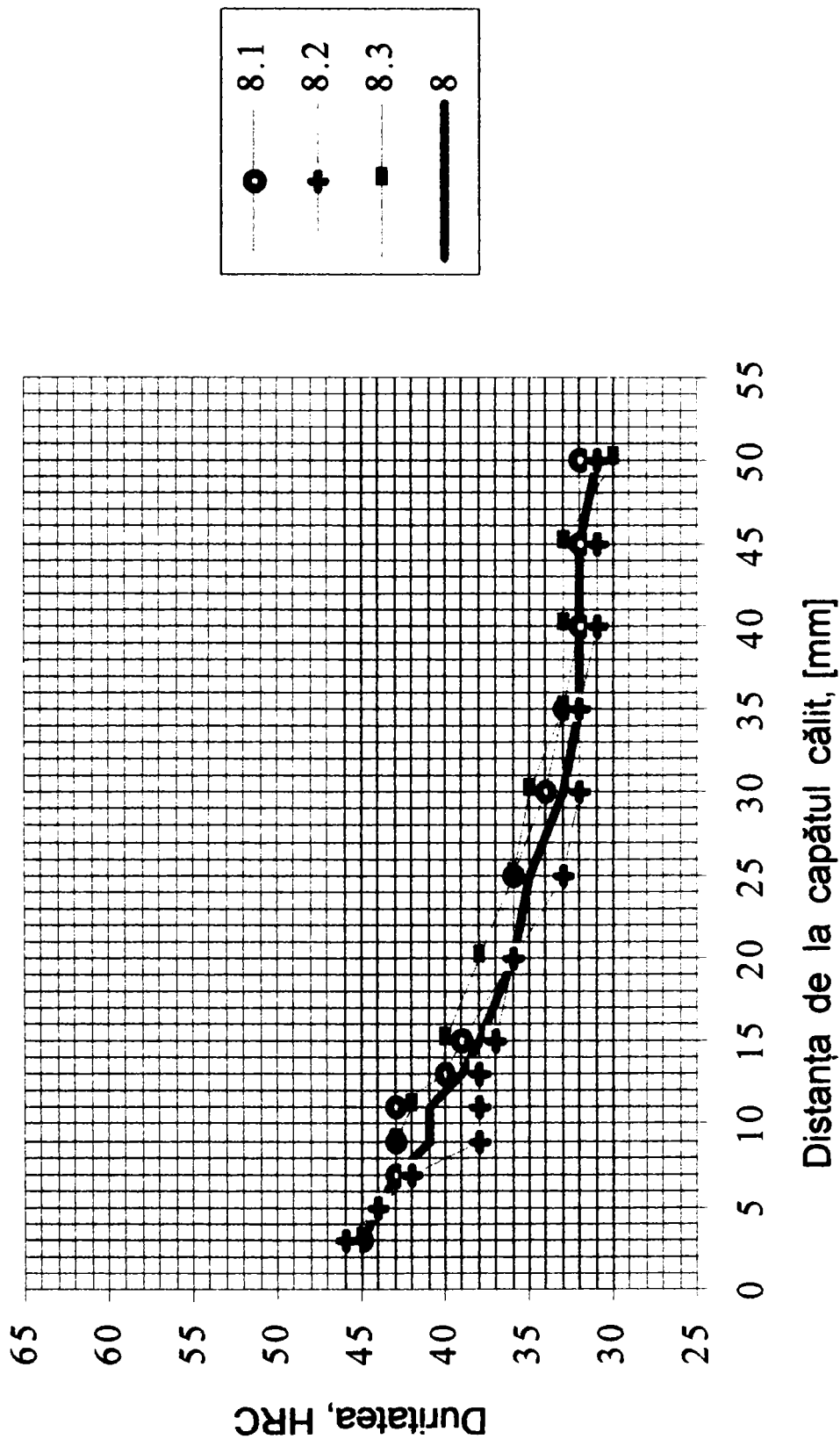
Duritatea HRC în funcție de distanța de la capătul răcit direct l [mm]



