

MINISTERUL EDUCATIEI SI INVATAMINTULUI  
INSTITUTUL POLITEHNIC " TRAIAN VUIA" DIN TIMISOARA  
FACULTATEA DE MECANICA

Ing. LAURENTIU ROLAND CUCURUZ

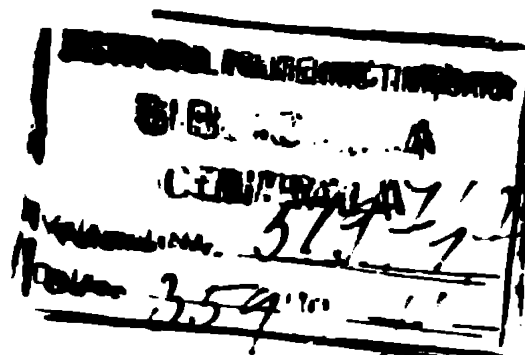
CERCETARI ASUPRA TRANSFORMARILOR STRUCTURALE SI A  
PROPRIETATILOR INDUSE BRONZURILOR DE ALUMINIU  
COMPLEX ALIATE

TEZA DE DOCTORAT

Conducător științific :  
prof.dr.ing. MARIN TRUSCULESCU

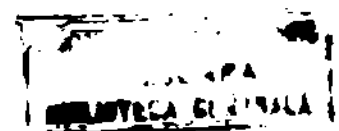
BIBLIOTECA CENTRALĂ  
UNIVERSITATEA "POLITEHNICA"  
TIMIȘOARA

- 1986 -



C U P R I N S

|   |    |
|---|----|
| 1. IMPORTANȚA CERCETĂRII BRONZURILOR DE ALUMINIU<br>IN STADIUL ACTUAL DE DEZVOLTARE A TEHNICII IN<br>ȚARA NOASTRA. . . . .  | 1  |
| 1.1. Introducere. . . . .   | 1  |
| 1.2. Scopul și obiectivele lucrării . . . . .   | 2  |
| 1.3. Date bibliografice inițiale. . . . .   | 2  |
| 1.3.1. Definiția noțiunii de bronz de aluminiu. . . . .   | 2  |
| 1.3.2. Structura bronzurilor de aluminiu binare . . . . .   | 3  |
| 1.3.3. Bronzurile de aluminiu complexe. . . . .   | 5  |
| 1.3.4. Microstructura și proprietățile bronzurilor<br>de aluminiu. . . . .  | 8  |
| 1.4. Utilizarea bronzurilor de aluminiu . . . . .   | 11 |
| 2. MATERIALUL DE CERCETAT. . . . .  | 13 |
| 2.1. Stabilirea rețetei și elaborarea aliajului. . . . .  | 13 |
| 2.2. Microstructura aliajului realizat. . . . .   | 14 |
| 2.3. Analiza dilatometrică. . . . .   | 16 |
| 2.4. Concluzii. . . . .   | 19 |
| 3. TRATAMENTE TERMICE APLICATE BRONZULUI $CuAl_{10}Fe_4Ni_4Mn_{10}Ti$ . . . . .   | 20 |
| 3.1. Evidențierea statistică a parametrilor tehnologici<br>semnificativi la tratamentul termic de îmbunătățire<br>folosind metoda bilanțului aleator. . . . .                                       | 20 |
| 3.2. Tratamente termice aplicate bronzului studiat. . . . .   | 28 |
| 3.2.1. Tratamente termice primare. . . . .  | 28 |
| 3.2.2. Tratamente termice aplicate pentru studiul<br>transformărilor structurale care au loc în<br>timpul îmbunătățirii. . . . .  | 29 |
| 3.2.3. Tratamente termice aplicate în vederea determi-<br>nării parametrilor tehnologici optimi în vede-<br>rea obținerii de caracteristici mecanice, tehnolo-<br>gice și chimice ridicate. . . . . | 31 |
| 4. STUDIUL EFECTULUI TRATAMENTULUI TERMIC PRIMAR DE RECOA-<br>CERE PENDING ASUPRA STRUCTURII ȘI PROPRIETĂȚILOR<br>MECANICE ALE BRONZULUI $CuAl_{10}Fe_4Ni_4Mn_{10}Ti$ . . . . .                     | 34 |
| 4.1. Efectul reconstrucției pendulare asupra structurii<br>bronzului cercetat. . . . .  | 34 |



|  |     |
|--|-----|
| 4.2. Analiza sclerometrică a probelor recoapte pendular. . . . .   | 39  |
| 4.3. Influența recoacerii pendulare asupra proprietăților<br>mecanice ale bronzului CuAlloFe4Ni4Mn1Ti. . . . .                             | 43  |
| 4.4. Concluzii. . . . .  | 50  |
| 5. STUDIUL FAZEI T. . . . .  | 51  |
| 6. TRANSFORMARI STRUCTURALE INDUSE PRIN TRATAMENT TERMIC<br>FINAL BRONZULUI CuAlloFe4Ni4Mn1Ti. . . . .                                     | 68  |
| 6.1. Metoda călirilor succesive. . . . .   | 68  |
| 6.2. Transformări structurale induse prin revenirea probe-<br>lor călite de la 950°C. . . . .  | 69  |
| 6.3. Transformări structurale induse prin revenirea probe-<br>lor turnate, călite de la 1000°C. . . . .                                    | 76  |
| 6.4. Transformări structurale induse prin călirea probelor<br>forjate și recoapte RpV4, de la 1000°C urmată de<br>revenire. . . . .        | 81  |
| 6.5. Structura bronzului CuAlloFe4Ni4Mn1Ti călit dublu. . . . .  | 85  |
| 6.6. Modificări structurale induse prin revenire joasă<br>a probelor călite dublu. . . . .   | 90  |
| 6.7. Studiul variantei C <sub>1</sub> 950°C + C <sub>2</sub> + D. Termociclarea. . . . .   | 95  |
| 6.8. Metoda călirilor succesive aplicată probelor călite și<br>revenite la 400°C. . . . .  | 99  |
| 6.9. Concluzii. . . . .  | 101 |
| 7. PROPRIETĂȚILE MECANICE ALE BRONZULUI CuAlloFe4Ni4Mn1Ti. . . . .   | 106 |
| 7.1. Metoda călirilor succesive aplicată probelor călite<br>simplu în intervalul 700...1000°C. . . . .                                     | 106 |
| 7.2. Metoda călirilor succesive aplicată probelor călite<br>dublu. . . . .   | 114 |
| 7.3. Metoda călirilor succesive aplicată probelor călite<br>dublu și supuse revenirii joase. . . . .                                       | 124 |
| 7.4. Proprietățile mecanice ale probelor tratate termic în<br>variante C <sub>1</sub> 950°C + C <sub>2</sub> + D sau termociclate. . . . . | 134 |
| 7.5. Concluzii. . . . .  | 147 |
| 8. COMPORTAREA BRONZULUI CuAlloFe4Ni4Mn1Ti LA UZURA ABRAZIVA SI<br>IN MEDII COROZIVE. . . . .  | 149 |
| 8.1. Comportarea în condiții de uzură abrazivă. . . . .  | 149 |
| 8.1.1. Introducere. . . . .  | 149 |
| 8.1.2. Probe și metodica de lucru . . . . .  | 149 |
| 8.1.3. Rezultate experimentale și interpretări. . . . .  | 149 |

|   |       |
|---|-------|
| 8.2. Comportarea in medii corozive. . . . . | 152   |
| 8.2.1. Date bibliografice. . . . .          | 152   |
| 8.2.2. Cercetări experimentale . . . . .    | 153   |
| 8.3. Concluzii. . . . .                     | 155   |
| 9. CONCLUZII FINALE. . . . .                | 157   |
| BIBLIOGRAFIE. . . . .                       | 166   |
| CUPRINS. . . . .                            | 1     |
| A N E X A . . . . .                         | 170 a |



## CAPITOLUL 1

### IMPORTANȚA CERCETĂRII BRONZURILOR DE ALUMINIU ÎN STADIUL ACTUAL DE DEZVOLTARE AL TEHNICII ÎN ȚARA NOASTRĂ

#### 1.1. Introducere

În documentele programatice ale Congresului al XIII-lea al Partidului Comunist Român se evidențiază necesitatea ca cercetarea științifică să realizeze noi materiale și noi sortimente superioare de metale. Dezvoltarea impetuoasă a diferitelor ramuri industriale, creșterea producției de nave maritime pentru transportat mărfuri cu 34...36 %, a industriei chimice cu 6,5...9 % presupune ca dezvoltarea industriei metalurgice în general și a metalurgiei neferoase în particular, să se facă în direcția îmbunătățirii permanente a caracteristicilor materialelor metalice prin elaborarea de noi tehnologii, de noi aliaje cu performanțe superioare, pentru o utilizare cât mai eficientă a bazei de materii prime.

În acest context, bronzurile de aluminiu, prezintă un interes deosebit, deoarece îmbină caracteristici de rezistență remarcabile cu o deosebită rezistență la coroziune în cele mai diverse medii și cu o bună rezistență la uzură, proprietăți care nu se schimbă semnificativ în domeniul de  $-200... + 300^{\circ}\text{C}$ , /3/.

Datorită proprietăților lor deosebit de complexe, aceste aliaje sînt folosite în construcții aerospațiale, în construcții navale, în industria chimică, în industria hîrtiei, în construcții de mașini, în utilaj petrolier, în instalații complexe de desalinizare a apei de mare, în criogenie, în industria nucleară, etc.

Prezenta teză de doctorat își propune studiul unui bronz de aluminiu complex aliat cu fier, nichel, mangan, care face parte din familia de bronzuri de aluminiu cu cele mai ridicate proprietăți mecanice, chimice și tehnologice pentru a le mări aceste proprietăți și a crea condiții de utilizare rațională a acestora și a extinde utilizarea lor în țara noastră.

Pentru îndrumarea de înaltă competență științifică, pentru înțelegerea părintească, autorul își exprimă profunde recunoștințe, deosebita prețuire și cele mai sincere mulțumiri, conducătorului științific prof.dr.ing. DANIL PRUSCULĂȘCU.

## 1.2. Scopul și obiectivele lucrării

Interesul sporit, atât pe plan mondial cât și din partea unor importante întreprinderi din țară, pentru bronzurile de aluminiu complex aliate, caracterizate prin proprietăți ce reuneesc rezistență la cele mai complexe solicitări mecanice și chimice cu o bună usinabilitate, este reflectat în preocupările multor cercetători.

Analizând înodă datele bibliografice se constată că actualmente există o diversitate mare de opinii privind tratamentul termic al bronzurilor, iar rezultatele comunicate sînt mult dispersate, unele nu contradictorii. Astfel, sînt indicate tratamente termice de tipul înăbușitășirii dar parametri tehnologici recomandați diferă de la autor la autor, de asemenea și proprietățile obținute, date care nu au numitor comun și nu permit o extrapolare pentru un caz concret dat. În bibliografia consultată există studii asupra transformărilor structurale care au loc la călirea bronzurilor de aluminiu, date despre mecanismul și cinetica transformărilor la revenire sînt însă rare și incomplete.

În consecință cercetările au fost orientate spre a elucida transformările structurale care au loc la călirea și revenirea bronzurilor de aluminiu complex aliate și spre determinarea unor regiuni optime de tratament termic care să conducă la lărgirea spectrului proprietăților mecanice, chimice și tehnologice ale acestora.

## 1.3. Date bibliografice inițiale

### 1.3.1. Definierea noțiunii de bronz de aluminiu

Bronzurile de aluminiu sînt aliaje cupru - aluminiu în care aluminiul participă în mod usual cu 5...12 % (de greutate).

Aliajele Cu-Al se clasifică:

- după compoziția chimică în:

- aliaje binare

- aliaje pluricomponente (complexe)

- după structură în:

- monofazice
- bifazice
- plurifazice

In stadiul actual al dezvoltării metalurgiei neferoase se utilizează de regulă:

- aliaje binare monofazice
- aliaje pluricomponente monofazice
- aliaje pluricomponente plurifazice

Studiul acestor aliaje pornește de la diagrama de echilibru (D.E.) binară Cu-Al.

### 1.3.2. Structura bronzurilor de aluminiu binare

Structura de echilibru a bronzurilor de aluminiu se analizează cu ajutorul diagramelor de echilibru Cu-Al. In literatura de specialitate nu există o părere unică asupra transformărilor care au loc în stare solidă și există divergențe în ceea ce privește concentrația și temperatura diferitelor puncte și linii din diagrama de echilibru. Diagrama de echilibru prezentată în figura 1.1. este de dată mai recentă și se deosebește de cele prezentate în diverse lucrări /14/; /16/; /17/; /25/, etc. printr-o reacție peritectoidă  $\alpha + \gamma \xrightarrow{363^\circ} \alpha_2$ .

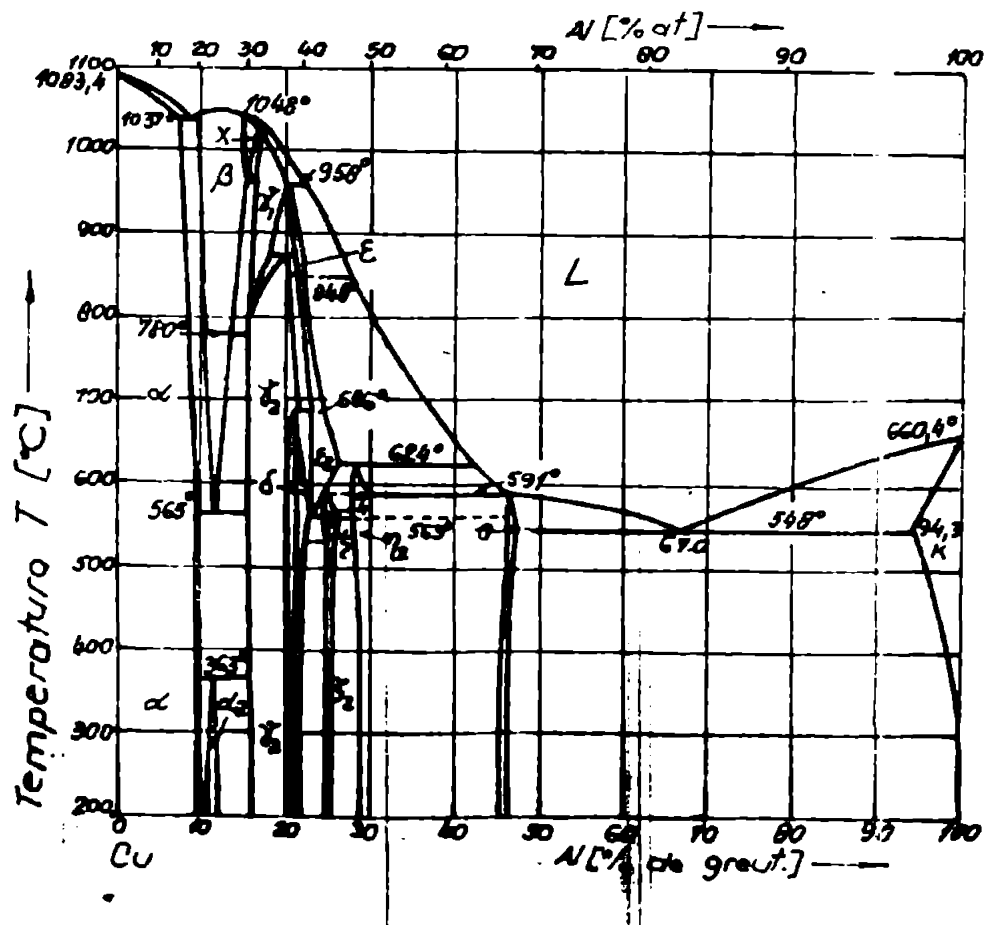


Fig. 1.1. Diagrama de echilibru binară Cu-Al /40/



Diversele faze:  $\alpha$ ,  $\beta$ ,  $\gamma$  ... sînt definite în literatura de specialitate /17/, /42/, se precizează însă că date privind faza  $\alpha_2$  o soluție solidă ordonată, asupra transformării peritectoide și asupra transformărilor de ordine-dezordine sînt foarte puține și contradictorii. Date sistematizate privind transformările de ordine-dezordine și influența lor asupra transformării eutectoide  $\beta \xrightarrow{\text{răcire}} \alpha + \gamma_2$  sînt prezentate pe larg în /9/.

Important este faptul că, în condiții de răcire în afară de echilibru faza  $\beta$  suferă o transformare complexă  $\beta \rightarrow \beta_1 - \beta'$  de tip martensitic. Transformarea martensitică nu este încă complet elucidată dar unul din cei mai importanți factori de influență este conținutul în aluminiu. Figura 1.2. reprezintă, într-o manieră foarte simplificată dependența temperaturilor de transformare în funcție de conținutul în aluminiu, în care:

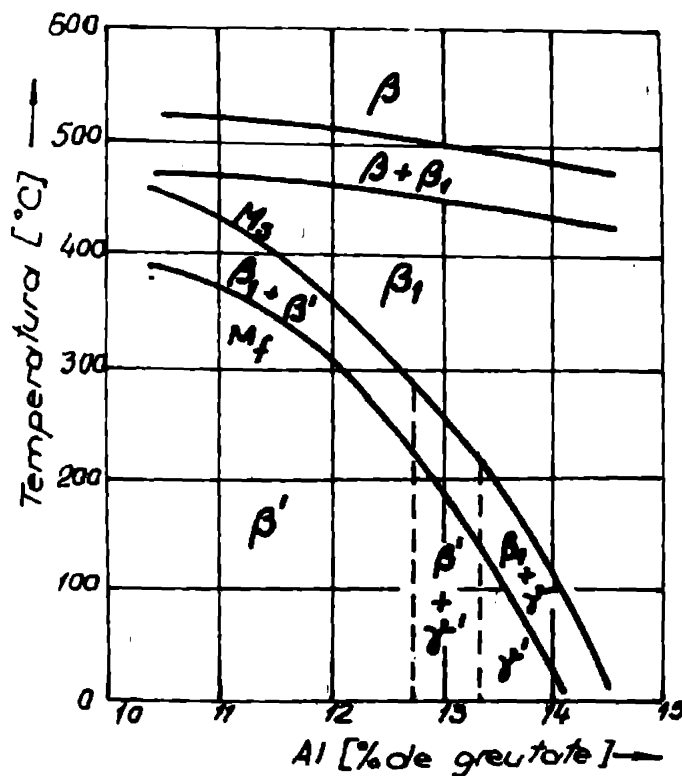


Fig.1.2. Influența conținutului în aluminiu asupra temperaturilor de transformare la răcirea (călirea în apă) a bronzurilor de aluminiu binare (după /33/)

- $\beta$  este o soluție solidă dezordonată pe baza conusului electronic  $\text{Cu}_3\text{Al}$ , cristalizează în rețeaua C.C. tip A 2;
- $\beta_1$  se obține din faza  $\beta$  printr-o reacție de dezordine ordine /5/ și cristalizează într-o rețea cubică centrată ( $\text{DO}_2$ );
- $\beta'$  este o martensită dezordonată cu rețea cubică cu fețe centrate (tip  $\text{I}2_1$ );
- $\gamma'$  este o martensită ordonată cu molecule interne cu celulă elementară hexagonală A 3 numită martensită "Kurdjumov";

Se precizează că este semnalată și o martensită  $\beta'_1$  tetragonală ordonată cu un conținut de 11 % Al.

Interesant pentru aplicații industriale este numai martensita  $\beta'$ , celelalte tipuri de martensită caracterizându-se printr-o fragilitate foarte mare /7/.

### 1.3.3. Bronzurile de aluminiu complexe

Descoperirea bibliografică a scos în evidență că aliajele industriale se aleg fie monofazice fie la limita domeniului bifazic  $\alpha/(\alpha + \gamma_2)$  a sistemului Cu-Al pentru a evita efectul puternic fragilizant al fazei  $\gamma_2$  ( $\text{Cu}_{32}\text{Al}_{19}$  - cristalizează într-o rețea cubică complexă). Concentrații relativ mari de aluminiu (10...11 %) se utilizează în cazul alierii simultane cu fierul și nichelul, în concentrații de minim 5% fiecare. Această aliere complexă deplasează puternic linia de echilibru  $\alpha/(\alpha + \gamma_2)$  spre conținuturi ridicate în aluminiu, de exemplu 5% Fe + 5% Ni o deplasează de la 9,4 % Al la peste 11 %, astfel încât la concentrații uzuale de 10...11% Al nu apare faza fragilizantă  $\gamma_2$ . În schimb în structura acestor bronzuri apare faza  $\chi$  care cristalizează în sistemul cubic, celulă elementară B 2 izomorfă cu (NiFe) (AlFe) cu formula  $\text{NiFe}_2\text{Al}$  și este imaginată ca fiind formată din două semicelule una de NiFe și una de AlFe. Influența conținutului de 4...6 % Fe și Ni asupra D.E. Cu-Al este redată în figura 1.3. Precizări asupra structurii bronzurilor de aluminiu complex aliate în zona conținuturilor scăzute de aluminiu rezultă din figura 1.4.

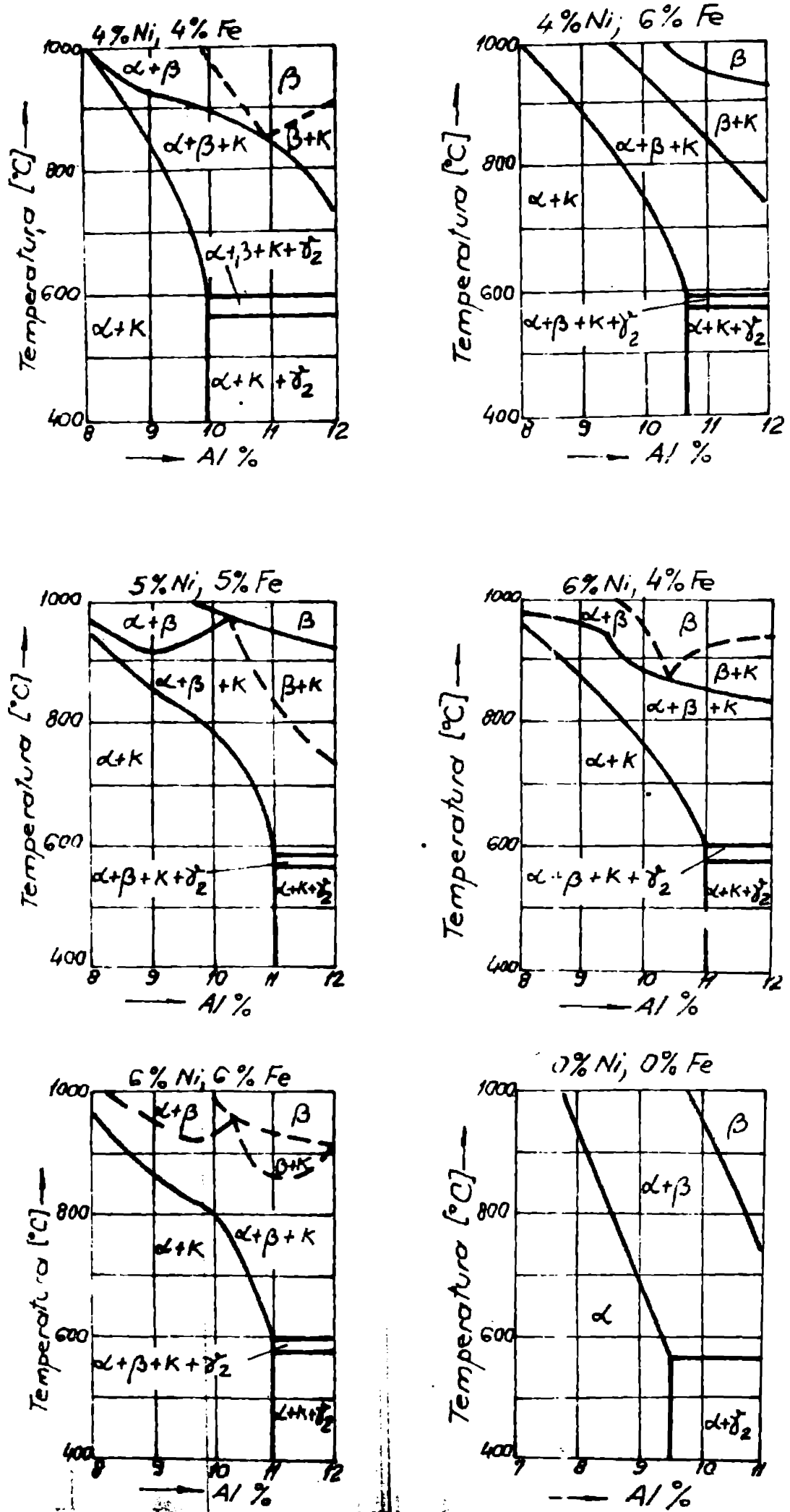


Fig.1.3. D.S. a sistemului Cu-Al-Fe-Ni. Secțiuni verticale pentru diferite concentrații în Fe și Ni (după [30]; [41]);

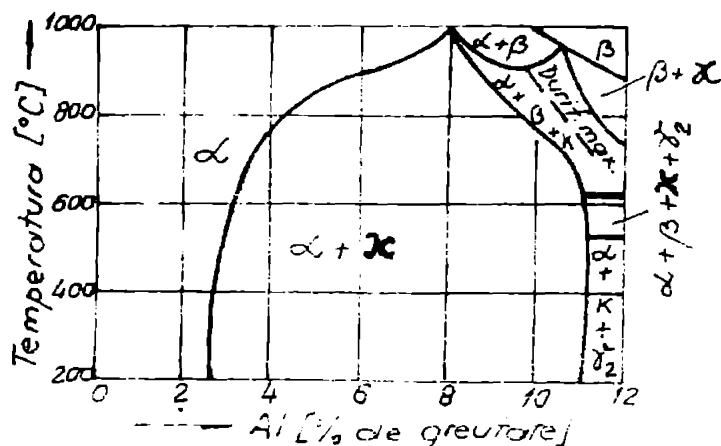


Fig.1.4. Diagram de echilibru Cu-Al-Fe-Ni. Secțiune verticală pentru 5% Ni și 5% Fe (după /26/)

D.ș. prezentată în figura 1.4. indică posibilitatea de apariție a fazei  $\chi''$  prin separare din soluția solidă  $\alpha$ , nu diferă semnificativ în zona 8...12 % Al față de secțiunea similară din figura 1.3., dar în domeniul 0...3% Al ar trebui să apară o fază  $\theta$  similară fazei  $\theta$  - Ni<sub>3</sub>Al din sistemul Cu-Al-Ni prezentată în /34/.

O reprezentare politermă interesantă a domeniilor de existență a diferitelor faze, în condiții de echilibru, din sistemul Cu-Al-Fe-Ni este redată în figura 1.5.

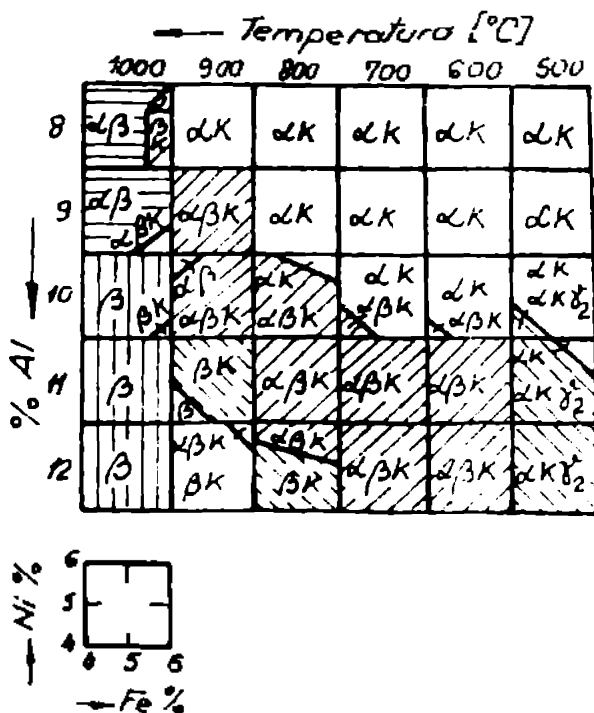


Figura 1.5. reprezentarea schematică a variației structurii în sistemul Cu-Al-Fe-Ni în funcție de compoziția chimică și temperatură (după /41/)

Se pare că aliajele cu 10...11 % Al și 5 % Ni și 3 % Fe, tratate termic de la o temperatură indicată cu linie întreruptă în figura 1.4., vor prezenta cele mai ridicate caracteristici mecanice. În STAS 203-75 este cuprins un singur tip de bronz de aluminiu complex aliat și anume CuAl10Fe5Ni3 care se încadrează în grupul aliajelor cu cele mai favorabile proprietăți.

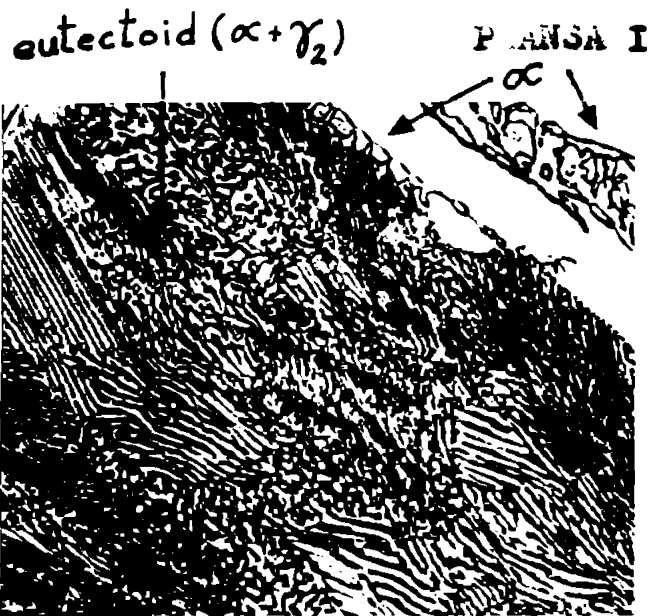
Manganul apare, de regulă, ca element de adăus sau de aliere în bronzurile de aluminiu complex aliate cu fier și nichel. Experiența a arătat că începând de la adăucări de minim 0,3 % Mn, el se dovedește a fi cel mai bun desoxidant al bronzurilor de aluminiu complexe, decorează fosforul care în efectul lui de dezoxidare nu e de loc mai prețios decât manganul, formează cu fierul, manganul și nichelul fosfuri cu solubilitate foarte scăzută, care contribuie la fragilizarea bronzurilor de aluminiu. În conținuturi uzuale de 0...3 % manganul se dizolvă în soluția solidă  $\alpha$  contribuind la creșterea proprietăților de rezistență a bronzurilor de aluminiu fără o micșorare accentuată a valorilor alungirilor.

#### 1.3.4. Microstructura și proprietățile bronzurilor de aluminiu

Bronzurile de aluminiu seamănă în multe privințe cu oțelurile, nu numai prin transformarea eutectoidă sau martensitică, ci și microstructural. Acest fapt este evidențiat prin microstructurile prezentate în figurile 1.6. și 1.7. (Plasa I). În general structurile de revenire prezentate în literatura de specialitate nu au caracter globular, din cauza că soluția solidă  $\alpha$  se dezvoltă de-a lungul unor plane cristalografice preferențiale ale martensitei  $\beta'$ . Cu toate acestea structura de revenire a bronzului de aluminiu complex aliat pare de tip troostic-corbite, structură care ar trebui să confere proprietăți mecanice ridicate acestor aliaje. Se semnalează însă pericolul de durificare și fragilizare a acestor aliaje în timpul revenirii, intensitatea de durificare și temperatura la care apare, fiind dependente de conținutul în aluminiu și elemente de aliere /3/.

Câteva proprietăți mecanice ale bronzurilor de aluminiu sînt redată în tabelul 1.1.

Valorile prezentate în tabelul 1.1. arată că bronzurile de aluminiu complex aliate se prezintă cu caracteristici de rezistență cu 25...60 %<sup>mai</sup> ridicate față de cele binare, la caracteristici de plasticitate puțin afectate.



a. M.O. x 600



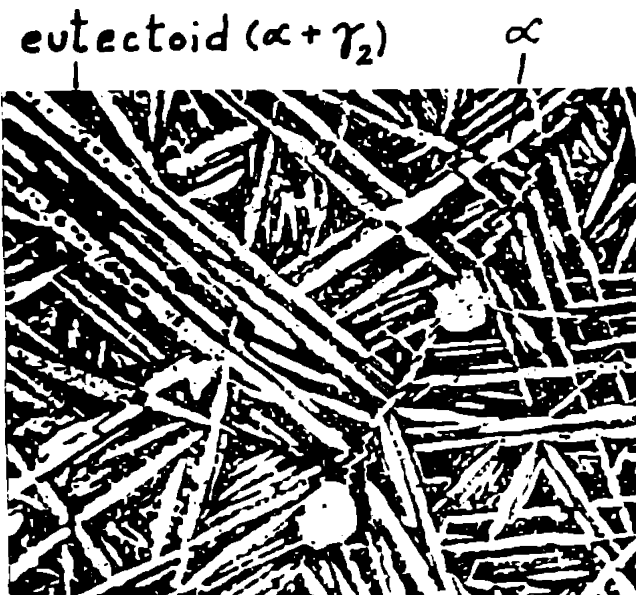
a. M.O. x 1000



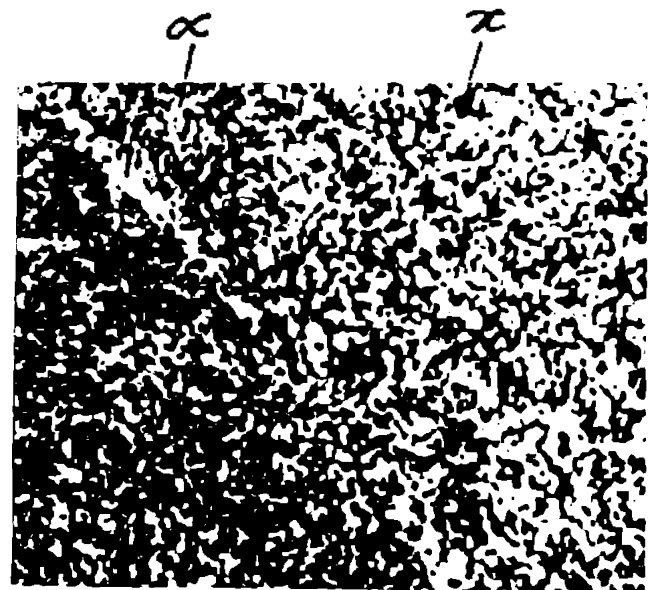
b. M.O. x 600



b. M.O. x 1000



c. M.O. x 600



c. M.O. x 2000

Fig. 1.6. Bronz de aluminiu  
CuAl<sub>10</sub> (după /33/)  
a. recept 300°C/20 min, răcire  
0,6°C/min  
b. călire 335°C/15 min/H<sub>2</sub>O+10% NaCl  
c. călire 335°C/+revenire 525°C

Fig. 1.7. Bronz de aluminiu  
CuAl<sub>10</sub>Fe5Ni5 (după /33/)  
a. recept  
b. călire 370°C/15 min/H<sub>2</sub>O+  
10% NaCl  
c. călire 370°C+revenire 650°C/  
3 ore

Taboulul 1.1. Proprietățile mecanice ale bronzurilor de aluminiu

| Simbolul aliajului                                     | Tratament termic aplicat  | Proprietăți mecanice            |                                      |              |                              |
|--|---|---------------------------------|--------------------------------------|--------------|------------------------------|
|  |   | $R_m$<br>[daN/mm <sup>2</sup> ] | $R_{p0,2}$<br>[daN/mm <sup>2</sup> ] | $A_5$<br>[%] | HB<br>[daN/mm <sup>2</sup> ] |
| Cu Al 9<br>STAS<br>198/2 - 80                          | turnat - forme  | min. 34                         |                                      | min. 15      | 80                           |
|  | temporare<br>- cochile  | min. 39                         |                                      | min. 16      | 90                           |
| Cu Al 10<br>după [38]                                  | Recoacere 900°C   | 56                              | 28                                   | 22           | 100                          |
|  | răcire lentă<br>Călire 900°C/opă<br>revenire 525°C                              | 70                              | 40                                   | 10... 12     | 170                          |
| Cu Al 9 Fe 5 Ni 5<br>STAS<br>198/2 - 80                | Turnat - forme  | min. 54                         |                                      | min. 10      | 110                          |
|  | temporare<br>- cochile  | min. 59                         |                                      | min. 10      | 120                          |
| Cu Al 11 Fe 4 Ni 4<br>după [38]                        | Turnat, sablat  | 70                              | $R_{p0,5} : 31$                      | 12           | 195                          |
|  | Călire 875°C/opă +<br>revenire 650°C  | 84                              | $R_{p0,5} : 48$                      | 10           | 230                          |
| Bronzuri 7<br>(81 Cu - 11 Al -<br>4 Fe - 4 Ni)<br>[59] | Turnat, forme tempore   | 55... 65                        | 28... 32                             | 6... 20      | 140... 200                   |
|  | Turnat + îmbunătățit  | 60... 70                        | 40... 50                             | 6... 12      | 200... 220                   |
|  | 870... 900°C / H <sub>2</sub> O +<br>600... 650°C / 1... 4 h / H <sub>2</sub> O | 70... 75                        | 35... 50                             | 10... 25     | 180... 220                   |
|  | forjat<br>forjat + îmbunătățit  | 70... 80                        | 40... 50                             | 5... 15      | 200... 240                   |
| Cu - Cu Al 11<br>Fe 4 Ni 4<br>UNI 527B<br>[62]         | Turnat, sablat  | 65... 70                        | 28... 35                             | 6... 10      | 160... 240                   |
|  | îmbunătățit   | 75... 85                        | 42... 54                             | 5... 8       | 200... 240                   |

Cu toate că în STAS 203-75 și STAS 198/2-80 nu sînt recomandate tratamente termice pentru bronzurile de aluminiu, se observă că

aplicarea unui tratament termic de călire și revenire conduce la creșterea proprietăților mecanice cu 20...25 %, fără ca alungirile să fie puternice diminuate.

Aceste două observații au orientat cercetările spre bronzurile complex aliate cu Fe și Ni, asupra cărora s-au concentrat apoi investigațiile bibliografice și cercetările experimentale.

#### 1.4. Utilizarea bronzurilor de aluminiu

Cu toate că bronzurile de aluminiu complex aliate cu fier și nichel sînt scumpe și componentele lor sînt elemente strategice, deficitare, sau energointensive, ele găsesc un domeniu de utilizare din ce în ce mai lărgit, mai ales prin pătrunderea cu succes în ramurile de vîrf ale științei și tehnicii mondiale. Competitivitatea lor tehnică și economică este explicată prin faptul că posedă caracteristici mecanice ridicate (depășesc caracteristicile oțelurilor carbon de calitate), rezistență la uzură abrazivă excelentă (mai mare decît a bronzurilor de staniu), suportă presiuni de contact pînă la 2500 daN/cm<sup>2</sup>, sînt foarte rezistente la cavitație, rezistente la coroziune în foarte multe medii agresive și suportă aceste solicitări simultan, la temperaturi scăzute și înalte.

Astfel, bronzurile de aluminiu complex aliate cu fier și nichel sînt utilizate în tehnica aerospațială, în tehnica nucleară, de exemplu sub forma unor schimbătoare de căldură cu o fiabilitate de pînă la 600 % mai mare decît cele confecționate din alte aliaje de cupru; în industria chimică, de neînlocuit în industria potasiului; în industria hîrtiei de exemplu pentru confecționarea unor tamburi agabaritice perforați; în construcții navale pentru elice, arbori, cîrme, armături, lanțuri navale, pompe (carcase, pistoane, biele), părți din turbine (palete de turbine); în instalații complexe de desalinizarea apei; în industria extractivă a țîțeiului (pompe de noroi); în industria minieră; în tehnica criogenică; în construcția de mașini pentru piese foarte greu solicitate ca relei și roți melcate, roți dințate, socane și ghidaje de supape pentru motoare, cuzineți și crapodine intens solicitate, mai ales cînd apar vîrfuri de solicitări sub formă de lovituri; antrițe pentru deformare plastică a materialelor, plăci de presiune, pietre de culie, glisiere, bacuri de ghidare, armături pentru tehnica preciziei foarte înalte.



Din coroborarea necesității de asigurare a economiei naționale cu materiale și produse realizate în țară, dar de competitivitate internațională, cu desiderate economice legate de utilizarea rațională a materialelor deficitare și energointensive, apare la adevărată amploare importanța cunoașterii comportării în cele mai diverse solicitări ale bronzului de aluminiu complex aliat, dar cu un conținut de nichel mășurat față de sortimente uzuale, a ridicării proprietăților lui mecanice, chimice și tehnologice prin tratamente termice la nivelul bronzurilor mai bogat aliate.

## CAPITOLUL 2

### STABILIREA REȚETEI

#### 2.1. Stabilirea rețetei și elaborarea aliajului

Chiar dacă literatura de specialitate este relativ săracă în ceea ce privește influența elementelor de aliere asupra structurii și proprietăților bronzurilor de aluminiu, în special în privința influenței simultane a fierului și nichelului, se găsesc suficiente rețete de bronzuri de aluminiu complex aliate cu Fe, Ni, Mn. Pentru a ilustra marea varietate a rețetelor utilizate pentru elaborarea bronzurilor de aluminiu cu structură  $\alpha + \chi$ , respectiv  $\alpha + \chi + \gamma_2$  s-au prezentat în tabelul 2.1. (anexă) o selecție din cele 94 de bronzuri de aluminiu analizate în studiul bibliografic. Din datele stipulate în tabel se observă că predomină rețetele cu 5 % Fe și 5 % Ni la o concentrație de 10 % Al. Se remarcă însă și unele tendințe de a reduce conținutul în nichel și fier la 4 % fiecare, cu ridicarea conținutului de aluminiu la 11 chiar 12 % pentru a păstra caracteristicile mecanice ridicate (aliajele 5; 8). Proprietățile mecanice ale bronzurilor de aluminiu pot fi influențate pozitiv însă din elaborare folosind diferiți modificatori ca B, Ti, Zr,  $\beta$  /27/, /50/. S-a reținut observația foarte interesantă că adausuri concomitente de 0,01 % B și 0,01 % Ti au un puternic efect de finisare a granulației și măresc caracteristicile mecanice ale bronzurilor de aluminiu (cu 10...13 % Mn și cu 40...45 % Al) /50/.

Acestate date au condus la stabilirea unei rețete cu următoarea compoziție chimică nominală: CuAlloFe4Ni4Mn1 și cu un ecart mai îngust decât cel prescris la sortimentele asemănătoare în STAS 203-75 și STAS 198/1-80, dar utilizat de diferite firme producătoare /51/ și anume: Cu 78...84 %; Al 9...11,5 %; Fe 3...5 %; Ni 3...5 %; Mn 0,5...1,5 %;  $M_{\max}$  0,8 %. Oricum, ecarterile uzuale permit obținerea bronzurilor cu structură  $\alpha + \chi$  pentru multe din sortimente. La sortimentele cu conținut mai redus de Ni, din cauza ecarterii mare, pot apărea atât structuri  $\alpha + \chi$  cât și  $\alpha + \chi + \gamma_2$ . Totodată ecarterii mare nu permite coborîrea sub 4 % a nichelului nominal. Bronzul CuAlloFe4Ni4Mn1 a fost elaborat în condiții industriale la I.C.M. deșită și turnat sub formă de bare. S-a obținut însă obținerea unui aliaj cu un conținut redus

de 3...3,5 % Ni pentru a studia posibilitatea economisirii acestuia.

Barele utilizate pentru investigații au fost cojite la dimensiunile de  $\phi$  85x260 mm. Efectul pozitiv al forjării asupra proprietăților bronzurilor de aluminiu, semnalat în literatura de specialitate /93/ a fost cauza pentru care o parte din bare au fost supuse deformării în intervalul 950...1750°C cu un grad de deformare de 66 %.

Compoziția chimică a produsului finit, de terminată prin analiză chimică diferențială și confirmată de analiza spectrală este redată în tabelul 2.2.

Tabelul 2.2. Compoziția chimică a bronzului de aluminiu  
CuAl10Fe4Ni4Mn1Ti /IV/

| Cu   | Al    | Fe  | Ni  | Mn   | Ti  | Impurități |
|------|-------|-----|-----|------|-----|------------|
| 80,1 | 10,52 | 4,7 | 3,2 | 0,66 | 0,6 | rest       |

Această compoziție se încadrează mai bine în simbolul CuAl11Fe5Ni3,5Mn1Ti, dar datorită ecartului relativ mare admis, la 3,5 % Ni nominal se risca să se obțină un aliaj fragil fără faza  $\chi$ . De aceea s-a păstrat simbolul CuAl10Fe4Ni4Mn1Ti.

Din barele turnate respectiv forjate au fost prelevate conform STAS 8394-69 probe de tracțiune  $Md/\phi$  5,64x90 mm (STAS 200-75), probe de reziliență 10x10x55mm cu creștătură în V (STAS 7511-01), probe  $\phi$  10x25 mm pentru încercări la uzură abrazivă, probe de coroziune 3x20x90 mm (STAS 7114-60), probe 4x4x25 mm pentru analiza dilatometrică, probe  $\phi$  18x8 mm pentru analiza metalografică și oclerometrică.

## 2.2. Microstructura aliajului realizat

Analiza metalografică a fost efectuată pe probe pregătite metalografic și atacate cu  $HNO_3 + CrO_3 + H_2O$ . Structura inițială a bronzului studiat a fost de tipul  $\alpha + \chi + \gamma_2$ . Aceasta s-a demonstrat pe baza D.E. redată în figurile 1.3., 1.4., 1.5., pe baza analizei dilatometrice și prin atac metalografic special:

$NH_3 + H_2O_2 + H_2O$  care evidențiază faza  $\gamma_2$ . Se precizează că toate micrografiile prezentate în lucrare sînt realizate cu ajutorul atacului  $HNO_3 + CrO_3 + H_2O$ .



Fig.2.1. CuAlloFe4Ni4Mn1Ti.  
Turnat, M. O. x500

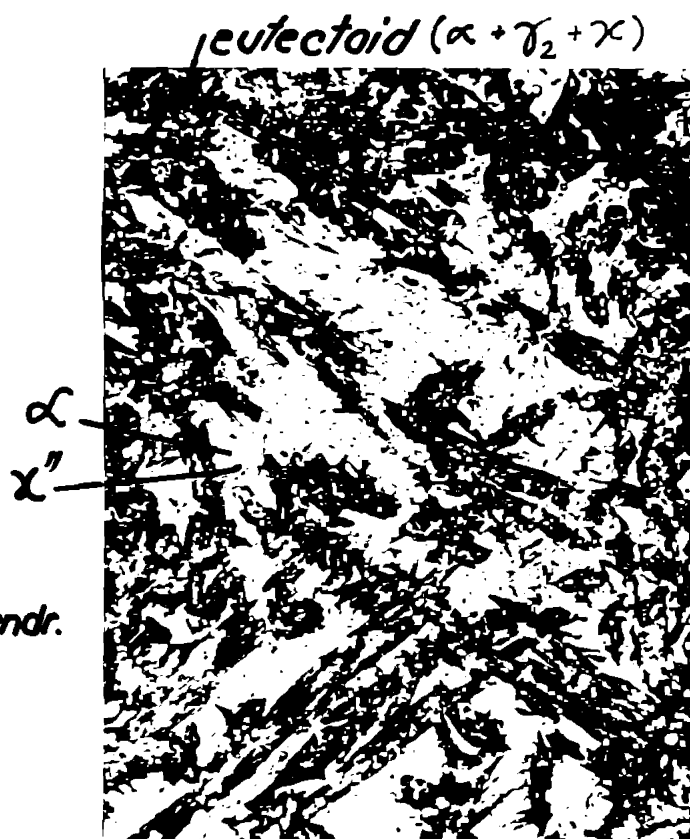


Fig.2.2. CuAlloFe4Ni4Mn1Ti.  
Forjat 66%, M. O. x500

În figura 2.1. este prezentată structura de turnare a bronzului studiat cu cristale (de culoare albă) dendritice ale soluției solide  $\alpha$ , grosolane, dendrite ale fazei  $\chi$  (de culoare specifică gri-gălbui pe imagini color) de dimensiuni mai mici, eutectoid  $\alpha + \gamma_2 (+ \chi)$  de culoare închisă, precipitări de fază  $\chi$  (probabil  $\chi''$  sau dendrite mici). În concluzie este o structură dendritică, nu prea grosolană pentru o structură de turnare, dacă ține cont de datele bibliografice /13/; /41/; /59/; /62/.

În figura 2.2. este prezentată structura materialului forjat. Constituenții structurali:  $\alpha$  și amestecul mecanic eutectoid au aspect acicular ca într-o structură tip Widmannstätten. Dendritele fazei  $\chi$  au fost în mare măsură dizolvate prin încălzire la  $350^\circ\text{C}$  și distruse (friturate) prin forjare. Acest lucru se manifestă și în cantitatea sporită de separări de fază  $\chi$ , care apar de regulă de formă globulară în soluția solidă  $\alpha$ , dar și în eutectoidul ( $\alpha + \gamma_2$ ). Structura Widmannstätten este o consecință a răcirii în aer și a coagulării mari a aliajului. Această structură aciculară și cantitatea mare de fază  $\chi$  dizolvată în timpul forjării care, în parte, se separă la răcire sub formă de precipitații fine care blochează dislocațiile explică proprietățile mecanice obținute în această stare care sînt mai coborîte decît cele

înregistrate pentru starea turnată /47/ (sau tabelul 4.4.). Aceste rezultate sînt în contradicție cu datele bibliografice /59/ dar își au motivația microstructurală.

### 2.3. Analiza dilatometrică

Pe un dilatometru Dl.10.2 cu încălzire în vid au fost ridicate dilatoamele probelor confecționate din semifabricate turnate sau forjate precum și din semifabricate turnate și reocapte 24 de ore la  $900^{\circ}\text{C}$ , prelevate longitudinal și transversal. Viteza de încălzire folosită la dilatometru a fost de  $1,5^{\circ}\text{C}/\text{min}$ . În figura 2.3. se exemplifică alura curbelor dilatometrice pentru probe turnate, prelevate longitudinal. Alte cazuri semnificative sînt redată în figurile 2.4.... 2.7. (planșa II, anexă).

Determinarea punctelor critice de transformare s-a făcut prin metoda tangentei la inflexiune - fie pe curba dilatometrică -

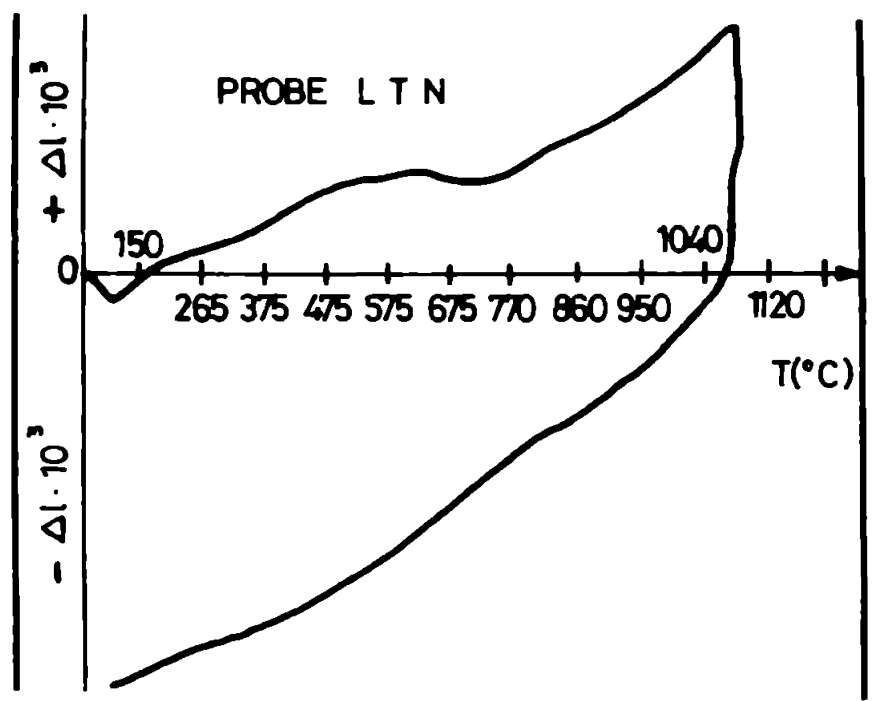


Fig.2.3. Dilatogramă. Probă turnată, prelevată longitudinal

fie pe curba dilatometrică derivată grafic.

Interpretarea rezultatelor a fost dificilă datorită unor aspecte particulare ale dilatoamelor și anume: la încălzirea apare, în toate cazurile, o anomalie în jurul temperaturii de  $100...200^{\circ}\text{C}$  care indică o transformare de tipul ordine-dezordine, nesemnălată în literatura de specialitate (adică la bronzuri de aluminiu complex aliate, respectiv la temperaturi atât de coborâte), apoi la încălzire

În continuare două transformări structurale, pe cînd la răcire apar trei puncte critice. Analizînd D.E. din figurile 1.3.; 1.4.; 1.5., apar posibile numai următoarele transformări structurale:  $(\alpha + \gamma_2) \rightarrow \beta$  (reacție eutectoidă), apoi dizolvarea aproape simultană a fazei  $\chi$  în soluția solidă  $\beta$  cu transformarea  $\alpha \rightarrow \beta$ . La răcire, separarea fazei  $\chi$  se produce imediat (chiar dacă se aplică o călire de la  $1000^\circ\text{C}$  /21/ ), pe cînd separarea soluției solide  $\alpha$  din  $\beta$  și reacția eutectoidă  $\beta \rightarrow (\alpha + \gamma_2)$  sînt afectate de un histeresis relativ mare, apărînd ca inflexiuni distincte pe curba de răcire.

Pornind de la aceste considerații și de la faptul că structura de echilibru a aliajului la temperatura ambiantă este  $\alpha + \chi + \gamma_2$  a fost posibilă interpretarea curbelor dilatometrice obținute și rezultatele sînt prezentate în tabelul 2.3.

Analiza dilatometrică atestă existența următoarelor transformări structurale:

- la încălzire

- o transformare ordine-dezordine în intervalul  $100-200^\circ\text{C}$ ;
- o transformare eutectoidă  $(\alpha + \gamma_2) \rightarrow \beta$  în intervalul de temperatură de  $500...750^\circ\text{C}$ ;
- transformarea  $\alpha \rightarrow \beta$  peste care se suprapune dizolvarea fazei  $\chi$  în  $\beta$  la temperaturi de  $813...1023^\circ\text{C}$ ;

- la răcire

- separarea fazei  $\chi$  la temperaturi de  $1000^\circ\text{C}$ ;
- transformarea  $\beta \rightarrow \alpha$  cu histeresis pronunțat la  $625...750^\circ\text{C}$  (probe turnate), la  $500...600^\circ\text{C}$  (probe forjate) și la  $717...512^\circ\text{C}$  (probe recoapte);
- transformarea eutectoidă  $\beta \rightarrow \alpha + \gamma_2$ , de asemenea cu histeresis mare la  $200...450^\circ\text{C}$  (probe turnate și forjate) respectiv la  $320...525^\circ\text{C}$  (probe recoapte).

Analizînd valorile prezentate în tabelul 2.3. se constată că sînt relativ dispersate; cele obținute pe probe recoapte sînt însă ceva mai grupate. Dispersia rezultatelor este dusă pe seama structurii dendritice în cazul probelor turnate, a structurii Widmannstätten în cazul probelor forjate și a neomogenității structurii în cazul probelor recoapte. În principal, se consideră că dispersia rezultatelor este efectul orientării spațiale întâmplătoare a constituenților structurali, în toate cazurile analizate.

5.19.212  
5.19.212

Tabelul 2.3. Temperaturile punctelor critice de transformare ale bronzului CuAl10Fe4Mn4Ni1M

| Felul probei               | Transformare eutectoidă [°C]     | Transform. $\alpha \rightarrow \beta$ și $\alpha \rightarrow \beta$ [°C] | Transform. $\beta \rightarrow \alpha$ [°C] | Transform. $\beta \rightarrow \alpha$ [°C] |
|----------------------------|----------------------------------|--|--|--|
| <b>TURNATA</b>             |                                  |  |  |  |
| a.) Prelevată longitudinal | inc. 495...755<br>rac. 459...205 | 905...1025   | 1078*...892                                | 766...625                                  |
| b.) Prelevată transversal  | inc. 531...690<br>rac. 530...403 | 847...982  | 1072...847                                 | 728...625                                  |
| <b>FORJATA</b>             |                                  |  |  |  |
| a.) Prelevată longitudinal | inc. 426...692<br>rac. 409...237 | 831...1023   | 1011...816                                 | 590...511                                  |
| b. Prelevată transversal   | inc. 535...694<br>rac. 374...219 | 896...1008   | 970...845                                  | 623...495                                  |
| <b>RECOAPTA:</b>           |                                  |  |  |  |
| a.) Prelevată longitudinal | inc. 575...637<br>rac. 525...367 | 815...950*   | 950*...848                                 | 717...679                                  |
| b.) Prelevată transversal  | inc. 558...708<br>rac. 523...320 | 813...1000*  | 1000*...907                                | 812...683                                  |

NOTA: valorile notate cu \* reprezintă temperatura de sfârșit de încălzire.

Întru aceasta pledează și faptul că valorile determinate nu sînt dependente de direcția de prelevare a probelor, în schimb s-a pozitionat accentuarea histeresisului la separarea soluției solide  $\alpha$  din soluția solidă  $\beta$ , în cazul probelor forjate.

După cum era de așteptat, histerozicoul minim este înregistrat în cazul probelor recoapte, adică în cazul structurii care este în echilibru.

Dacă se compară rezultatele obținute cu diagrama transformărilor în afară de echilibru, figura 1.2., se observă că efirjitul transformării eutectoidă se plasează în zona temperaturilor transformării martensitice, astfel, se explică ușurința cu care apar structuri în afară de echilibru, duritatea mare și aşchiabilitatea mai redusă a acestui aliaj în stare de livrare.

#### 2.4. Concluzii

Bronzul de aluminiu elaborat se încadrează în grupa bronzurilor complex aliate cu un conținut mediu în nichel și structură  $\alpha + \chi + \gamma_2$ . Proprietățile mecanice în stare turnată sau forjată sînt modeste (tabelul 4.4. sau /47/). Compoziția chimică și structura sînt în concordanță cu D.S. analizate.

Efectul puternic fragilizant al fazei  $\gamma_2$  /3/; /17/; /26/, explică proprietățile mecanice modeste obținute pe probe turnate sau forjate ale bronzului studiat, pune însă sub semnul întrebării rezultatele bune ale unor firme producătoare /53/; /62/ (tabelul 1.1.).

Un alt rezultat diametral opus datelor bibliografice /59/ este micșorarea proprietăților mecanice în urma forjării, rezultat care își găsește pe deplin justificarea prin transformările structurale care au loc, prin blocarea dislocațiilor de către precipitări ale fazei  $\chi$  și datorită prezenței fazei  $\gamma_2$ .

Rezultatele contrare datelor bibliografice au fost verificate de mai multe ori și s-a încercat explicarea lor prin prisma rezultatelor analizei metalografice.

Investigațiile au fost orientate spre identificarea parametrilor tehnologici de tratament termic importanți, de ierarhizarea acestora după influența lor asupra proprietăților mecanice, apoi treptat, de la simplu la complex s-a studiat efectul diferitelor variante tehnologice de tratament termic asupra structurii și proprietăților bronzului analizat urmărindu-se în special ameliorarea proprietăților plastice și proprietăților de tenacitate și ridicarea caracteristicilor de rezistență la nivelul datelor bibliografice. Nu au fost neglijate nici aspectele comportării bronzului în medii agresive sau la uzură, proprietăți care pe lângă caracteristicile mecanice, fac competitive bronzurile de aluminiu atât din punct de vedere tehnic cît și economic.



### CAPITOLUL 3

#### TRATAMENTE TERMICE APLICATE BRONZULUI CuAl10Fe4Ni4Zn1Ti

##### 3.1. Evidențierea statistică a parametrilor tehnologici semnificativi la tratamentul termic de îmbunătățirea folosind metoda bilantului aleator

În tratamentul termic al bronzului studiat în particular și al unui aliaj metalic în general intervin mulți parametri tehnologici și mărimi variabile care caracterizează starea inițială, din care cele mai importante sînt:

- temperatura de încălzire pentru călire ( $T_c$ );
- temperatura de revenire ( $T_R$ );
- timpul de menținere la  $T_c$  ( $t_{men}$ );
- mediul de călire;
- durata de revenire ( $t_R$ );
- mediul de răcire la revenire;
- tratamentul termic primar aplicat ( $TT_p$ );
- starea de livrare (turnat, forjat, etc.);
- mediul de încălzire la călire;
- mediul de încălzire la revenire;

Fiecare din acești parametri, considerînd compoziția chimică a materialului și dimensiunile epruvetelor constante, va influența proprietățile mecanice obținute după tratamentul termic. În o evaluare modestă se poate presupune că fiecare din acești parametri (variabile în limbaj statistic) poate lua 4 valori distincte, ceea ce conduce la  $4^{10} = 1.048.576$  combinații posibile. Ar fi într-adevăr prea mult să se pretindă unui cercetător să cerceteze efectele tuturor acestor combinații pentru a determina care sînt cele mai potrivite caului practic dat. Parametri tehnologici sînt în general variabile independente și fiecare combinație a variabilelor independente controlabile va avea, în general, un alt efect asupra fiecăruia din criteriile de performanță dependente (proprietăți mecanice, de exemplu). Metoda de planificare a încercărilor și de analiză statistică care permite reducerea puternică a numărului de experimente este METODA BILANTULUI ALEATOR (RANDOM) /36/. Volumul mare de calcule, poate fi efectuat actual-

mente în câteva secunde, folosind un program de calcul original, prezentat în /11/.

Metoda bilanțului aleator permite stabilirea parametrilor tehnologici cu influență puternică asupra criteriilor de performanță cercetate, ierarhizarea lor. Se pot detecta astfel, și parametri cu influență redusă, al căror efect asupra proprietăților cercetate se pierde în "zgomotul de fond".

Cercetările privind stabilirea unui tratament termic optim pentru bronzul CuAlloFe4Ni4Mn11, au început cu un experiment planificat după metoda bilanțului aleator și rezultatele obținute au fost comunicate /12/.

Se pare că acest experiment a fost prima încercare de a utiliza metoda bilanțului aleator în rezolvarea unei probleme metalurgice. De aceea, în cele ce urmează se precizează unele particularități ale acestei metode și elementele originale din interpretarea rezultatelor.

Pentru experiment au fost luate în considerare primii 3 parametri tehnologici enumerați mai sus, mediul de încălzire fiind constant: aer. Acești parametri, cu nivelele lor de variație sunt prezentate în tabelul 3.1.

Tabelul 3.1. Parametri tehnologici ale experimentului

| Nr. crt. | Variabile independente             | Nr. de nivele în variație | Valori efective ale nivelelor de variație |            |                   |         | Frecvența fiecărui nivel |         |   |
|----------|------------------------------------|---------------------------|---|------------|-------------------|---------|--------------------------|---------|---|
|          |                                    |                           | turnat                                    |            | forjat            |         |                          |         |   |
| 1        | Starea de livrare                  | 2                         | (a)                                       |            | (b)               |         | 24                       |         |   |
| 2        | Tratament termic primar            | 3                         | netratat (a)                              | recapt (b) | recapt ciclic (c) |         | 16                       |         |   |
| 3        | Temperatura de călire $T_c$ [°C]   | 6                         | 700 (a)                                   | 750 (b)    | 800 (c)           | 850 (d) | 900 (e)                  | 950 (f) | 8 |
| 4        | Durata de menținere la $T_c$ [min] | 3                         | 5 (a)                                     | 10 (b)     | 15 (c)            |         | 16                       |         |   |
| 5        | Mediul de răcire la călire         | 3                         | ulei (a)                                  | apă (b)    | apă + NaCl (c)    |         | 16                       |         |   |
| 6        | Temperatura de revenire $T_R$ [°C] | 4                         | 450 (a)                                   | 500 (b)    | 550 (c)           | 650 (d) |                          | 12      |   |
| 7        | Durata de menținere la $T_R$ [min] | 3                         | 30 (a)                                    | 90 (b)     | 180 (c)           |         | 16                       |         |   |
| 8        | Mediul de răcire la revenire       | 4                         | ulei (a)                                  | apă (b)    | apă + NaCl (c)    | aer (d) |                          | 12      |   |

Numărul necesar de probe se alege convenabil, condiția este ca acest număr să fie un multiplu comun al nivelurilor de variație ale variabililor. S-a ales ca multiplu comun 48.

Distribuirea întâmplătoare (randomizarea) a valorilor nivelurilor de variație s-a făcut cu ajutorul unui generator de numere aleatoare. Planul complet al încercărilor este prezentat în tabelul 3.2.

Analizând tabelele 3.1. și 3.2. se constată că au fost utilizate probe provenite din semifabricate turnate și din bare forjate. Ca nivele de variație ale celei de a doua variabile, tratamentul termic primar, au fost stabilite: a care corespunde probelor netratate

Tabelul 3.2. Matricea program a experimentului

| Nr. probă | Stare de avere | Treatment termic primar | T <sub>c</sub> | t <sub>men.</sub> | Modul de lucru | T <sub>p</sub> | T <sub>rev.</sub> | Modul de lucru |
|-----------|----------------|-------------------------|----------------|-------------------|----------------|----------------|-------------------|----------------|
| 1         | 0              | 0                       | 0              | 0                 | 0              | 0              | 0                 | 0              |
| 2         | 0              | 0                       | 0              | 0                 | 0              | 0              | 0                 | 0              |
| 3         | 0              | 0                       | 0              | 0                 | 0              | 0              | 0                 | 0              |
| 4         | 0              | 0                       | 0              | 0                 | 0              | 0              | 0                 | 0              |
| 5         | 0              | 0                       | 0              | 0                 | 0              | 0              | 0                 | 0              |
| 6         | 0              | 0                       | 0              | 0                 | 0              | 0              | 0                 | 0              |
| 7         | 0              | 0                       | 0              | 0                 | 0              | 0              | 0                 | 0              |
| 8         | 0              | 0                       | 0              | 0                 | 0              | 0              | 0                 | 0              |
| 9         | 0              | 0                       | 0              | 0                 | 0              | 0              | 0                 | 0              |
| 10        | 0              | 0                       | 0              | 0                 | 0              | 0              | 0                 | 0              |
| 11        | 0              | 0                       | 0              | 0                 | 0              | 0              | 0                 | 0              |
| 12        | 0              | 0                       | 0              | 0                 | 0              | 0              | 0                 | 0              |
| 13        | 0              | 0                       | 0              | 0                 | 0              | 0              | 0                 | 0              |
| 14        | 0              | 0                       | 0              | 0                 | 0              | 0              | 0                 | 0              |
| 15        | 0              | 0                       | 0              | 0                 | 0              | 0              | 0                 | 0              |
| 16        | 0              | 0                       | 0              | 0                 | 0              | 0              | 0                 | 0              |
| 17        | 0              | 0                       | 0              | 0                 | 0              | 0              | 0                 | 0              |
| 18        | 0              | 0                       | 0              | 0                 | 0              | 0              | 0                 | 0              |
| 19        | 0              | 0                       | 0              | 0                 | 0              | 0              | 0                 | 0              |
| 20        | 0              | 0                       | 0              | 0                 | 0              | 0              | 0                 | 0              |
| 21        | 0              | 0                       | 0              | 0                 | 0              | 0              | 0                 | 0              |
| 22        | 0              | 0                       | 0              | 0                 | 0              | 0              | 0                 | 0              |
| 23        | 0              | 0                       | 0              | 0                 | 0              | 0              | 0                 | 0              |
| 24        | 0              | 0                       | 0              | 0                 | 0              | 0              | 0                 | 0              |
| 25        | 0              | 0                       | 0              | 0                 | 0              | 0              | 0                 | 0              |
| 26        | 0              | 0                       | 0              | 0                 | 0              | 0              | 0                 | 0              |
| 27        | 0              | 0                       | 0              | 0                 | 0              | 0              | 0                 | 0              |
| 28        | 0              | 0                       | 0              | 0                 | 0              | 0              | 0                 | 0              |
| 29        | 0              | 0                       | 0              | 0                 | 0              | 0              | 0                 | 0              |
| 30        | 0              | 0                       | 0              | 0                 | 0              | 0              | 0                 | 0              |
| 31        | 0              | 0                       | 0              | 0                 | 0              | 0              | 0                 | 0              |
| 32        | 0              | 0                       | 0              | 0                 | 0              | 0              | 0                 | 0              |
| 33        | 0              | 0                       | 0              | 0                 | 0              | 0              | 0                 | 0              |
| 34        | 0              | 0                       | 0              | 0                 | 0              | 0              | 0                 | 0              |
| 35        | 0              | 0                       | 0              | 0                 | 0              | 0              | 0                 | 0              |
| 36        | 0              | 0                       | 0              | 0                 | 0              | 0              | 0                 | 0              |
| 37        | 0              | 0                       | 0              | 0                 | 0              | 0              | 0                 | 0              |
| 38        | 0              | 0                       | 0              | 0                 | 0              | 0              | 0                 | 0              |
| 39        | 0              | 0                       | 0              | 0                 | 0              | 0              | 0                 | 0              |
| 40        | 0              | 0                       | 0              | 0                 | 0              | 0              | 0                 | 0              |
| 41        | 0              | 0                       | 0              | 0                 | 0              | 0              | 0                 | 0              |
| 42        | 0              | 0                       | 0              | 0                 | 0              | 0              | 0                 | 0              |
| 43        | 0              | 0                       | 0              | 0                 | 0              | 0              | 0                 | 0              |
| 44        | 0              | 0                       | 0              | 0                 | 0              | 0              | 0                 | 0              |
| 45        | 0              | 0                       | 0              | 0                 | 0              | 0              | 0                 | 0              |
| 46        | 0              | 0                       | 0              | 0                 | 0              | 0              | 0                 | 0              |
| 47        | 0              | 0                       | 0              | 0                 | 0              | 0              | 0                 | 0              |
| 48        | 0              | 0                       | 0              | 0                 | 0              | 0              | 0                 | 0              |

termic, deoarece în STAS 203-75 și STAS 130-60 nu sînt prevăzute tratamente termice primare pentru bronzurile de aluminiu; nivelul b care înțeamnă probe recoapte conform ciclogramei prezentate în figura 3.1., și nivelul g care reprezintă o reconecere pondulară conform ciclogramei redată în figura 3.2.

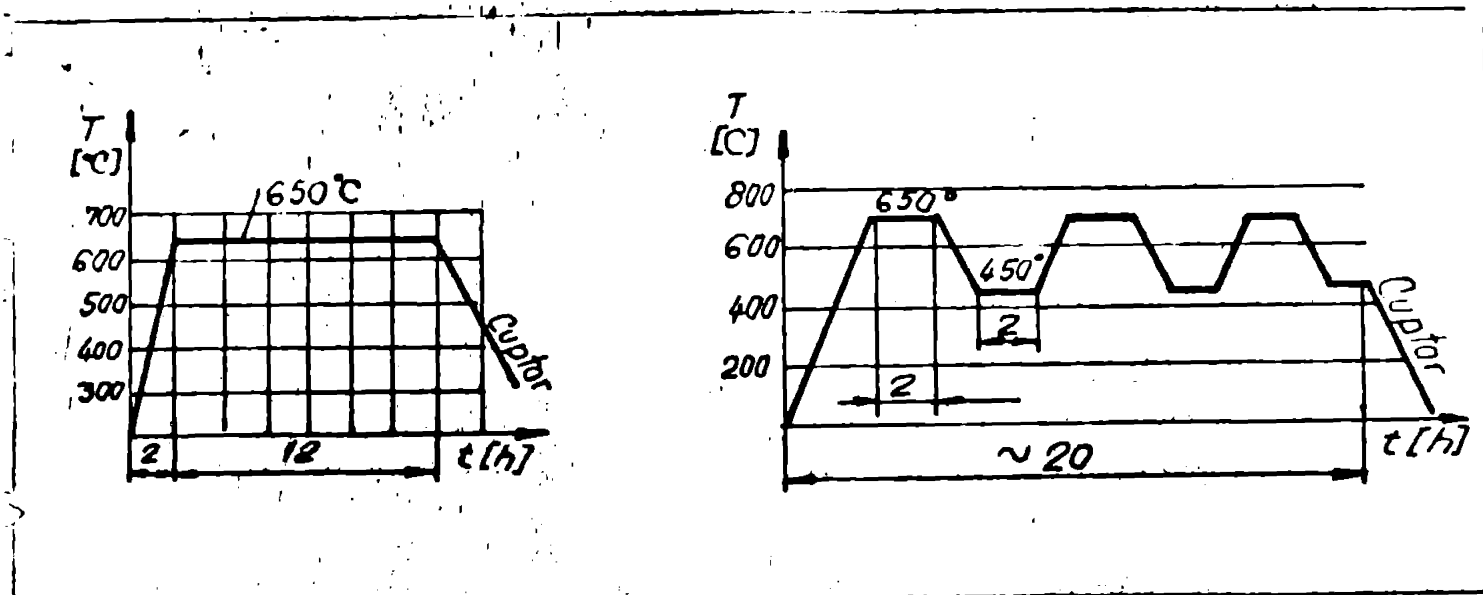


Fig. 3.1. Ciclograma recoacerii simple

Fig. 3.2. Ciclograma recoacerii pendulare

Temperatura de încălzire pentru cǎlire a fost luată între 700 și 950°C iar durata de menținere între 5 și 15 minute, pe considerentul că esantioanele sînt de dimensiuni mici și durate similare au fost recomandate în unele lucrări /38/; medii de cǎlire: apă, ulei și apă + 10 NaCl, ultimul fiind recomandat de mai mulți cercetători /7/, /21/.

Cu temperaturi de revenire s-au utilizat cele recomandate în literatura de specialitate, dar și o temperatură mai joasă (350°C) pentru a sesiza o eventuală fragilizare la revenire. De asemenea s-au experimentat 3 dureta de revenire și 4 medii de răcire.

Pe baza planului de experimentare au fost tratat cele 48 probe de tracțiune și supuse apoi încercărilor la tracțiune, sclerometrice și metalografice.

Încercările la tracțiune au scos în evidență fragilitatea probelor, cu valori ale alungirilor și gîturilor la rupere sub 2% și care au fost, pentru început, considerate insignifiante. De aceea din proprietățile mecanice au fost reținute numai rezistența la rupere și duritatea ca funcție de răspuns. Valorile obținute în urma acestor încercări sînt redată în tabelul 3.3. Se precizează că s-a renunțat la reprezentarea grafică a rezultatelor după sistemul prezentat în /58/, deoarece aceste grafice indică numai dispersia funcției de răspuns pentru fiecare variabilă considerată și au putere de exprimare redusă. În schimb s-au construit graficele din figurile 3.6. și 3.7. după interpretarea rezultatelor.

Etapele de calcul în vederea ordonării variabililor semnificative în funcție de mărimea efectului lor asupra funcției de răspuns sînt cunoscute din literatura de specialitate /11/, /56/.

Tabelul 3.3. Matricea funcțiilor de răspuns

| Nr. crt. | $\sigma^2_m$<br>[N/mm <sup>2</sup> ] | HB <sub>5/250/15</sub><br>[daN/mm <sup>2</sup> ] | Nr. crt. | $R_m$<br>[N/mm <sup>2</sup> ] | HB <sub>5/250/15</sub><br>[daN/mm <sup>2</sup> ] |
|----------|--------------------------------------|--|----------|-------------------------------|--|
| 1        | 552                                  | 205  | 25       | 337                           | 219,3  |
| 2        | 510                                  | 201,6  | 26       | 644,6                         | 220  |
| 3        | 518                                  | 218  | 27       | 517                           | 284  |
| 4        | 340                                  | 333  | 28       | 355,5                         | 303  |
| 5        | 450                                  | 309  | 29       | 239                           | 280,3  |
| 6        | 362,5                                | 199,3  | 30       | 345,5                         | 212,3  |
| 7        | 366,7                                | 376  | 31       | 468                           | 361  |
| 8        | 408,6                                | 352  | 32       | 298                           | 342  |
| 9        | 356                                  | 322  | 33       | 507                           | 197,6  |
| 10       | 371                                  | 220  | 34       | 596,4                         | 219  |
| 11       | 292                                  | 246  | 35       | 577,4                         | 203,6  |
| 12       | 517                                  | 199,6  | 36       | 348                           | 237,3  |
| 13       | 323                                  | 209,6  | 37       | 293                           | 345  |
| 14       | 348,3                                | 207,6  | 38       | 351                           | 178,3  |
| 15       | 513                                  | 309  | 39       | 210                           | 309  |
| 16       | 513                                  | 213,3  | 40       | 338                           | 291,3  |
| 17       | 362                                  | 240,3  | 41       | 336,6                         | 324  |
| 18       | 597                                  | 217,3  | 42       | 500,4                         | 197  |
| 19       | 509                                  | 185  | 43       | 463                           | 301  |
| 20       | 459                                  | 234,6  | 44       | 333                           | 355  |
| 21       | 578                                  | 227,6  | 45       | 312                           | 278,3  |
| 22       | 410,4                                | 206  | 46       | 364                           | 191  |
| 23       | 302                                  | 355  | 47       | 304                           | 339  |
| 24       | 552                                  | 246,3  | 48       | 334                           | 219,6  |

Calculul acesta fiind foarte laborios s-a scris un program în limbaj BASIC pe baza celui prezentat în /11/ și s-a rulat pe o unitate Hewlett-Packard 2000.

Se precizează că particularitățile metodei constă în posibilitatea aplicării unei "corecții" după ordonarea variabilelor după influența lor asupra funcțiilor de răspuns. Corecția are ca scop eliminarea efectului variabilei de prim ordin și poate să conducă la răsturnări de poziții în ierarhia inițială a parametrilor (figura 3.3.; valorile care-și modifică rangul sînt subliniate).

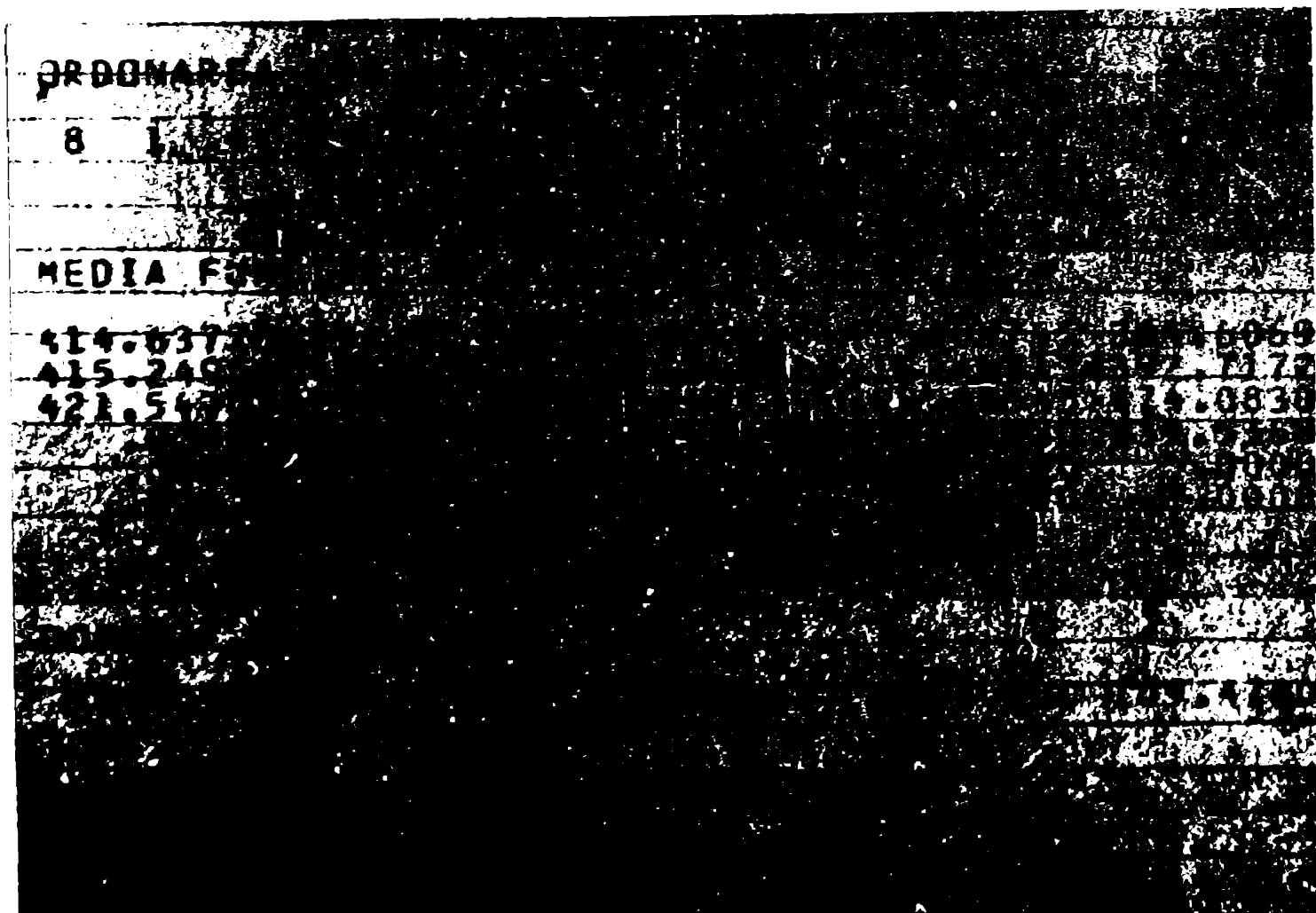


Fig.3.3. Secvenți din listing. Media funcției de răspuns pe nivelo, valori corectate. Ordonarea variabilelor

Corecțiile, descrise în /58/ se efectuează și după eliminarea variabililor cu influență secundară, terțiară, etc., pînă la ultimele două variabile.

După ultima corecție se obține ierarhizarea parametrilor tehnologici în funcție de influența lor asupra funcțiilor de răspuns considerate (figura 3.4. și 3.5.). Pe baza datelor de calcul s-a reprezentat grafic ierarhizarea finală a variabililor în funcție de amplitudinea de variație (corectată) - în figura 3.6. pentru

funcția de răspuns  $R_a$  - în figura 3.7. pentru funcția de răspuns HB. Acest mod de reprezentare grafică evidențiază clar variabilele cu influență mare asupra funcției de răspuns și se evidențiază ușor parametri a căror influență se pierde în "zgomotul de fond".

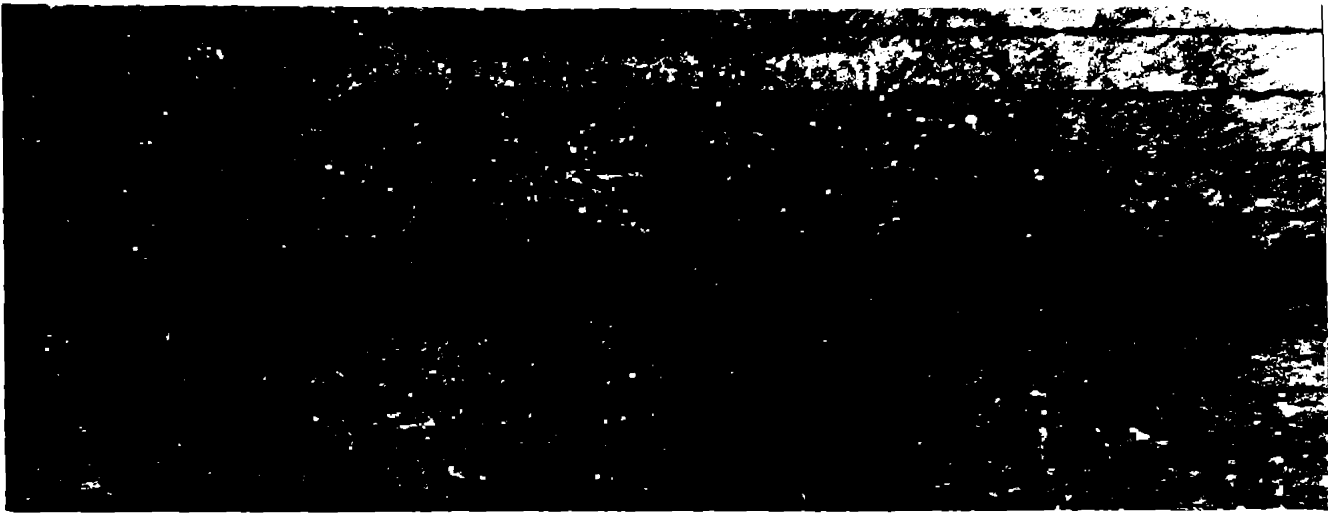


Fig.3.4. Ordinea de importanță a variabilelor pentru funcția de răspuns  $R_a$



Fig.3.5. Ordinea de importanță a variabilelor pentru funcția de răspuns HB

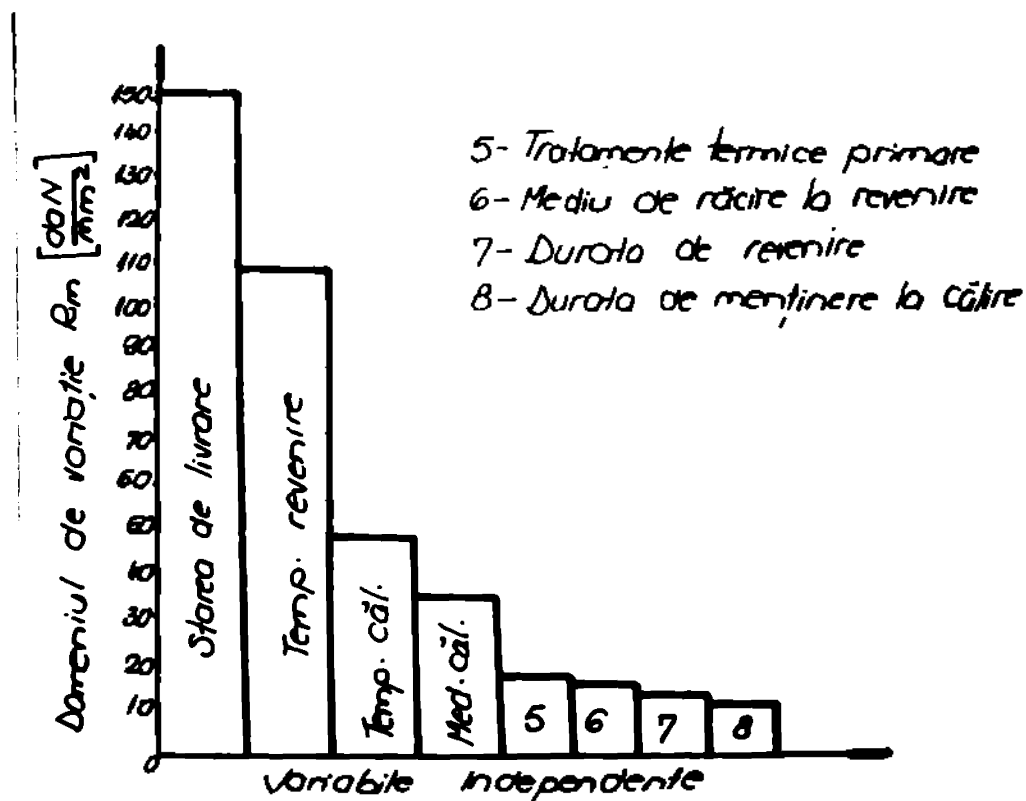


Fig.3.6. Ierarhizarea parametrilor tehnologici pentru funcția de răspuns  $R_m$

### Concluzii

Se remarcă, ca rezultat diametrul opus datelor bibliografice, diminuarea proprietăților mecanice în urma forjării, diminuare care nu a fost ameliorată în urma tratamentelor termice aplicate (tabelul 3.3. cu tabelul 3.2.). Din această cauză variabila cu cea mai mare influență asupra rezistenței la rupere este "starea de livrare" (turnat, forjat).

Acest rezultat a condus la investigații privind cauzele acestei diminuări ale caracteristicilor mecanice în urma forjării și a modalităților de îmbunătățire a acestora prin tratamente termice.

Jurghinșător este că din punctul de vedere al durității, starea de livrare este un parametru nesemnificativ.

Rezultatele relevă că temperatura de revenire și de călire au o influență mare asupra proprietăților mecanice luate în considerare, fapt care era de așteptat, cunoscându-se că aceștia sînt parametri tehnologici de bază la orice tratament termic.