39 MoAlCr 15

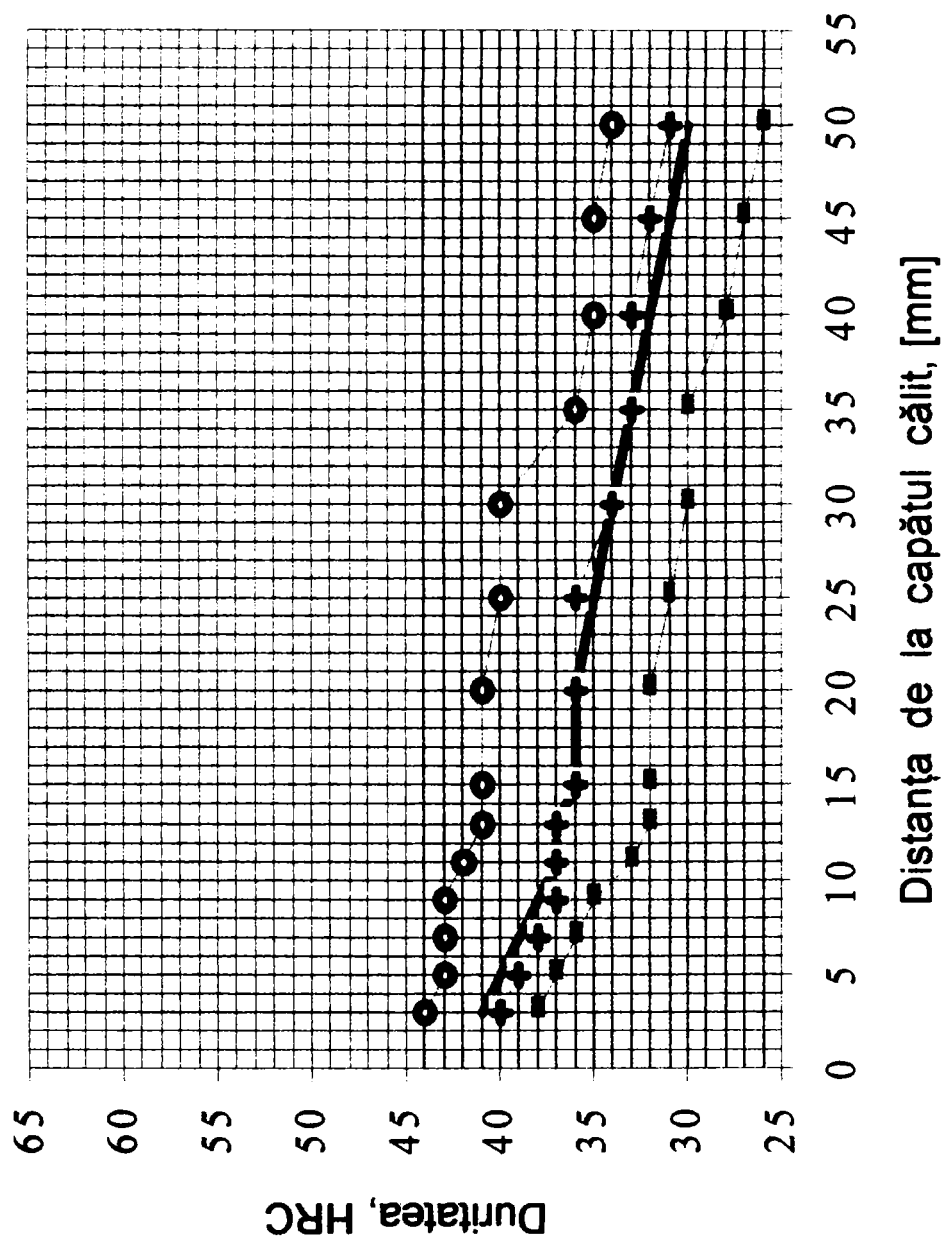
* Șarja 8*

Duritatea HRC în funcție de distanța de la capătul răcit direct l [mm]



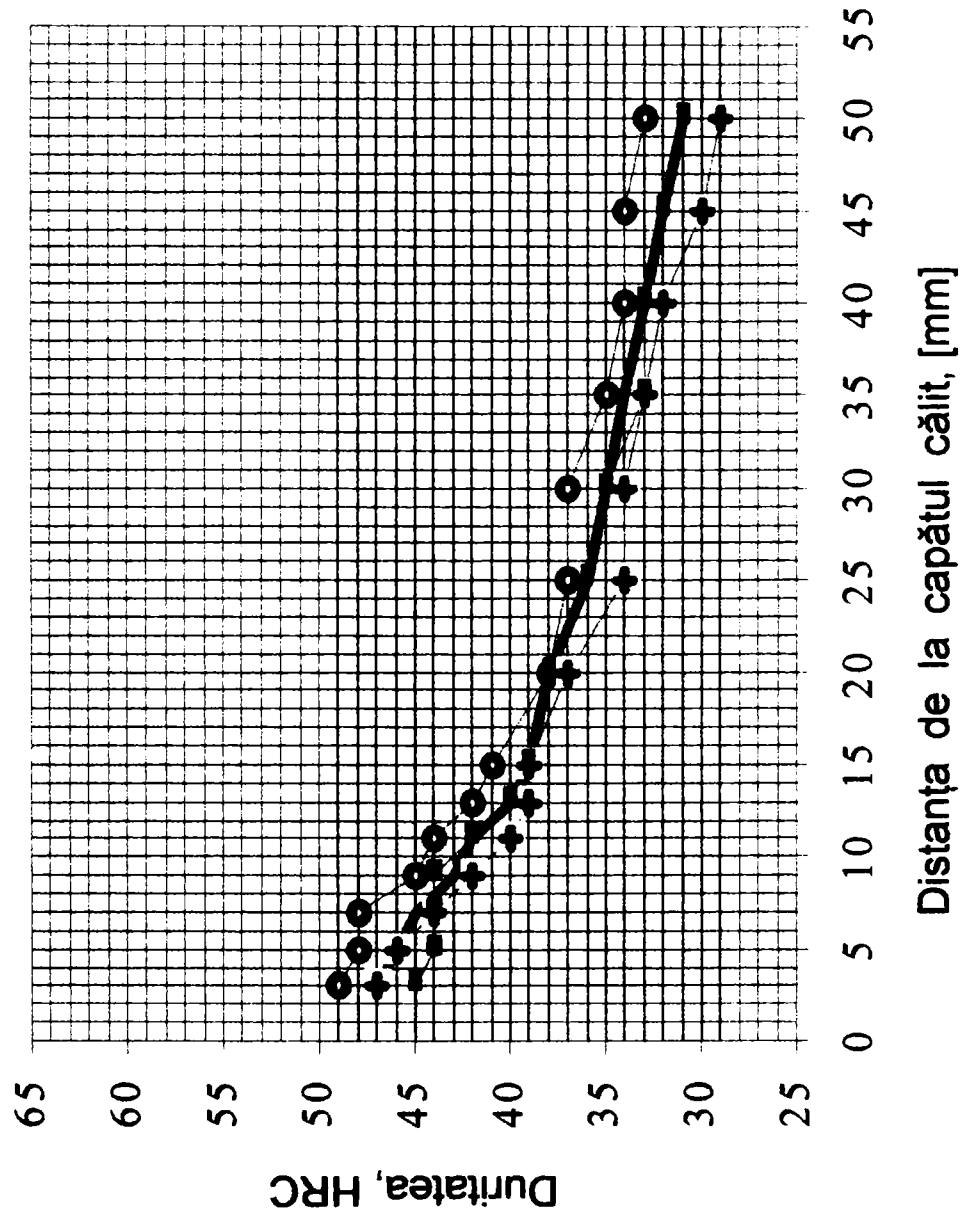
39 MoAlCr 15
*** Șarja 9 ***

Duritatea HRC în funcție de distanța de la capătul răcit direct l [mm]