Faptul că duratele de încălzire pentru călire și durata de revenire au un efect redus, care se pierde în "zgomotul de fond", ridică întrebarea dacă explicația rezidă în faptul că difuzia depinde exponențial de temperatură și numai de radicalul timpului



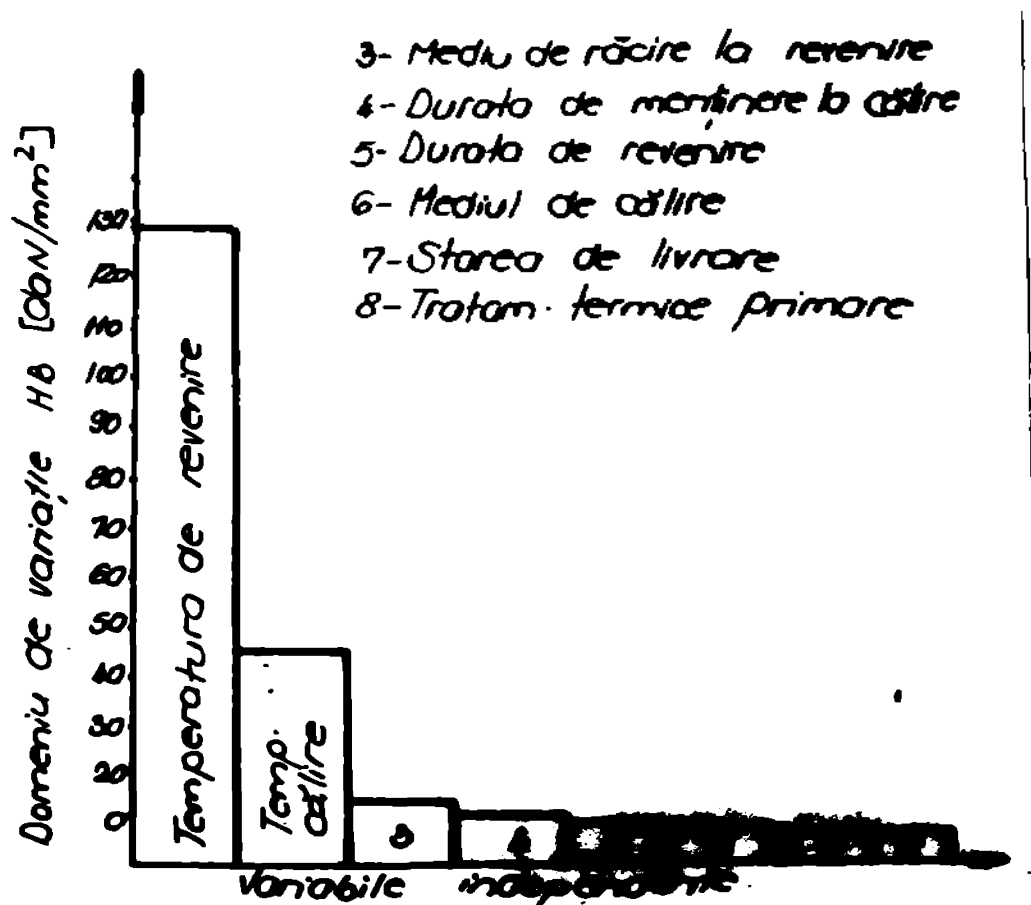


Fig. 3.71 Ierarhizarea parametrilor tehnologici pentru funcția de răspuns HB

sau au fost considerate valori ale timpilor mult diferite (mici) față de cele optime.

Se conchide că datele obținute prin acest experiment planificat au orientat cercetările ulterioare mai întâi asupra posibilităților de remediere ale proprietăților semifabricatelor forjate, cu reliefat că pentru a obține caracteristici mecanice bune este vital de a găsi temperaturile optime de călire și revenire. Rezultatele acestor investigații vor confirma că duratele de menținere optime sînt mult mai mari decît cele utilizate în experimentul prezentat.

### 3.2. Tratamente termice aplicate bronzului studiat

#### 3.2.1. Tratamente termice primare

Investigațiile preliminare (cap. 3.1.) au demonstrat ineficiența recoacerilor aplicate. În sprijinul acestui rezultat vine și faptul că numai în /24/ s-au găsit recomandări pentru o recoacere, dar și aci fûrî a se justifica alegerea parametrilor tehnologici (T, t). Totuși rezultatele deosebite obținute cu recoaceri pendulare la bronzul CuSn14Zn /45/ nu au permis abandonarea ideii eficienței unui tratament termic primar, ci, din contrî, au condus la experimentarea a 5 variante noi de recoacere pendularî.

Ciclogramele recăzătorilor pendulare aplicate sînt redacte în figura 3.5. Aceste ciclograme diferă între ele prin nivelul temperaturilor de menținere și prin viteza de răcire între paliere. Se constată că temperaturile superioare de menținere se află deasupra temperaturilor de afirgît de transformare eutectoidă la încălzire, iar temperaturile inferioare de menținere se află în domeniul transformării eutectoide la răcire.

### 3.2.2. Tratamente termice aplicate pentru studiul transformărilor structurale care au loc în timpul îmbunătățirii

Pentru a urmări transformările structurale care au loc la călirea și revenirea bronzului studiat s-au aplicat următoarele tratamente termice:

1. călire de la  $350^{\circ}\text{C}/60\text{ min}/\text{H}_2\text{O}+10\% \text{ NaCl}$  urmată de reveniri în domeniul  $350...650^{\circ}\text{C}/30...180\text{ min}/\text{H}_2\text{O}$ , aplicate probelor turnate;

2. călire de la  $1000^{\circ}\text{C}/120\text{ min}/\text{H}_2\text{O}+10\% \text{ NaCl}$  și reveniri în domeniul  $450...650^{\circ}\text{C}/45\text{ min}/\text{aer}$ , aplicate probelor turnate;

3. călire de la  $1000^{\circ}\text{C}/120\text{ min}/\text{H}_2\text{O}+10\% \text{ NaCl}$  și reveniri în domeniul  $450...650^{\circ}\text{C}/45\text{ min}/\text{H}_2\text{O}$ , aplicate probelor forjate și recoapte Ip44.

Temperaturile de încălzire pentru călire de  $1000^{\circ}\text{C}$  au fost luate după /21/, cea de  $350^{\circ}\text{C}$ , după /47/.

Duratele mari de menținere sînt consecința rezultatelor experimentale preliminare (cap.3.1. și /12/), a faptului că, excepțiv /34/, în literatura de specialitate se recomandă durate de menținere mari /21/, /26/, /59/, /61/ și se justifică prin valoarea redusă a coeficientului de difuzie al aluminiului în cupră /23/. Temperatura de revenire de  $350^{\circ}\text{C}$  și răcirii la revenire în apă sau aer au fost efectuate cu scopul de a elucidă fragilitatea la revenire constatată în cercetări anterioare /47/ respectiv în literatura de specialitate /3/.

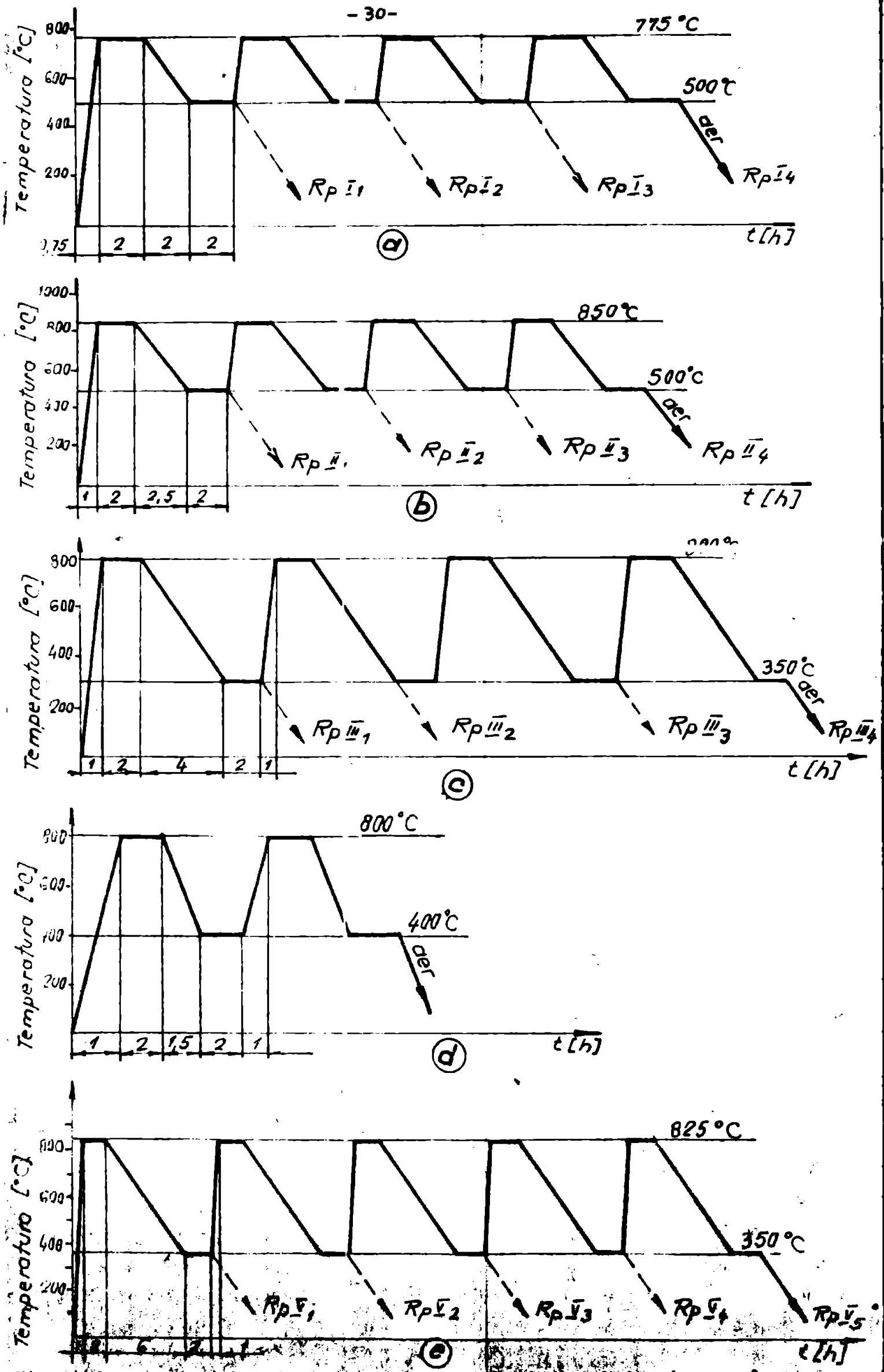


Fig. 3.8. Ciclוגramele reoocelor pendulare aplicate  
 Fig.3.8. Ciclogramle reoocorilor pendulare aplicate

3.2.3. Tratamente termice aplicate pentru determinarea parametrilor tehnologici optimi în vederea obținerii de caracteristici mecanice, tehnologice și chimice ridicate

Studiind datele bibliografice privind recomandările pentru tratamentul termic final, din care sînt spicuite cele mai reprezentative în tabelul 3.4. (anexă) se constată că se recomandă "îmbunătățirea" care constă într-o călire de la temperaturi situate în domeniul  $830...1000^{\circ}\text{C}$ , urmată de o "revenire" în domeniul  $600...650^{\circ}\text{C}$ . Pentru aceste regimuri de tratament termic sînt date și caracteristicile mecanice obținute de firmele producătoare /59/, /62/. Cu toate că se precizează ca posibile și temperaturi de revenire de  $400...550^{\circ}\text{C}$ , pentru aceste regimuri încă, nu se indică caracteristicile mecanice. Se remarcă și faptul că în cazul temperaturilor de "revenire" de  $600...650^{\circ}\text{C}$  se prescrie răcirea în apă sau  $\text{H}_2\text{O}+10\% \text{NaCl}$  pe cînd pentru revenirile în domeniul  $400...550^{\circ}\text{C}$  mediul de răcire este aerul. Comparînd aceste regimuri cu D.S. pseudobinare (fig.1.3. și 1.4.) precum și cu datele analizei dilatometrice (tabelul 2.3.) se constată:

- temperaturile de călire se situează în domeniul  $\alpha + \beta + \pi$  ( $830...950^{\circ}\text{C}$ ), eventual  $\beta + \pi$  ( $950^{\circ}\text{C}$ ) și  $\beta$  ( $1000^{\circ}\text{C}$ ). În /34/ se recomandă atât călirea din domeniul  $\alpha + \beta + \pi$  cît și de la  $1000^{\circ}\text{C}$ , limitînd pericolul de creștere a granulației în domeniul monofazic prin durate de menținere scurte: 15... 30 minute.

- Surprinzătoare sînt temperaturile de revenire de  $600...650^{\circ}\text{C}$ , care situează aliajul în domeniul  $\alpha + \beta + \pi + \gamma_2$  sau chiar  $\alpha + \beta + \pi$ , asociate cu o răcire bruscă în apă. De fapt "revenirea" finală este o călire incompletă. Din acest motiv, în lucrarea de față, nu s-a mai folosit termenul de "îmbunătățire" ci de "călire dublă".

Ținînd cont de aceste observații, care pun sub semnul întrebării teoriile existente privind transformările structurale, la "îmbunătățirea" bronzurilor de aluminiu, s-au încercat, din aproape în aproape, multe regimuri de călire-revenire, folosind metoda călirilor succesive, scopul rînd, în special, ridicarea caracteristicilor de plasticitate, deoarece caracteristicile de rezistență și uzură obținute în timpul corectărilor preliminare /47/, /48/ au fost întotdeauna bune.

astfel, s-au tratat termic probe de tracțiune și de rezistență în felul următor:

- călire de la temperaturi de 700, 750, 800, 850, 900, 950, 1000°C în apă + 10% NaCl;
- călire de la temperaturile menționate urmate de reveniri în domeniul 350...550°C;
- călire de la temperaturi de 700...1000°C urmate de o călire incompletă la 650°C (căliri duble);
- căliri de la 700...1000°C urmate de o călire de la 650°C apoi de o revenire joasă (detensionare) la 150°C. De principiul acestui tratament termic complex au fost concepute o serie de tratamente termice constând din căliri de la 350°C, căliri de la 650°C și reveniri joase la 150°C, denumite generic "termociclare". Cilogramele variantelor de termociclare sînt redată în figurile 3.9., 3.10., și 3.11.
- căliri - reveniri complexe, a căror cilograme sînt prezentate în anexă - fig. 3.12. ... 3.17.

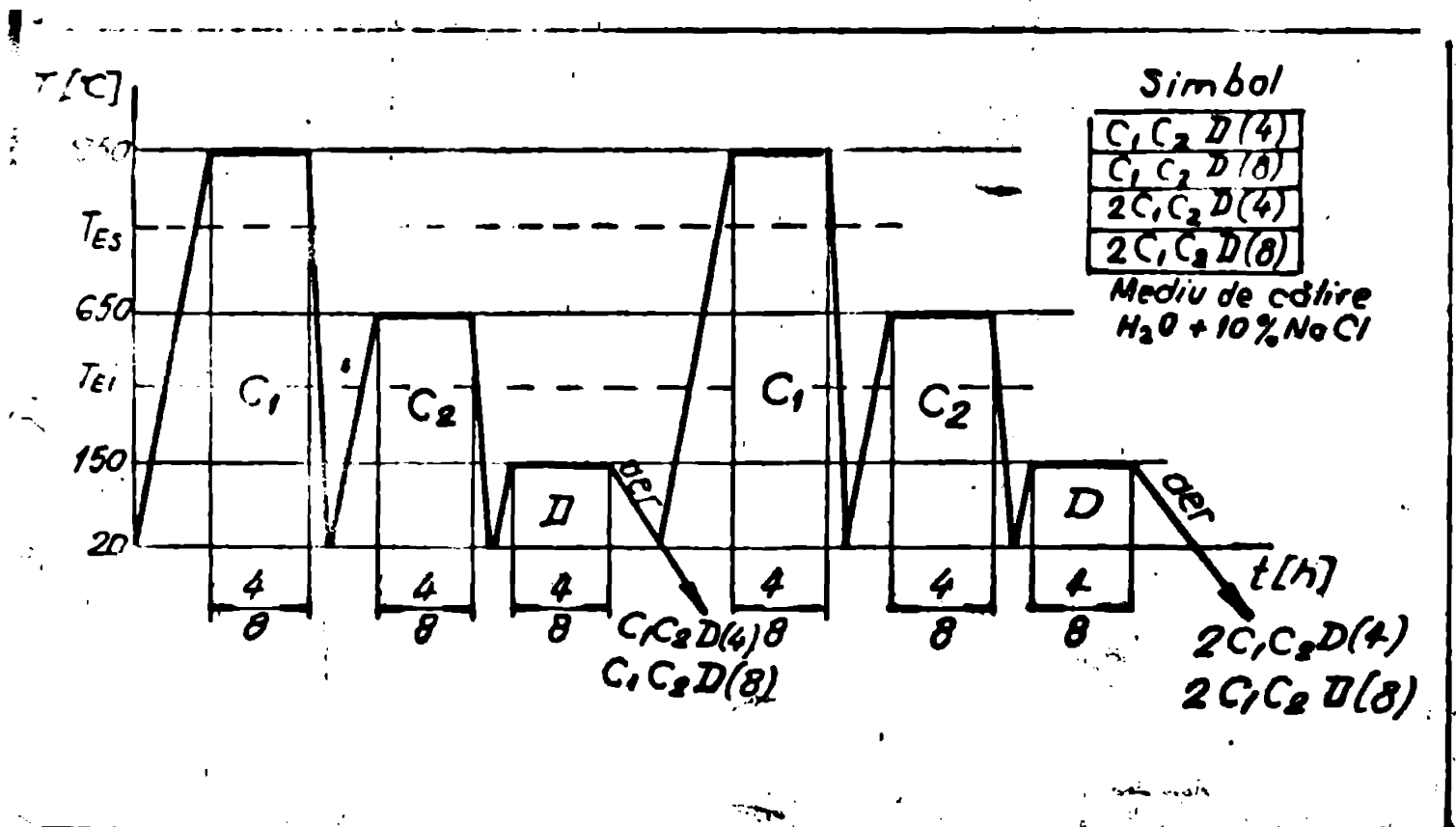


Fig.3.9. Cilograma tratamentelor de termociclare  $C_1, C_2, D(4)$   $2C_1, C_2, D(4)$  și respectiv  $C_1, C_2, D(8)$  și  $2C_1, C_2, D(8)$  aplicat probelor turnate

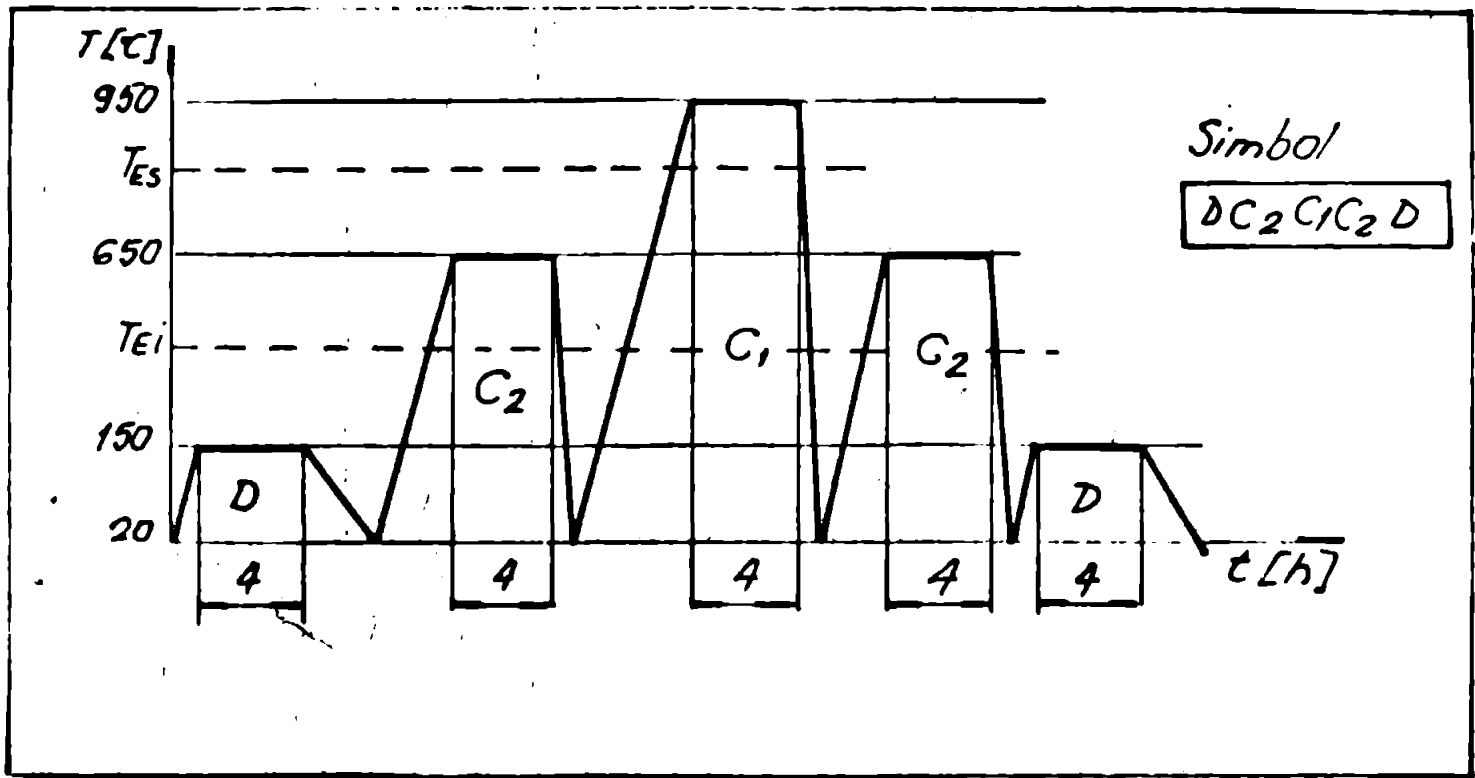


Fig.3.10. Ciclograma termociclării  $DC_2C_1C_2D$  aplicat probelor turnate

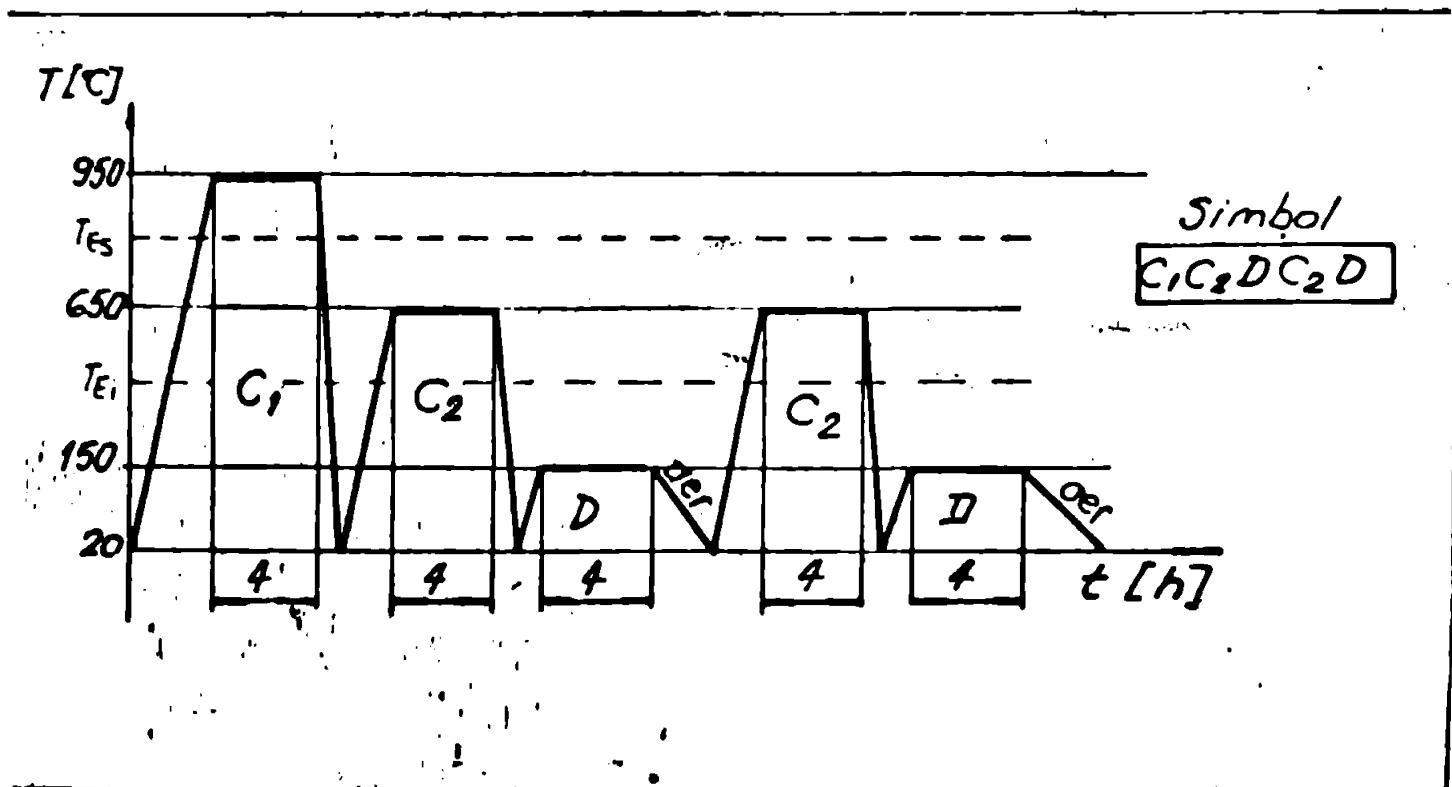


Fig.3.11. Ciclograma variantei  $C_1C_2DC_2D$  de termociclare aplicat probelor turnate

## CAPITOLUL 4

### STUDIUL EFECTULUI TRATAMENTULUI TERMIC PRIMAR DE RECOACERE PENDULARĂ ASUPRA STRUCTURII ȘI PROPRIETĂȚILOR MECANICE ALE BRONZULUI CuAl<sub>10</sub>Fe<sub>4</sub>Ni<sub>14</sub>Mn<sub>11</sub>

#### 4.1. Efectul recoacerii pendulare asupra structurii bronzului cernețat.

Prin tratamentele termice primare de recoacere pendulară s-a urmărit îmbunătățirea caracteristicilor mecanice ale semifabricatelor forjate fără a neglija însă efectul acestora asupra probelor turnate.

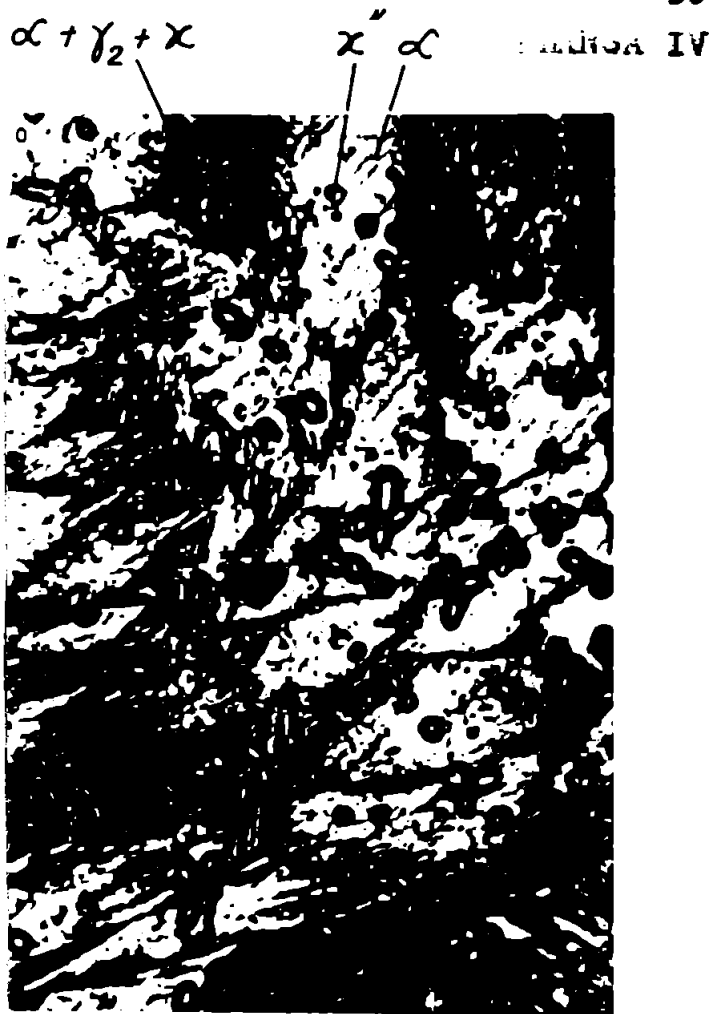
Analiza metalografică a fost efectuată cu ajutorul unui microscop optic metalografic EPIYF-200 și rezultatele importante au fost comunicate /50/.

Variantele I...IV de recoacere pendulară (figura 3.8.) au fost aplicate probelor forjate iar variante RpV probelor forjate și celor turnate.

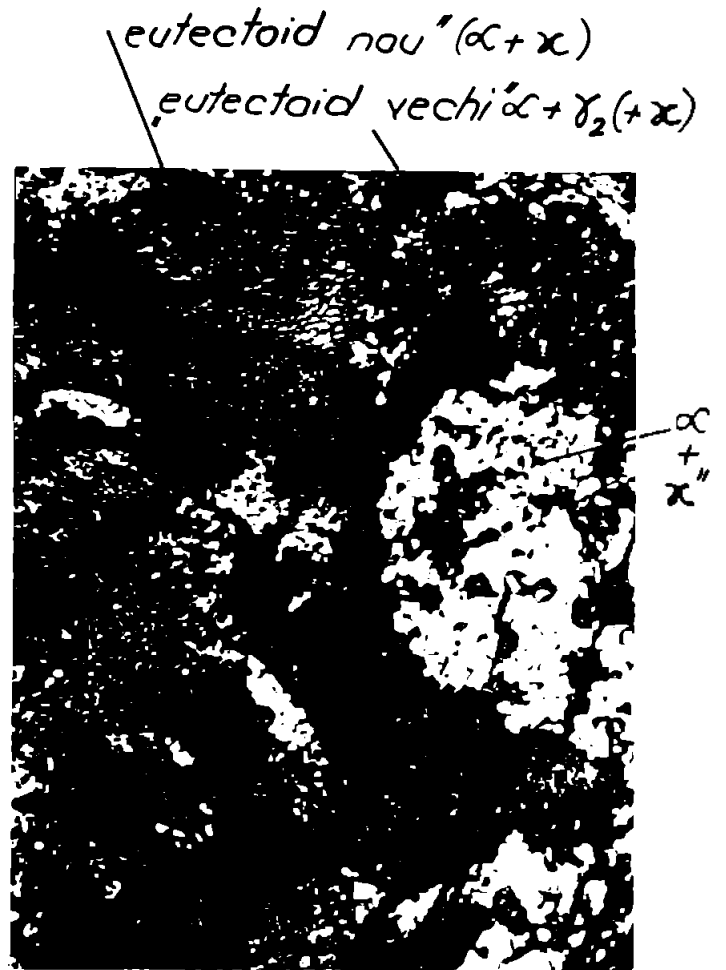
Recoacerea pendulară varianta I (fig.3.8.a) are efect de recoacere simplă (figura 4.1., planșa IV), se constată doar poliedrisarea soluției solide  $\alpha$ , creșterea numărului și mărimii precipitărilor fazei  $\chi$  în soluția solidă  $\alpha$  și creșterea ușoară a granulației. Se pare că menținerea la 500°C nu a inițiat transformarea  $\beta \rightarrow \alpha + \gamma_2$ .

Recoacerea pendulară varianta II (fig.3.8.b.) conduce la transformări similare (fig.4.2., planșa IV), mai intense însă datorită temperaturii mai înalte la palierul superior (850°C). Față de varianta I, temperatura de 850°C produce la globalizarea fazei  $\gamma_2$  în amestecul mecanic eutectoid și separări intense de fază  $\chi$  în cristalele de soluție solidă  $\alpha$  ceea ce conduce la formarea unui amestec  $\alpha + \chi$  denumit generic "eutectoid nou", deoarece această temperatură asigură inițierea transformărilor  $\alpha \rightarrow \beta$  și  $\chi \rightarrow \beta$ .

Recoacerea pendulară varianta III (figura 3.8.c) se face cu palierul superior deasupra punctelor critice de transformare eutectoidă și cu palierul inferior la sfârșitul domeniului transformării eutectoidice și conduce la o redistribuire a fazelor dure  $\chi$  și  $\gamma_2$  în soluția solidă  $\alpha$ , la separări de  $\chi$  și formarea "eutectoidului nou" ( $\alpha + \chi$ ) (fig.4.4. planșa IV). Răciră între paliere, efectuată în 4 ore este suficient de rapidă pentru a favoriza apariția unor zone de "bainită superioară" (fig.4.3. planșa IV). Varianta a III-a de re-



*Fig. 4.1. Forjat+RpI4; M.O.x1000*



*Fig. 4.2. Forjat+RpII3 M.O.x1000*



*"eutectoid nou" ( $\alpha + \chi$ )*

*Fig. 4.3. Forjat+RpIII2; M.O.x 1000*



*"eutectoid nou" ( $\alpha + \chi$ )*

*Fig. 4.4. Forjat+RpIII4; M.O. x 500*



coacere pendulară este de fapt un prim succes prin apariția unei distribuții noi, mai uniforme a fazelor dure  $\alpha$  și  $\gamma_2$  în soluția solidă  $\alpha$ .

Varianta a IV-a de recoacere pendulară (figura 3.8.d) a fost o încercare de scurtare a duratei de recoacere prin creșterea vitezei de răcire. Rezultatul a fost o structură fină de tip "bainită aciculară" (figura 4.5.).

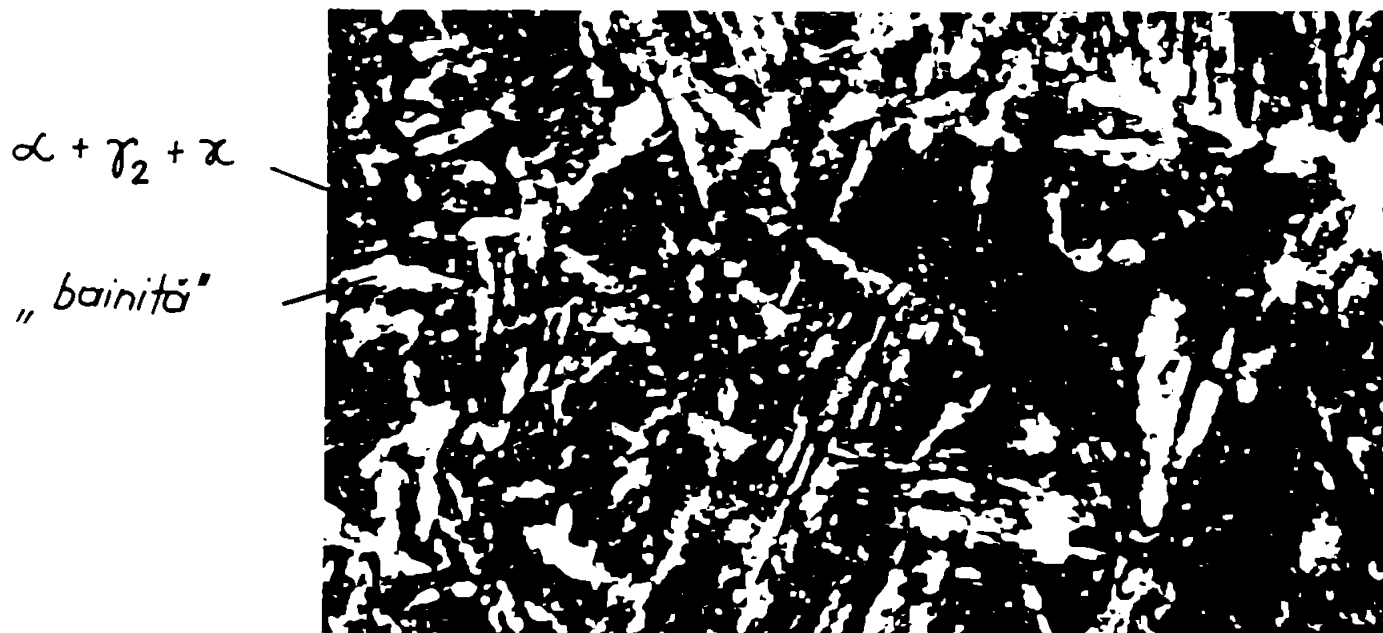


Fig.4.5. Forjat+RpIV2  
M.O.x1000

Analizând efectele variantelor I...IV asupra structurii probelor forjate a fost concepută varianta V de recoacere pendulară pentru a obține o structură de echilibru dar și o distribuție nouă a fazelor dure (fig.3.8.e).

Evoluția structurii funcție de numărul de cicluri de recoacere pendulară RpV s-a analizat pe probe forjate și turnate. Microstructurile sînt prezentate comparativ în figurile 4.6....4.14. (planșa V).

Efectul variantei V de recoacere pendulară asupra structurii probelor forjate este mare. Deja după un ciclu de recoacere, structura Widmannstätten a dispărut (fig.4.6. planșa V), soluția solidă  $\alpha$  s-a poliedrizat, a crescut cantitatea și mărimea precipitărilor  $\alpha$ , iar în amestecul mecanic eutectoid se constată globulizarea fazei  $\gamma_2$ . Cu numărul de cicluri de recoacere RpV aplicate, se amplifică aceste fenomene, se formează "eutectoidul nou" ( $\alpha + \alpha$ ) și pînă la urmă apare o structură omogenă cu fazele dure  $\alpha$  și  $\gamma_2$  uniform dispersate în soluția solidă  $\alpha$  (fig.4.12. planșa V), deosebiriile dintre "eutectoidul vechi" și "eutectoidul nou" devenind din ce în ce mai mici.

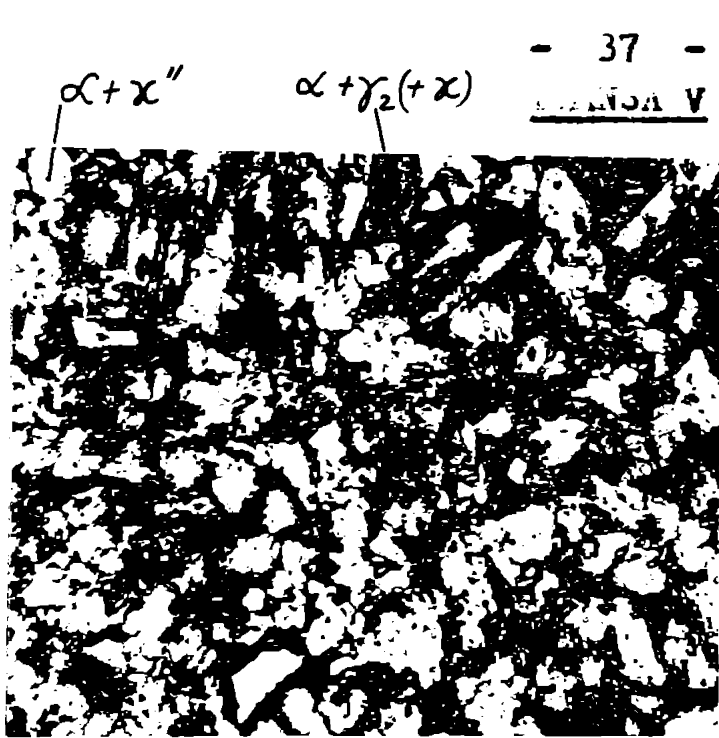


Fig.4.6. Forjat+RpV1; M. O. x500

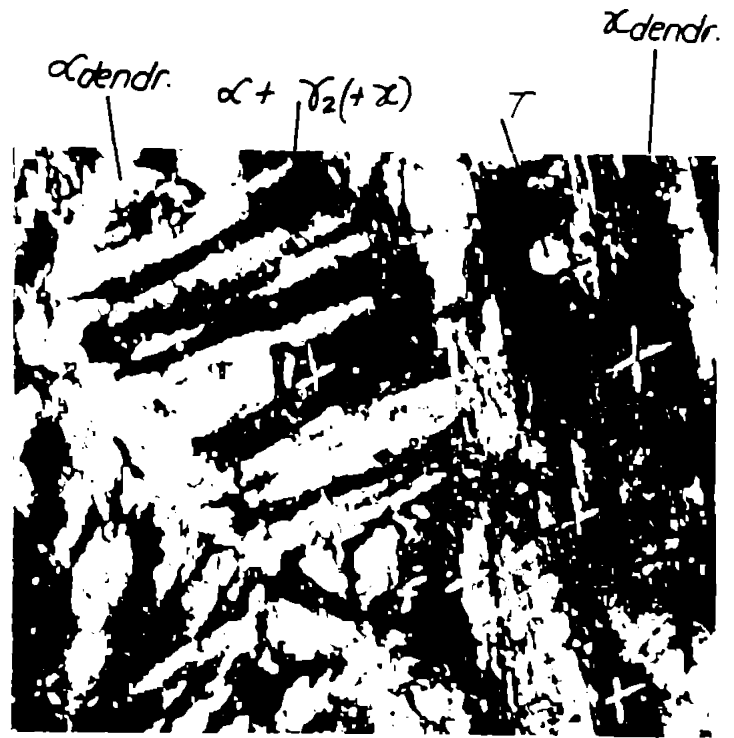


Fig.4.7. Turnat+RpV1; M. O. x500



Fig.4.8. Forjat+RpV2; M. O. x500

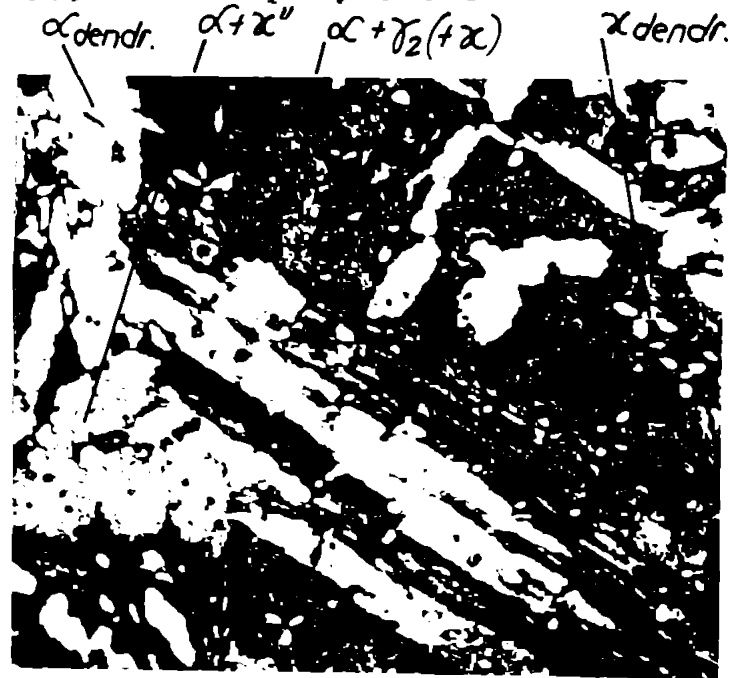


Fig.4.9. Turnat+RpV2; M. O. x500

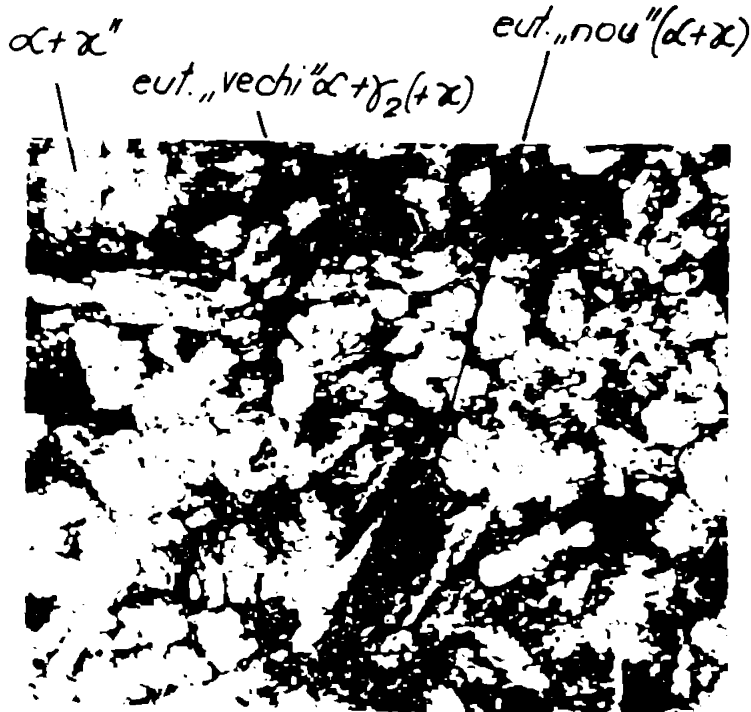


Fig.4.10. Forjat+RpV3; M. O. x500

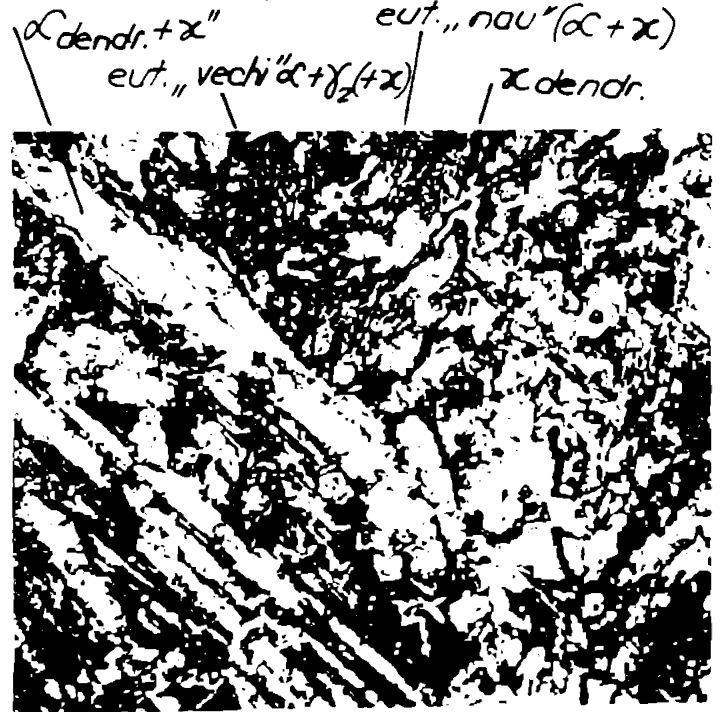


Fig.4.11. Turnat+RpV3; M. O. x500

PLANSA V (CONTINUARE)



Fig.4.12. Forjat+RpV4; M. O. x500

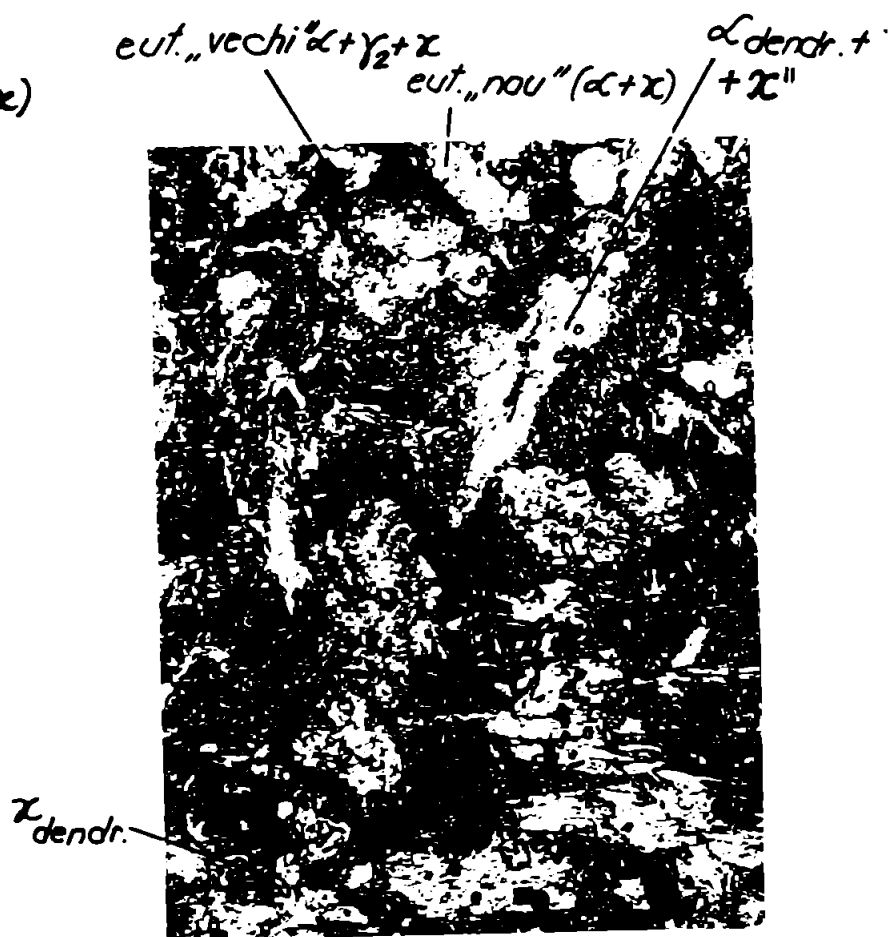


Fig.4.13. Turnat+RpV4. M. O. x500

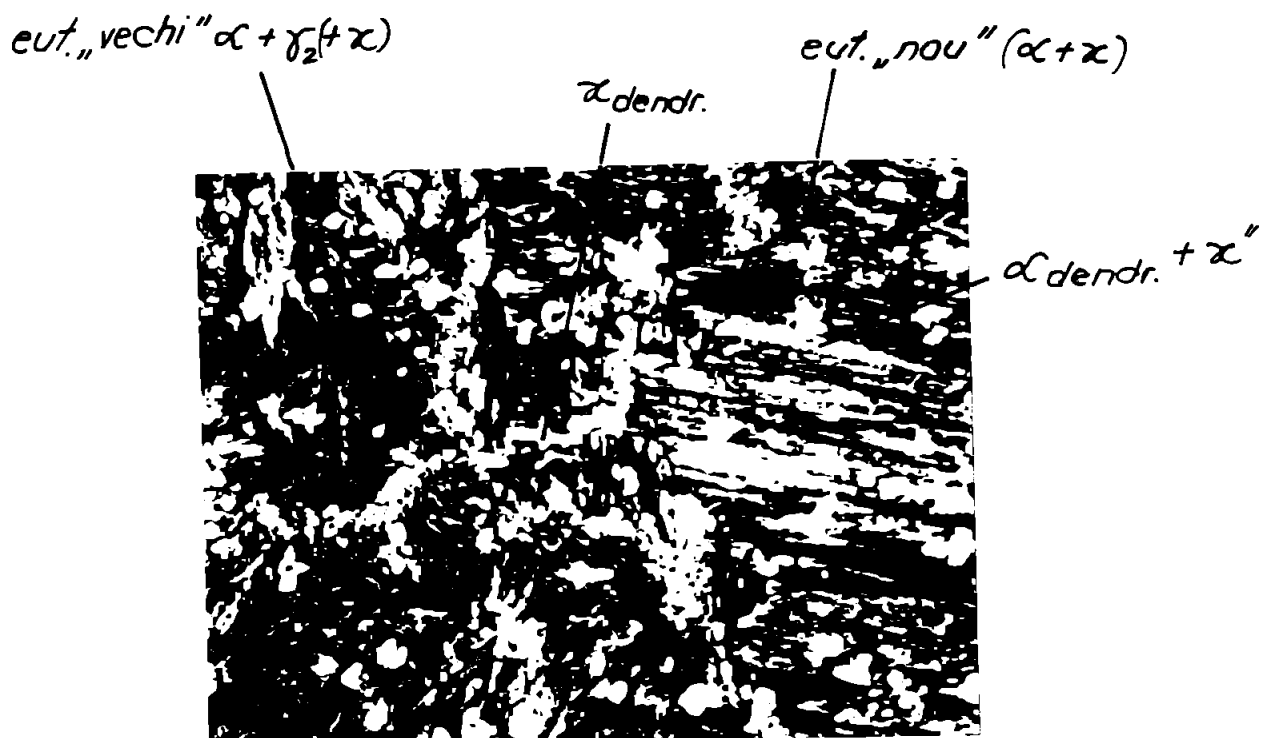


Fig.4.14. Turnat + RpV5. M. O. x500

Se conchide că varianta RpV de recoacere pendulară conduce la transformări structurale avantajoase pentru probele forjate.