39 MoAlCr 15
*** Șarja 10 ***

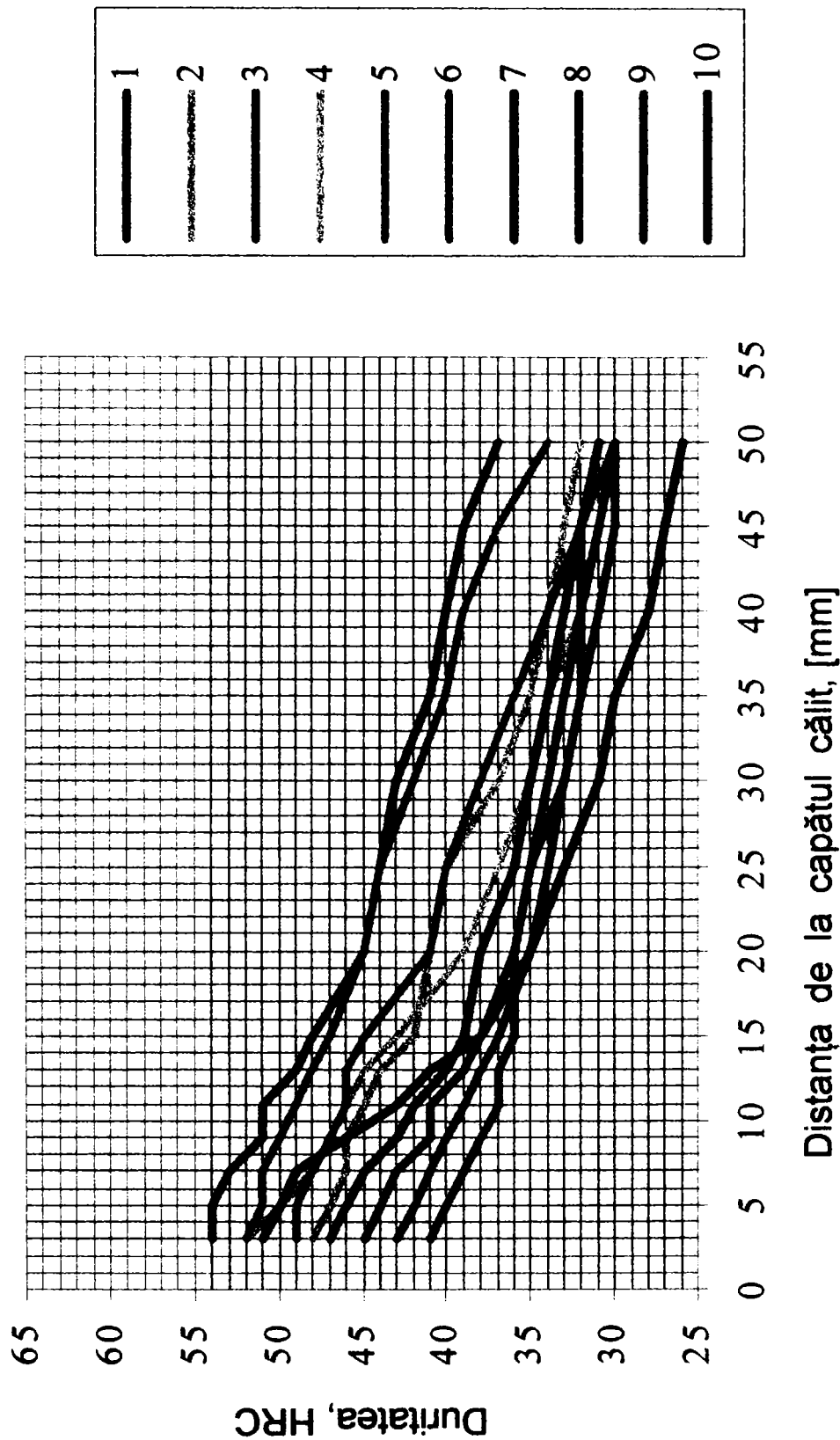
Duritatea HRC în funcție de distanța de la capătul răcit direct l [mm]



39 MoAlCr 15

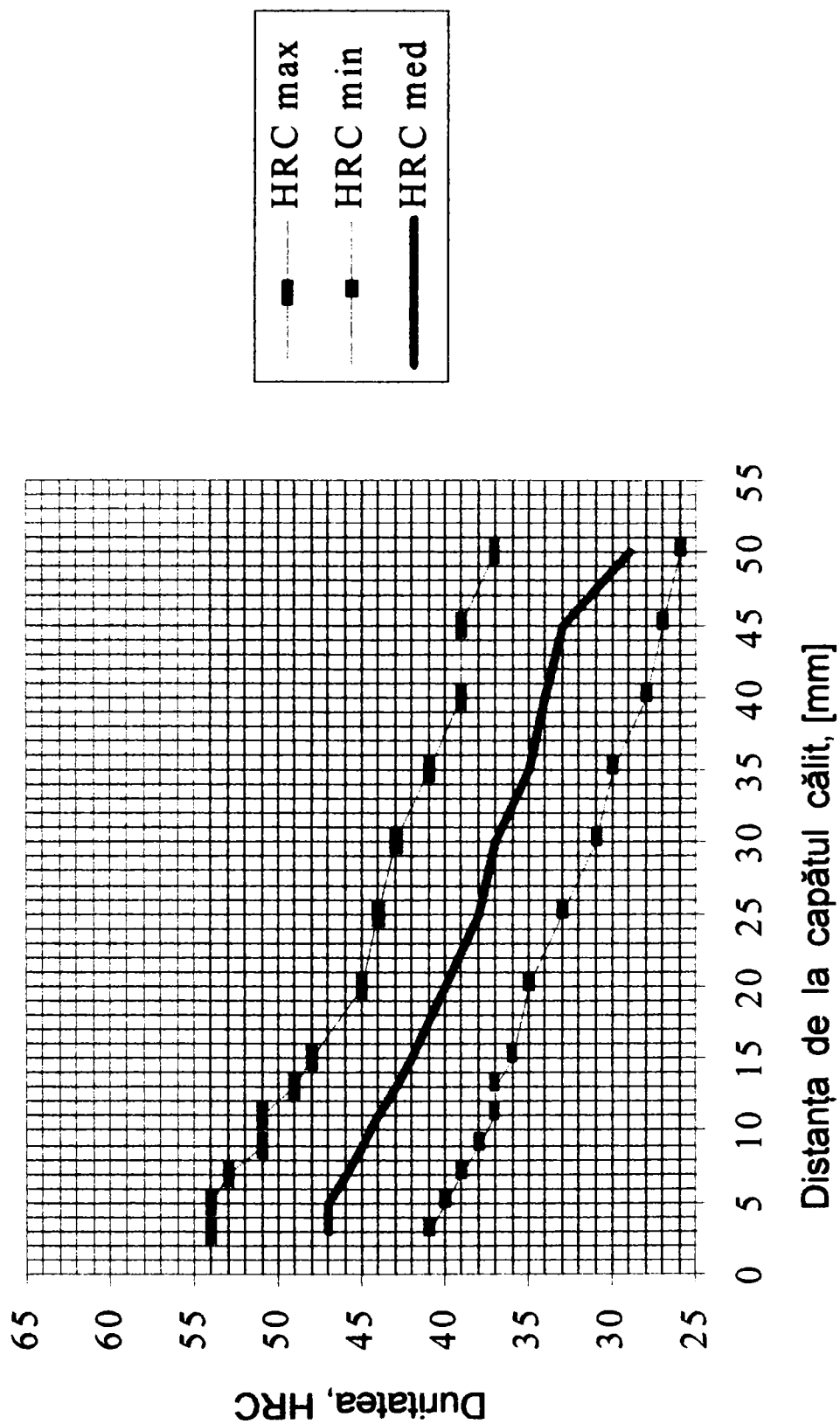
* Șarjele 1 – 10 *

Duritatea HRC în funcție de distanța de la capătul răcit direct l [mm]



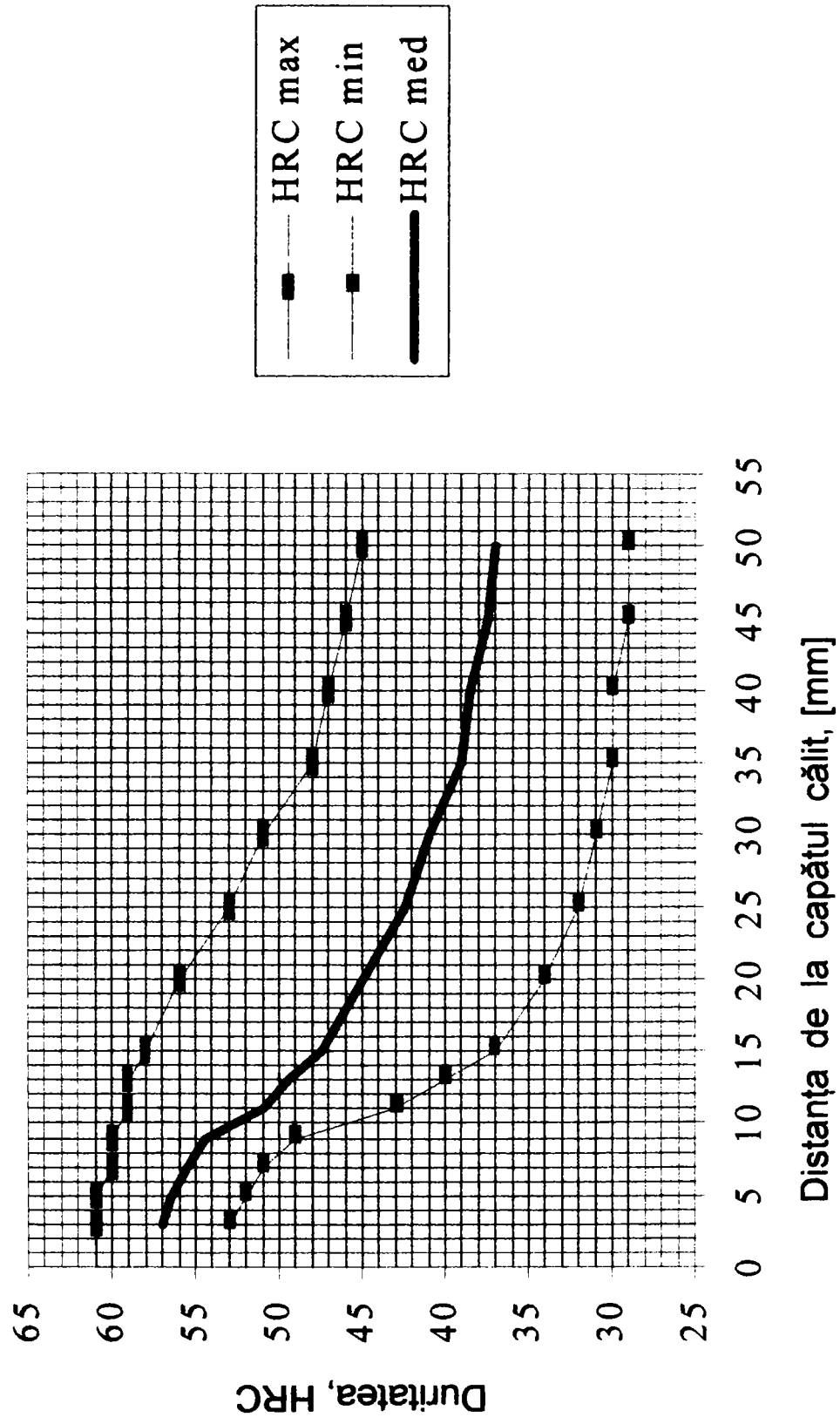
39 MoAlCr15

**Banda de călibritate obținută experimental
(Temperatura de austenitizare = 950 °C)**