Efectul recoacerii pendulare RpV asupra probelor turnate este mai redus. După aplicarea primului ciclu (fig.4.7. planșa V) numai o parte din soluția solidă  $\alpha$  prezintă tendințe de poliedrizare și creșterea cantității și dimensiunilor precipitărilor fazei  $\chi$  este nesemnificativă. Abia după două cicluri RpV (figura 4.9. planșa V) apar precipitări noi, foarte fine de  $\chi$  în soluția solidă  $\alpha$ . Abia după trei cicluri de recoacere pendulară RpV (fig.4.11. planșa V) se constată fenomene de coalescență ale fazei  $\chi$ . Această evoluție lentă este explicată prin faptul că temperaturile utilizate nu conduc la dizolvarea dendritelor fazei  $\chi$ . Cu toate acestea, dacă se aplică un număr mai mare de cicluri de recoacere pendulară (patru sau cinci), se formează "eutectoidul nou", apare o distribuție uniformă a fazelor dure  $\chi$  și  $\gamma_2$  în 60...75 % din secțiunea probei (figura 4.13. planșa V). Fenomenele de poliedrizare a soluției solide  $\alpha$  se petrec însă foarte lent în dendritele mari și chiar după 5 cicluri RpV se găsesc zone în care acestea nu s-au poliedrizat și conțin încă puține precipitări  $\chi$  (figura 4.14. planșa V).

Se conchide că efectul recoacerii pendulare varianta V asupra probelor turnate este redus, dendritele fazei  $\chi$  nu suferă modificări în urma acestui tratament termic primar și pe deasupra transformările de poliedrizare și de trecere spre "eutectoidul nou" ale dendritelor mari ale soluției solide  $\alpha$  decurg foarte lent și nu sînt decăviruite nici după 5 cicluri RpV. Totuși poliedrizarea soluției solide  $\alpha$  și formarea "eutectoidului nou" reprezintă tendințele principale ale transformărilor în material.

#### 4.2. Analiza sclerometrică a probelor recoapte pendular

Transformările structurale care au loc în timpul recoacerii pendulare se manifestă și prin modificarea microdurității constituenților structurali și prin modificarea durității aliajului. Microduritatea a fost măsurată cu ajutorul microdurimetrului MT-3 pe zone "albe" adică soluția solidă  $\alpha$  cu puține precipitări și pe zone "negre" adică amestec mecanic eutectoid  $\alpha + \gamma_2 (+\chi)$ . Nu s-a putut face o distincție clară între eutectoidul "vechi" și "nou" ceea ce justifică dispersia mai mare a valorilor experimentale la acest constituent structural.

Duritatea fazei  $\alpha$  a fost măsurată pe probe turnate, pe dendrite suficient de mari. Au fost găsite valori între 723 și 1136 HV<sub>0,015</sub>.

Rezultatele experimentale sînt prezentate în tabelul 4.1. și figurile 4.15. și 4.16. Se precizează că, pe baza experienței acumulate, au fost corectate unele dintre medii excluzînd din șirul de valori extremele. Aceste valori sînt subliniate în tabelul 4.1. Pentru amestecul mecanic au fost excluse valorile de peste 400 daN/mm<sup>2</sup>, care pledează pentru faptul că sub stratul superficial se găsește un constituenț dur ( $\alpha$ ,  $\beta$ ).

Variația microdurității soluției solide  $\alpha$  este redusă (figura 4.15.) atît pentru varianta I cît și V de recoacere pendulară. Valorile sînt mici și pledează pentru structuri de echilibru. Pentru varianta EpIII se constată însă o creștere puternică a durității și reflectă apariția structurii "bainitice" (figura 4.3, planșa IV).

Variația microdurității amestecului mecanic este mai mică (fig.4.16.). Ea este cauzată de finisarea amestecului mecanic, de globalizarea fazei  $\gamma_2$  și de formarea "eutectoidului nou".

Microduritatea probelor recoapte pendular după varianta I rămîne practic constantă după 2 cicluri și pledează pentru absența unor transformări structurale semnificative. Într-adevăr, analiza metalografică a evidențiat efectul de recoacere simplă a acestei variante (fig.4.1. planșa IV).

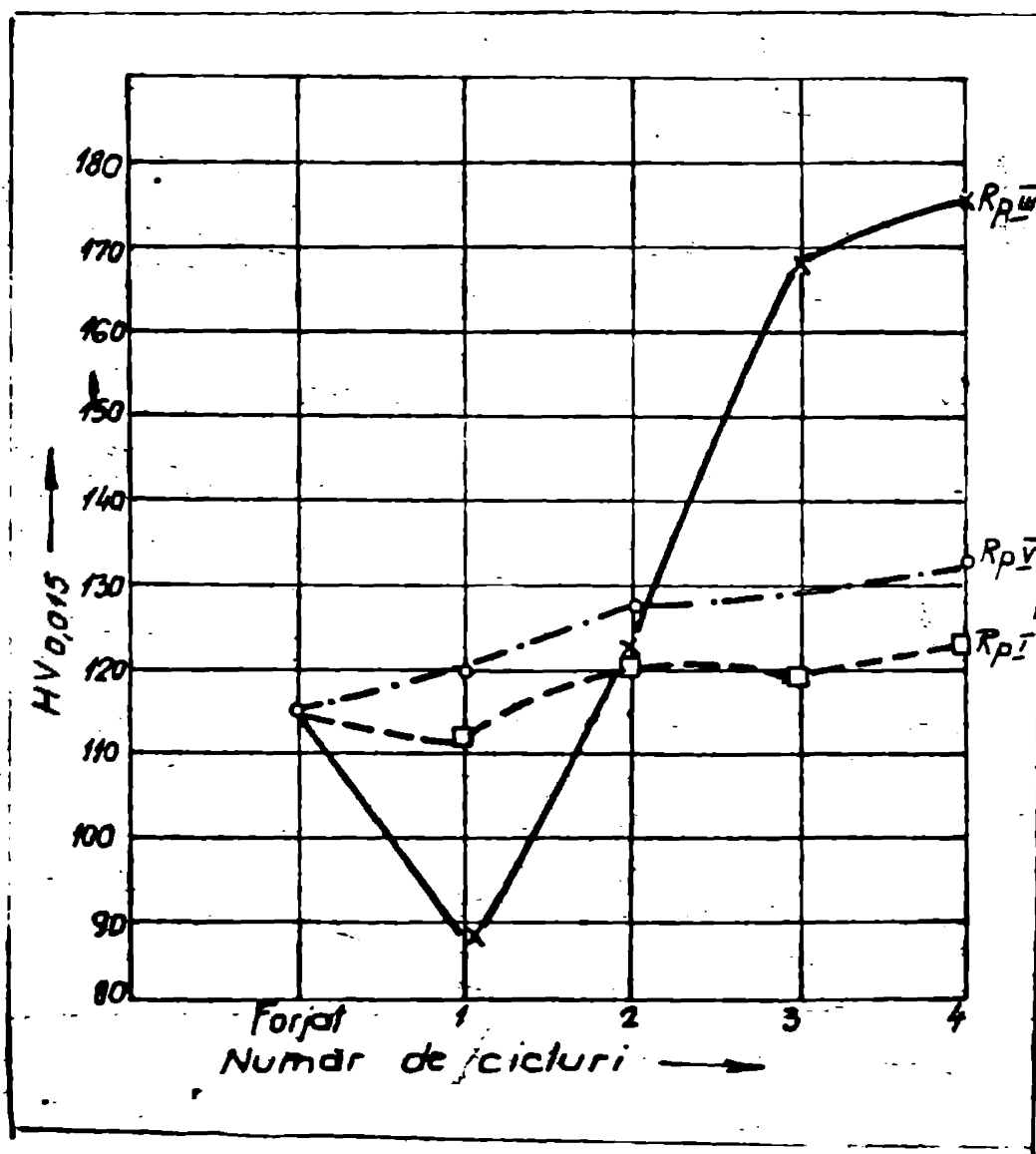


Fig.4.15. Variația microdureității soluției solide  
de funcție de numărul de cicluri de  
recoacere

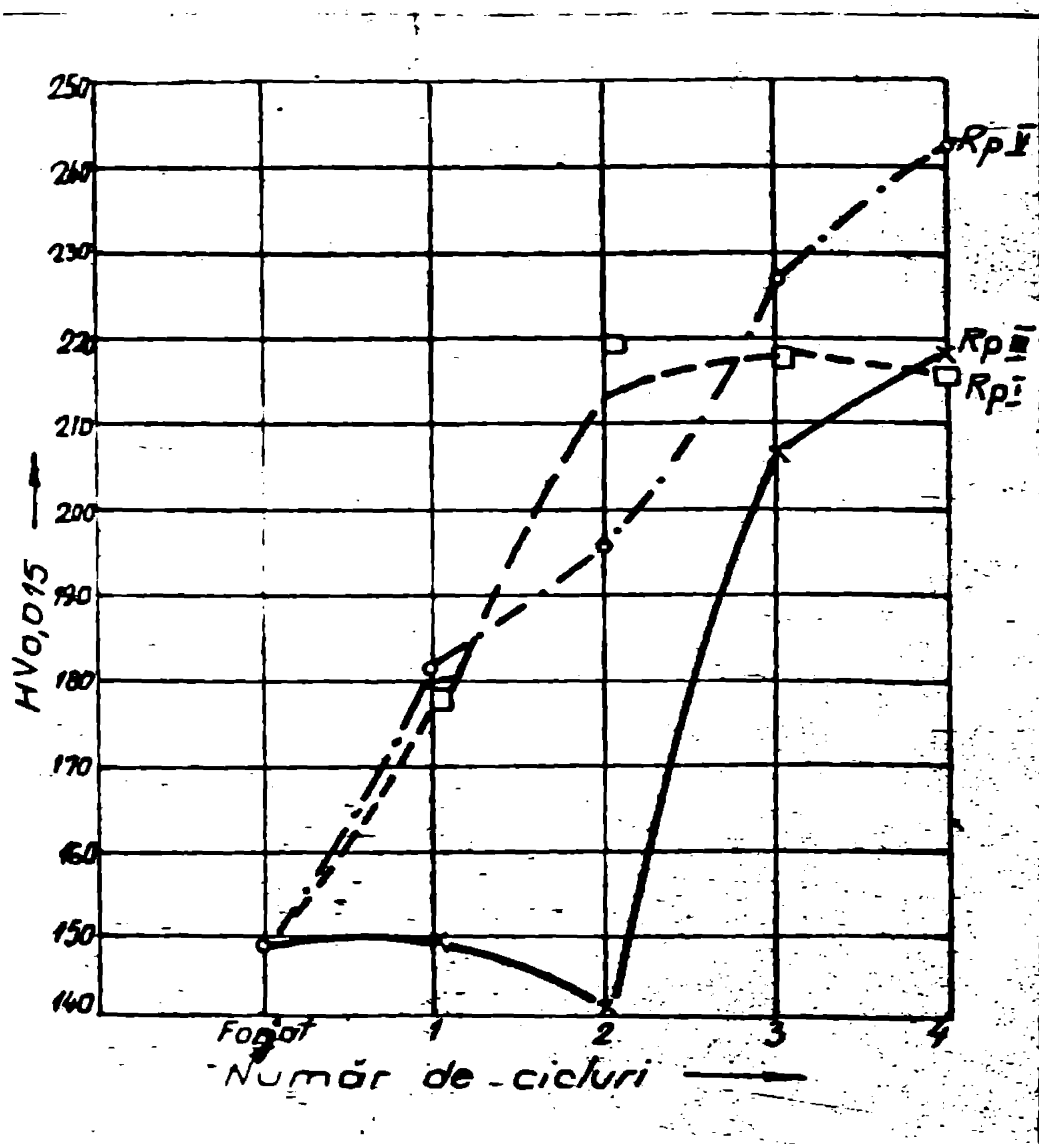


Fig.4.16. Variația microdurității amestecului mecanic eutectoid funcție de numărul de cicluri de recăzere

Taboulul 4.1. microduritatea constituenților structurali ale proecilor forjate și supuse recoacilor pendulare

| Stare                                | Constituent structural | Valori experimentale HV <sub>0,015</sub> [daN/mm <sup>2</sup> ]                      | HV     | HV <sub>cor</sub> |
|--------------------------------------|------------------------|--|--------|-------------------|
| Forjat                               | alb (α)                | 88,7; 95,8; 128,8; 113,9<br>131,2; 131,2   | 114,93 | —                 |
|                                      | negru (eutectoid)      | 276; 141,2; 145,8; 146,2<br>156,2; 104,2   | 161,6  | 147,35            |
| F+<br>Rp <sub>I</sub>                | alb (α)                | 90,4; 102,4; 52,2; 87,8;<br>95,5; 74,3   | 83,78  | 87                |
|                                      | negru (eutectoid)      | 185; 98,6; 171; 134;<br>153  | 148,32 | —                 |
| F+<br>Rp <sub>III</sub> <sub>2</sub> | alb (α)                | 119,6; 109,9; 123,8; 124,9<br>113,9  | 120,98 | —                 |
|                                      | negru (eutectoid)      | 132,2; 136,8; 111,8; 84,4; 91,8<br>117,2; 107,8; 76; 109,1; 326,9;<br>181,6; 208,2   | 140,31 | —                 |
| F+<br>Rp <sub>III</sub> <sub>3</sub> | alb (α)                | 133,8; 213,6; 148,8; 152,7;<br>242,5; 113,9  | 167,55 | —                 |
|                                      | negru (eutectoid)      | 344; 150,3; 192,7; 179,2;<br>301,4; 166,8; 181,6; 536;<br>431,7; 147,2; 192,7;       | 256,69 | 206,21            |
| F+<br>Rp <sub>III</sub> <sub>4</sub> | alb (α)                | 132,2; 176,8; 208,2; 170,8<br>202,7; 166,8   | 176,25 | —                 |
|                                      | negru (eutectoid)      | 367,1; 231,6; 166,8; 245;<br>159,7; 177,1; 344; 188,2;<br>219,6; 172,3; 142,8; 213,6 | 218,98 | —                 |
| F+<br>Rp <sub>I</sub> <sub>1</sub>   | alb (α)                | 85,7; 133,8; 120,8; 113,9;<br>113,9; 96,7  | 110,8  | —                 |
|                                      | negru (eutectoid)      | 275; 166,8; 166,8; 136,8<br>142,8; 171; 184  | 177,6  | —                 |
| F+<br>Rp <sub>I</sub> <sub>2</sub>   | alb (α)                | 118,8; 123,8; 136,8; 109,9<br>113,8; 120,8   | 120,65 | —                 |
|                                      | negru (eutectoid)      | 321,3; 174,7; 190,6; 208,2<br>166,8; 159,7; 306,5                                    | 218,25 | —                 |
| F+<br>Rp <sub>I</sub> <sub>3</sub>   | alb (α)                | 118,8; 117,2; 123,8<br>116,8; 120,8  | 119,48 | —                 |
|                                      | negru (eutectoid)      | 145,8; 233,8; 237,6; 259<br>259; 166,8   | 217    | —                 |



Taboulul 4.1. Continuare

| Stare          | Constituent structural | Valori experimentale $HV_{0,015}$ [ $doN/mm^2$ ]                   | $\bar{HV}$ | $\bar{HV}_{cor}$ |
|----------------|------------------------|--|------------|------------------|
| F +            | alb ( $\alpha$ )       | 113,9 ; 125,8 ; 139,8 ; 109,8 ;<br>123,2 ; 126,8                   | 123,23     | —                |
| Rp $\bar{I}_4$ | negru<br>(eutectoid)   | 245 ; 179,8 ; 219,6 ; 283,4<br>148,8                               | 215,32     | —                |
| F +            | alb ( $\alpha$ )       | 127,2 ; 95 ; 136,8 ; 112,7 ;<br>102,6 ; 100,2 ; 163,2              | 119,67     | —                |
| Rp $\bar{V}_1$ | negru<br>(eutectoid)   | 188,8 ; 255,5 ; 161,3 ; 202,7<br>174,7 ; 135,2 ; 145,8             | 180,57     | —                |
| F +            | alb ( $\alpha$ )       | 132,2 ; 100,3 ; 251,6 ; 133,8 ;<br>145,8 ; 109,9 ; 141,6           | 145,028    | 127,26           |
| Rp $\bar{V}_2$ | negru<br>(eutectoid)   | 198,2 ; 228,8 ; 202,7 ; 138,4 ;<br>125,6 ; 231,6 ; 246,2 ;         | 195,07     | —                |
| F +            | alb ( $\alpha$ )       | 122,2 ; 141,2 ; 156,8 ; 95 ;<br>136,8 ; 145,8 ; 91,8               | 127,08     | —                |
| Rp $\bar{V}_3$ | negru<br>(eutectoid)   | 107,7 ; 217,25 ; 331,87 ;<br>262,9 ; 136,8 ; 275 ; 259             | 227,21     | —                |
| F +            | alb ( $\alpha$ )       | 213,6 ; 155,8 ; 90,13 ; 113,85 ;<br>148,8 ; 113,85 ; 142,8 ; 100,3 | 134,85     | —                |
| Rp $\bar{V}_4$ | negru<br>(eutectoid)   | 321,35 ; 216,56 ; 139,8 ;<br>306,2 ; 205,8 ; 337,6 ; 174,7         | 243,14     | —                |

Variația cea mai importantă a microdurității amestecului mecanic este semnalată în varianta RpV de recoacere pendulară ca urmare a distribuției uniforme a fazelor dure  $\alpha$  și  $\gamma_2$ , a formării "eutectidului nou" (fig.4.12. planga V).

Dacă variația microdurității soluției solide  $\alpha$  (figura 4.13.) a fost deosebită și corelată cu microstructura în cazul variantei RpIII, în cazul variantelor I dar mai ales V, ea nu a putut fi exact urmărită, deoarece s-au găsit doar zone cu <sup>mai</sup> multe sau mai puține precipitări  $\alpha$  care denaturează rezultatul. Prin separarea fazei  $\alpha$  ar trebui să scadă duritatea soluției solide  $\alpha$ . În sprijinul acestei idei vin și rezultatele măsurărilor de duritate ale aliajului efectuate prin metoda Brinell și Rockwell scara B care sînt prezentate în tabelul 4.2. Se precizează că aceste valori au fost interpretate statistic folosind testul Grubbs și testul Student. Valorile suspectate a fi erori aberante au fost subliniate.

Se constată că duritatea HB și HRB a bronzului studiat este practic neinfluențată de recoacerea RpV existînd doar o mică tendință de înmuiere. Această constanță a valorilor durităților Brinell și Rockwell este rezultatul compensării creșterii microdurității a amestecului mecanic prin înmuierea soluției solide  $\alpha$ .

Se conchide că rezultatele analizei sclerometrice sînt în concordanță cu rezultatele analizei metalografice și că transformările structurale induse prin recoacere pendulară, avînd efecte contradictorii, nu se evidențiază prin încercări sclerometrice decît la nivel de microduritate.

#### 4.3. Influența recoacerii pendulare asupra proprietăților mecanice ale bronzurilor CuAl<sub>10</sub>Fe<sub>4</sub>Ni<sub>4</sub>Mn<sub>1</sub>Ti

Analiza metalografică a arătat că o dispersie uniformă a fazelor dure  $\alpha$  și  $\gamma_2$  se obține numai în urma variantei V de recoacere pendulară. De aceea s-a studiat numai influența variantei RpV asupra proprietăților mecanice și chimice.

Proprietățile mecanice au fost determinate prin încercări statice la tracțiune.

Rezultatele încercărilor la tracțiune sînt prezentate în tabelul 4.3. Cu toate că fiecare încercare s-a efectuat numai de 3 ori, rezultatele au fost interpretate statistic, pentru a putea elimina eventualele erori aberante s-a aplicat testul Grubbs, folosind notațiile și tabelele din literatura de specialitate /22/.

Tabela 4.2. Duritatea bronzului de aluminiu Cu-10Fe4Mn14Zn1M recept pendular

| Nr. probe | Stare           | DURITATE HB 5/250/15 [daN/mm <sup>2</sup> ] |        |       |                    |                |                       | DURITATE HRB                   |       |       |                  |                              |                        |      |
|-----------|-----------------|---|--------|-------|--------------------|----------------|-----------------------|--------------------------------|-------|-------|------------------|------------------------------|------------------------|------|
|           |                 | Valori experim. ordonate                    | HB     | A     | V                  | $\sum_{n,095}$ | $\overline{HB}_{cor}$ | Valori experim. ordonate       | HRB   | A     | V                | $\sum_{n,095}$               | $\overline{HRB}_{cor}$ |      |
| 1         | Turnat netratat | 204; 225; 225; 229; 229; 237; 251 (2)       | 228,57 | 14,16 | -1,734<br>1,583(2) | 1,94           | P                     | 69,2; 75,5; 76,1<br>76,4; 76,4 | 74,72 | 3,107 | -1,776<br>-1,414 | n=5<br>4,61<br>n=4<br>(1,46) | E<br>P                 | 76,1 |
| 2         | Turnat netratat | 222; 225; 225; 229; 229; 237(2)             | 227,83 | 5,23  | -1,11<br>1,75(2)   | 1,82           | P                     | 72,2; 73; 74<br>74; 75,5       | 73,74 | 1,24  | -1,24            | 1,61                         | P                      |      |
| 3         | Turnat netratat | 211; 214; 218; 225; 229                     | 219,4  | 7,5   | -1,119<br>1,279    | 1,61           | P                     | 74,1; 74,6; 75<br>75; 75,1     | 74,76 | 0,415 | -1,586           | 1,61                         | P                      |      |
| 13        | Turnat + Rp v5  | 204; 204; 207; 214; 218                     | 209,4  | 6,308 | 1,363              | 1,61           | P                     | 70,5; 70,5; 71,1<br>71,9; 72   | 71,2  | 0,728 | 1,098            | 1,61                         | P                      |      |
| 14        | Turnat + Rp v5  | 191; 194; 194; 200; 211                     | 198    | 7,968 | 1,631<br>(1,39)    | 1,61           | E                     | 72,5; 72,5; 72,5;<br>73; 74    | 72,9  | 0,651 | 1,687<br>1,5     | 1,61<br>(1,46)               | E<br>E                 | 72,5 |
| 15        | Turnat + Rp v5  | 182; 185; 185; 188; 191                     | 186,2  | 3,42  | -1,227<br>1,403    | 1,61           | P                     | 74,0; 74,1; 74,1<br>74,2; 74,5 | 74,18 | 0,192 | 1,66             | 1,61<br>(1,46)               | E                      | 74,1 |

E - se elimină valoarea cu eroare aberantă

P - se menține valoarea ca fiind semnificativă

Tabelul 4.3. Caracteristicile de tracțiune ale bronzului CuAl10Fe414, n14 recent produs

| Stare                 | Nr. probă | $R_m$<br>[N/mm <sup>2</sup> ] | $A_5$<br>[%] | $Z$<br>[%]     | Observații     |
|-----------------------|-----------|-------------------------------|--------------|----------------|----------------|
| Turnot                | 1         | <u>477</u>                    | <u>2,0</u>   | <u>3</u>       |                |
|                       | 2         | <u>434</u>                    | <u>1,5</u>   | <u>2</u>       |                |
|                       | 3         | <u>450</u>                    | <u>1,6</u>   | <u>2</u>       |                |
| Forjat                | 1         | <u>327 (1)</u>                | <u>0,7</u>   | <u>1</u>       |                |
|                       | 2         | <u>345 (2)</u>                | <u>1</u>     | <u>1</u>       |                |
|                       | 3         | <u>333</u>                    | <u>0,8</u>   | <u>1</u>       |                |
| Turnot +<br>$R_p V_1$ | 1         | <u>438</u>                    | <u>2,2</u>   | <u>2 (1)</u>   |                |
|                       | 2         | <u>401</u>                    | <u>1,4</u>   | <u>1,7</u>     |                |
|                       | 3         | <u>416</u>                    | <u>1,7</u>   | <u>1,5 (2)</u> |                |
| Forjat +<br>$R_p V_1$ | 1         | <u>356</u>                    | <u>1</u>     | <u>1,3</u>     |                |
|                       | 2         | <u>374</u>                    | <u>0,8</u>   | <u>1</u>       |                |
|                       | 3         | <u>381</u>                    | <u>1,3</u>   | <u>1,5</u>     |                |
| Turnot +<br>$R_p V_2$ | 1         | <u>382 (1)</u>                | <u>0,7</u>   | <u>2</u>       |                |
|                       | 2         | <u>423 (2)</u>                | —            | —              | Rupt în record |
|                       | 3         | <u>406</u>                    | <u>1,3</u>   | <u>2</u>       |                |
| Forjat +<br>$R_p V_2$ | 1         | <u>488</u>                    | <u>1,3</u>   | <u>2</u>       |                |
|                       | 2         | <u>476</u>                    | <u>1</u>     | <u>1,5</u>     |                |
|                       | 3         | <u>471</u>                    | <u>1,7</u>   | <u>1,6</u>     |                |
| Turnot +<br>$R_p V_3$ | 1         | <u>444</u>                    | <u>2,0</u>   | <u>2</u>       |                |
|                       | 2         | <u>412</u>                    | <u>2,0</u>   | <u>2</u>       |                |
|                       | 3         | <u>440</u>                    | <u>2,2</u>   | <u>3</u>       |                |
| Forjat +<br>$R_p V_3$ | 1         | <u>502</u>                    | <u>1,7</u>   | <u>2</u>       |                |
|                       | 2         | <u>536</u>                    | <u>2,0</u>   | <u>1,8</u>     |                |
|                       | 3         | <u>487</u>                    | <u>1,8</u>   | <u>2</u>       |                |
| Turnot +<br>$R_p V_4$ | 1         | <u>463</u>                    | <u>1,7</u>   | <u>2</u>       |                |
|                       | 2         | <u>474</u>                    | <u>2,0</u>   | <u>3</u>       |                |
|                       | 3         | <u>478</u>                    | <u>2,1</u>   | <u>2,4</u>     |                |
| Forjat +<br>$R_p V_4$ | 1         | <u>558</u>                    | <u>2,3</u>   | <u>3</u>       |                |
|                       | 2         | <u>544</u>                    | <u>2,0</u>   | <u>2,8</u>     |                |
|                       | 3         | <u>571</u>                    | <u>2,5</u>   | <u>3</u>       |                |
| Turnot +<br>$R_p V_5$ | 1         | <u>461</u>                    | <u>2,0</u>   | <u>3</u>       |                |
|                       | 2         | <u>418</u>                    | <u>1,7</u>   | <u>2,5</u>     |                |
|                       | 3         | <u>465</u>                    | <u>2,3</u>   | <u>3</u>       |                |
| Forjat +<br>$R_p V_5$ | 1         | <u>594</u>                    | <u>2,7</u>   | <u>3</u>       |                |
|                       | 2         | <u>603</u>                    | <u>3,0</u>   | <u>3,2</u>     |                |
|                       | 3         | <u>578</u>                    | <u>2,5</u>   | <u>2,7</u>     |                |

Tabelul 4.4. Interpretarea statistică a rezultatelor încercărilor la tracțiune

| Ștore                    | $\bar{R}_m$<br>[N/mm <sup>2</sup> ] | $s$    | $\sigma = \frac{x_i - \bar{x}}{s}$ | $\sum_{i=1}^n x_i$<br>3,995 | Decizie | $\bar{A}_s$<br>[%] | $s$   | $v$    | Decizie | $\bar{Z}$<br>[%] | $s$   | $v$             | Decizie | Valori<br>caractere<br>Observații       |
|--------------------------|-------------------------------------|--------|------------------------------------|-----------------------------|---------|--------------------|-------|--------|---------|------------------|-------|-----------------|---------|---|
| Turnof                   | 453,66                              | 21,73  | 1,07                               |                             | P       | 1,7                | 0,264 | 1,13   | P       | 2,33             | 0,577 | 1,154           | E       | $\bar{Z}_{cor} = 2$                     |
| Forjot                   | 335                                 | 9,165  | -0,87(1)<br>1,09(2)                | 1,15                        | P       | 0,83               | 0,152 | 1,09   | P       | 1                | —     | —               | —       |   |
| Turnof+Rp V <sub>1</sub> | 418,33                              | 18,61  | -0,93                              | 1,15                        | P       | 1,76               | 0,404 | -0,907 | P       | 1,73             | 0,251 | 1,059<br>-0,927 | P       |   |
| Forjot+Rp V <sub>1</sub> | 370,33                              | 12,89  | -1,11                              | 1,15                        | P       | 1,033              | 0,251 | 1,059  | P       | 1,266            | 0,251 | -1,059          | P       |   |
| Turnof+Rp V <sub>2</sub> | 403,66                              | 20,59  | -1,05(1)<br>0,93(2)                | 1,15                        | P       | 1                  | —     | —      | —       | 2                | —     | —               | —       |   |
| Forjot+Rp V <sub>2</sub> | 478,33                              | 8,736  | 1,106                              | 1,15                        | P       | 1,33               | 0,351 | 1,044  | P       | 1,7              | 0,264 | 1,133           | P       |   |
| Turnof+Rp V <sub>3</sub> | 432                                 | 17,43  | -1,147                             | 1,15                        | P       | 2,066              | 0,115 | 1,154  | E       | 2,33             | 0,577 | 1,154           | E       | $\bar{A}_{cor} = 2; \bar{Z}_{cor} = 2$  |
| Forjot+Rp V <sub>3</sub> | 508,33                              | 25,106 | 1,10                               | 1,15                        | P       | 1,833              | 0,152 | 1,09   | P       | 1,933            | 0,115 | -1,154          | E       | $\bar{Z}_{cor} = 2$                     |
| Turnof+Rp V <sub>4</sub> | 471                                 | 7,76   | -1,115                             | 1,15                        | P       | 1,933              | 0,208 | -1,12  | P       | 2,466            | 0,503 | 1,059           | D       |   |
| Forjot+Rp V <sub>4</sub> | 557,66                              | 13,5   | -1,012                             | 1,15                        | P       | 2,266              | 0,251 | -1,059 | D       | 2,933            | 0,115 | -1,154          | E       | $\bar{Z}_{cor} = 3$                     |
| Turnof+Rp V <sub>5</sub> | 448                                 | 26,05  | -1,151                             | 1,15                        | E       | 2                  | 0,3   | -1     | D       | 2,83             | 0,288 | -1,154          | E       | $R_{mcor} = 463$<br>$\bar{Z}_{cor} = 3$ |
| Forjot+Rp V <sub>5</sub> | 591,66                              | 12,66  | -1,079                             | 1,15                        | P       | 2,73               | 0,251 | 1,059  | P       | 2,96             | 0,251 | -1,059          | P       |   |

E - se elimină valoarea suspectă ca eroare aberantă  
P - se păstrează valoarea ca fiind semnificativă

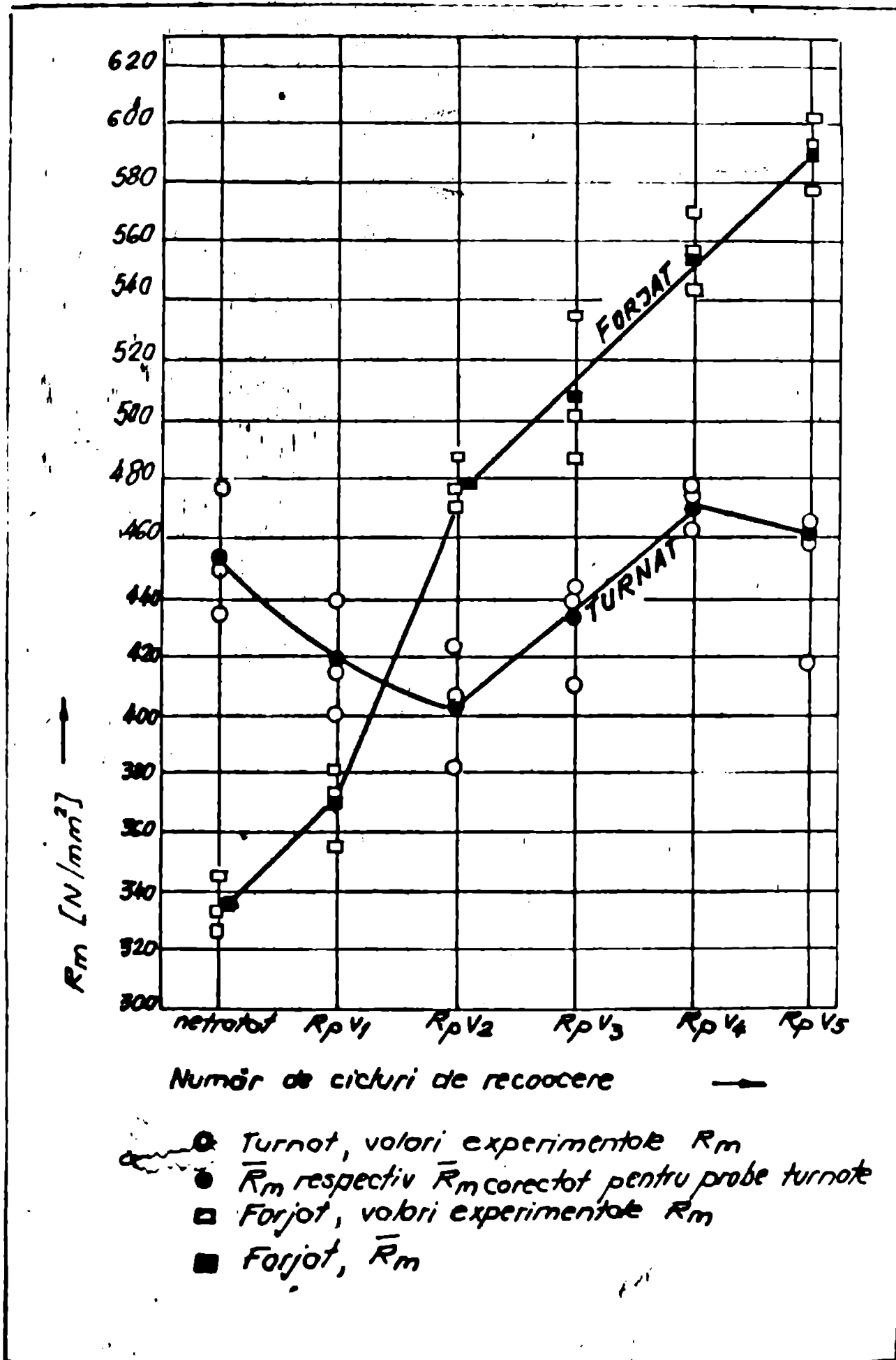


Fig.4.17. Variația rezistenței la rupere a bronzului CuAl10Fe4Ni4Sn1.1 cu numărul de cicluri de recocercere pendulară  $R_{pV}$  aplicate

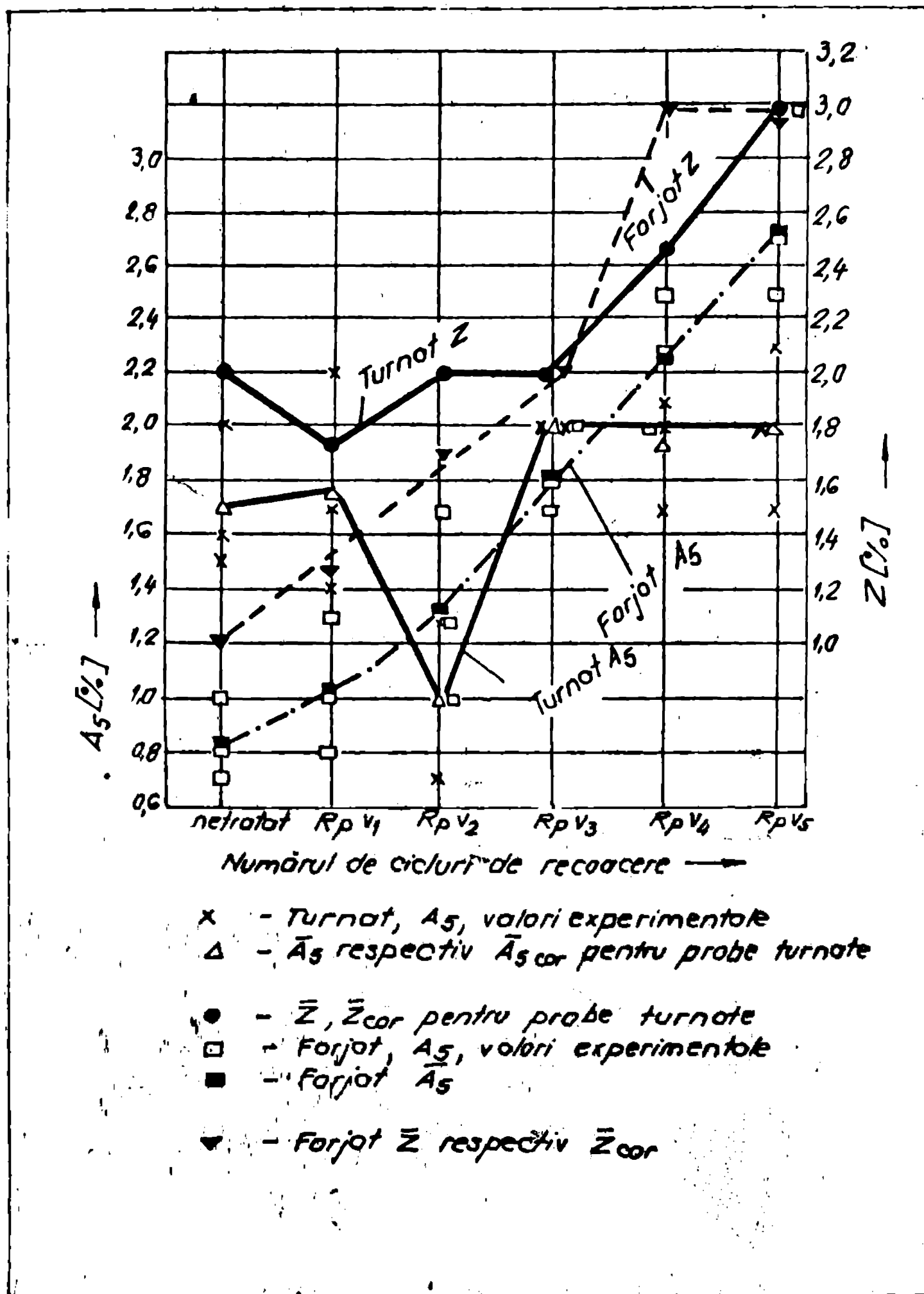


Fig.4.26. Variația caracteristicilor de plasticitate ale bronzului CuAl10Fe4Ni4Mn1Ti cu numărul de cicluri de recoacere pendulare RpV aplicate

Valorile suspectate a fi aberante sînt subliniate în tabelul 4.3., iar mîrimile calculate sînt trecute în tabelul 4.4. (În general, valorile care au fost considerate erori grosolane au fost obținute pe probe rupte în afara reperelor sau care au avut incluziuni sau porozități macroscopice.).