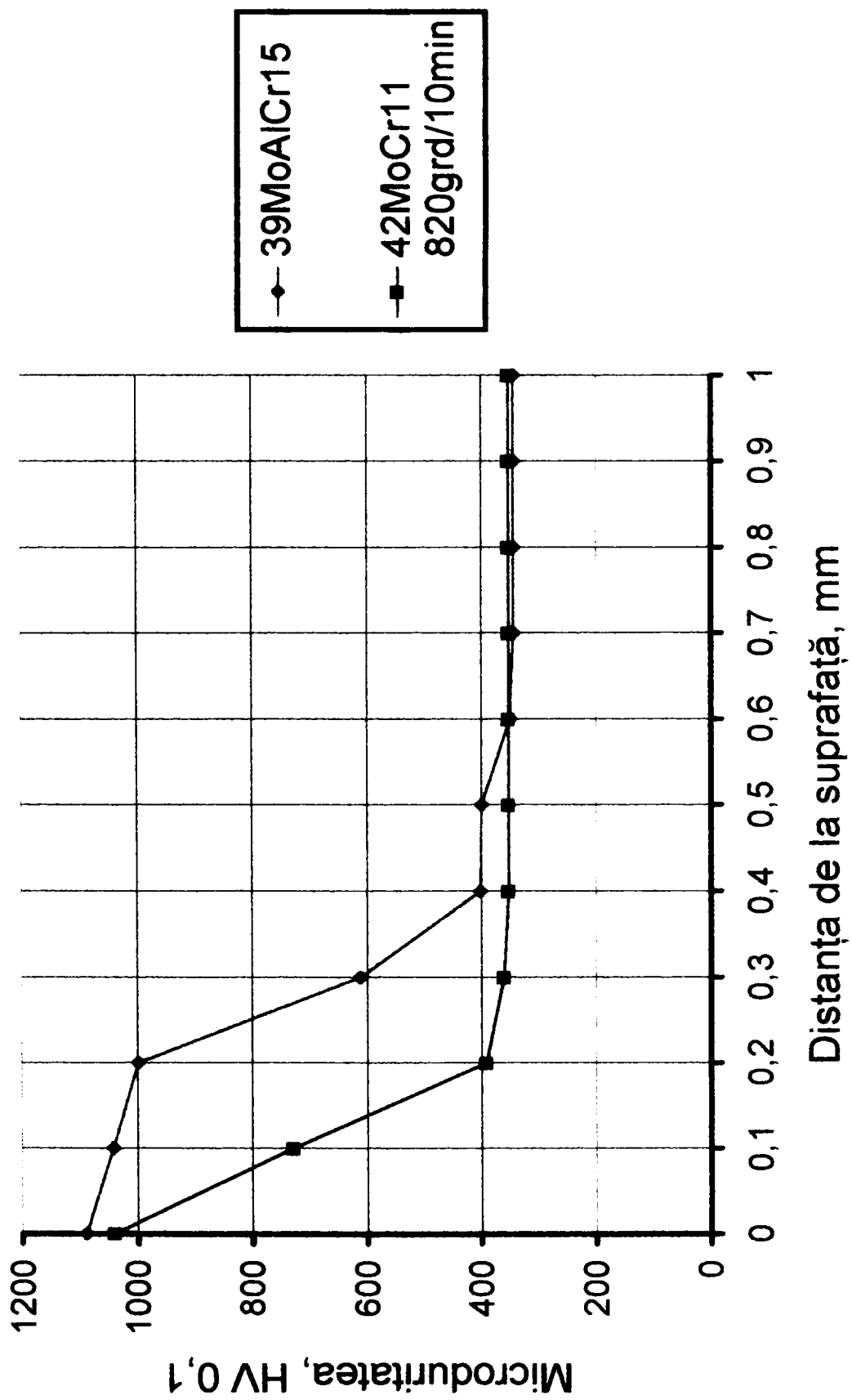


42MoCr11

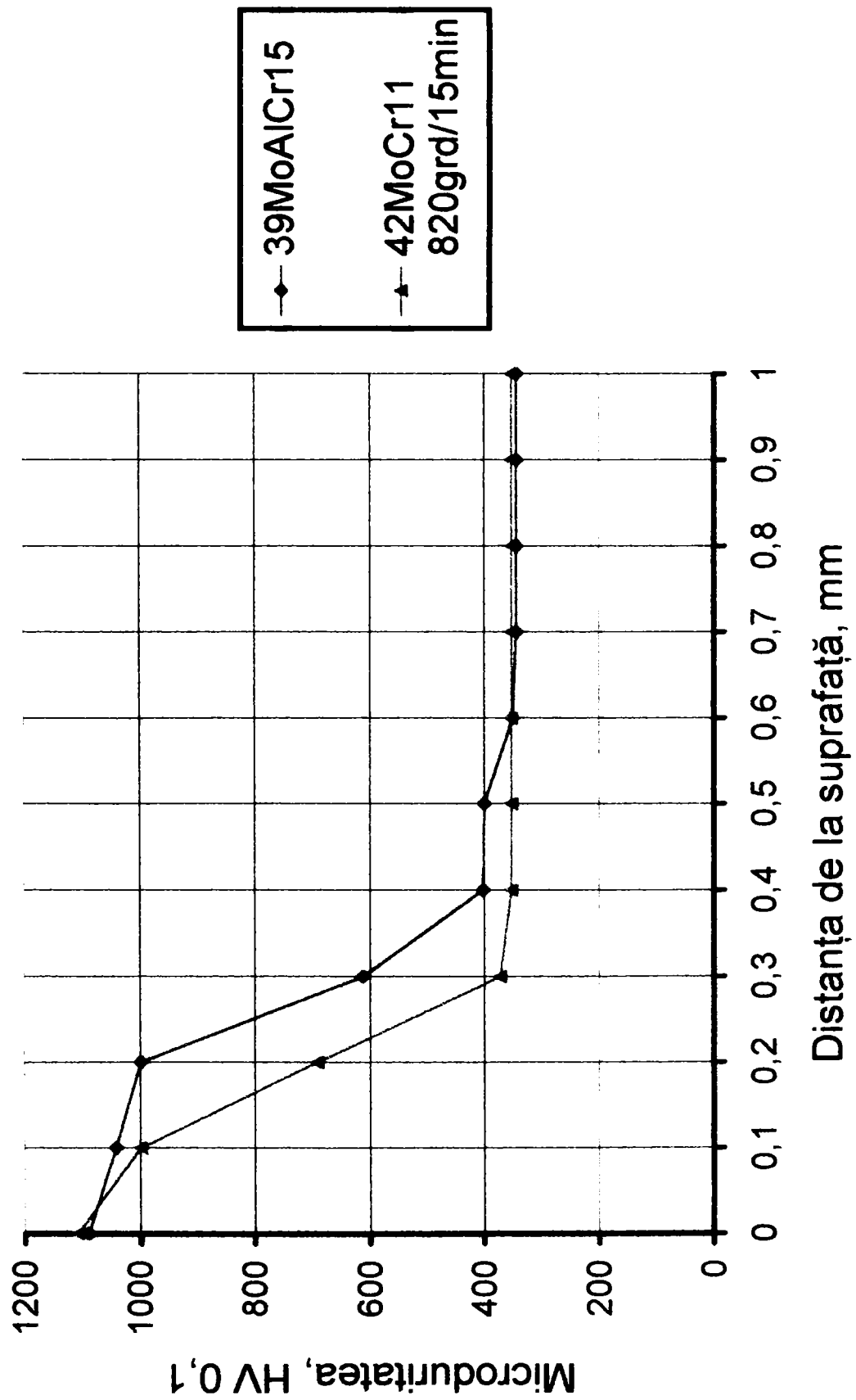
**Banda de călibritate conform STAS 791 - 88
(Temperatura de austenitizare = 850°C)**