Grafic, variația caracteristicilor de tracțiune au fost prezentate în figurile 4.17. (Bm) și 4.18. (A5 și Z).

Variația rezistenței la rupere a probelor forjate cu numărul de cicluri de recoacere RpV de la 335 la 591,66 N/mm<sup>2</sup>, adică cu 76,6 % este remarcabilă și confirmă eficiența acestei recoaceri pendulare, oportunitatea acestui tratament termic care conduce la valori ale rezistenței la rupere mai ridicate cu cea 30% în comparație cu starea turnată. Creșterea continuă a rezistenței la rupere (figura 4.17.) este cuplată cu pierderea treptată a fragilității (figura 4.18.). Creșterea proprietăților plastice, sub aspect valoric, nu este însemnată (A5 crește de la 0,83 la 2,73%); dar sub aspect relativ este însemnată. Aceste creșteri se explică prin faptul că structura Widmannstätten a probelor forjate (figura 2.2.) dispare deja după primul ciclu de recoacere RpV (figura 4.6. planșa V) făcînd loc unei structuri cu soluția solidă poliedrizată în care apar separări de fază  $\alpha$  și cu un eutectoid în curs de globulizare. Dezvirzirea acestor procese, apariția și dezvoltarea separărilor de  $\alpha$  sub formă de "eutectoid nou", în final, dispersia uniformă a fazelor dure  $\alpha$  și  $\gamma_2$  în structură (figura 4.12. planșa V) permit materialului o comportare mai puțin fragilă cu toate proprietățile treptat ameliorate cu creșterea numărului de cicluri aplicate.

Înfluența recoacerei pendulare RpV asupra caracteristicilor de tracțiune este marcată de faptul că dendritele fazei  $\alpha$  nu sînt afectate de acest tratament termic. Contrar comportării probelor forjate, rezistența la rupere trece printr-un minim la două cicluri RpV (figura 4.17.). Jcăderea rezistenței la rupere este cuplată cu un minim al valorilor alungirilor la rupere (fig.4.18.). Explicația comportării total diferite pornește de la faptul că dendritele fazei  $\alpha$  nu sînt afectate de recoacerea pendulară (figura 4.11.; 4.14.; planșa V) ceea ce nu permite creșterea semnificativă a rezistenței la rupere. Apoi spre deosebire de starea forjată unde faza  $\alpha$  este parțial dizolvată, parțial fîrîmîțată, separarea fazei  $\alpha$  va decurge lent și abia după două cicluri RpV va apare în cantitate mare dar de dimensiuni foarte mici (figura 4.9. planșa V), blocînd deplasarea dislocațiilor. După trei cicluri RpV începe coalescența



precipitărilor  $\chi'$  (figura 4.11. planșa V) și proprietățile mecanice revin la valori similare stării netratate. Creșterea în continuare a proprietăților mecanice este mică deoarece sînt afectate în mare măsură, de prezența dendritelor fazei  $\chi$  și doar în mică măsură de transformările din matrice.

#### 4.4. Concluzii

Analiza metalografică a demonstrat că variantele de recoacere pendulară (RpI...RpV) provoacă transformări structurale importante în material, care pot fi dirijate prin modificarea temperaturilor de menținere și a vitezei de răcire. Varianta RpV conduce la cele mai avantajoase transformări structurale: o redistribuire uniformă a fazelor dure  $\chi$  și  $\gamma_2$  în soluția solidă  $\alpha$ .

Inercările mecanice au reliefat că transformările structurale induse prin recoacerea RpV au ca urmare o creștere cu cea 76 % ale rezistenței la rupere ale probelor forjate la cea  $530 \text{ N/mm}^2$  și totodată ameliorarea proprietăților plastice.

Cu toate că transformările din matricea probelor turnate sînt asemănătoare, aplicarea variantei V de recoacere pendulară nu contribuie la creșterea semnificativă a proprietăților mecanice și nici la pregătirea structurii pentru tratamentul termic final, deoarece dendritele fazei  $\chi$  nu sînt afectate de acest tratament termic.

Se conchide că pentru uzul industrial se recomandă aplicarea recoacerii RpV pieselor și semifabricatelor forjate, deoarece acest tratament termic primar va asigura creșterea însemnată a caracteristicilor de rezistență, ameliorarea caracteristicilor de plasticitate și pregătirea structurii pentru tratamentul termic final.

Rezultatele pozitive obținute își potențiază însemnătatea dacă se ține cont de absența datelor bibliografice privind tratamentele termice primare aplicate bronșurilor de aluminiu complex aliate.

## CAPITOLUL 5

### STUDIUL FAZEI T

În structura probelor turnate și forjate s-a găsit în unele zone un constituent de formă geometrică regulată și anume piramide cu bază hexagonală, pătrată, trapezoidală, dreptunghiulară, rombică etc. S-a considerat util și interesant cunoașterea naturii acestuia. De la bun început, s-a apreciat că noul constituent structural, nesemnălat în literatura de specialitate este o fază pe bază de titan, deoarece în compoziția chimică a bronzului studiat apare o cantitate relativ mare de titan (0,6 %).

Titanul prezintă o solubilitate neglijabilă în celelalte elemente de aliere /2/, din contră, formează compuși intermetalici în general foarte fragili. În /40/ se semnălează posibilitatea apariției fazei  $Ni_2TiAl$ , care cristalizează în rețeaua FCC și care este fragilă ca și fazele Loves și faza  $\nabla$  din aliajele Fe-Cr. O fază mai convenabilă este  $Ni_3TiAl$ , similară fazei  $\gamma_{Ni}$  și deci tenace. Pornind de la aceste considerente au fost efectuate analize metalografice pe microscopul optic metalografic EPITYP-200 și cu ajutorul microscopului electronic cu baleiaj și microsonda cu raze X JEOL CX 50 A.

Informații utile au fost obținute din microfractografiile efectuate cu ajutorul microscopelor electronice prin transmisie și cu baleiaj. Analiza calitativă cu raze X s-a realizat cu ajutorul aparatului FUB-M-61, înregistrator VAD și goniometru orizontal 602 folosind următorul regim de lucru:

- radiație  $Cu_{K\alpha 1}$ :  $\lambda = 1,5405 \text{ \AA}$
- filtru de Ni
- regim: 17 mA la 35 kV
- montaj: Bragg - Brentano

Microstructura tipică a acestui constituent structural este prezentată în figurile 5.1. și 5.2.

Dispersia acestui constituent este foarte variabilă, în general apare în grupuri (figura 5.2.). În multe cazuri s-a observat că acest constituent structural este mai mare în probele forjate, fără a se putea trage concluzia certă că forjarea contribuie la creșterea acestui constituent. Din contră, se crează impresia că prin forjare se știrbec unele mobile acestui constituent, iar prin recoccare (pendulară) defectele se repară. Date fiind și aci



Fig.5.1. Probă turnată, Faza T.M.O. x 1000

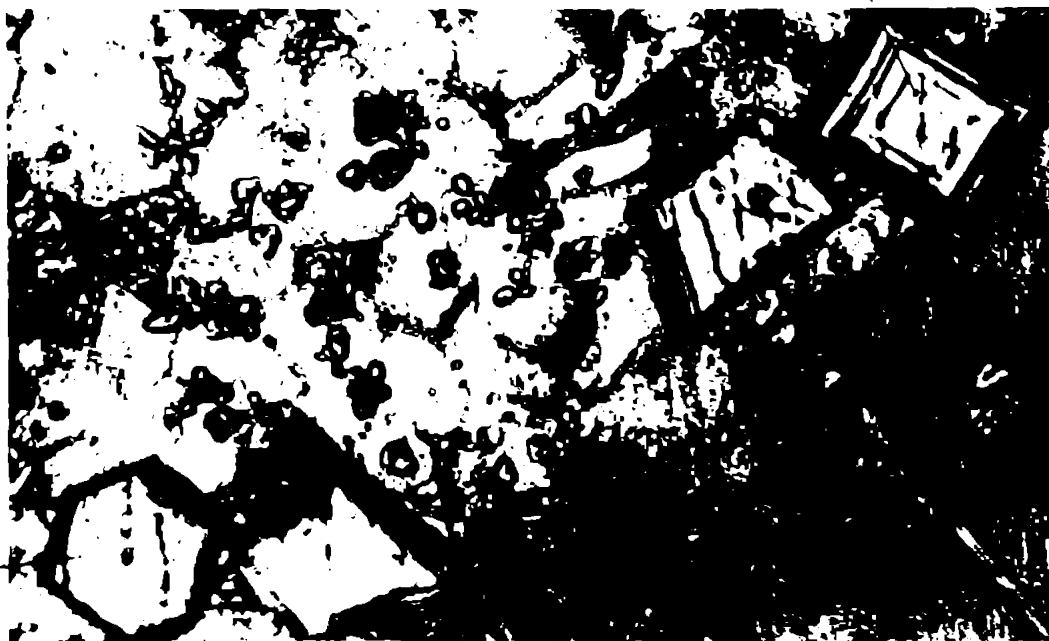


Fig.5.2. Forjat + RpI4. M.O. x 1000

exceptii nu s-a putut trage o concluzie definitivă. Ponderea în structură a acestui constituent este mică, de la practic zero la 4 %.

La microscopul electronic cu baleiaj și microsonda cu raze X s-a făcut în primul rând o analiză calitativă a acestui constituent pe o probă turnată și pe o probă forjată, supusă recoacerii pendulare RpV2 (figura 5.3. și 5.4.)

Înoul constituent structural conține deci Ni, Si, S, Mo, P, Al, Cu, Mn, Fe, Cr, V. Apoi a fost efectuată analiza cantitativă a compoziției chimice a constituentului structural pe o probă turnată, pe 4 probe forjate și supuse respectiv recoacerilor RpV1,

HIGH SPEED QUALITY  
 CRYSTAL CHIC (IF RAPOCPS STE...1) M  
 CH2 (IF PET...0 LIF...I):0  
 SPECTROMETER POSI. CH (142):99600  
 SPECTROMETER POSI. CH (142):100000

MARCAJ PROBA:9

| ELEMENT | RAPOCPS | ELEMENT | PETOCPS |
|---------|---------|---------|---------|
| ** ( )  | 1014    | LA(57)  | 1094    |
| Y(39)   | 781     | TI(22)  | 26597   |
| SR(38)  | 534     | BA(56)  | 1403    |
| ** ( )  | 454     | CS(55)  | 630     |
| SI(14)  | 5423    | I(53)   | 420     |
| RJ(37)  | 355     | TE(52)  | 350     |
| ** ( )  | 201     | CA(20)  | 276     |
| AL(13)  | 1389    | SB(51)  | 261     |
| BR(35)  | 200     | SN(50)  | 185     |
| ** ( I  | 99      | K(19)   | 164     |
| SE(34)  | 81      | IN(49)  | 155     |
| ASH33)  | 164     | UH92)   | 110     |
| MG(12)  | 59      | CD(48)  | 99      |
| ** ( )  | 30      | TH(90)  | 87      |
| NA(11)  | 26      | AG(47)  | 84      |
| ** ( )  | 27      | PD(46)  | 61      |
| ** ( )  | 27      | RH(45)  | 54      |
| ** ( )  | 21      | CL(17)  | 47      |
| ** ( )  | 25      | BI(83)  | 33      |
| J( )    | 22      | PB(82)  | 30      |
| ** ( )  | 22      | S(16)   | 39      |
| ** ( )  | 23      | MO(42)  | 105     |
| J( )    | 25      | RG(80)  | 24      |
| ** ( I  | 17      | NU(41)  | 21      |
| ** ( )  | 17      | AUH79)  | 24      |
| ** ( )  | 20      | ZRH40)  | 14      |
| ** ( )  | 27      | PH15)   | 39      |

| ELEMENT   | LIF/CPS |
|-----------|---------|
| ** ( )    | 794     |
| EL(83)    | 567     |
| FB(82)IAS | 503     |
| TL(81)    | 465     |
| HGH80I    | 387     |
| GE(32I    | 358     |
| AU(79)    | 329     |
| PT(78)    | 312     |
| GA(31)    | 270     |
| OS(76)    | 570     |
| RE(75)IZN | 219     |
| ZN(30)RE  | 212     |
| WH74)     | 158     |
| TA(73I    | 164     |
| CU(29)    | 2007    |
| HF(72)    | 129     |
| NI(28)    | 646     |
| ** ( )    | 98      |
| CO(27)    | 115     |
| ** ( I    | 88      |
| FE(26)    | 13574   |
| ** ( )    | 58      |
| MN(25)    | 178     |
| ** ( )    | 49      |
| OR(24)    | 99      |
| ** ( )    | 32      |
| VH23)     | 46J     |

Fig.5.3. Probd turnată. Analisa calitativă a compoziției fazei F

RpV2, RpV3 și RpV4 precum și pe 4 probe turnate și supuse recucerilor pendulare RpV1...RpV4, pentru a urmări influența forjării, respectiv a tratamentului termic asupra compoziției chimice a acestui constituent. Rezultatele obținute s-au caracterizat prin dispersie mică astfel încât s-a concluzionat că forjarea și tratamentele termice nu influențează semnificativ compoziția chimică a noului constituent structural. De aceea din mulțimea de listinguri au fost apicuite numai câteva reprezentative, redată în figurile 5.2.(determinarea conținutului în H, Sn,Fe,Ni,Al și Si) și 5.6.(determi-

| HIGH SPEED QUALITATIVE                     |         |         |         | ELEMENT LIF/CPS |         |
|--|---------|---------|---------|-----------------|---------|
| CRYSTAL CH1(1F RAPN.N0 STE.N.11:1          |         |         |         |                 |         |
| CH2(1F PET...0 LIFM.N.1):1                 |         |         |         |                 |         |
| SPECTROMETER POSIN CH (1&2):199600 :199500 |         |         |         |                 |         |
| SPECTROMETER POSIN CH (1&2):100000 :100000 |         |         |         |                 |         |
| MARCAJ PROBA:2                             |         |         |         |                 |         |
| ELEMENT                                    | RAPOCPS | ELEMENT | PETOCPS | ELEMENT         | LIF/CPS |
| ** ( )                                     | 758     | LAH57)  | 859     | U(791           | 310     |
| YH391                                      | 591     | TIH221  | 52489   | PH78)           | 282     |
| SR(381                                     | 399     | BA(56)  | 1074    | GA(31)          | 235     |
| **H ( )                                    | 381     | CS(55)  | 603     | OS(76)          | 304     |
| SH(4)                                      | 6997    | I(531   | 354     | FE(75)ZN        | 189     |
| RB(37)                                     | 279     | TE(521  | 275     | ZN(30)RE        | 164     |
| **H ( )                                    | 174     | CA(201  | 230     | W(741           | 174     |
| A(13)                                      | 675     | SB(511  | 229     | TA(73)          | 150     |
| IR(35)                                     | 150     | SN(501  | 187     | OJ(29)          | 657     |
| ** ( )                                     | 110     | K(191   | 149     | HF(721          | 133     |
| SEH341                                     | 73      | IN(491  | 126     | N(28)           | 1084    |
| AS(331                                     | 191     | UH921   | 84      | ** ( )          | 171     |
| MG(121                                     | 47      | CD(48)  | 74      | DD(27)          | 137     |
| **H ( )                                    | 32      | THH901  | 59      | ** ( )          | 85      |
| MA(11)                                     | 30      | AG(47)  | 64      | FE(261          | 20150   |
| J( )                                       | 20      | PD(46)  | 45      | ** ( )          | 82      |
| ** ( )                                     | 24      | RH(45)  | 45      | MN(25)          | 216     |
| ** ( )                                     | 23      | CL(17)  | 41      | ** ( )          | 69      |
| ** ( )                                     | 23      | BI(831  | 32      | OR(24)          | 148     |
| ** ( )                                     | 24      | PB(821  | 26      | ** ( )          | 46      |
| ** ( )                                     | 21      | S(16)   | 42      | V(23)           | 73*     |
| ** ( )                                     | 21      | MO(421  | 210     |                 |         |
| ** ( )                                     | 21      | HG(801  | 21      |                 |         |
| ** ( )                                     | 23      | NB(411  | 21      |                 |         |
| ** ( )                                     | 19      | AUH79)  | 23      |                 |         |
| ** ( )                                     | 29      | ZRH(4)  | 19      |                 |         |
| ** ( )                                     | 21      | P(15)   | 44      |                 |         |

Fig.5.4. Probă forjată + RpV2. Analiza calitativă a compoziției fazei 1

narea conținutului în Mo).

Valorile astfel obținute sînt supuse unei corecții, pentru aceasta s-au folosit programele și sistemul de calcul anexat microsondei electronice. O secvență din listingul cu valorile corectate este prezentată în figura 5.7.

Rezultatele astfel obținute sînt sintetic prezentate în tabelul 5.1. De preciziează că valoarea extremă de 0,36 % pentru molibden este singulară, celelalte valori se grupează strîns în jurul valorii de 0,08 %. De asemenea se precizează că suma conținutului în cele 7 elemente stipulate în tabelul 5.1. (și figura 5.7.) nu este 100% ci în jur de 85,5...94,7 %. Restul este format în

UNK ANALYSIS 1 Probă forjată + Rp V 3

F.C:Y 9010 (PNCURI)  
UNK POSITION 7:Y

| ELE   | IPHSTD) | IPHUNK)  | STD.C | K-VAL      |
|-------|---------|----------|-------|------------|
| 1     | 18190   | 4701.040 | 1N000 | 25.84410   |
| 2     | 25483   | 114N8680 | 0N987 | 0N444910   |
| 3     | 28275   | 13582N10 | 1.000 | 48.03620   |
| 4     | 25105   | 434N7040 | 1.000 | 1.731530   |
| 5     | 106228  | 576.3430 | 1N000 | 0N542554   |
| 6     | 92861   | 368N0350 | 1.000 | 3.865740   |
| TOTAL |         |          |       | 80N48490 X |

UNK ANALYSIS 3

Probă forjată + Rp V 3

F.C:Y 9010 (PNCURI)  
UNK POSITION 7:Y

| ELE   | IPHSTD) | IPHUNK)  | STD.C | K-VAL      |
|-------|---------|----------|-------|------------|
| 1     | 18190   | 4479.700 | 1N000 | 24N62730   |
| 2     | 25483   | 107.9660 | 0.987 | 0N419177   |
| 3     | 28275   | 13146.30 | 1N000 | 46.49490   |
| 4     | 25105   | 486.9480 | 1N000 | 1.939630   |
| 5     | 106228  | 503N2580 | 1.000 | 0.473754   |
| 6     | 92861   | 4171.970 | 1.000 | 4N492780   |
| TOTAL |         |          |       | 78.44640 E |

UNK ANALYSIS 4

Probă forjată + Rp V 4

F.C:Y 9020 HP.CURI  
UNK POSITION 7:Y

| ELE   | IPHSTD) | IPHUNK)  | STD.C | K-VAL      |
|-------|---------|----------|-------|------------|
| 1     | 18190   | 4288N460 | 1N000 | 23.57590   |
| 2     | 25483   | 105N4860 | 0.987 | 0.408573   |
| 3     | 28275   | 12918N10 | 1.000 | 45.68790   |
| 4     | 25105   | 473.9550 | 1.000 | 1.887880   |
| 5     | 106228  | 584N1210 | 1.000 | 0.549877   |
| 6     | 92861   | 3512N880 | 1.000 | 3N782930   |
| TOTAL |         |          |       | 75.89300 E |

.....

QUANTJ STD  
NO OF ELENI6  
MEAS TIME IP150  
NO OF MEAS IP12  
PRESENT POSITION  
ORC 1172560  
ORC 2111135P  
ORC 311P

| SEC | EL      | CH | POST  | MBG | STD.C | F.C/STD | PEAK   | P.CTR | IP(CPS) |
|-----|---------|----|-------|-----|-------|---------|--------|-------|---------|
| 1   | 181     | 11 | 10390 | 14  | 1N000 | 1Y 1Y   | 191190 | 8990  | 18190   |
| 2   | 1781.00 | 0  | 06.10 |     |       |         | 146270 | 9010  | 25483   |

QUANTJ STD  
NO OF ELENI6  
MEAS TIME IP150  
NO OF MEAS IP12  
PRESENT POSITION  
ORC 1172560  
ORC 2111136P  
ORC 311P

| SEC | EL      | CH | POST   | MBG | STD.C | F.C/STD | PEAK   | P.CTR | IP(CPS) |
|-----|---------|----|--------|-----|-------|---------|--------|-------|---------|
| 1   | 181     | 12 | 119110 | 14  | 1N000 | 1Y 1Y   | 191190 | 8990  | 18190   |
| 2   | 1781.00 | 0  | 06.10  |     |       |         | 146270 | 9010  | 25483   |

UNK MEAS  
NO OF UNK POINTS:60  
MEAS TIME IP150  
NO OF MEAS IP12  
IP11

| SEC | EL      | CH | POST  | MBG | STD.C | F.C/STD | PEAK   | P.CTR | IP(CPS) |
|-----|---------|----|-------|-----|-------|---------|--------|-------|---------|
| 1   | 181     | 11 | 10390 | 14  | 1N000 | 1Y 1Y   | 191190 | 8990  | 18190   |
| 2   | 1781.00 | 0  | 06.10 |     |       |         | 146270 | 9010  | 25483   |

Fig.5.5. Analiza cantitativă a noului constituent unit conventional fase 1

QUANTJ STD  
 NO.OF ELEM:2  
 MEAS TIME IP:150  
 IB:100  
 NO.OF MEAS IP:2  
 IB:1  
 PRESENT POSITION  
 QH( 1):0  
 QH( 2):170420  
 QH( 3):0

| SEC | EL  | CH | POSI    | KMBG | STD.C  | F.COSTD | PEAK   | P.CUR | IP(CPSI) |
|-----|-----|----|---------|------|--------|---------|--------|-------|----------|
| 1   | :MO | :2 | :173170 | :4   | :IN000 | :Y :Y   | 173100 | 9090  | 8121     |
| 2   | :MO | :2 | :173170 | :4   | :IN000 | :Y :Y   | 173200 | 9040  | 7723     |

LNK MEAS  
 NO OF LNK POINTS:80  
 MEAS TIME IP:150  
 IB:100  
 NO OF MEAS IP:2  
 IB:1

LNK ANALYSIS 1 *Probă forjată + Rp  $\bar{V}$  2*

FC:Y 9010 (PNCUR)  
 LNK POSITION 7:Y

| ELE   | IP(STD) | IP(LNK)  | STDNC    | K-VAL     |
|-------|---------|----------|----------|-----------|
| 1     | 8121    | 0N000000 | 1.000    | 0.000000  |
| 2     | 7723    | 2N841800 | 1.000    | 0N036798  |
|       |         |          |          | ***NNN*** |
| TOTAL |         |          | 0N036798 | 2         |

Fig.5.6. Secvența din listingul analizei conținutului de molibden al fazei F

| DIRECTION (METAL)      |         | SPECIMEN COMPOSITION |    |
|------------------------|---------|----------------------|----|
| NO. OF ELEM:15         |         | <i>Probă turnată</i> |    |
| EL                     | K       | EL                   | K  |
| 113                    | 10N0062 | 125                  | EO |
| 114                    | 10.0446 | 125                  |    |
| 122                    | 10.2216 | 125                  |    |
| 126                    | 10.4469 | 125                  |    |
| 128                    | 10.0176 | 125                  |    |
| SUM= 01736900 0.841240 |         |                      |    |

| DIRECTION (METAL)      |         | SPECIMEN COMPOSITION                             |    |
|------------------------|---------|--|----|
| NO. OF ELEM:15         |         | <i>Probă forjată + Rp <math>\bar{V}</math> 1</i> |    |
| EL                     | K       | EL   | K  |
| 113                    | 10.0044 | 125  | EO |
| 14                     | 10.0450 | 125  |    |
| 122                    | 10.2513 | 125  |    |
| 126                    | 10.5024 | 125  |    |
| 128                    | 10.0204 | 125  |    |
| SUM= 0.823300 0.028003 |         |  |    |

Fig.5.7. Secvența din listingul corecției valorilor experimentale

Tabelul 5.1. Compoziția chimică a fazei T

| Element | Conținutul, % |
|---------|---------------|
| Ti      | 21,61...25,55 |
| Mn      | 0,41... 0,62  |
| Fe      | 48,70...54,64 |
| M       | 2,08... 2,44  |
| Al      | 1,20... 1,69  |
| Si      | 3,34... 3,30  |
| Mo      | 0,36... 0,30  |

Principal de Cu cu urme de Cr, V, S, P. Se subliniază că dispersia valorilor compoziției chimice a fost aleatoare și nu s-a putut surprinde o corelație între compoziția chimică și starea de tratament termic.

Pentru diversificarea și detalierea rezultatelor s-au fotografiat și imagini de compoziție, peste care în parte au fost suprapuse variațiile diferitelor elemente analizate precum și imagini de fluorescență cu raze X. Aceste imagini sînt prezentate în figurile 5.6. a.. 5.17.

Se precizează că noul constituent s-a surprins greu pe imagini de compoziție: fie numai conturul luminos (figurile 5.6., 5.9, 5.10.) fie ca o zonă întunecată (figura 5.11.) funcție de diafragma utilizată.

În figura 5.8. se observă că constituentul hexagonal conține mai mult Ti decît matricea, în schimb variația cromului nu este semnificativă, probabil în cazul cromului este vorba de urme care însoțesc celelalte elemente.

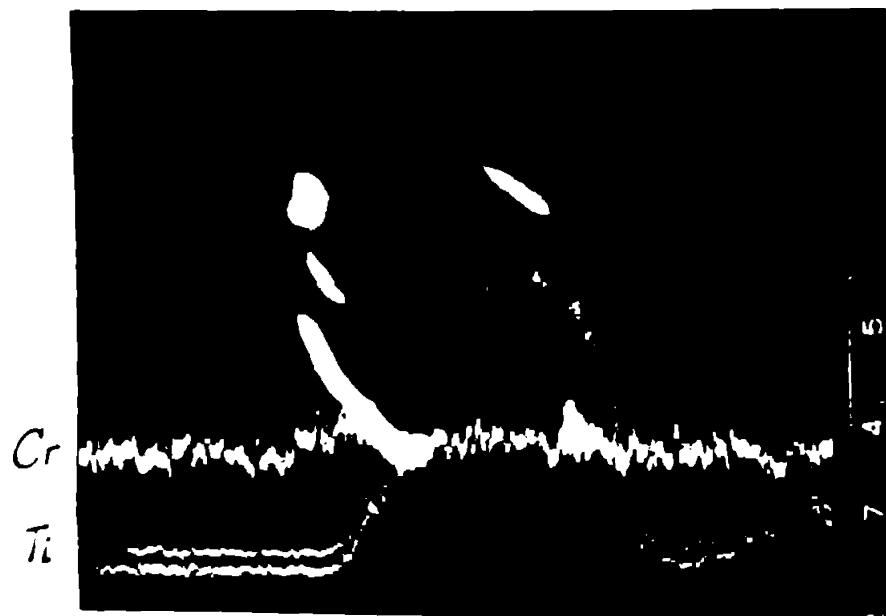


Fig.5.8. Faza T. Echantion din material turnat. Imagine de compoziție + variația cromului și titanului.

T.A. = 25 kV,  
E.S.D. x 2000



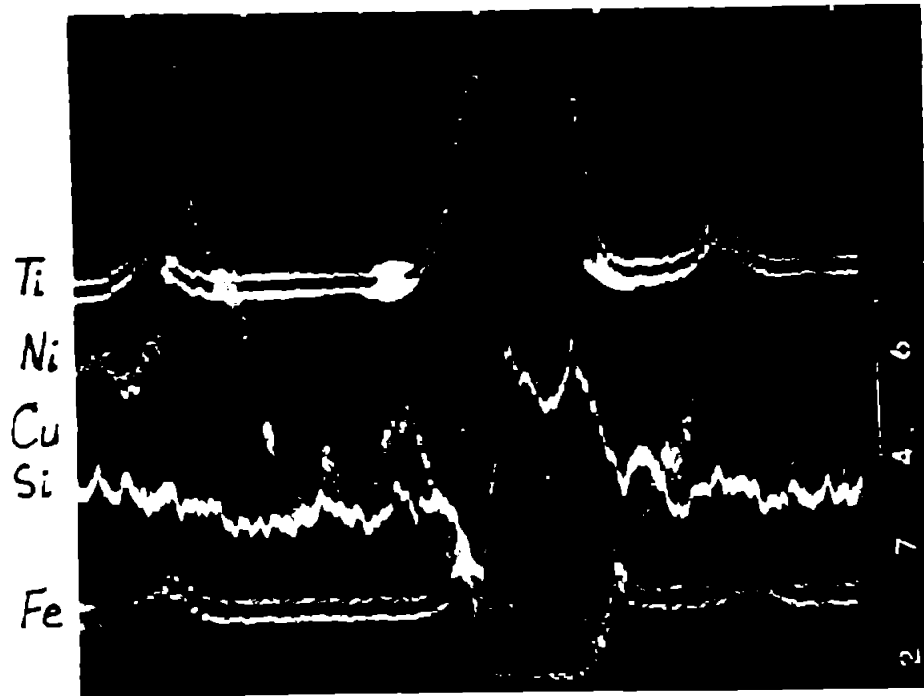


Fig.5.9. Faza T. Spantion din material turnat. Imagine de compoziție + variația elementelor Ti, Ni, Cu, Si, Fe. T.A. = 25 kV; M.E.B. x 1400

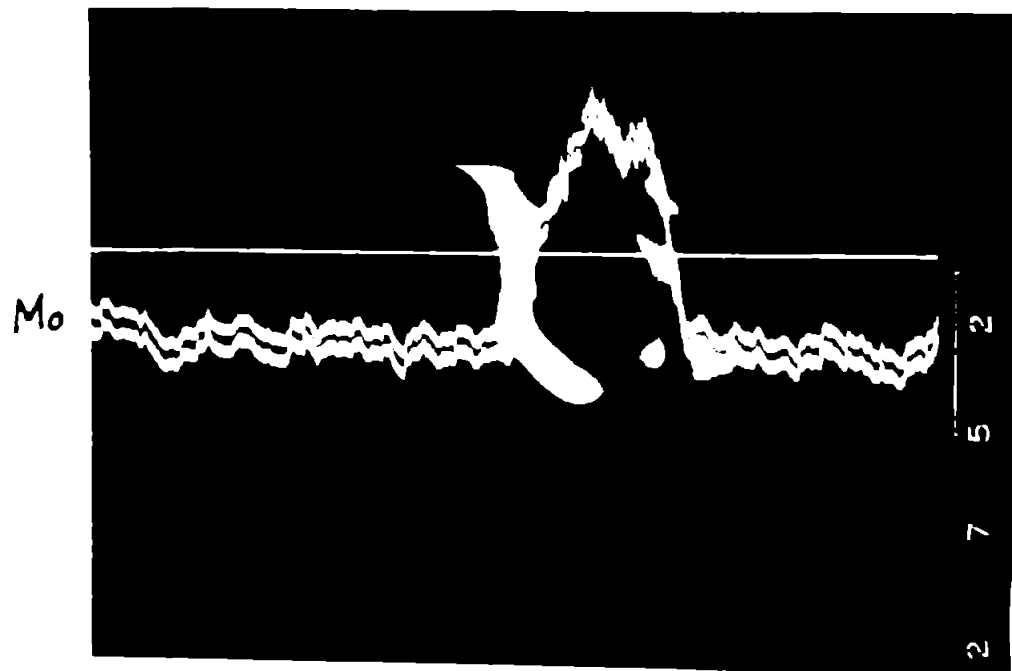


Fig.5.10. Faza T. Spantion din material turnat. Imagine de compoziție + variație. Mo L $\alpha$ . T.A.=25 kV; M.E.B. x 1400

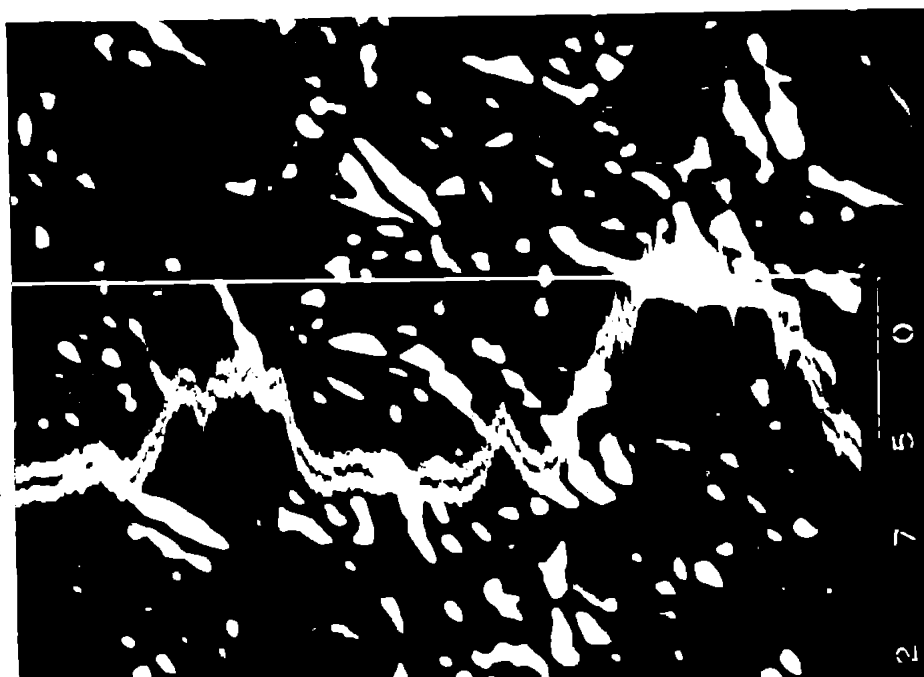


Fig.5.11. Faza T. Probă forjată și recoaptă pendular RpV2. Imagine de compoziție + variația molibdenului, radiație  $L\alpha$ . T.A. = 25 kV; M.L.B. x 1000

În figura 5.9. este analizat un constituent similar și s-au înregistrat și variațiile fierului, siliciului, cuprului, nichelului și titanului. Se constată că constituentul structural analizat conține mai mult fier și titan decât matricea, în schimb conține foarte puțin cupru. Conține mai mult siliciu, dar siliciul se concentrează mai ales la marginea constituentului. Variația nichelului este deosebit de interesantă. Constituentul analizat conține ceva mai puțin nichel decât matricea însă se formează o barieră de nichel în jurul lui. Cele două maxime din matrice sînt probabil două precipitări de fază  $\alpha$ .

În figurile 5.10. și 5.11. se observă variația molibdenului care apare practic numai în constituentul hexagonal (figura 5.10.) respectiv dreptunghiular (figura 5.11.).

Imaginile de fluorescență cu raze X sînt în concordanță cu cele observate la imagini de compoziție. Ele sînt redată în figurile 5.12. ... 5.16.

Figurile 5.12. și 5.13. confirmă că noul constituent este bogat în titan și fier, pe cînd imaginea din figura 5.15. indică un conținut foarte redus de cupru în acesta. Figura 5.14. indică o repartitie omogenă a manganului în material, dar se poate observa că conținutul în mangan scade treptat spre centrul constituentului analizat. Distribuția uniformă se explică prin ușurință cu care Mn substituie atomi de Al și Fe.

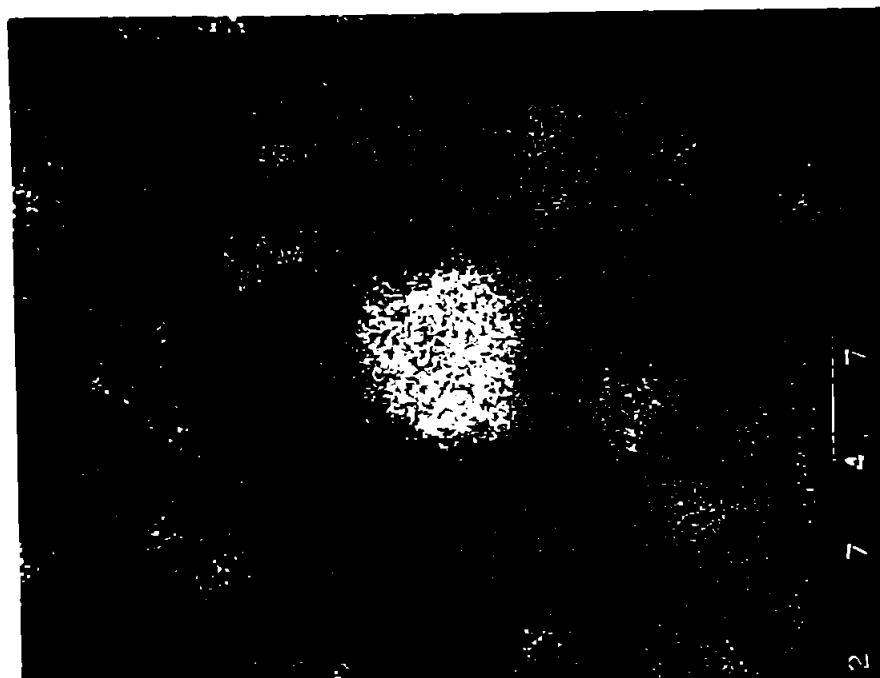


Fig.5.12. Faza T. Eșantion din material turnat.  
Imagine de fluorescență RX Ti K $\alpha$ .  
T.A. = 25 kV; M.E.B. x 1400

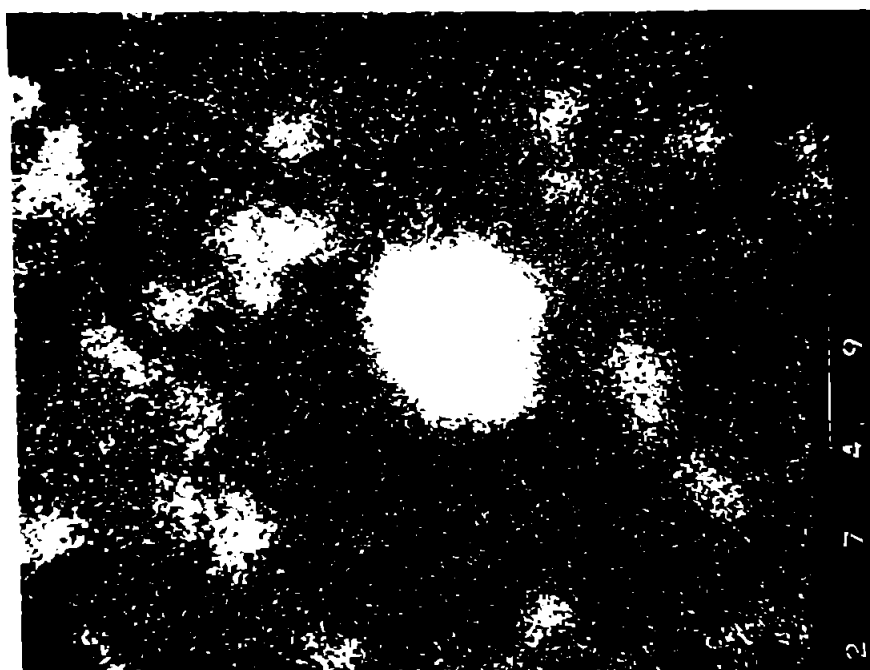
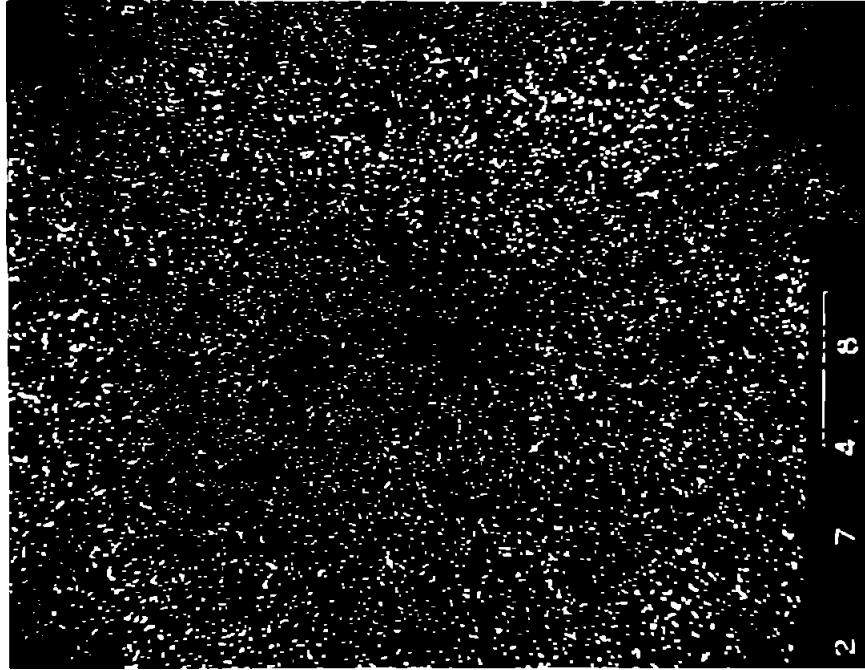
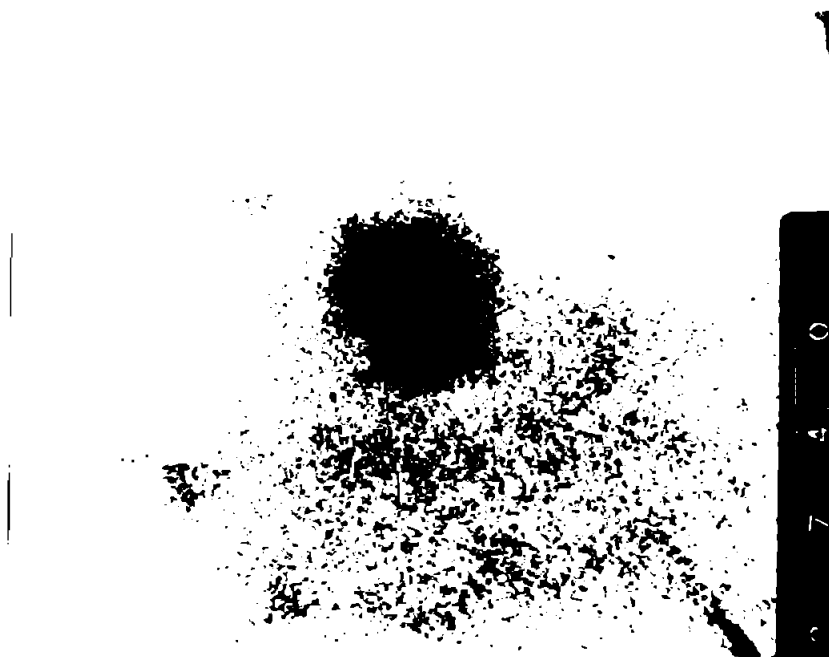


Fig.5.13. Faza T. Eșantion din material turnat.  
Imagine de fluorescență RX Fe K $\alpha$ .  
T.A. = 25 kV; M.E.B. x 1400



**Fig. 5.14.** Faza T. Echantion din material turnat.  
Imagine de fluorescență RX Mn K OC .  
T.A. = 25 kV; M.E.B. x 1400



**Fig. 5.15.** Faza T. Echantion din material turnat.  
Imagine de fluorescență RX Cu K OC .  
T.A. = 25 kV; M.E.B. x 1400

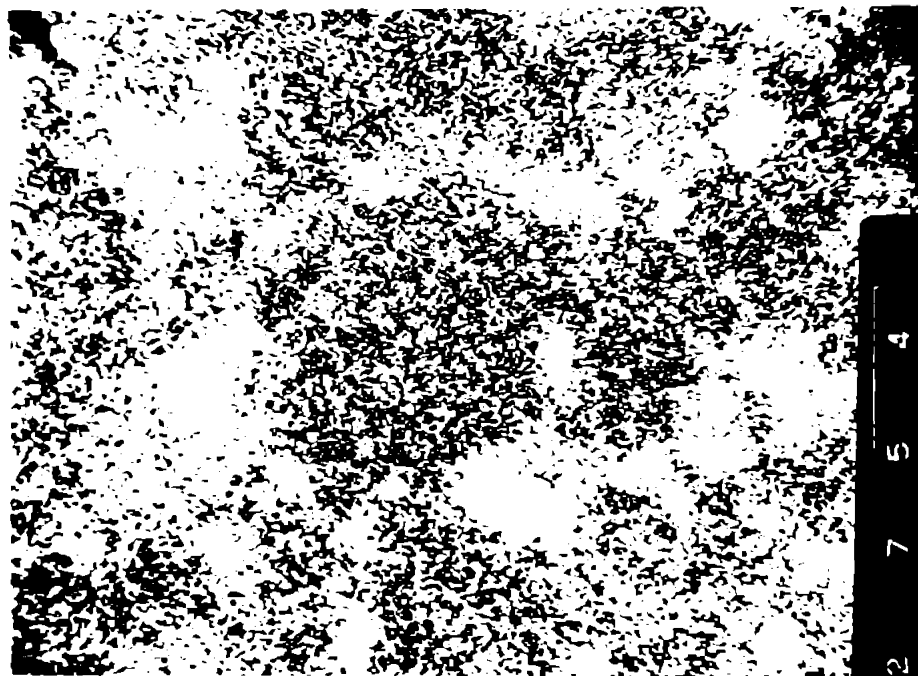


Fig.5.16. Faza T. Probi forjati și recoaptă perpendicular RpV2. Imagine de fluorescență RX Ni K  $\alpha$ . T.A. = 25 kV; M.E.B.x 1000

În figura 5.16, s-a prezentat imaginea de fluorescență cu raze X pentru nichel, radiație K  $\alpha$ . Această imagine confirmă că constituentul studiat conține mai puțin nichel decât matricea și ipoteza formării unei bariere de nichel în jurul lui.

Distribuția fierului și nichelului în matrice sînt asemănătoare (figurile 5.13. și 5.16.) ceea ce întărește convingerea că precipitățile mici sînt faza X ( $MFe_2Al$ ). Distribuția titaniului în matrice (figura 5.13.) indică zone cu conținut sporit de titan, dar nu de concentrația care apare în constituentul structural analizat. Această distribuție subliniază posibilitatea apariției și a altor faze pe bază de titan ca cele semnalate în /4a/:  $M_2TiAl$ ;  $M_3TiAl$  sau în /3/:  $Ca_3Ti$ , faze mai puțin probabile datorită activității chimice reduse a cuprului.

Pe baza compoziției chimice determinate prin analiză cantitativă (tabelul 5.1.) și pe baza variației elementelor la trecerea de la matrice la constituentul structural analizat, variație care indică acumularea majorității elementelor în straturile marginale ale constituentului (cu excepția fierului și titaniului) se trage concluzia că constituentul structural analizat este o fază complexă formată pe baza cuprului  $Fe_2Ti$ , în care, prin difuzie, au pătruns, substituind atomi de Fe și Ti, celelalte componente ale aliajului. Apariția acestei constituente a fost posibilă deoarece la elaborarea bronzei titaniului a

fose adăugat în topitură sub formă de ferotitan, prealiaj care a conținut impurități de Mo și Si și care nu s-au dizolvat complet, temperaturile înalte permițând însă difuzia aluminiului, nichelului, cuprului și manganului. Această ipoteză este întărită de faptul că faza  $Fe_2Ti$  se topește abia la temperaturi de  $1428^{\circ}C$ .

Noul constituent structural, care nu este descris în literatura de specialitate, a fost numit "faza T".

Pentru a fundamenta ipotezele privind natura fazei T au fost făcute analize prin difracția razelor Roentgen.

Din mulțimea de diagrame obținute, se prezintă în anexă figurile 5.17., 5.18. și 5.19. ca fiind reprezentative. Constituenții structurali au fost identificați folosind fișe ASTM. Au fost luați în considerare, ca rezultate certe, numai acei constituenți, la care au fost identificați minim trei picuri în ordinea descrescătoare a intensității.

Identificarea constituenților, pentru diagramele din figurile 5.17., 5.18., și 5.19. sînt prezentate în anexă sub formă tabelară (tabelole 5.2., 5.3. și 5.4.).

Analiza datelor obținute prin difracția razelor X a condus la următoarele concluzii:

- în structura tuturor probelor analizate au fost identificați constituenții: soluția solidă  $\alpha$ ,  $Fe_2Ti$ ,  $\gamma$ ,  $\chi$  și la probe termociclate faza  $\beta'$ ;

- în structura probei turnate, netratate termic și a probei termociclate a fost identificat constituentul  $Fe_7Mo_6$  (în cantitate mică);

- existența fazei  $Al_3Fe$  a fost cert identificată în structura probei termociclate, la celelalte probe existența acestei faze precum și a fazelor  $Al_3Ni$  și  $Al_3Ti$  fiind greu de stabilit cu exactitate, datorită prezenței fazei  $\chi$  ( $NiFe_2Al$ );

- nu s-au găsit picuri corespunzătoare unor compuși cu conținut de Si, Mn, Cu.

În consecință, se apreciază că faza T este o soluție solidă pe baza compusului  $Fe_2Ti$ .

Pentru a lărgi cunoștințele despre faza T s-a analizat variația microdurității acestei funcție de tipul de recoacere pendulară aplicat și funcție de numărul de cicluri. Măsurătorile s-au efectuat în condițiile prezentate în capitolul 4.2. Rezultatele experimentale sînt stipulate în tabelul 5.5. și reprezentate grafic în figura 5.20.

**Tabelul 5.5. Microdurețataa fazei I la probe forjate și supuse recoacerilor pendulare**

| Stare de tratament    | Valori experimentale<br>HV 0,015 [daN/mm <sup>2</sup> ]    | HV      |
|-----------------------|--|---------|
| Forjat                | 213,2; 188,2; 213,6; 226; 210,8                            | 210,3C  |
| F+Rp <sub>III</sub> 1 | 268; 367; 322; 246; 256                                    | 291,8   |
| F+Rp <sub>III</sub> 2 | 241,5; 292,4; 525; 547,5; 332;<br>393                      | 388,56  |
| F+Rp <sub>III</sub> 3 | 556; 570; 347; 652; 668,5;<br>416                          | 568,33  |
| F+Rp <sub>III</sub> 4 | 503; 790,5; 877,7; 1099,8;<br>936; 596,6                   | 800,73  |
| F+Rp <sub>I</sub> 1   | 494; 525; 576; 463; 576                                    | 526,8   |
| F+Rp <sub>I</sub> 2   | 625,8; 408; 812,5; 753; 574,5;<br>515                      | 610,3   |
| F+Rp <sub>I</sub> 3   | 763; 503,8; 494; 503,8;<br>515                             | 535,92  |
| F+Rp <sub>I</sub> 4   | 812,5; 457; 515; 398,1; 773;<br>1009                       | 659,93  |
| F+Rp <sub>V</sub> 1   | 302,78; 596,42; 596,42; 1168,898;<br>651,8; 596,24; 1007,1 | 702,69  |
| F+Rp <sub>V</sub> 2   | 1007,1; 484,16; 936  | 809     |
| F+Rp <sub>V</sub> 3   | 408,2; 832,8; 854,347; 790,5                               | 721,48  |
| F+Rp <sub>V</sub> 4   | 547,2; 1133,74; 1575,08;<br>1986,6; 1284,75                | 1305,47 |

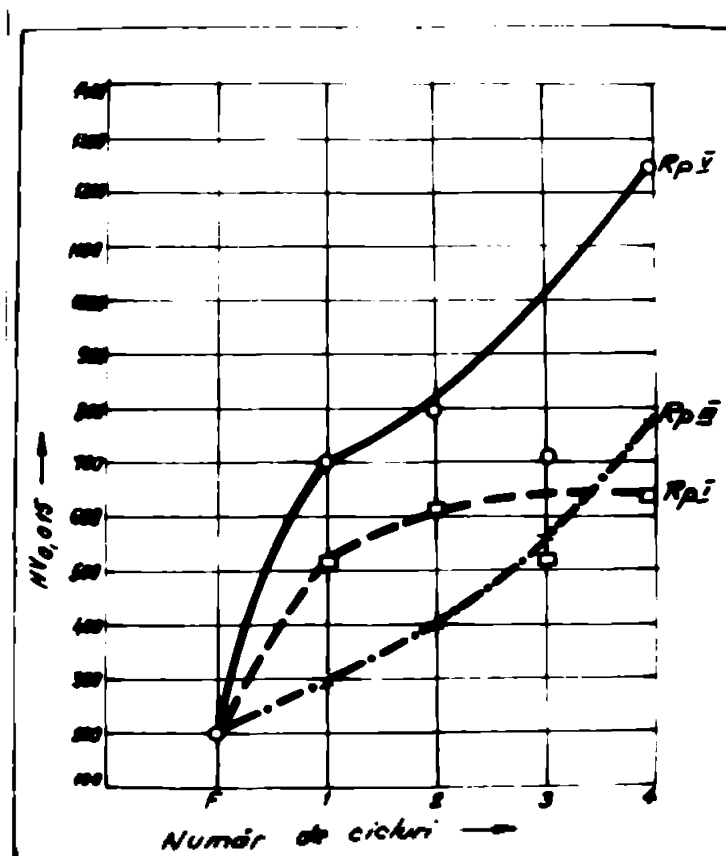


Fig.5.20. Variația microdureții fazei T funcție de numărul de cicluri de recocerere

Rezultatele obținute sînt foarte interesante. Dacă analiza metalografică și analiza cu microsonda cu raze X nu au putut stabili o dependență între morfologia sau compoziția chimică a fazei T și tratamentul termic aplicat, în schimb microdurețea înregistrată, în mod surprinzător, a crescut de peste 6 ori prin recocerere pendulară  $dpV4$ .

Variația microdureții fazei T (figura 5.18.) în cazul recocerii pendulare  $dpI$  confirmă din nou efectul de recocerere simplă a acestuia.

Se precizează că în literatura de specialitate nu este menționată o variație a microdureții fazei  $TFe_2$ .

Pentru a estima influența fazei T asupra proprietăților bronzurilor de aluminiu complex aliate au fost efectuate analize microfractografice pe probe de reziliență tratate termic în diferite variante. Analiza microfractografică a fost efectuată cu ajutorul microscopului electronic prin tranșări (TEJMA B613) folcînd replici duble de carbon și cu microscopul electronic cu beleișaj (JEOL J150A). Aproape indiferent de tratamentul termic aplicat, suprafața de rupere a prezentat atît zone cu caracter fragil, mai ales în jurul fazei T (fig.5.21. și 5.22.), cît și zone cu caracter mixt (fig.5.23.), dar și zone cu caracter coeziv (figura 5.24.).





Fig. 5.21. Furnat+ $C_1$  950°C+  
 $C_2$  675°C. A. E. T. x4700



Fig. 5.22. Furnat+ $C_1$  950°C+  
 $C_2$  675°C. A. E. T. x1000;  
(I.A. = 25 kV)



Fig. 5.23. Furnat+ $C_1$  950°C+  
 $C_2$  650°C+D150°C. A. E. T. x4700



Fig. 5.24. Furnat+  $C_1$  950°C+  
 $C_2$  650°C. A. E. T. x14640

Din microfractografia prezentată în figura 5.21. reiese clar ruperea fragilă provocată de amalgama unor faze T dreptunghiulare. În consecință, fragilitatea bronzului studiat nu este cauzată numai de prezența fazei fragilizante  $\gamma_2$  ci și de prezența fazei T.

În concluzie, analiza fazei T, care nu este descrisă în literatura de specialitate, a reliefat că aceasta este o soluție solidă pe baza compusului  $Fe_2Ti$  în care, prin difuzie au fost substituți atomii de Fe și Ti cu atomii componentelor. Ea conține 21,61...25,55 % Ti; 48,7...54,64 % Fe; 8,84...9,30 % Si; 2,08...2,44% Ni; 1,20...1,69 % Al; 0,36...0,90 % Mn; 0,41...0,62 % Vn, rest Cu.

Variația cantității elementelor la trecerea de la matrice la faza T și analiza prin fluorescență cu raze X au reliefat o dispersie neuniformă a elementelor pe secțiunea fazei T, acumularea Si în straturile ei marginale și formarea unei "bariere" de Ni în jurul ei.

Faza T este dură, duritatea ei fiind dependentă de tratamentul termic aplicat. Experimentele efectuate nu au permis depășirea nivelului ipotetic de explicare a dependenței durității fazei T de tratamentul termic aplicat.

Prezența fazei T în structura bronzului studiat, frământă pentru un metalograf, are însă un efect negativ asupra proprietăților mecanice. Analiza microfractografică a reliefat contribuția semnificativă a fazei T la fragilitatea materialului.

Se conchide că faza T este o inclusivă dăunătoare și se impune limitarea conținutului de titan la nivel de modificador (cca 0,01 %).

## CAPITOLUL 6

### TRANSFORMĂRI STRUCTURALE INDUSE PRIN TRATAMENT TERMIC ȘI ALIAT CATALIZAT CuAlO<sub>2</sub>Fe<sub>4</sub>Ni<sub>4</sub>Cl<sub>2</sub>

Probele studiate, au fost pregătite metalografic după efectuarea tratamentului termic apoi atacate metalografic, uneori și electrolytic. Analiza metalografică a fost efectuată cu ajutorul microscopului optic metalografic EPITR-200 și a microscopului electronic prin transmisie TESLA B613.

#### 6.1. Metoda călirilor succesive

În această etapă de experiment au fost investigate transformările structurale apărute în probe turnate în urma călirii de la temperaturi cuprinse între 700 și 1000°C ( $t_{\text{men}} = 60$  min; mediul răcirii: H<sub>2</sub>O+10% NaCl).

Trebuie precizat că reactivul folosit în general pentru atacul metalografic al bronzurilor de aluminiu (acid azotic + anhidridă cromică + apă distilată) nu a dat cele mai bune rezultate pe probele călite. De fapt și în literatura de specialitate /21/ se precizează faptul că martensita  $\beta'$  a bronzurilor de aluminiu complex aliate se distinge greu pentru că acele nu sînt bine delimitate.

Temperatura de călire de 700°C se află la limita superioară a domeniului  $\alpha + \chi + \gamma_2 + \beta$  (tabelul 2.3.), astfel încît prezente unor urme de eutectoid  $\alpha + \gamma_2(+\chi)$  este în concordanță cu rezultatele analizei dilatometrice (tabelul 2.3.). Acele de martensită  $\beta'$  nu sînt clar delimitate, din contră ele se observă datorită finelor precipitări  $\chi$  din interiorul lor. Separarea fazei  $\chi$  în timpul călirii în acele martensitei  $\beta'$  este cunoscută în literatura de specialitate /21/. Microstructura probei călite de la 700°C, în care se observă și zone de soluție solidă  $\alpha$  proeutectoidă este prezentată în figura 6.1 planșa VI.

Temperatura de călire de 750°C s-a aflat cu puțin deasupra punctului de sfîrșit de transformare eutectoidă. Microstructura este caracterizată prin dispariția practic totală a zonelor de eutectoid ( $\alpha + \gamma_2 + \chi$ ), prin existența unor poliedri de soluție solidă  $\alpha$  proeutectoidă cu precipitări de fază  $\chi$ , dendrite de fază  $\chi$  neafectate de tratamentul termic, matricea fiind însă formată de o martensită  $\beta'$  foarte fină (figura 6.2. planșa VI) evidențiable tocmai prin fine precipitări de fază  $\chi$ .

Microstructura probelor călite de la 800, 850 și 900°C sînt prezentate în figurile 6.3....6.5. planșa VI și permit următoarele constatări:

- creșterea temperaturii de călire la 800...850°C conduce la diminuarea cantității de soluție solidă  $\alpha$  proeutectoidă (figurile 6.3., 6.4. planșa VI);

- creșterea caracterului acicular al structurii cu creșterea temperaturii de călire.

Nu au fost găsite însă argumente metalografice care să pledeze pentru începerea dizolvării fazei  $\alpha$  în  $\beta$ . Abia la temperaturi de călire de 900°C (figura 6.5. planșa VI) apare o diminuare a dimensiunilor dendritelor fazei  $\alpha$  concomitent cu creșterea cantității și mărimii precipitărilor acestei faze în acele de martensită  $\beta'$ .

La toate că temperatură de călire de 950°C este situată în preajma domeniului monofazic  $\beta$ , în probele analizate s-au evidențiat urme de dendrite ale fazei  $\alpha$ , în special la limita grăunților, dizolvate numai parțial (figura 6.6. a planșa VI). Concomitent cu creșterea cantității de fază  $\alpha$  dizolvată în  $\beta$  cresc cantitativ și dimensional precipitățile acestei faze în acele martensitice  $\beta'$ . Normal, creșterea temperaturii, este însoțită de o ușoară creștere a granulației.

Cu toate că și după călirea de la 1000°C se găsesc zone cu dendrite ale fazei  $\alpha$  nedizolvate, acestea nu au mai putut frîna creșterea puternică a granulației, la o menținere de 60 de minute. Pericolul de creștere a granulației în domeniul monofazic  $\beta$  este sesizat în literatura de specialitate /7/; /21/. Cu toate acestea numai în /38/ se recomandă durate scurte de menținere la această temperatură, în rest fiind recomandate durate de menținere de minim 60 de minute. Structura grosolană obținută după călirea de la 1000°C este prezentată în figura 6.7. (planșa VI).

În concluzie călirea de la temperaturi cuprinse în domeniul 700...1000°C conduce la apariția unei structuri martensitice.

## 6.2. Transformări structurale induse prin revenirea probelor călite de la 950°C

Probele prelevate din semifabricate turnate au fost cu: use o lirii și revenirii cu regisirile precizate în capitolul 3.2.2., apoi investigate metalografic.

PLANTA VI



Fig.6.1. Furnat+calire  
700°C. M.O. x500



Fig.6.2. furnace + calire  
750°C. M.O. x500

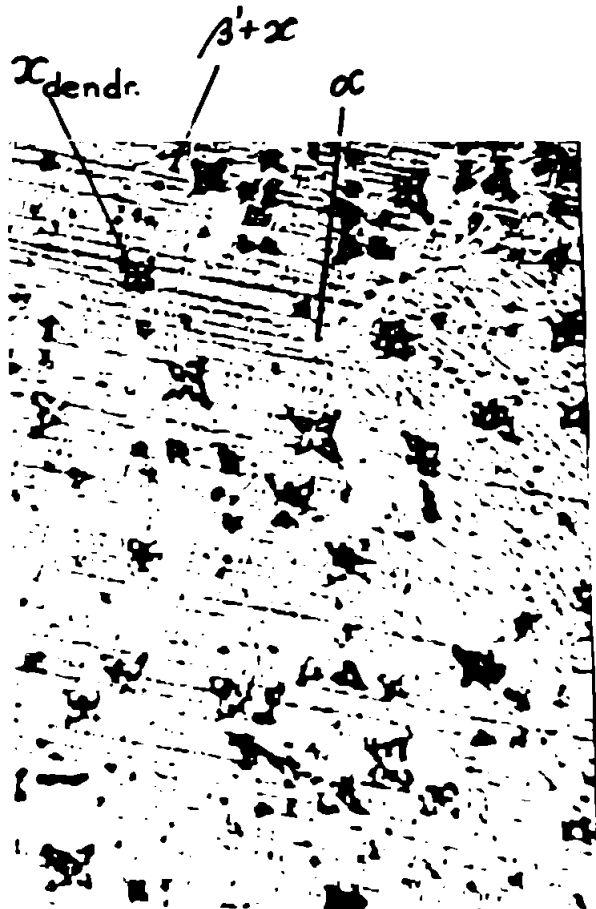


Fig.6.3. Furnat + calire  
800°C. M.O. x 500

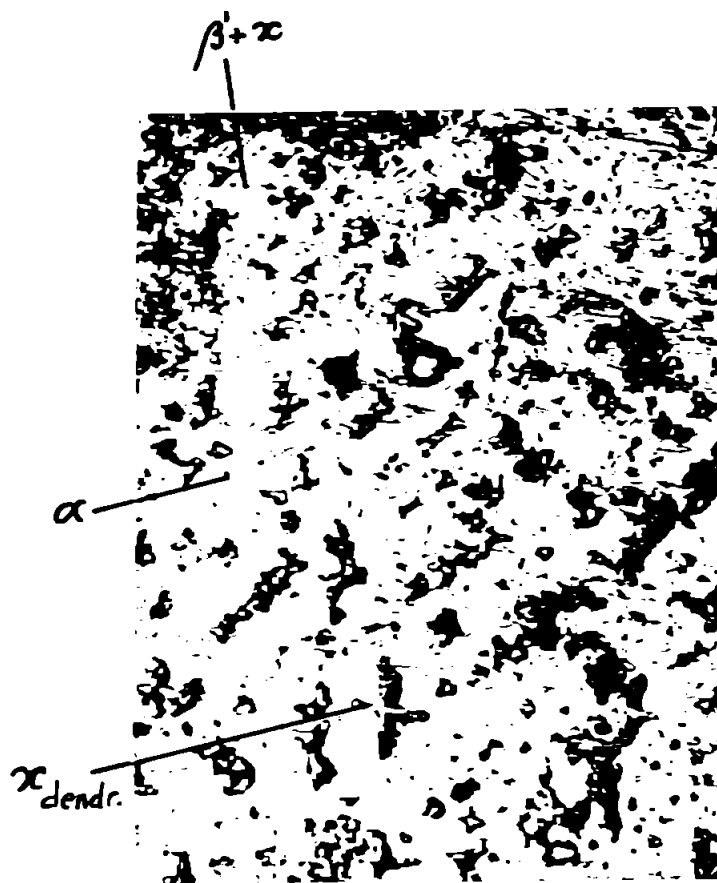


Fig.6.4. furnace + calire  
850°C. M.O. x500

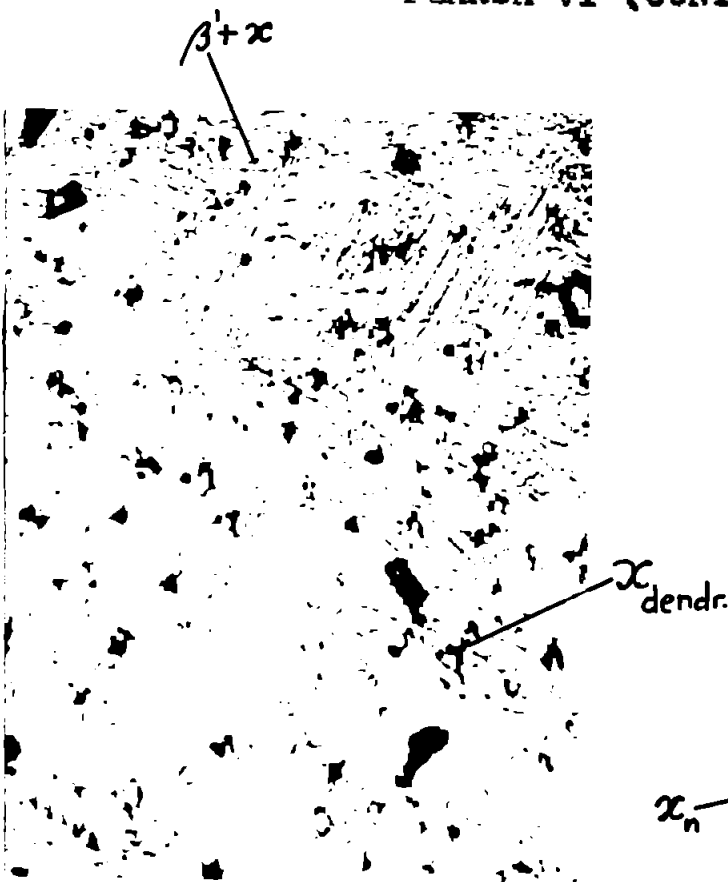


Fig. 6.5. Furnat+ calire  
 900°C. M. O. x500



Fig. 6.6. Furnat+ calire  
 950°C a). M. O. x1000

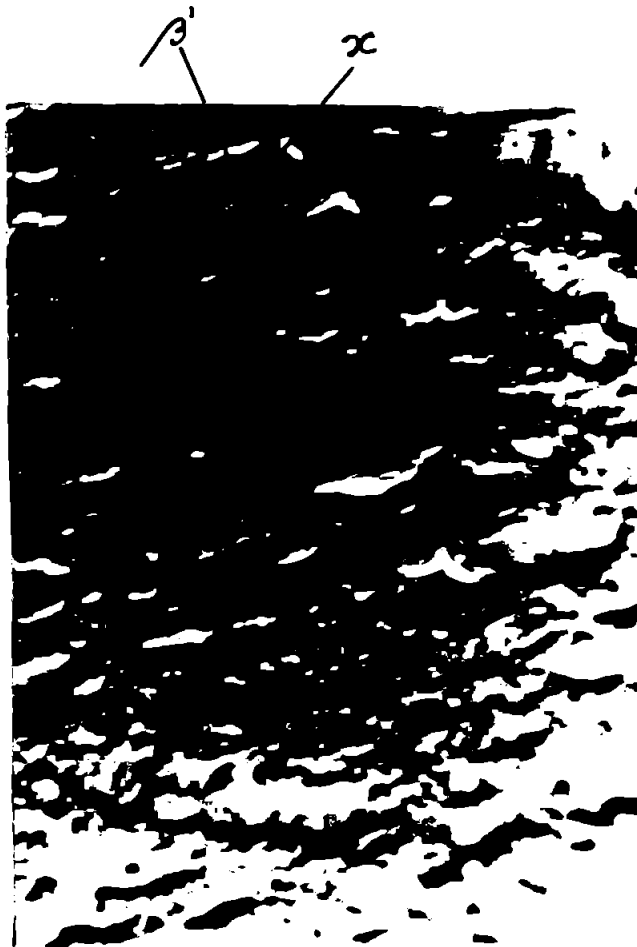


Fig. 6.6. Furnat+ calire  
 950°C b). M. S. P. x9300

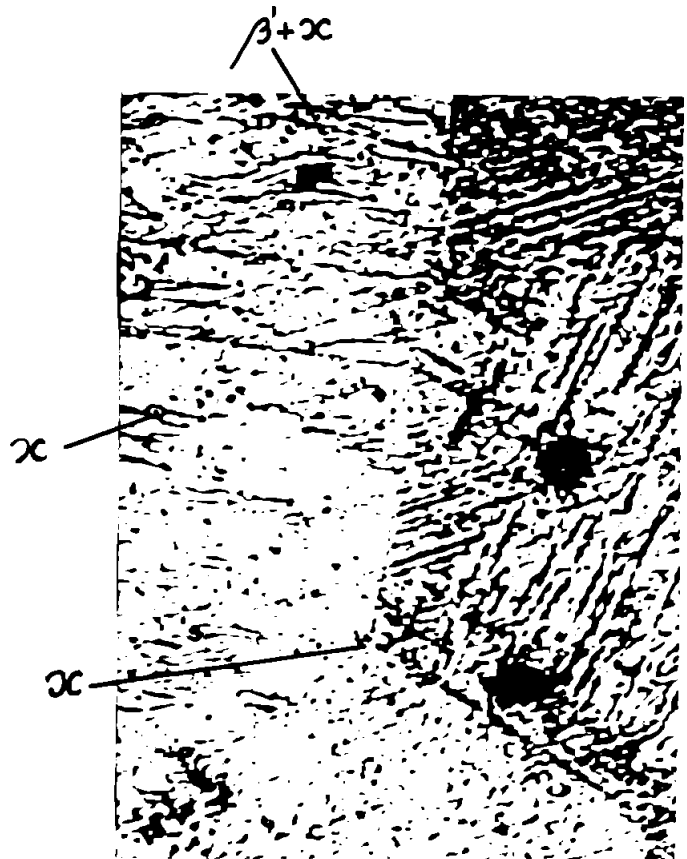


Fig. 6.7. Furnat+ calire  
 1000°C. M. O. x500

Structura de călire a fost evidențiată în figura 6.6., planșa VI și constă din ace de martensită  $\beta'$ , greu de delimitat, în care, în timpul răcirii, au apărut fine precipitări ale fazei  $\alpha$ .

La reveniri joase, la  $350^{\circ}\text{C}$  structura microscopică este similară (figura 6.8.a), dar la limita acelor se observă fine precipitări. După culoarea, o parte importantă din aceste precipitări este faza  $\alpha$ , mai puțin probabil faza  $\gamma_2$ . La mărimi mari delimitarea

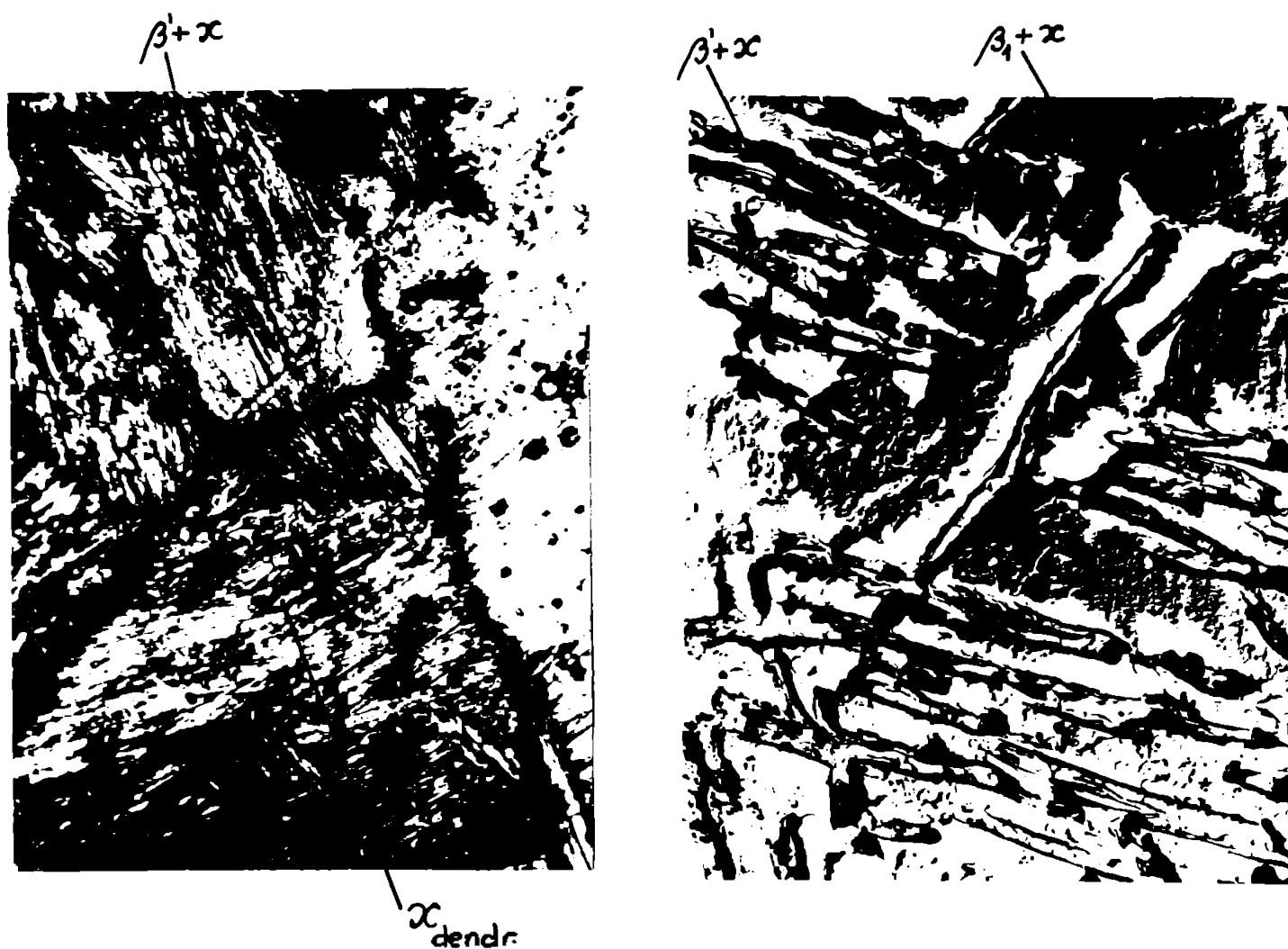


Fig.6.8. Turnat+călire  $950^{\circ}\text{C}$  + Revenire  $350^{\circ}\text{C}/90 \text{ min}/\text{H}_2\text{O}$

a.M.O. x 1000

b.M.E.T.x4700 (atac electro-  
litic)

acelor de  $\beta'$  este mai bună, ceea ce indică o accentuare a diferenței de compoziție și/sau structură dintre acele martensitei  $\beta'$  și fondul format de faza  $\beta_1$  [34], cu toate că denivelarea dintre constituenți a fost favorizată prin atac electrolytic (figura 6.8. b). Faza  $\beta_1$  apare în timpul călirii în urma reacției  $\beta \rightarrow \beta_1 \rightarrow \beta'$ .  $\beta_1$  este o fază care se obține printr-o reacție de dezordine-ordine din faza  $\beta$ . Conform datelor bibliografice nu se obține faza  $\beta$  metastabilă. Considerând această informație adevărată, fondul este format din faza  $\beta_1$  cu rol de "austenită reziduală". Oricum, în acele "martensitei"  $\beta'$  din figura 6.8. se observă mai multe preci-



Fig.6.9. Turnat+călire 950°C+  
revenire 500°C/90 min/H<sub>2</sub>O.  
M.O.x1000



Fig.6.10. Turnat+călire 950°C+  
revenire 500°C/30 min/H<sub>2</sub>O (atac  
electrolitic) M.E.T.x4700

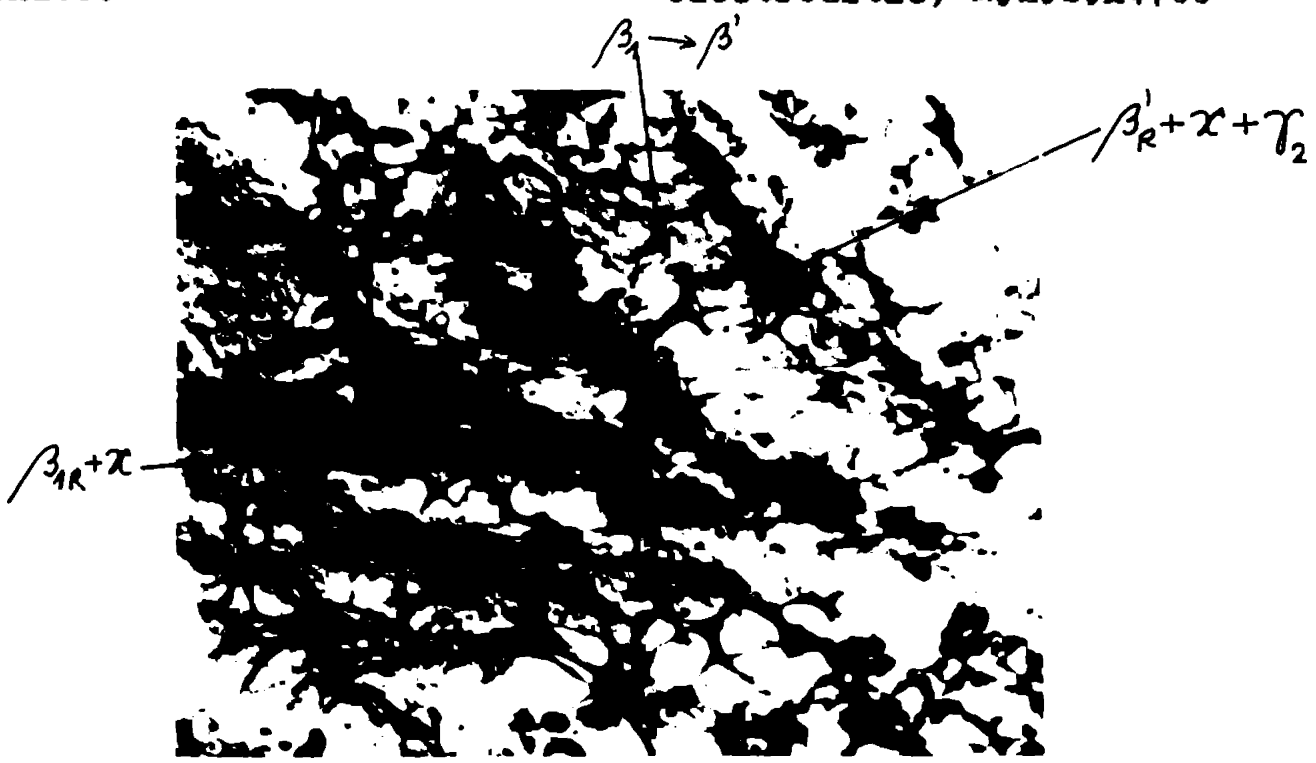


Fig.6.11. Turnat+călire 950°C+revenire  
500°C/30min/H<sub>2</sub>O.M.E.T.x14640

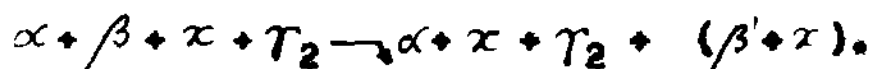


pitări decât după cǐlire (figura 6.6. planșa VI). Dar și în faza  $\beta_1$  există tendința să apară foarte fine precipitări, fapt care ar explica fragilitatea la revenire, reliefată prin încercări mecanice /12/, /47/, efectuate pe probe în această stare, prin blocarea deplasării dislocațiilor.

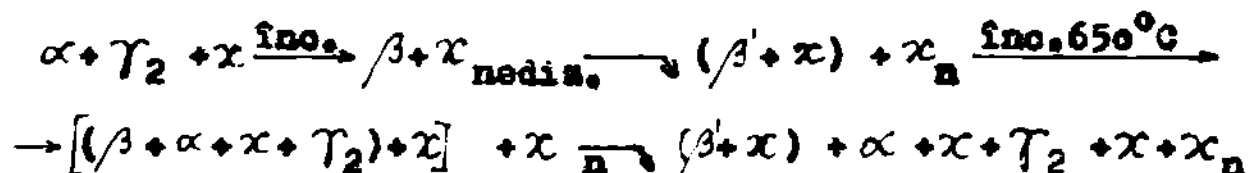
Temperaturi de reveniri mai mari conduc la transformări structurale mai importante. După o revenire la  $500^\circ\text{C}$  structura începe să capete caracter globular de tip "troostită de revenire". În figura 6.9. înad, s-a surprins o structură intermediară între cea aciculară și cea globulară, care ilustrează trecerea treptată, lină între cele două structuri. Investigațiile cu microscopul electronic au surprins și ele două etape de transformare: în figura 6.10. se observă apariția sporită de precipitări în acele martensite  $\beta'$  dar și în  $\beta_1$ . La durate de menținere mai mari la  $500^\circ\text{C}$  (figura 6.11.), aceste fenomene sînt amplificate, în plus, apare o tendință de transformare a fazei  $\beta_1$  probabil în  $\beta'$ , asemănător transformării austenitei reziduală la încălzire.

Cu toate că temperatura de  $550^\circ\text{C}$  este apropiată de cea precedentă, conduce la o structură uniformă cu caracter globular (figura 6.12. a) cu aspect "troostic-orbitic de revenire", la o mărire mare (figura 6.12. b) a acestei structuri s-a surprins momentul desprinderii precipitatelor de fază  $\gamma_2$  din soluția solidă deja puțin suprasaturată  $\beta'$ , care se transformă în soluția solidă  $\alpha$ .

"Revenirea" la  $650^\circ\text{C}$  reprezintă de fapt o nouă cǐlire, așa cum s-a precizat în capitolul 3.2.3. La microscopul optic (figura 6.13. a) se observă reapariția unei structuri aciculare într-o matrice  $\alpha$  cu fine precipitări  $\chi$ . Acele au aspect neonogen și judecînd conform D.B., a avut loc reacția:



Efectul cǐlirii de la  $650^\circ\text{C}$  este deci reducerea cantității fazei  $\gamma_2$  din structură și apariția unei martensite  $\beta'$  puțin suprasaturate cu foarte multe precipitări  $\chi$  (figura 6.13. b). Această observație nu e în concordanță cu reacția prezentată, deoarece nu are loc o dizolvare defasă  $\chi$  care să asigure o abundență de precipitări. Lucrurile devin însă clare, dacă se scrie reacția întregului tratament termic:



Cu alte cuvinte acele de martensită  $\beta'$  formate la călirea a doua, provin de fapt din acele martensitei obținute la călirea de la  $950^{\circ}\text{C}$ . Viteza relativ mare de încălzire, nu permite parcurgerea transformărilor sesizate la revenirile pînă la  $550^{\circ}\text{C}$ . Incălzirea la  $650^{\circ}\text{C}$  conduce doar la reapariției fazei  $\beta$ , din care se separă  $\alpha$ ,  $\chi$  și  $\gamma_2$  conform condițiilor termodinamice. Constituentul structural dintre acele de  $\beta'$  este soluția solidă  $\alpha$ , corodată prin atac metalografic. Faza  $\gamma_2$  nu poate să apară decît în jurul martensitei. Structurile prezentate în figura 6.13. pledează înocî pentru faptul că dubla călire dirijează transformările spre separări de fază  $\alpha$  și nu  $\gamma_2$ . Acest lucru este favorabil, deoarece faza  $\gamma_2$  este mult mai fragilizantă decît faza  $\alpha$ .

Se conchiie că tratamentul termic de călire dublă conferă bronzului studiat caracteristici structurale mai avantajoase decît călirea-revenirea obișnuită.



$\alpha + \gamma_2 + \alpha$



b). Z. S. P. x14640

Fig. 6.12. Furnat+călire  $950^{\circ}\text{C}$ +revenire  $550^{\circ}\text{C}/30 \text{ min}/\text{H}_2\text{O}$

a). M. J. x 1000

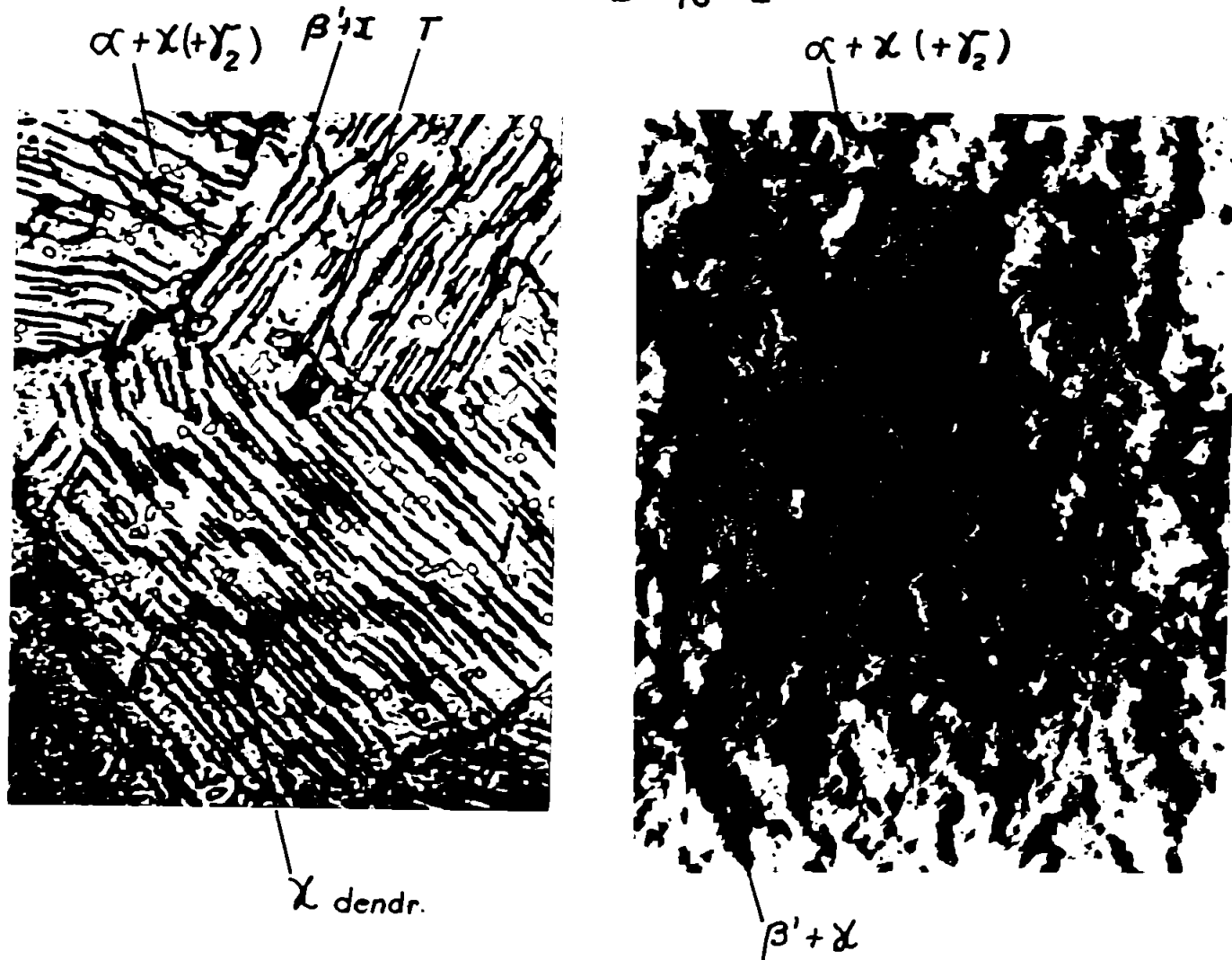


Fig.6.13. turnat+ cãlire 350°C + cãlire 650°C/60 min/H<sub>2</sub>O

a). M.O.x500

b). M.E.T.x4700

### 6.3. Transformãri structurale induse prin revenirea probe- lor turnate, cãlita de la 1000°C

Regimurile de cãlire-revenire aplicate, au fost precizate în capitolul 3.2.2. și se deosebesc de experimentul precedent prin temperatura de cãlire mai mare, dar și prin durata de menținere mai îndelungată la cãlire. Mediul de rãcire la revenire a fost aerul.