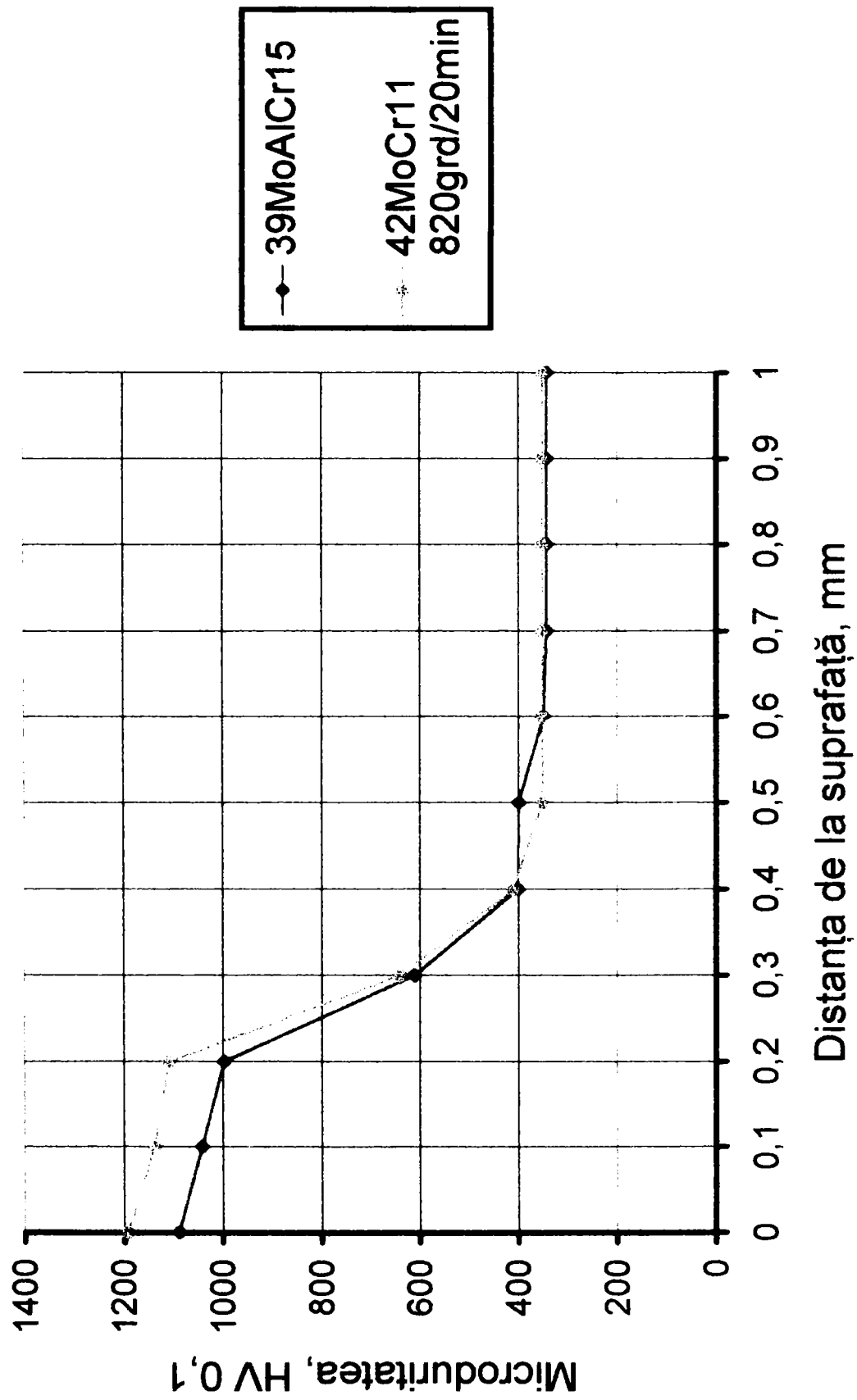
Variația durității după nitrurare pe adâncimea stratului de difuzie



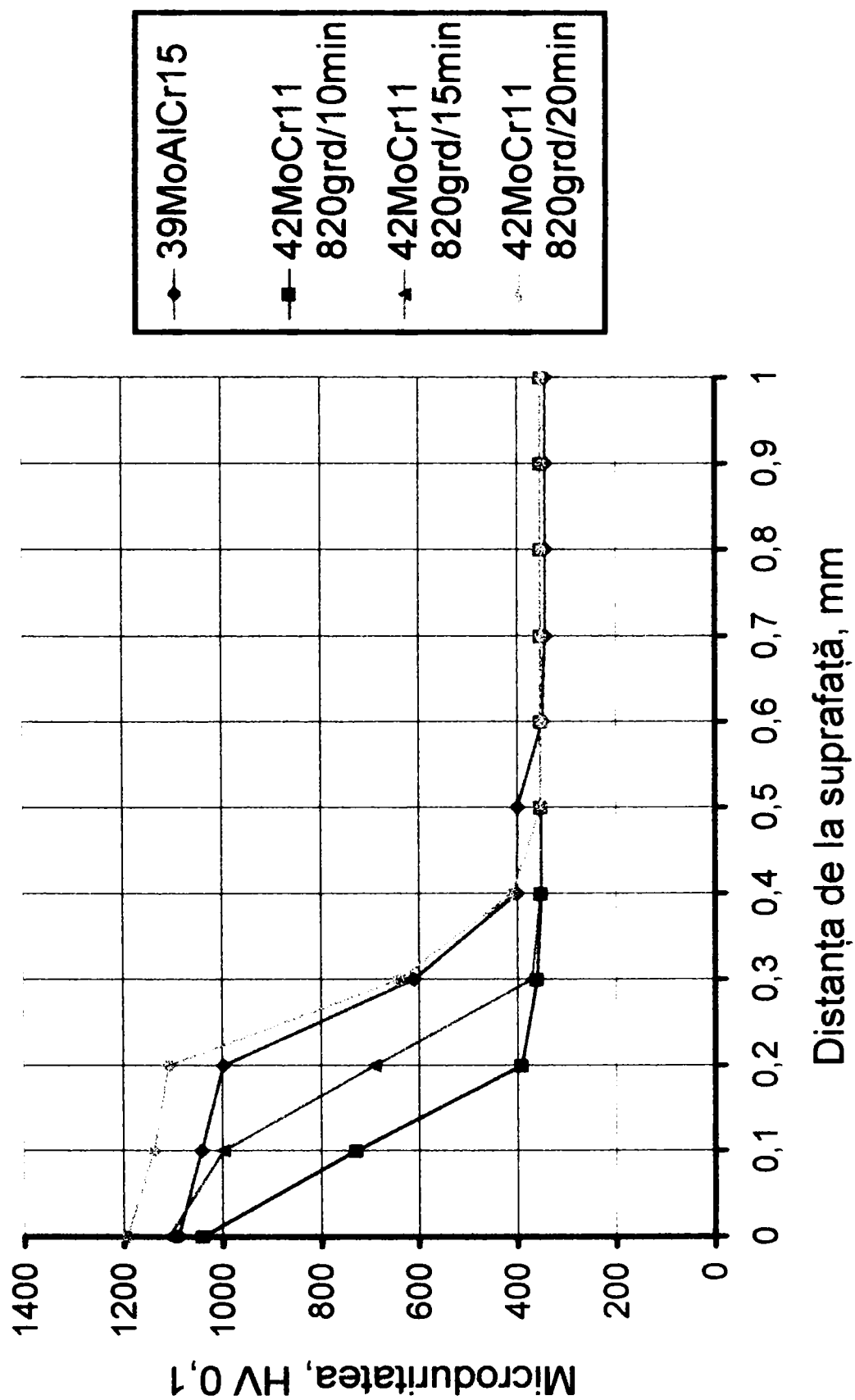
Variația durtății după nitrurare pe adâncimea stratului de difuzie