În întâmplător se recomandã în literatura de specialitate temperatura de cãlire de 1000°C, în special pentru cercetãri: temperatura se aflã în domeniul monofazic  $\beta$ , ceea ce simplificã interpretãrile structurilor. Bronzul studiat însã, se prezintã și dupã 2 ore de menținere cu urme de dendrite ale fazei  $\alpha$  nedizolvate (figura 6.14.).

Temperatura ridicatã, aproape de temperatura solidus, asociatã cu o menținere relativ ridicatã, a favorizat creșterea puternicã a granulației (figura 6.14. a), dar și dizolvarea într-o mãsurã mai mare a dendritelor de fazã  $\alpha$ , fapt care se reflectã și în precipitãri mai multe în martensita  $\beta'$  (figura 6.14.b).



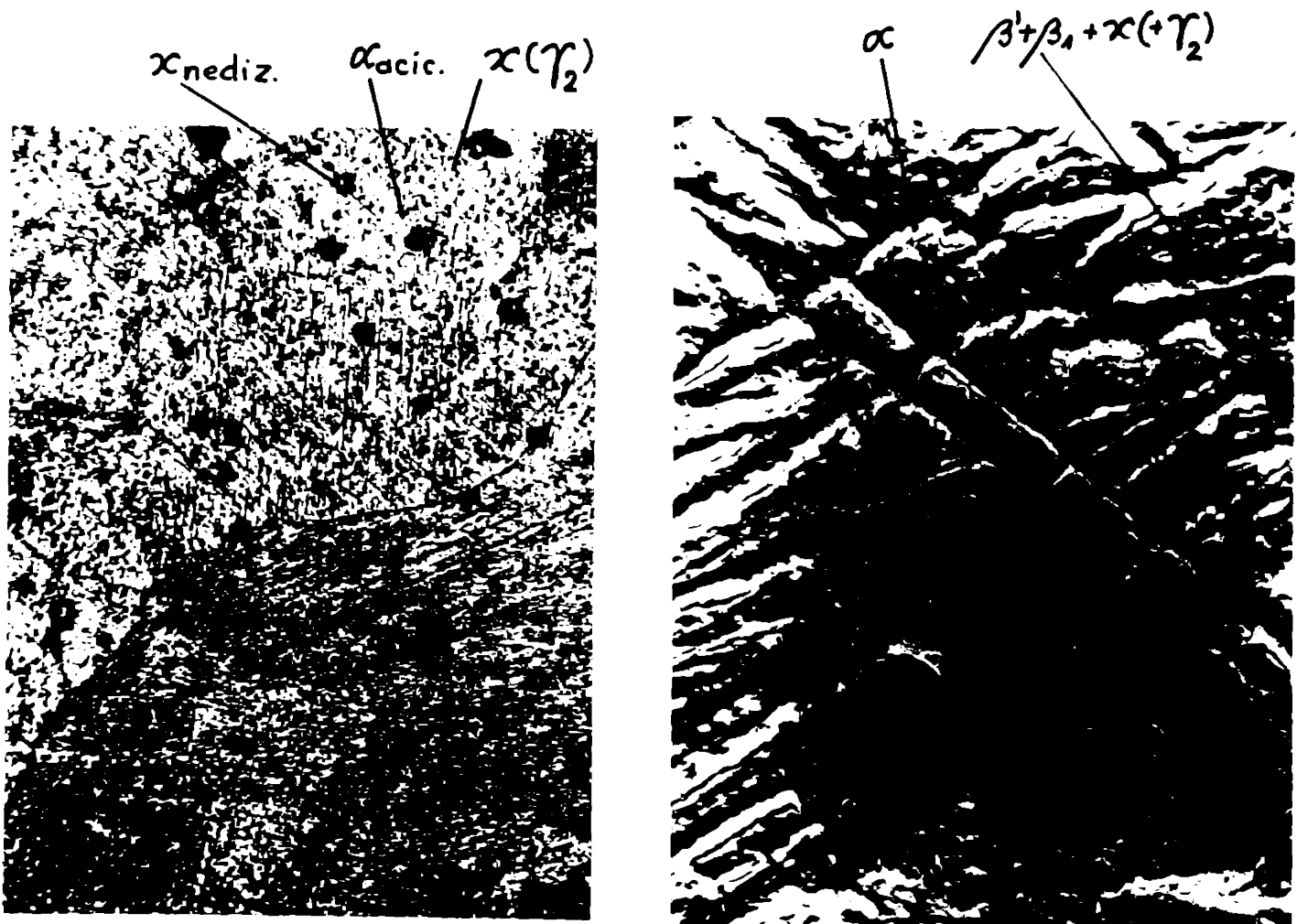


Fig.6.15. Furnat + cãlire 1000°C + revenire 450°C/45 min/aer

a). M.O. x 500;

b). M.B.T. x 4700



Fig.6.16. Furnat + cãlire 1000°C + revenire 550°C/45 min/aer

a). M.O. x 500;

b). M.B.T. x 14640

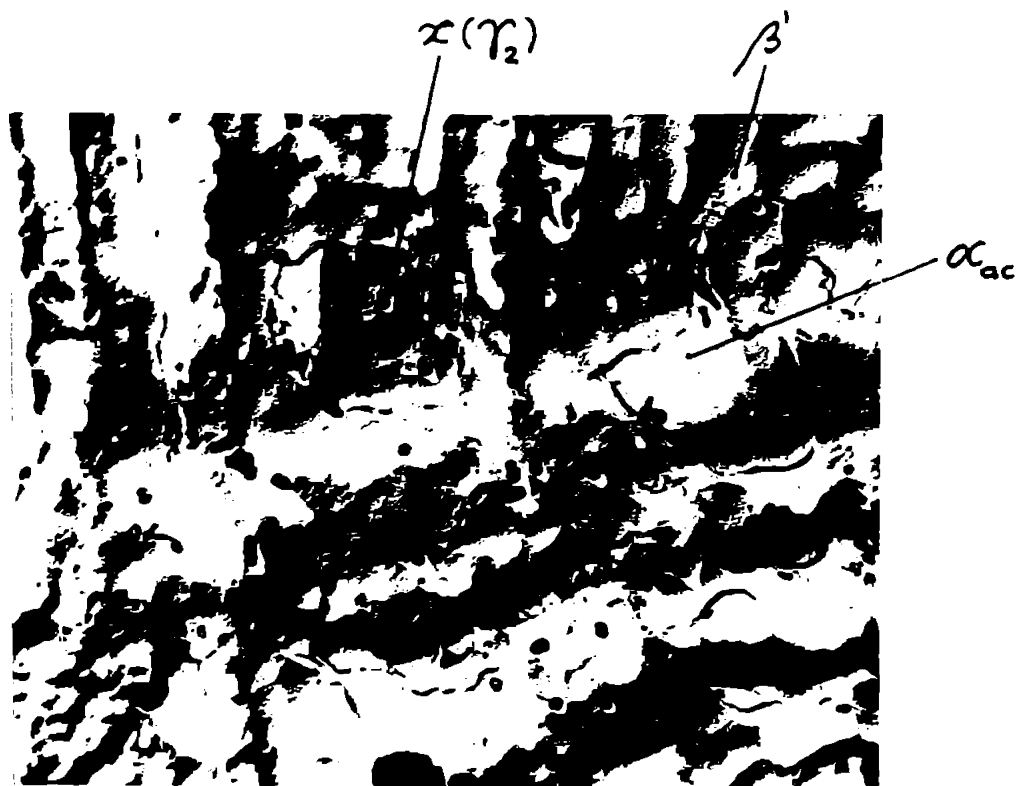


Fig.6.16. Furnat+călire  $1000^{\circ}\text{C}$ +revenire  $550^{\circ}\text{C}/45$  min/ aer  
c). M.E.T. x 14640

fazele dure avind o formă globulară (figura 6.16. b). S-a surprins încă și o zonă care arată că 45 de minute sînt insuficiente pentru decăvirgirea transformărilor structurale. Altfel în figura 6.16.c se observă ace de soluție solidă  $\alpha$  și ace de  $\beta'$  în diverse etape de descompunere în  $\alpha$ ,  $\gamma_2$ ,  $\alpha$ .

Probele călite dublu, adică călite de la o temperatură  $T_1$  și apoi de la  $T_2 = 650^{\circ}\text{C}$  au prezentat în general caracteristici de rezistență și de plasticitate superioare celor călite și revenite în intervalul  $350...550^{\circ}\text{C}$  dar și față de probele răcite în aer de la  $650^{\circ}\text{C}$ . S-a precizat că producătorii de bronzuri de aluminiu recomandă răcirea în apă sau  $\text{H}_2\text{O}+10\text{ NaCl}$  de la  $650^{\circ}\text{C}$ . Explicația rezidă în faptul că prin călire dublă se reduce cantitatea fazei  $\gamma_2$ , puternic fragilizantă. Fragilitatea materialului în cazul răcirii în aer de la  $650^{\circ}\text{C}$  poate fi explicată pe baza microstructurilor obținute și redată în figura 6.17.

În figurile 6.17. a și b se observă că și încălzirea la  $650^{\circ}\text{C}$  urmată de o răcire în aer conduse la separarea soluției solide  $\alpha$  la limita grăunților, dar în cantitate mai redusă și la o structură cu caracter acicular. Acele au în general o culoare mai închisă decât cele după revenirea la  $550^{\circ}\text{C}$  (figura 6.16. a). Natura acelor nu este pe deplin lămurită.

Analiza efectuată cu microscopul electronic (figura 6.17.c și d) a evidențiat cît zone în care acele sînt constituenți puter-



Fig. 0.1/. Turnat + oilire  $1000^{\circ}\text{C}$  + "revenire"  $650^{\circ}\text{C}/45\text{min/ser}$   
 a). M. O. x250; b). M. O. x500; c). M. E. T. x4700 d). M. E. T. x9900

nic ataenți (corodați) adică soluția solidă  $\alpha$ , cît și zone proeminente de tip  $\beta' + \chi$ , chiar dacă martensita pare în descompunere:  $\beta' + \chi \rightarrow \beta'_R + \chi + \gamma_2$ . Această descompunere este mai vizibilă în matrice, a cărei structură este orientată, aciculară, dar cu acele mai mult puțin puțin descompuse. Aceste observații conduc la ideea unei cîlibilități mari a materialului și transformările nu decurg simplu:  $\alpha + \chi + \gamma_2 \xrightarrow{\text{în } 1000^\circ\text{C}} \beta + \chi \xrightarrow{\text{cîlire}} \beta' + \chi + \chi_{d_R} \xrightarrow{\text{în } 650^\circ\text{C}} \beta + \alpha + \chi + \chi_{d_R} + \gamma_2 \xrightarrow{\text{în aer}} \alpha + \gamma_2 + \chi + \chi_{d_R}$ , cî:  $\beta + \alpha + \chi + \chi_{d_R} + \gamma_2 \xrightarrow{\text{în aer}} \beta' + \alpha + \gamma_2 + \chi + \chi_{d_R} \xrightarrow{\text{în aer}} \beta'_R + \alpha + \chi + \gamma_2 + \chi + \chi_{d_R} + \gamma_2$  ( $\chi_{d_R}$  =  $\chi$  dendritic nedisolvat)

Cu alte cuvinte prin răcirea în aer nu se induce o transformare eutectoidă, structurile obținute plează pentru transformări care includ formarea și descompunerea fazei  $\beta'$ . Oricum, structura finală este mai apropiată de echilibru decît după o răcire în apă și separările în cantitate mare și sub formă de precipitări fine ale fazei  $\gamma_2$ , care blochează dislocațiile, explică fragilitatea mai mare a probelor răcite în aer.

#### 6.4. Transformări structurale induse prin cîlirea probelor forjate și recoapte RoV4 de la 1000°C, urmată de revenire

Probele au fost tratate analog celor analizate în capitolul 6.3. cu regimul indicat în capitolul 3.2.2. Se precizează: mediu de răcire la revenire:  $H_2O$ .

Structura de cîlire este formată din martensita  $\beta'$  care apare sub forma unor acoe mai lungi, dar mai ordonate decît în cazul probelor turnate (figura 6.14.). Granulația este și ea mai mare (figura 6.10.a) și mecanismul de separare a fazei  $\chi$  din  $\beta'$  în timpul răcirii este la fel ca în cazul probelor turnate (figura 6.10.b). Persistă și în acest caz urme de fază  $\chi$  nedisolvată, dar nu au formă dendritică și cantitatea lor este mult mai mică decît în cazul probelor turnate.

Revenirea la 450°C și 550°C conduse la structuri similare probelor turnate și cîlite de la 1000°C. Dacă se compară figurile 6.19. și 6.20. cu figurile 6.15. și 6.16. se observă că recoacerea pendulară și forjarea au provocat intensificarea separării soluției solide  $\alpha$  la limita de gr unți, creșterea dimensională a separărilor de  $\alpha$  acicular. Forjarea și recoacerea pendulară conducînd la o structură apropiată de echilibru, au modificat cinetica transformă-



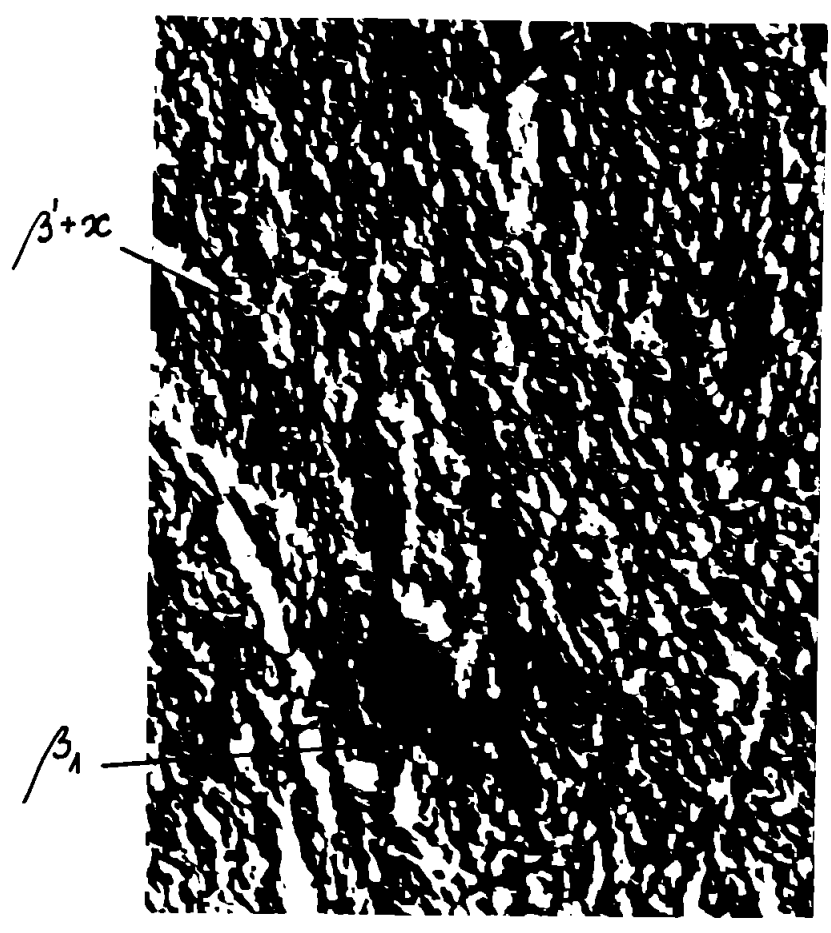


Fig. 6.18. Forjat+RpV4+călire 1000°C/120 min/H<sub>2</sub>O+10%NaCl  
 a). M.O. x500; b). M.E.T. x4700;

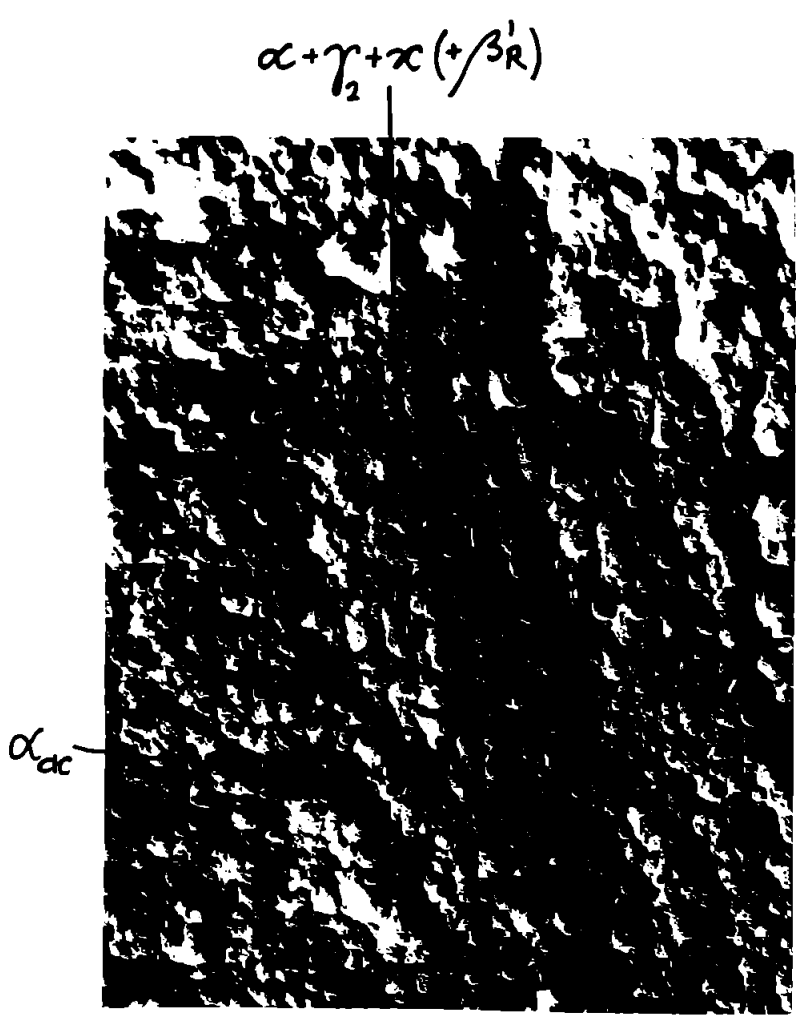


Fig. 6.19. Forjat+RpV4+călire 1000°C+rovenire 450°C/45 min/H<sub>2</sub>O  
 a). M.O. x500; b). M.E.T. x9300

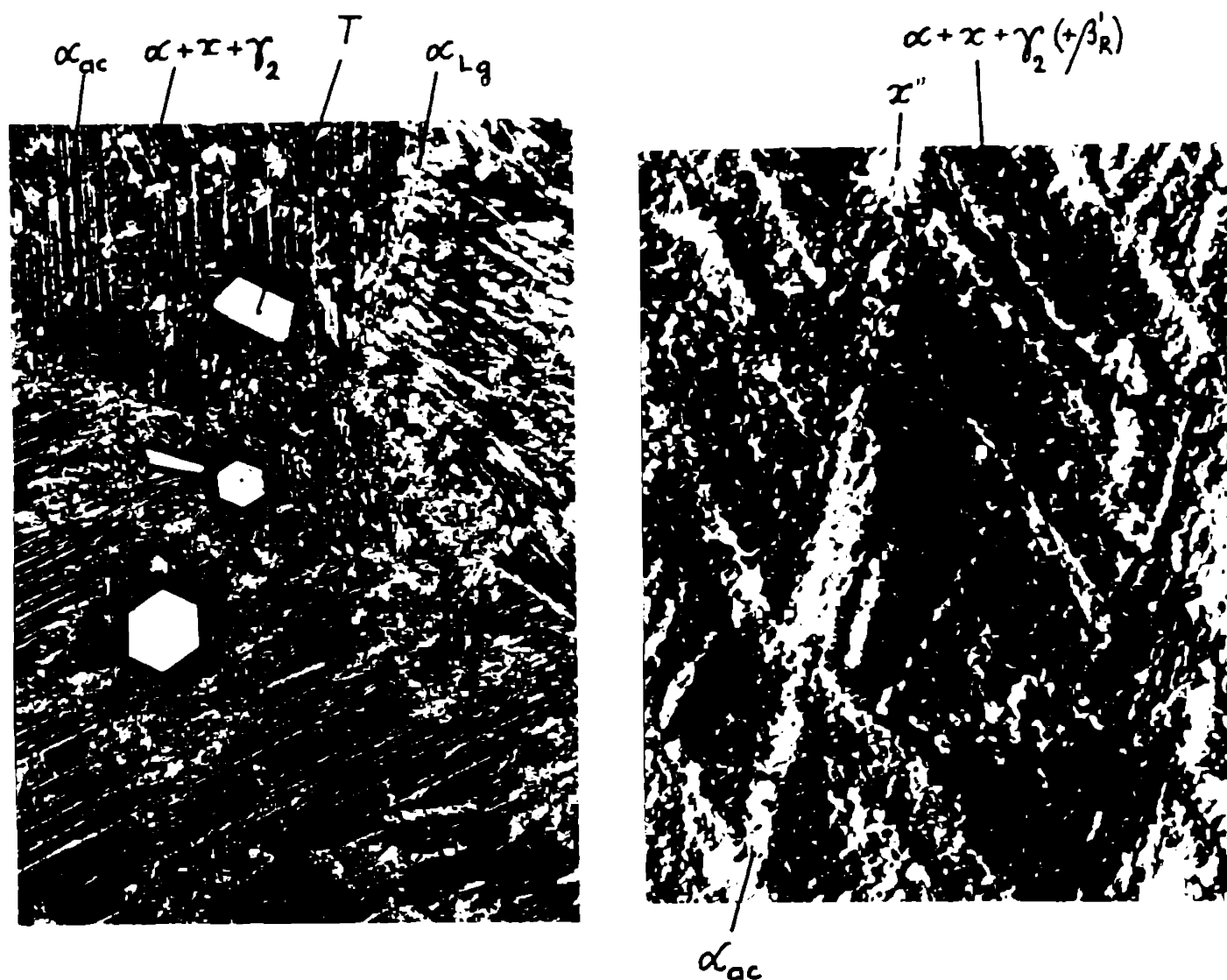


Fig. 6.20. Forjat + RpV4 + cãlire  $1000^{\circ}\text{C}$  + revenire  $550^{\circ}\text{C}$ /  
 45 min/ $\text{H}_2\text{O}$   
 a). M.O. x500; b). M.S.F. x4700

rilor la revenire. Față de figurile 6.15. și 6.16., imaginile prezentate în figurile 6.19. și 6.20. au permis constatarea că în probele forjate și recoapte, transformările structurale sînt amplificate, mai desvîrșite. Inclusive precipitățile de fază  $X''$  se înmulțesc și cresc în acele de soluție solidă  $\alpha$ .

În fine cãlirea dublă ( $C_1 1000^{\circ}\text{C}$  +  $C_2 650^{\circ}\text{C}$ ) conduce din nou la o structură cu caracter acicular. Se pare că, în anumite situații, temperatura înaltă de cãlire de  $1000^{\circ}\text{C}$ , favorizează separarea ale soluției solide  $\alpha$  la limita feștilor grãunți de  $\beta$ . Comparînd figurile 6.13. (cãlire  $950^{\circ}\text{C}$  + cãlire  $650^{\circ}\text{C}$ ) și 6.21. ( $C_1 1000^{\circ}\text{C}$  +  $C_2 650^{\circ}\text{C}$ ) se evidențiază cauza apariției soluției solide aciculare, și anume solubilitatea diferită a componentelor în soluția solidă  $\beta$  la  $1000$  respectiv  $650^{\circ}\text{C}$ . În timpul transformărilor:  $\beta 1000 + X \xrightarrow{d_R}$

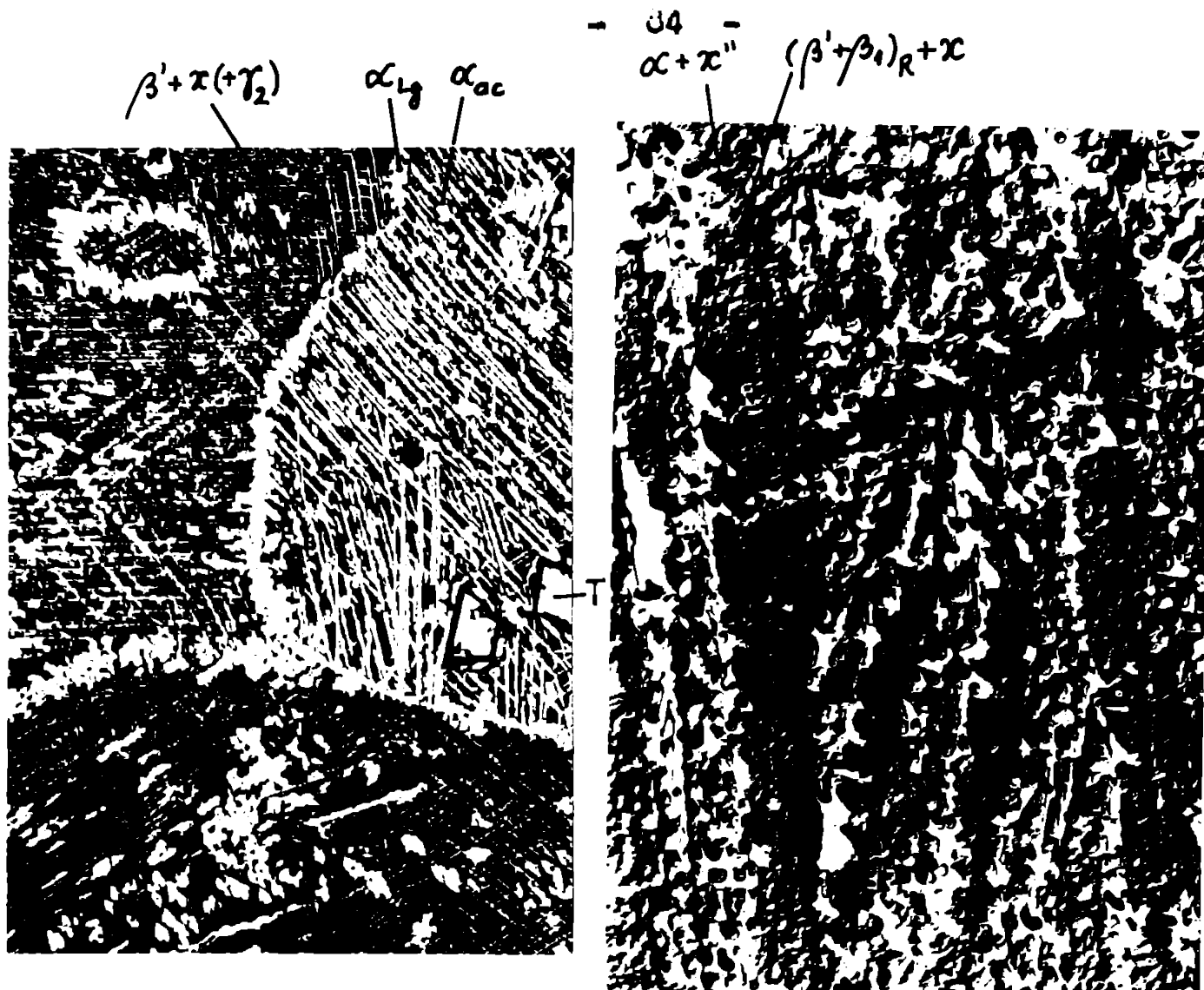


Fig. 6.11. Forjat+RpV4+călire 1000°C+călire 650°C/45 min/  
H<sub>2</sub>O; a).M.O.x500; b).M.E.T.x4700

$$\sqrt{\beta' + \chi + \chi}_{d_R} \xrightarrow{\text{ino } 650^\circ} \beta_{650} + \alpha + \chi + \gamma_2 + \chi + \chi \xrightarrow{d_R} \sqrt{\beta' + \alpha + \chi + \gamma_2 + \chi + \chi}_{d_R}$$

+  $\chi_{d_R}$ . Cu alte cuvinte soluția solidă  $\alpha$  este separată de acele de martensită, deci nu poate fi decât aciculară. Imaginile la mărimi mari indică precipitări ale fazei  $\chi$  în  $\beta'$  crescute în timpul celor două căliri. Se ajunge din nou la concluzia că tratamentul termic de călire dublă ( $C_1 + C_2$ ) dirijează transformările spre separări de fază  $\chi$  și împiedică separarea fazei  $\gamma_2$  în cea mai mare măsură.

De regulă structurile bronzurilor de aluminiu publicate în literatura de specialitate au caracter acicular (figura 1.6.). Acest lucru este în deplină concordanță cu cele sesizate: la revenire, soluția solidă  $\alpha$ , cristalizează de-a lungul unor plane cristalografice preferențiale ale martensitei  $\beta'$ , iar la călirea dublă, este separat la marginea acelor de martensită. Se remarcă, că în anumite situații este totuși posibilă apariția unei structuri globulare, prin călire și revenire (figura 6.12.a).

### 6.5. Structura bronzului CuAlloFe4Ni4Zn141 cãlit dublu

În cazul cãlirii duble s-a aplicat de asemenea metoda cãlirilor succesive, parametrul fiind temperatura  $T_1$  a primei cãliri  $C_1$ . Cãlirea a doua,  $C_2$ , s-a efectuat de la  $650^\circ\text{C}$ , dupã o menținere de 60 de minute, mediul de cãlire:  $\text{H}_2\text{O} + 10\% \text{NaCl}$ .

Se reamintește cã temperatura  $T_2 = 650^\circ\text{C}$  se aflã în domeniul  $\alpha + \beta + \chi + \gamma_2$ .

Analiza metalograficã a fost efectuatã pe probe de reziliență rupte.

Pentru a înțelege mai bine efectul cãlirii " $C_2$ " de la  $650^\circ\text{C}$  s-au investigat și probe cãlite numai de la aceastã temperaturã. În figura 6.22. se prezintã micrografia unei asemenea probe.

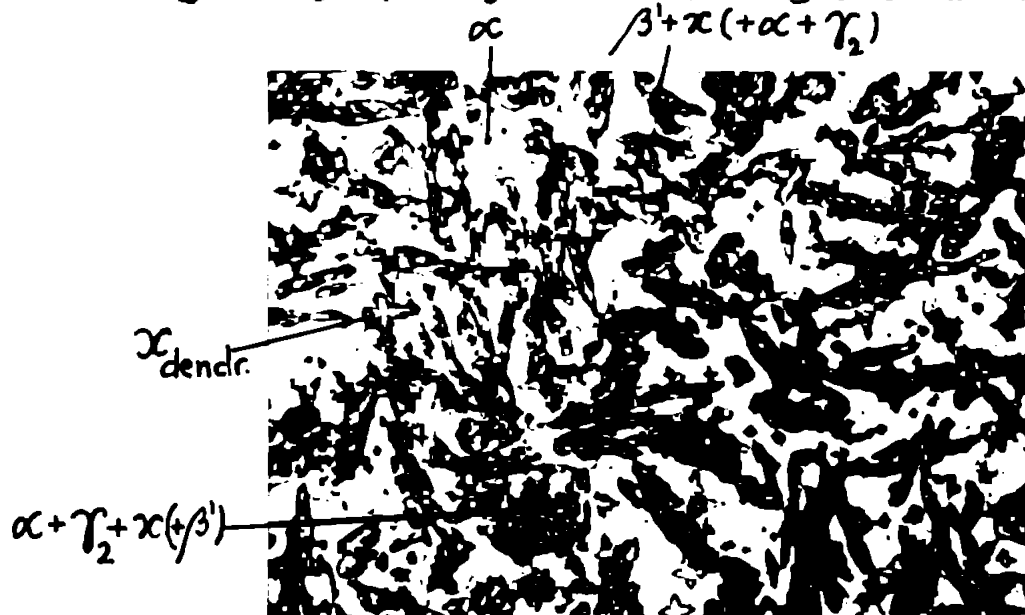


Fig.6.22. Arnat +  $C_2$   $650^\circ\text{C}$ ; M.O. x500

Temperatura de  $650^\circ$  se aflã în mijlocul intervalului transformãrii eutectoide  $\alpha + \gamma_2 \rightarrow \beta$ . În imaginea prezentatã se relevã clar soluția solidã  $\alpha$  proeutectoidã, dendrite de fazã  $\chi$ .

Zonole mai închise la culoare cu caracter slab acicular și conțin atât eutectoid  $\alpha + \gamma_2$  cît și martensita  $\beta'$ . Existența martensitei  $\beta'$ , în aceastã stare, a fost confirmatã și de alți cercetãtori prin analizã cu raze penetrante [3].

În urma cãlirii duble  $C_1$   $700^\circ\text{C}$  +  $C_2$   $650^\circ$  se obține o structurã finã, dupã aspect, pare mai de grabã a fi rezultatul unei recocerii pendulare și nu a unei cãliri. În figura 6.23. se localizeazã soluția solidã  $\alpha$ , de culoare deschisã în care existã o dispersie finã de faze  $\chi + \gamma_2$  și  $\beta'$ . Față de cãlirea simplã  $C_2$  (figura 6.22.)

se sesizează totuși prezența unor formațiuni aciculare foarte fine.

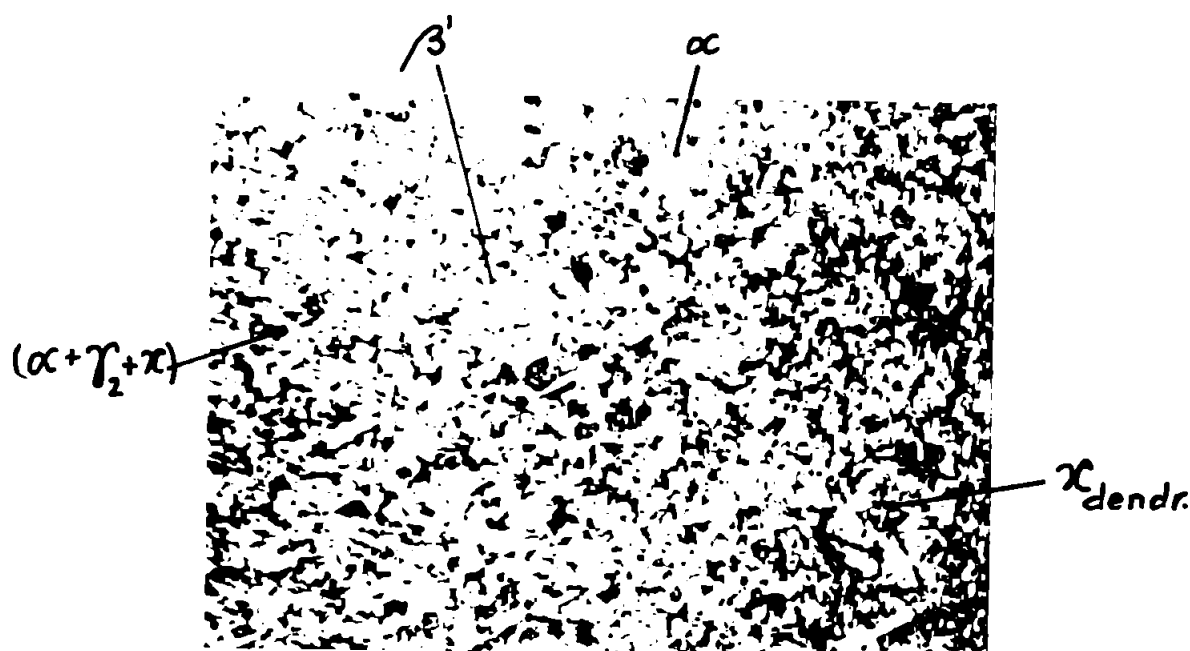


Fig. 6.23. Aurnat +  $C_1 700^\circ C + C_2 650^\circ C$ . M. O. x500

Separarea fazei  $\chi$  din  $\beta'$  în timpul călirilor  $C_1$  și  $C_2$  se produce, dar în cantitate nesemnificativă. Se subliniază prezența unor urme de fază  $\gamma_2$  sub formă de amestec mecanic eutectoid în structură. La probele călitate de la  $700^\circ C$  (figura 6.1, planșa VI), călirea  $C_2$  nu mai induce transformări semnificative (figura 6.23.) dat fiind nivelul apropiat al temperaturilor de încălzire. Se observă doar o ușoară accentuare a acelor de martensită și dimensiunea lor ceva mai redusă.

Temperatura  $T_1$  de călire de  $750^\circ C$  se află la limita domeniilor  $\alpha + \beta + \chi + \gamma_2 / \alpha + \beta + \chi$  (figura 1.3.). De aceea structura călită respectiv călită dublu  $C_1 + C_2 650^\circ C$  se caracterizează prin zone de soluție solidă  $\alpha$  proeutectoidă, dendrite de fază  $\chi$  neafectate de tratamentul termic.

Față de călirea simplă (figura 6.2, planșa VI) structura e mai fină, cu constituenții structurali relativ uniform dispersați. Constituentul acicular este însă mai clar delimitat și precipitări-le de fază  $\chi$ , în cantitate mai mare decât în cazul precedent (figura 6.24.). Se pare că structura este lipsită de amestec mecanic eutectoid ( $\alpha + \gamma_2$ ) și concluziile capitolelor 6.2. ... 6.4. conduc la ideea că încălzirea la  $T_2 = 650^\circ C$  stimulează mai mult separările fazei  $\chi$  decât ale fazei  $\gamma_2$ . Absența fazei  $\gamma_2$  coroborată cu o martensită elab aliată, asigură o fragilitate mai redusă materialului.

După călirea dublă  $C_1 300^\circ C + C_2 650^\circ C$  structura se prezintă cu un caracter acicular mai pregnant, acele fiind martensita  $\beta'$  care s-a separat în jurul ei soluție solidă  $\alpha$  și conține precipitări de fază  $\chi$  și eventual precipitări de fază  $\gamma_2$ .

Comparând structura de călire  $C_1$  (figura 6.3.) cu structura obținută prin călire dublă  $C_1 C_2$  (figura 6.25.), se observă modificarea dimensională a acelor de martensită  $\beta'$ , evidențierea lor

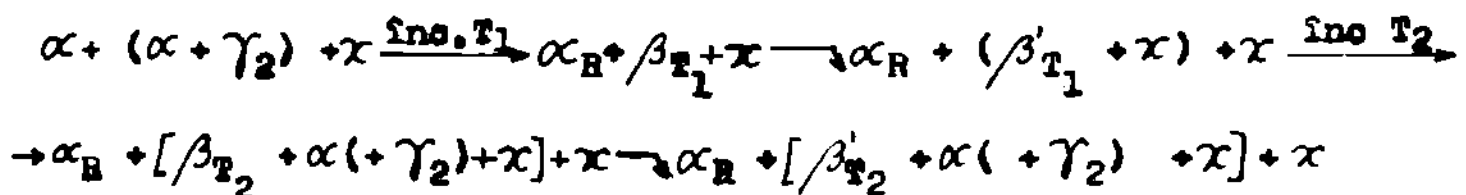


Fig. 6.24. Turnat +  $C_1 750^\circ C + C_2 650^\circ C$ . M.O. x 500



Fig. 6.25. Turnat +  $C_1 300^\circ C + C_2 650^\circ C$ . M.O. x 500

mai clară, datorită separărilor de soluție solidă  $\alpha$  în jurul lor, se pare că mecanismul transformărilor este următorul:



De fapt, în ultima paranteză ar trebui să se scrie:

$[\beta'_{T_2} + \chi + \alpha(+\gamma_2) + \chi]$ , dar la investigațiile cu microscopul optic nu se poate evidenția o separare a fazei  $\chi$  din fașa  $\beta_{T_2}$  în timpul călirii  $C_2$ . De asemenea, se poate constata o diminuare a cantității de soluție solidă  $\alpha$ , ceea ce pledează că durata de conținere de o oră la  $600^\circ C$  induce începerea transformării  $\alpha \rightarrow \beta$ .

La călirea dublă  $C_1 850^\circ C + C_2 650^\circ C$  se reduce și mai mult sonele de soluție solidă  $\alpha$  peritectoide deoarece se continuă transformarea  $\alpha \rightarrow \beta$  (la încălzirea la  $T_1$ ). În consecință, în timpul încălzirii la  $650^\circ C$  se va separa o cantitate sporită de soluție solidă  $\alpha$  la limita acelor de martensită  $\beta'$ . Se precizează că prin ace de martensită se înțelege aici o structură complexă formată din martensită  $\beta'$ , precipitări  $\chi$  și eventuale tendințe de separare a fazei  $\gamma_2$  sub formă de precipitări foarte fine (figura 6.26.).



Fig. 6.26. Turnat +  $C_1 850^\circ C + C_2 650^\circ C$ . M.O. x500



Fig. 6.27. Turnat +  $C_1 900^\circ C + C_2 650^\circ C$ . M.O. x500  
crește

Dacă temperatura  $T_1$  a primei căliri în continuare, se pare că se modifică ponderea transformărilor la încălzirea la  $T_2$ . Astfel de la varianta  $C_1 900^\circ C + C_2$  începând (figura 6.27.) se obțin structuri cu ace olar reliefate. La încălzirea la  $T_1$  se transformă practic complet  $\alpha$  în  $\beta$ , ca la reîncălzirea la  $T_2 = 650^\circ C$ , ea să se separe la limita acelor  $\beta'$ , ceea ce permite evidențierea ușoară a acelor în urma unui atac metalografic de corosiune. Din contră, se pare că reacția  $\beta \rightarrow \alpha + \gamma_2$  se realizează într-o măsură din ce în ce mai mică, fapt care se explică și prin histereaisul transformării eutectoide sesizat prin analiza dilatometrică. În schimb transformările sînt dirijate spre seaprări de fază  $\chi$ . Începînd cu  $T_1 = 900^\circ C$  cîștigă pondere și dizolvarea fazei  $\chi$  în  $\beta_{T_1}$  ceea ce în final conduce la separări mai multe și de dimensiuni mai mari ale fazei  $\chi$  în  $\beta'_{T_1}$  respectiv  $\beta'_{T_2}$ , dar și la separări ale fazei  $\chi$  în

soluția solidă  $\alpha$ .

După călirea dublă de la  $950^{\circ}\text{C}$ , tratată și în capitolule 6.2. și 6.4. structura se prezintă cu ace de martensită cu precipitări de  $\chi$  în  $\beta'$  dar și în soluția solidă  $\alpha$  precum și cu urme de dendrite nedizolvate ale fazei  $\chi$  (figurile 6.23. și 6.13.) și cu granulație fină. Se repetă că marea cantitate de precipitări este rezultatul modificării compoziției chimice ale fazei  $\beta_{11}$  și implicit ale fazei  $\beta'_{11}$ . Dizolvarea, într-o măsură mai mare a dendritelor fazei  $\chi$  atrage după sine îmbogățirea fazei  $\beta$  în Ni, Fe și Al.

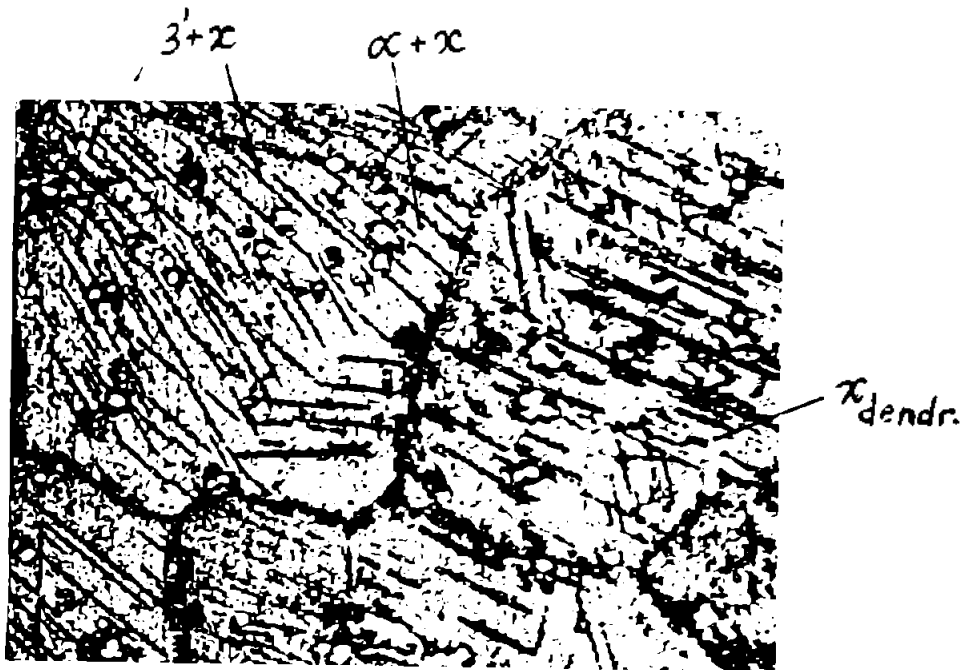


Fig.6.23. Turnat +  $C_1 950^{\circ}\text{C}$  +  $C_2 650^{\circ}\text{C}$ . M. O. x500



Fig.6.29. Turnat +  $C_1 1000^{\circ}\text{C}$  +  $C_2 650^{\circ}\text{C}$ . M. O. x500



La varianta  $C_1 1000^\circ C + C_2 650^\circ C$  structura se prezintă cu granulație mai mare (figura 6.29.) cu faza  $\chi$  aproape complet dizolvată. Evident că la probele turnate s-au găsit zone în care faza  $\chi$  a fost complet dizolvată dar și zone cu dendrite mai grosolane care nu s-au dizolvat, durata de menținere folosită fiind numai de 60 de minute.