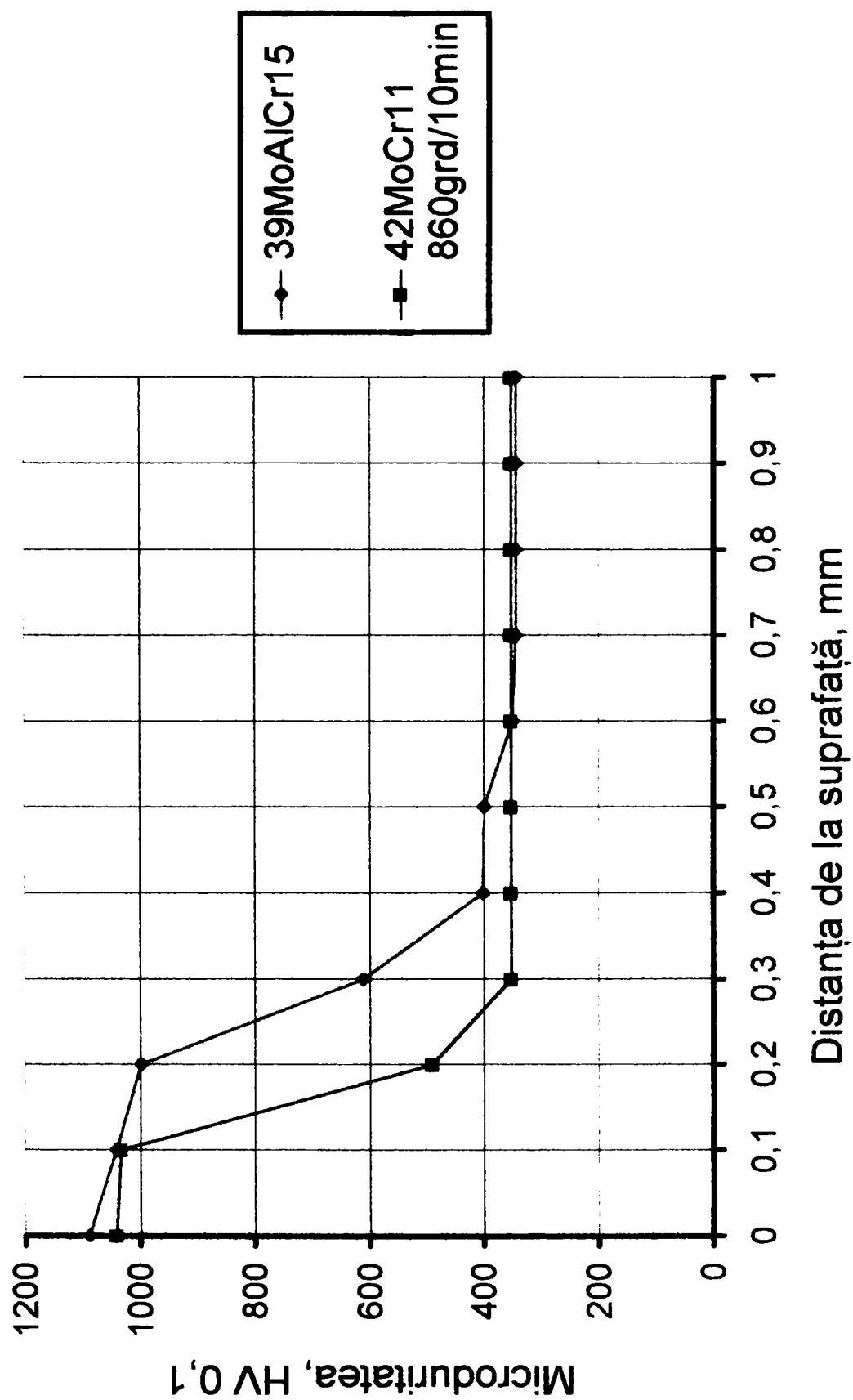
Variația durtății după nitrurare pe adâncimea stratului de difuzie



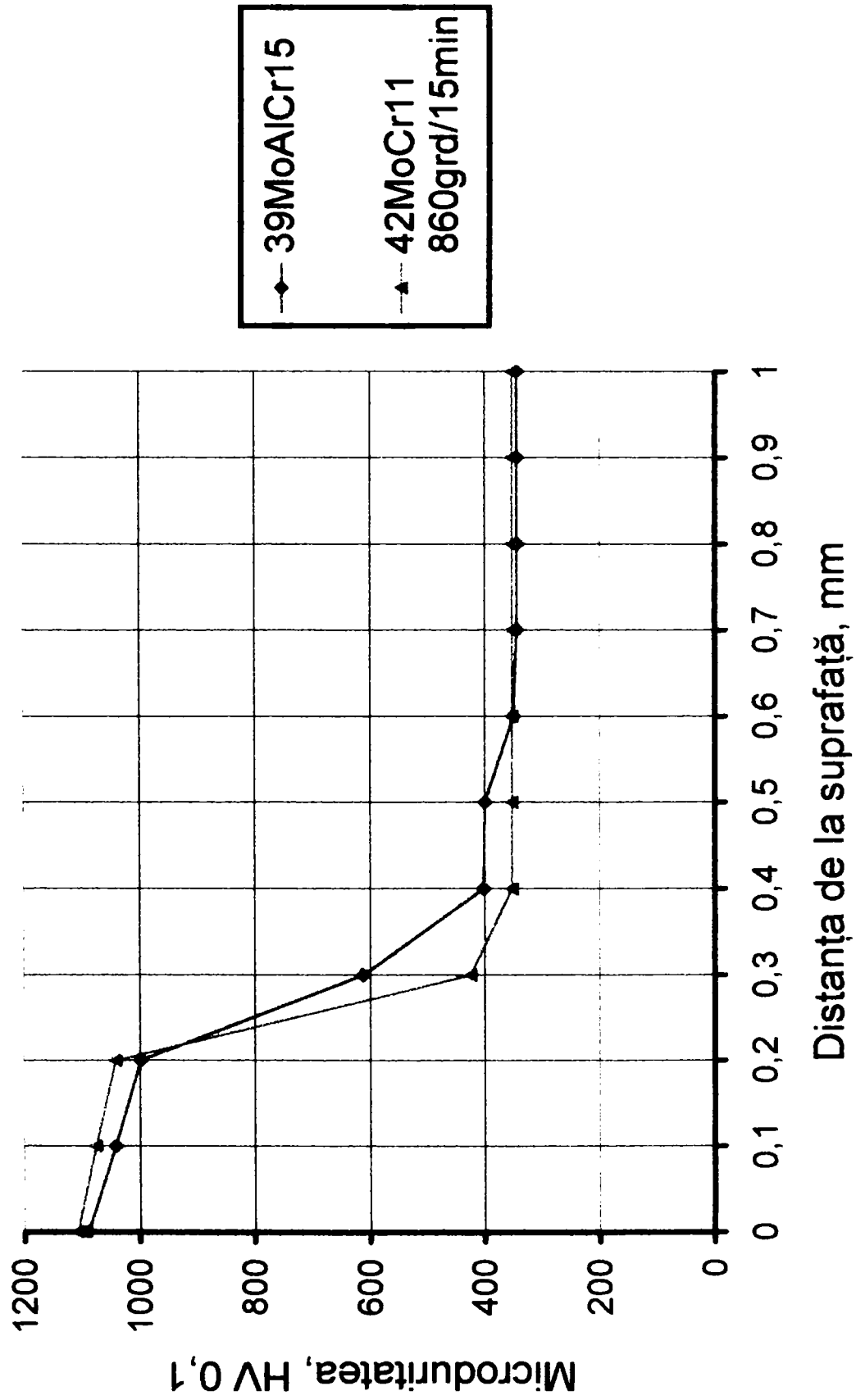
Variația durtății după nitrurare pe adâncimea stratului de difuzie



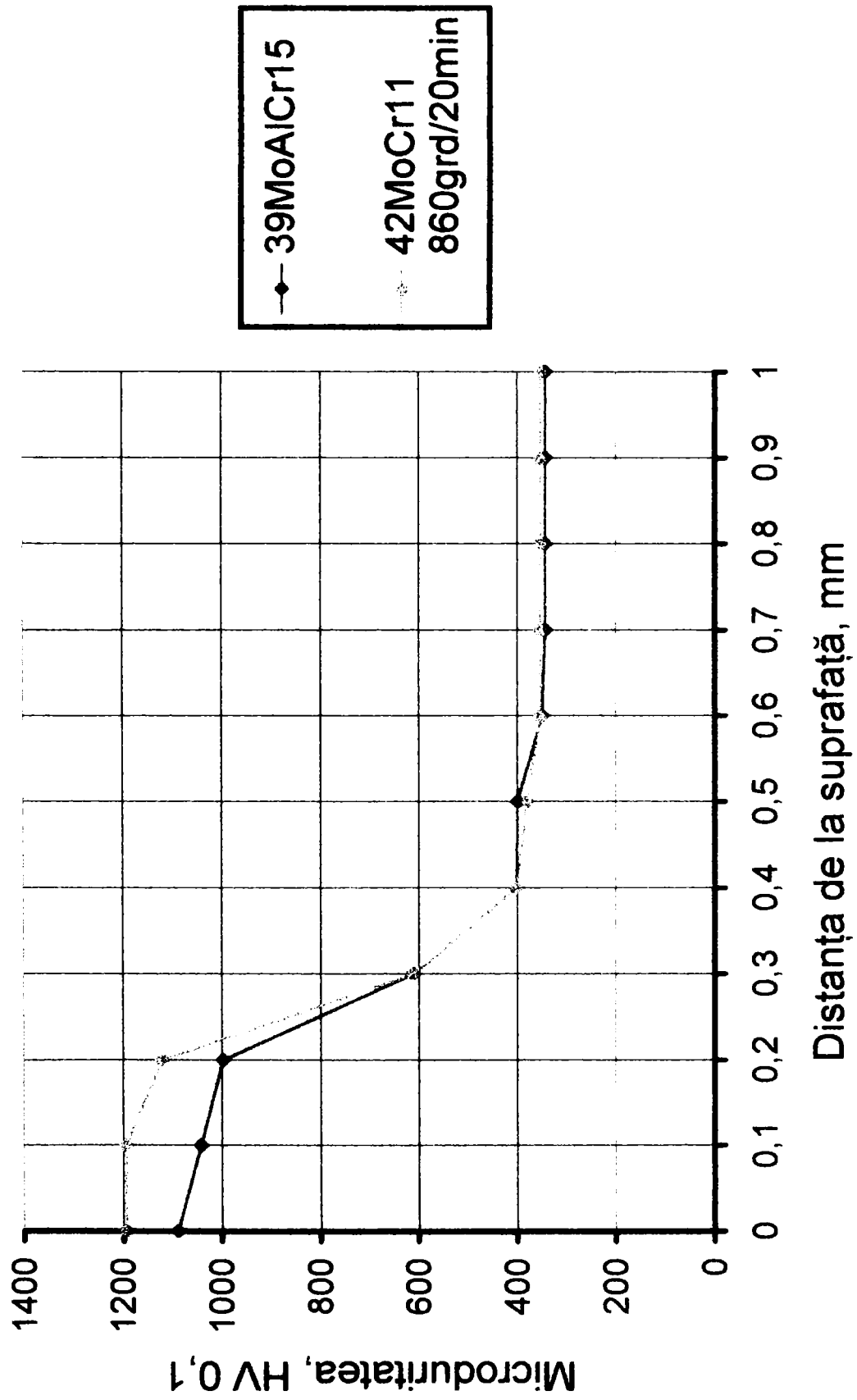
Variația durtății după nitrurare pe adâncimea stratului de difuzie



Variația durtății după nitrurare pe adâncimea stratului de difuzie



Variația durității după nitrurare pe adâncimea stratului de difuzie



Variația durtății după nitrurare pe adâncimea stratului de difuzie