O cantitate mai mare de dendrite  $\chi$  dizolvate conduce la separări de  $\chi$  în cantitate mai mare atât în timpul răcirii de la  $1000^\circ C$  cât și în timpul reîncălzirii și menținerii la  $650^\circ C$ . Totodată acest ciclu termic creează condiții pentru producerea coalescenței precipitațiilor fazei  $\chi$ .

### 6.6. Modificări structurale induse prin revenire joasă a probelor călite dublu

Aplicând metoda răcirilor succesive au fost călite dublu  $C_1 T_1 + C_2 650^\circ C$  iar apoi supuse revenirii joase D  $150^\circ / 1,5h$ /aer probe de fracțiune și de reziliență. Ultimele au fost investigate metalografic. Investigațiile microstructurale au început pe o probă călită incomplet de la  $650^\circ C$ , care a fost supusă revenirii joase la  $150^\circ C$ , pentru a studia influența revenirii joase asupra structurii de călire incompletă.

În comparație cu microstructura probei călite incomplet de la  $650^\circ C$  (figura 6.22.), transformările induse prin revenire joasă sînt minime și constau în principal în accentuarea caracterului de amestec mecanic eutectoid, în zonele de culoare închisă (figura 6.30.).

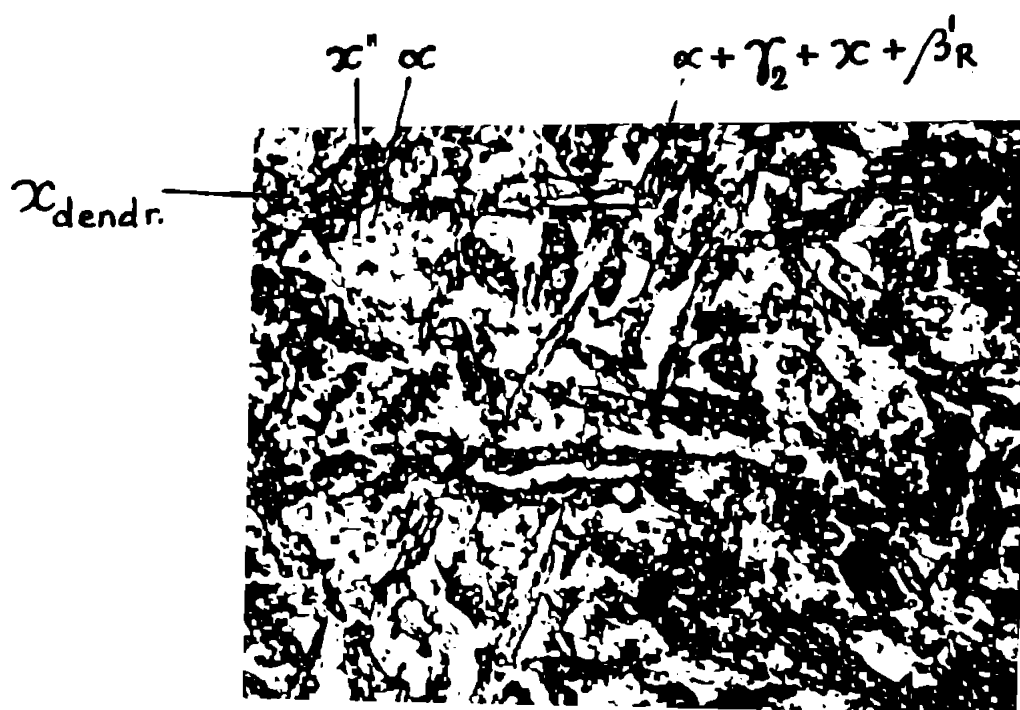


Fig.6.30. Turnat +  $C_2 650^\circ C + D 150^\circ C$ . M.O. x 500

Proba tratată termic  $C_1 700^\circ C + C_2 650^\circ C + D 150^\circ C$  prezintă o structură fină (Figura 6.31.), în care caracterul molecular al structurii este mai pronunțat decât după călirea dublă  $C_1 700^\circ C + C_2 650^\circ C$  (Figura 6.23.). În figura 6.31. se deslușesc și zone de soluție solidă  $\alpha$  proeutectoidă cu precipitații de fază  $\chi$ . În apropierea de lozodori se observă și celelalte soluții solide  $\alpha$  rezultate din  $\beta'$  și accoarte subțiri, de culoare închisă și care sunt eterogene, care se află într-un domeniu de  $\alpha$ . Acest domeniu este  $\beta' + \chi + \gamma_2$ . Faza  $\gamma_2$  dendritică nu este afectată de tratamentul termic.

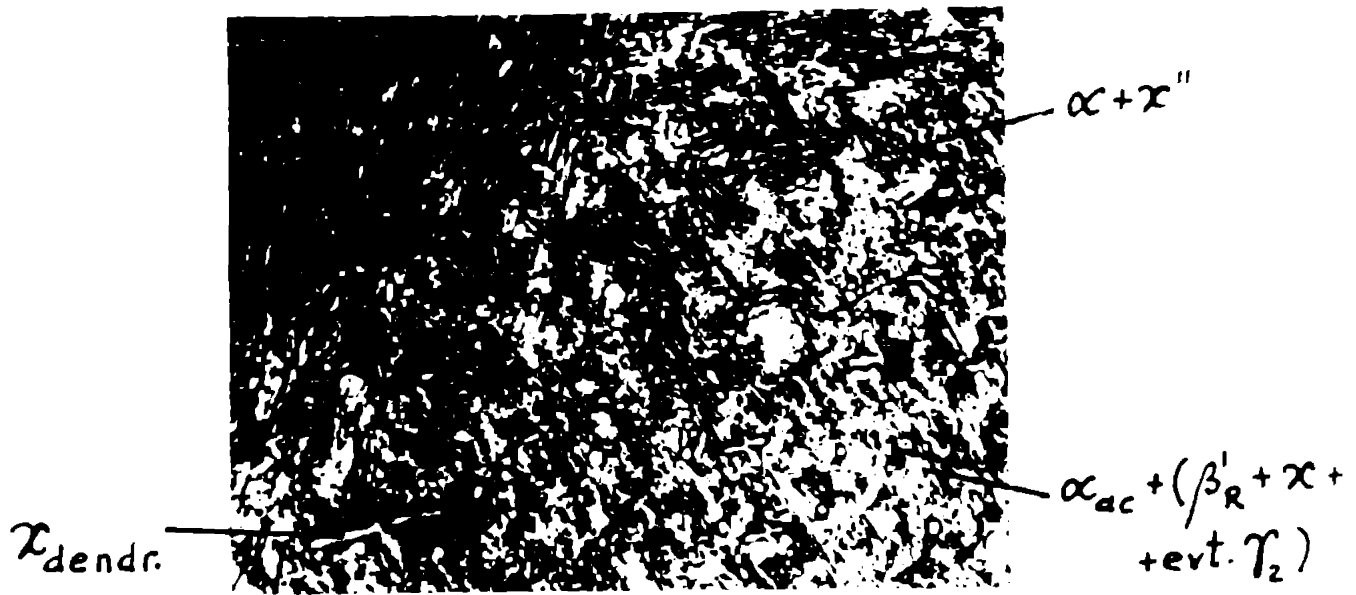


Fig. 6.31. Furnat +  $C_1 700^\circ C + C_2 650^\circ C + D 150^\circ C$ . (M.). x1000

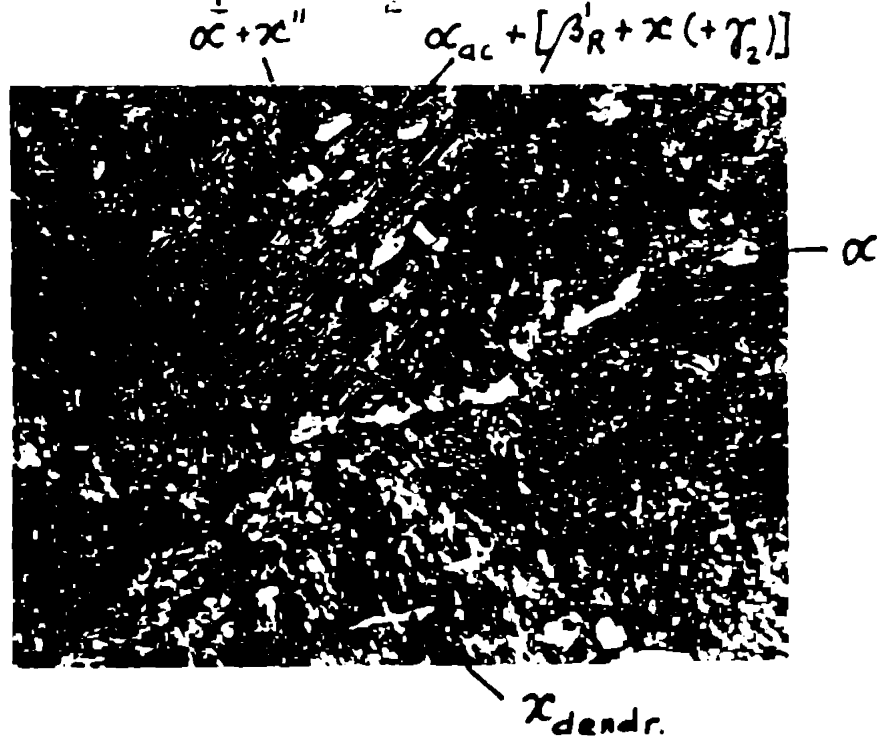


Fig. 6.32. Furnat +  $C_1 750^\circ C + C_2 + D$ . (M.). x1000

Varianta  $C_1 750^\circ C + C_2 + D$  conduce la o structură cu caracter acicular și mai pronunțat (figura 6.32.) structură care seamănă cu cea a probei călitate dublu  $C_1 800^\circ C + C_2$  (figura 6.25.).

Se apreciază că revenirea joasă la  $150^\circ C$  conduce la o separare ceva mai pronunțată a soluției solide  $\alpha$  din acele de  $\beta'$ , ceea ce permite o mai clară evidențiere a lor prin atac metalografic. Revenirea joasă contribuie și la creșterea precipitărilor, fie prin fenomene de coalescență, fie prin cristalizare eterogenă a fazei  $\chi''$  separată din soluția solidă  $\alpha$ .

Aceste fenomene se observă și la proba tratată termic după ciclul  $C_1 800^\circ C + C_2 650^\circ C + D 150^\circ C$  (figura 6.33.)

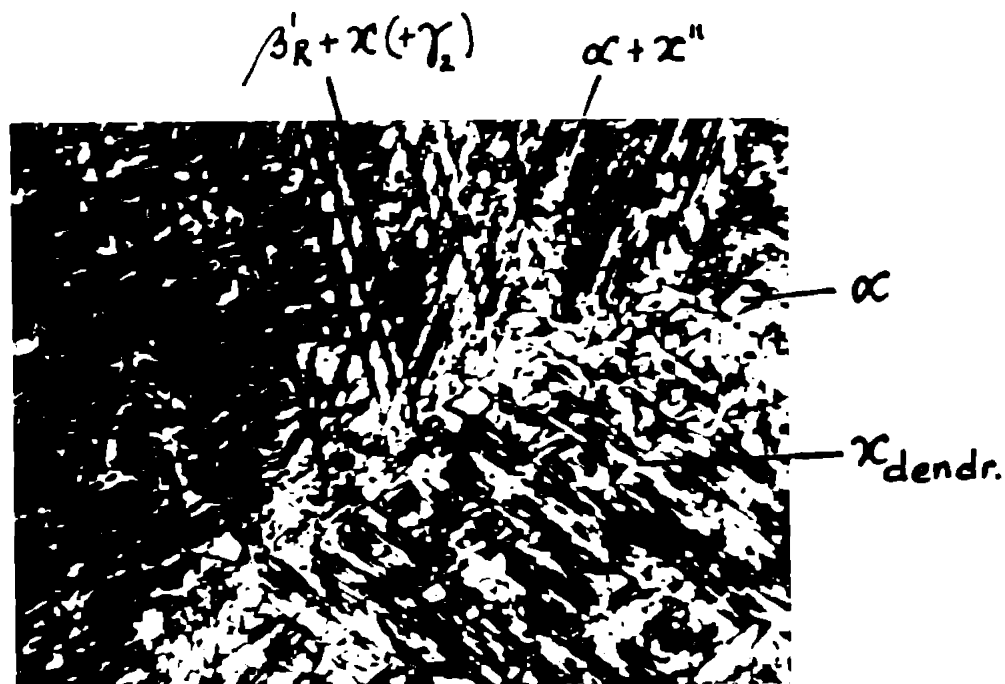


Fig. 6.33. Furnat +  $C_1 800^\circ C + C_2 + D$ . M.O. x500

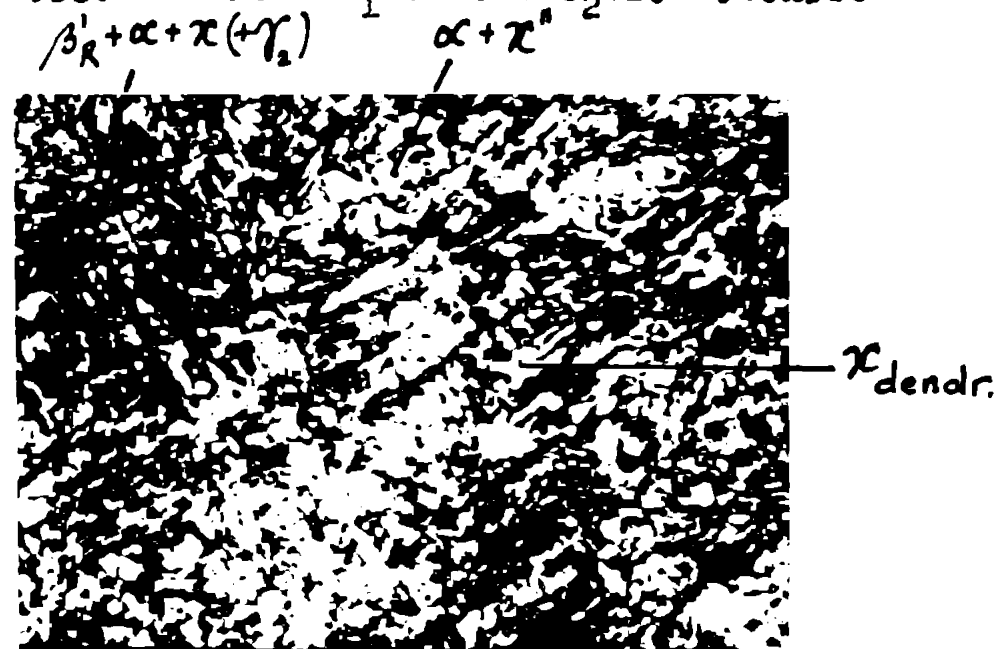


Fig. 6.34. Furnat +  $C_1 650^\circ C + C_2 + D$ . M.O. x500

Începînd cu varianta  $C_1 850^\circ C + C_2 + D$  se schimbă uşor influenţa revenirii joase asupra structurii.

Dacă proba tratată termic  $C_1 850^\circ C + C_2 + D$  (figura 6.34.) seamănă foarte mult cu proba tratată  $C_1 850 + C_2$  (figura 6.26.) avînd doar o cantitate mai mare de precipitări  $\chi$ , la probele tratate termic cu variantele  $C_1 900^\circ C + C_2 + D$ ,  $C_1 950^\circ C + C_2 + D$  şi respectiv prin  $C_1 1000^\circ C + C_2 + D$  (figurile 6.35., 6.36., 6.37., 6.38.,) se constată estomparea caracterului acicular în comparaţie cu probele tratate  $C_1 900^\circ C + C_2$ ,  $C_1 950^\circ C + C_2$  respectiv  $C_1 1000^\circ C + C_2$  (figurile 6.27., 6.28. şi 6.29.).

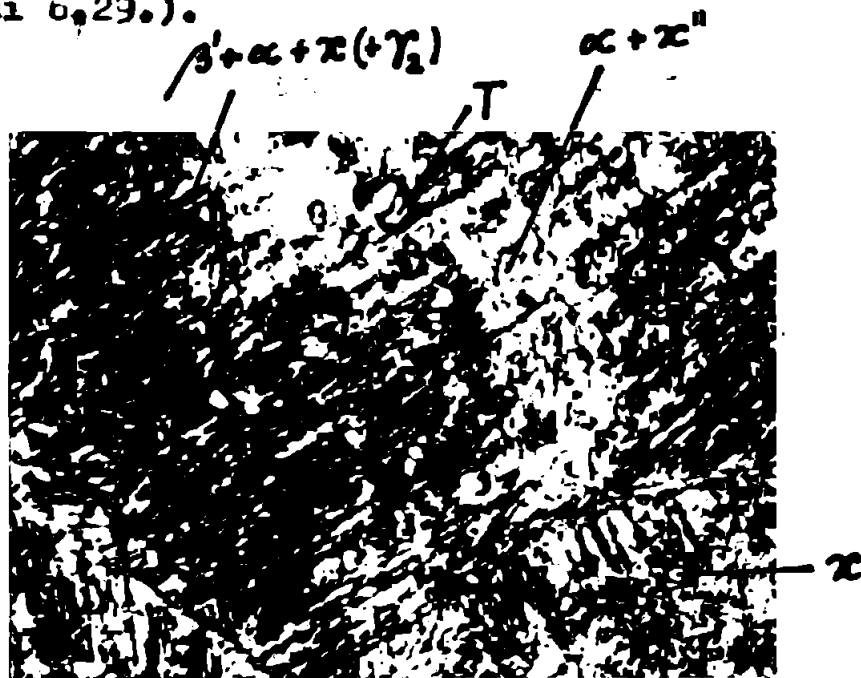


Fig. 6.35. Turnat +  $C_1 900^\circ C + C_2 + D$ . M.O. x 500

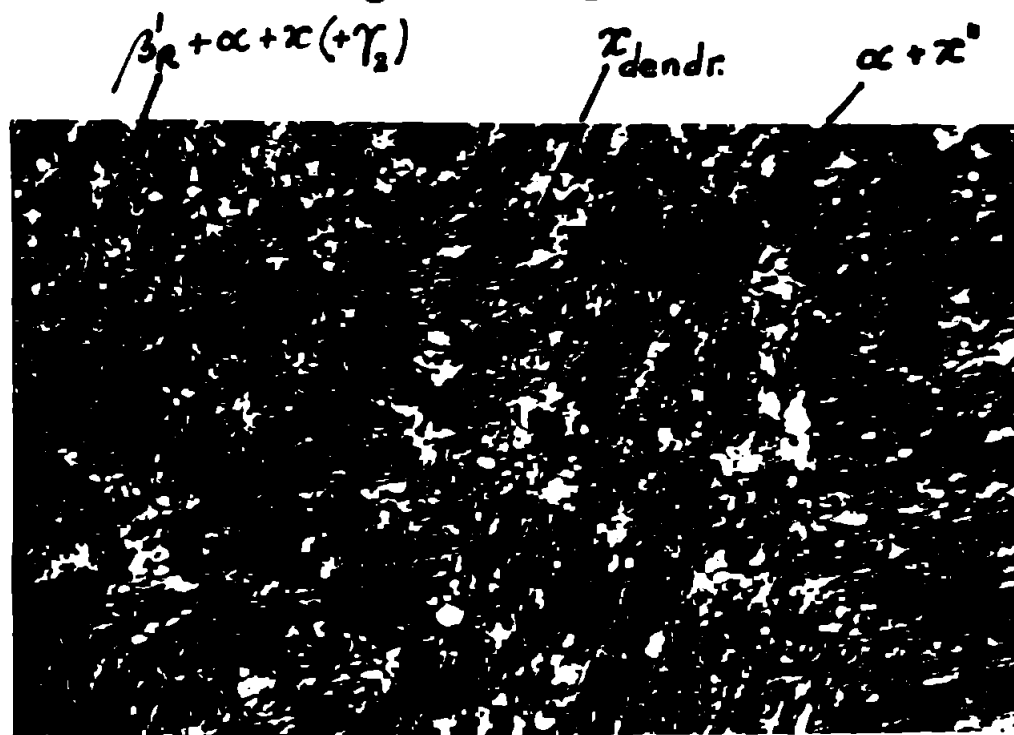


Fig. 6.36. Turnat +  $C_1 950^\circ C + C_2 + D$ . M.O. x 500

Analizând figurile 6.35. ... 6.38 se constată creșterea lungimii formațiunilor aciculare, ceea ce se datorează creșterii granulației și dimensiunilor acelor de martensită  $\beta'$  odată cu creșterea temperaturii  $T_1$  de călire. De asemenea se constată creșterea numărului și dimensiunilor precipitațiilor de fază  $\alpha$ , mai ales în variantele  $\text{C}_1 350^\circ\text{C} + \text{C}_2 + \text{D}$  și  $\text{C}_1 1000^\circ\text{C} + \text{C}_2 + \text{D}$ , deoarece în  $\beta_{T_1}$

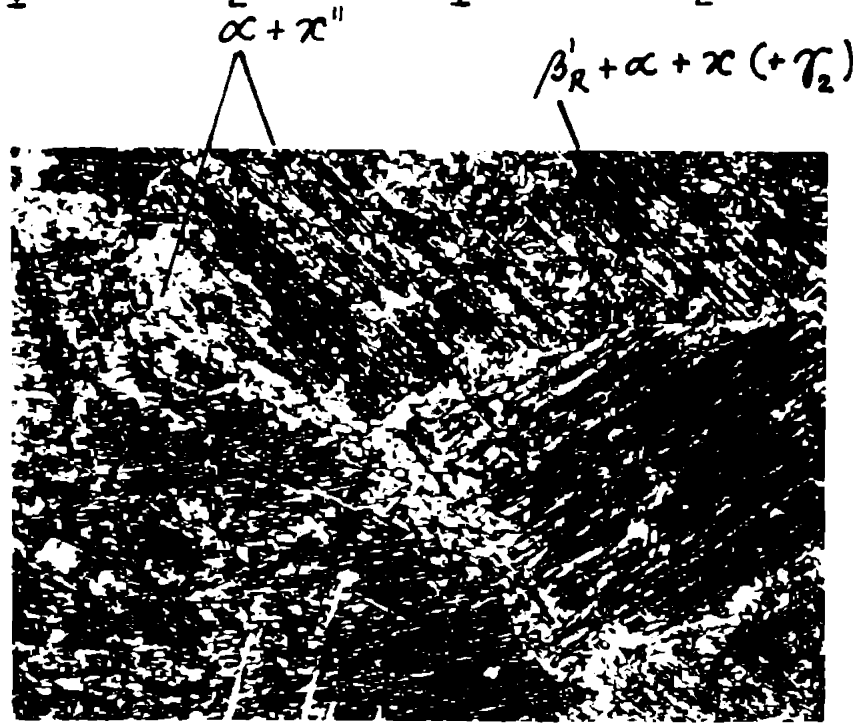


Fig. 6.37. Turnat +  $\text{C}_1 1000^\circ\text{C} + \text{C}_2 + \text{D}$ . M.O. x500

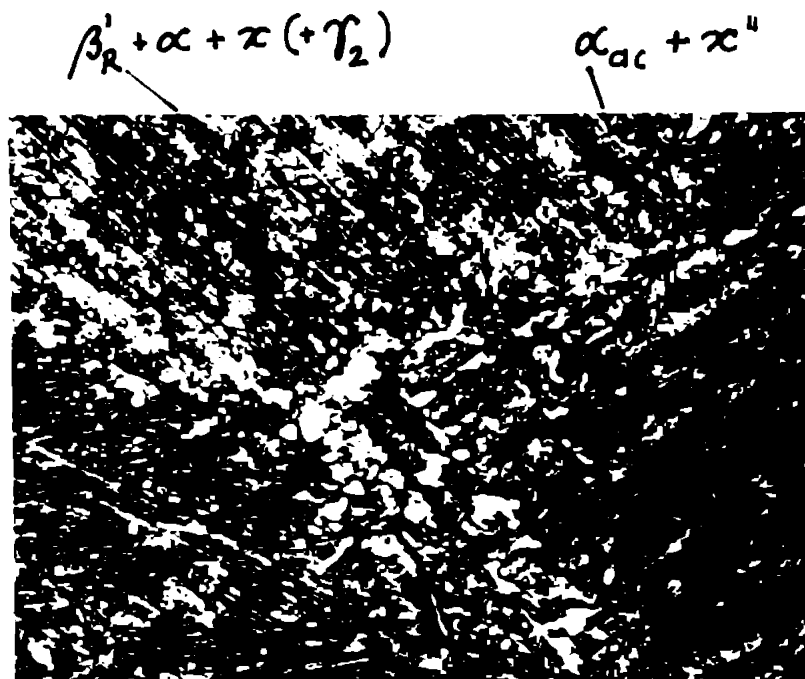


Fig. 6.38. Turnat +  $\text{C}_1 1000^\circ\text{C} + \text{C}_2 + \text{D}$ . M.O. x1000

s-a dizolvat faza  $\chi$ , și într-o măsură mai mare sau mai mică dendritele acestei faze. Estomparea caracterului acicular și intensificarea separărilor de fază  $\chi$  pledează entru o transformare  $\beta'_{650^{\circ}\text{C}} \rightarrow \beta' + \alpha + \chi$ . Desigur nu poate fi exclusă transformarea  $\beta' \rightarrow \alpha + \sqrt{2}$ , dar atât aspectul structurii (culoarea) cât și proprietățile mecanice obținute întăresc ipoteza că într-adevăr se stimulează separările fazei  $\chi$  și nu ale fazei  $\sqrt{2}$  care este puternic fragilizantă. Acest mecanism este cel mai clar evidențiat în figura 6.38., în care se observă apariția unei structuri fine  $\alpha + \chi (+ \sqrt{2})$  între ace.

Se poate conchide că revenirea joasă accentuează transformările induse prin călirea a două  $C_2$  prin avansarea separărilor de  $\alpha$  și  $\chi$ .

#### 6.7. Studiul variantei $C_1 950^{\circ}\text{C} + C_2 + D$ . Termociclarea

Proprietățile mecanice bune, obținute prin varianta  $C_1 950^{\circ}\text{C} + C_2 + D$  au condus la studiul mai amănunțit al acesteia prin analiza efectului creșterii duratelor de menținere respectiv a repetării acestui ciclu conform variantelor prezentate în figurile 3.9., 3.10 și 3.11.

În figura 6.39. se prezintă microstructura bronzului studiat tratat termic în varianta  $C_1 950^{\circ}\text{C}/60\text{min}/\text{H}_2\text{O} + 10\% \text{NaCl} + C_2 650^{\circ}\text{C} / 60\text{ min}/\text{H}_2\text{O} + 10\% \text{NaCl} + D 150^{\circ}\text{C}/90\text{ min}/\text{aer}$ , similară celei din figura 6.36., dar la o mărime mai mare.

Ciclul  $C_1 C_2 D(4)$ , conform figurii 3.9. se caracterizează prin aceeași temperaturi  $T_1 = 950^{\circ}\text{C}$ ;  $T_2 = 650^{\circ}\text{C}$ ;  $TD = 150^{\circ}$  dar prin durate de menținere de 4 ore. Se constată că varianta  $C_1 C_2 D(4)$  conduce la o structură cu caracter acicular, mai grosolană chiar decât structura obținută prin varianta  $C_1 1000^{\circ}\text{C} + C_2 + D$  (figura 6.38.). Spre deosebire de varianta  $C_1 1000^{\circ}\text{C} + C_2 + D$  structura probei tratate în varianta  $C_1 C_2 D(4)$  este practic lipsită de fază  $\chi$  dendritică, cu toate că pentru figura 6.40. s-a ales o zonă care demonstrează că nici după 4 ore de menținere nu se dizolvă complet dendritele de dimensiuni mari ale acestei faze. De asemenea se constată că precipitățile de fază  $\chi$  sînt de dimensiuni mai mari și cu o formă globulară. Fotodată în soluția solidă  $\alpha$  se sesizează mai puține precipitări, dar de dimensiuni mai mari, ceea ce indică fenomene de coalescență mai intense și o descompunere a coelor de  $\beta'$ , care capătă aspectul unei martensite de revenire din oțeluri.

Durata de menținere de 8 ore, efectuate în varianta  $C_1C_2D(3)$  conform figurii 3.9., conduce la dizolvarea completă a fazei  $\chi$  dendritice (figura 6.41.) dar în consecință apar precipitări în cantitate mare ale acestei faze în soluția solidă  $\alpha$  care capătă aspect de amestec mecanic. Se sesizează trecerea parțială a formațiunilor aciculare, formate din ace subțiri de  $\beta'$  înconjurato de ace de soluție solidă  $\alpha$  mai late, spre un amestec  $\alpha + \chi (+ \sqrt{2})$  în care se sesizează creșterea și globulizarea fazei  $\chi$ .

Varianta  $2C_1C_2D(4)$  totalizează aceeași durată totală de menținere ca și varianta  $C_1C_2D(3)$ , dar repetarea ciclurilor conduce la o structură în care transformările structurale se observă în special la nivelul acelor  $\beta'$  care se descompun în amestec mecanic și aspectul lor devine tip "troostită" (figura 6.42.).

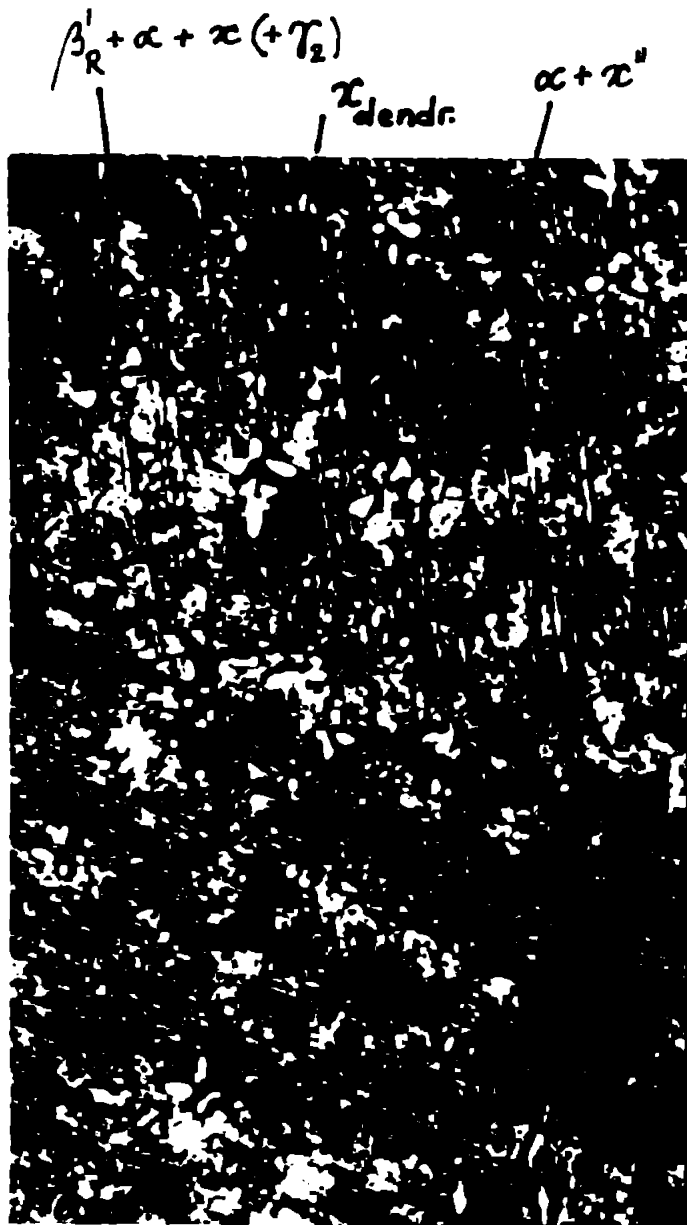


Fig. 6.39. Turnat +  $C_1$  950° C / 60 min +  $C_2$  650° C / 60 min + D 150° / 30 min  
M.O. x 1000



Fig. 6.40. Turnat +  $C_1C_2D(4)$ .  
M.O. x 500



Fig. 6.41. Furnat +  $C_1C_2D(0)$ .  
M.O. x500

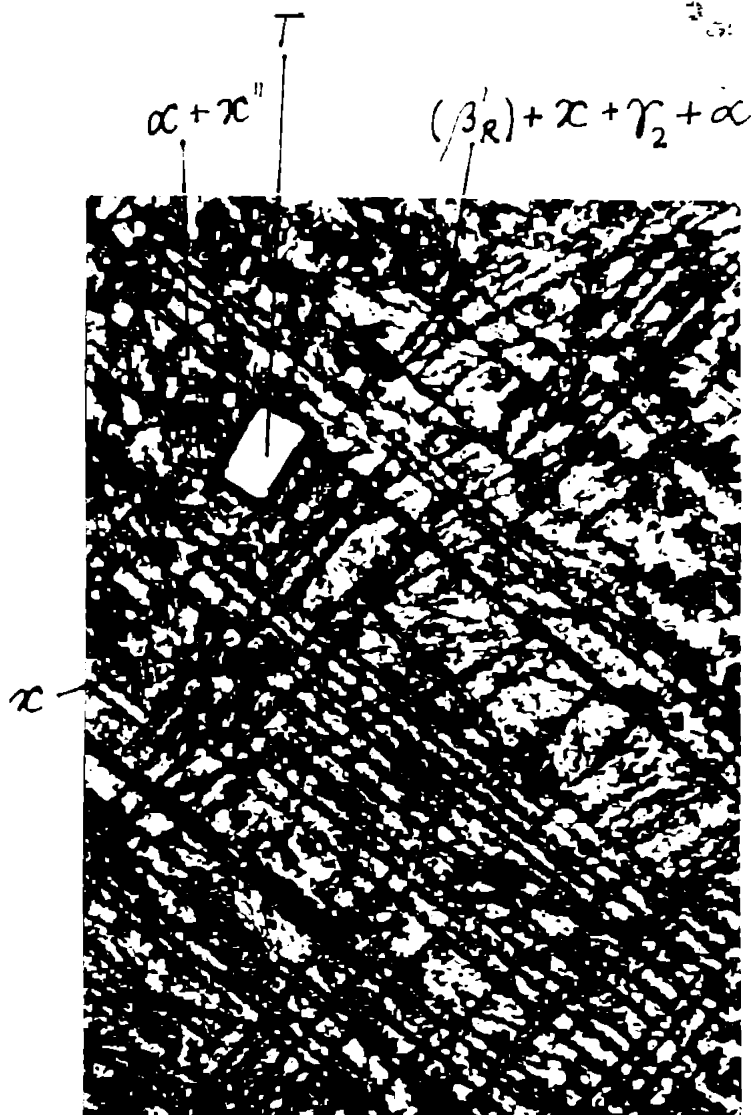


Fig. 6.42. Furnat +  $2C_1C_2D(4)$ .  
M.O. x500

Intre ace, structura este formată din soluția solidă  $\alpha$  cu precipitări de fază  $\alpha$ . Dendritele fazei  $\alpha$  nu mai apar decât izolat.

Structura interesantă oferă varianta  $2C_1C_2D(8)$  efectuată conform ciclogramii din figura 3.9., prin faptul că soluția solidă  $\alpha$  separată din acele de  $\beta'$  își păstrează caracterul acicular pe când acele de martensită se descompun într-un amestec mecanic cu fase globulare, (figura 6.43.). Aceste transformări sînt vizibile în special în acele de dimensiuni mari. Se reamintește ipoteza că la varianta de tratament termic  $C_1C_2D$  cu temperaturi  $T_1$  ridicate, se stimulează separările de fază  $\alpha$ , mai puțin transformarea cu octoidă  $\beta \rightarrow \alpha + \gamma_2$ . Caracteristicile mecanice bune obținute în aceste stări pledează pentru o cantitate mică a constituentului  $\gamma_2$  care este puternic fragilizant. Se observă că precipitățile din soluția solidă  $\alpha$  dar și din ace au o tendință mărită de coalescență. Dimensiunea mare a acelor se explică prin duratele mari de menținere (3+3 ore) la



950°C. Se precizează că odată cu creșterea duratelor de menținere se dizolvă tot mai mult dendritele de fază  $\chi$ . Urmele nedizolvate ale dendritelor grosolane pot fi întilnite chiar și la varianta  $2C_1C_2D(3)$ .



Fig. 6.43. Turnat+ $2C_1C_2D(3)$ .  
M.O. x 500



Fig. 6.44. Turnat+ $DC_2C_1C_2D(4)$ .  
M.O. x 500

Varianta  $DC_2C_1C_2D(4)$  efectuată conform ciclogramei din figura 3.10. conduce la o structură asemănătoare cu cele prezentate mai sus, dar cu caracterul acioular estompat și zone cu aspect de amestec mecanic (asemănătoare cu "eutectoidul nou" obținut la re-coacere pendulară mpV). Ea este prezentată în figura 6.44.

Varianta  $C_1C_2DC_2D(4)$ , efectuată conform ciclogramei din figura 3.11., conduce la o structură similară celei obținute prin varianta  $C_1C_2D(4)$  (figura 6.40.) și este prezentată în figura 6.45. Spre deosebire de figura 6.40. se constată mai multe precipitări de fază  $\chi$  în soluția solidă  $\alpha$ , ca efect al repetării ciclului  $C_2+D$ .

Se poate conchide că duratele mai de menținere la  $T_1=950^\circ C$

conduc.

73

la dizolvarea practic completă a dendritelor de fază  $\alpha$ , iar duratele mari de menținere la celelalte nivele ( $T_2; D$ ) conduc la coalescența precipitărilor de fază  $\alpha$ . Repetarea ciclurilor de tratament termic conduce la accentuarea acestor transformări.

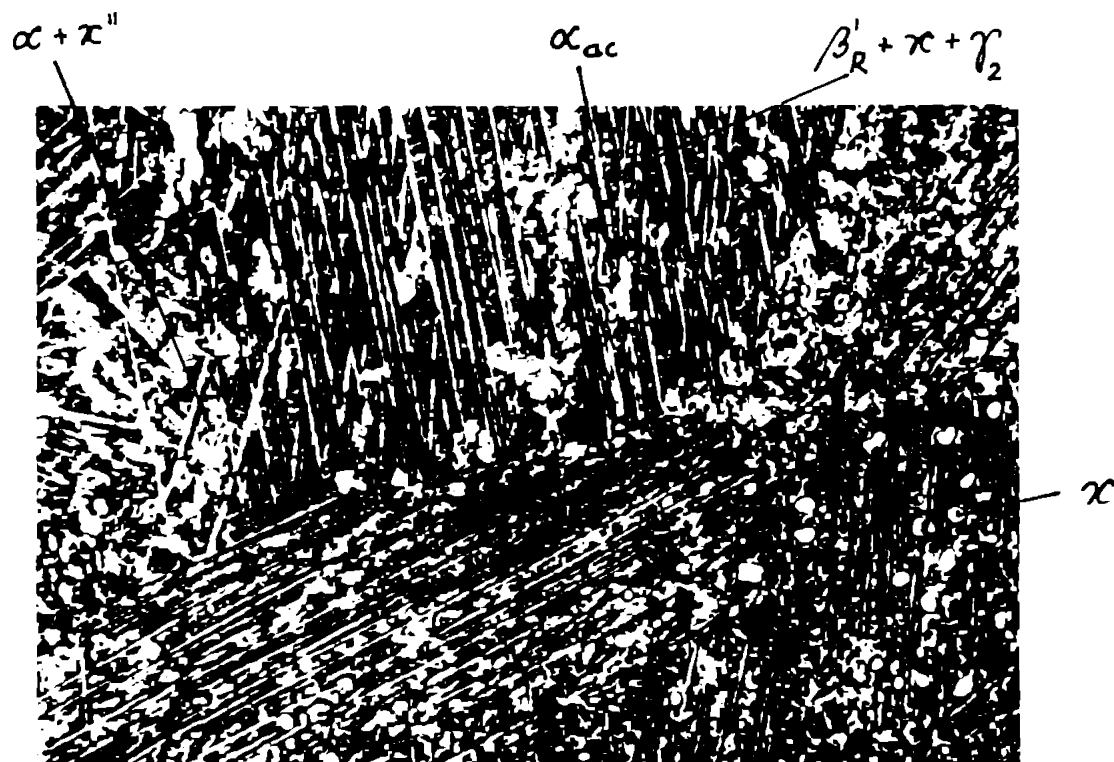


Fig.6.45. Turnat+0,1C,2DC,2D(4). M.O.x500

Se conchide că variantele de termociclare conduc la separări de soluție solidă  $\alpha$  la limita acelor de martensită, la stimularea separărilor fazei  $\alpha$ , la frinarea apariției fazei  $\gamma_2$  și la tendințe de descompunere a martensitei  $\beta'$  în  $\alpha + \alpha''$ .

#### 6.0. Metoda călirilor succesive aplicată probelor călitate și revenite la 400°C

Pentru a rotunji imaginea formată despre transformările structurale care au loc la călirea simplă urmată de revenirea bronzurilor de aluminiu, mai ales în privința posibilității de dispariție a fragilității mari asociată într-o asemenea stare s-a aplicat metoda călirilor succesive. Parametrul experimentului a fost temperatura  $T_1$  de călire (700, 750, 800, 850, 900, 950°C) la o durată de menținere de 60 de minute, mediu de călire  $H_2O + 10\% NaCl$ . Revenirile au fost efectuate la 400°C/4 ore / aer. O parte din probele de reziliență au fost supuse și investigațiilor metalografice. Astfel, s-au spicuit probe călitate de la 700, 750 și 950°C și revenite. Micro-

structurile acestor probe sînt redat e in figurile 6.46....6.48.



$\chi_{dendr.}$   
Fig. 6.46. Furnat + 0700°C/60min/  
H<sub>2</sub>O + 10% NaCl + revenire 400°C/  
4 ore/aer. M.O. x500



Fig. 6.47. Furnat + 0750°C +  
revenire 400°C. M.O. x500

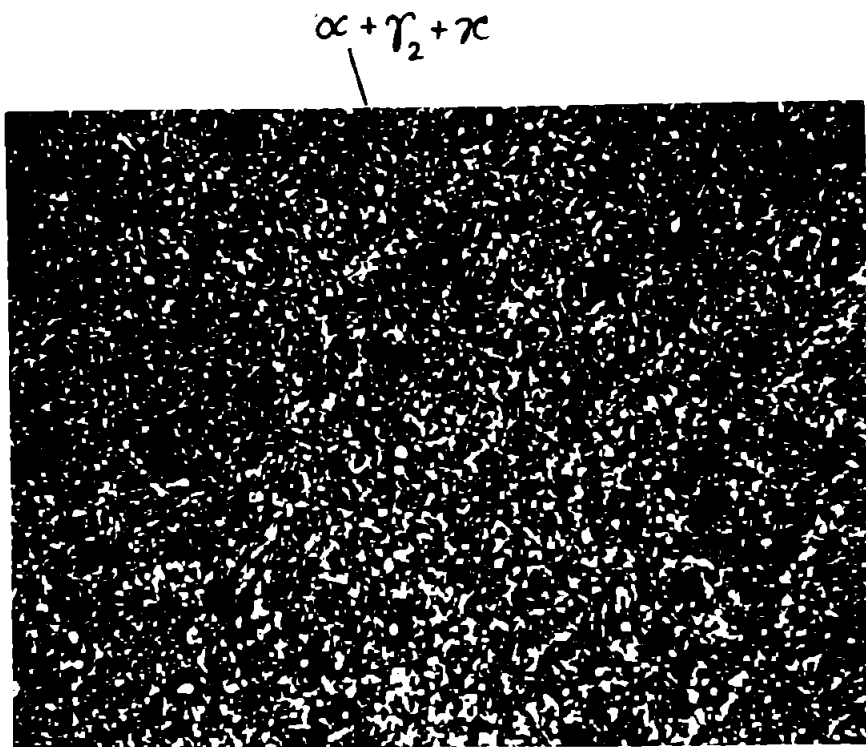


Fig. 6.48. Furnat + 0950°C + revenire 400°C/  
4 ore. M.O. x1000

Analizând microstructurile prezentate se constată existența unei abundențe de precipitări foarte fine  $\alpha + \gamma_2 + \chi$  mai închise la culoare și zone de soluție solidă  $\alpha$  cu fine precipitări de  $\chi$  (figurile 6.46. și 6.47.). Microstructura probei călitate de la 350°C nu mai prezintă zone de soluție solidă  $\alpha$  proeutectoidă ci o structură cu fazele  $\chi$  și  $\gamma_2$  uniform distribuită în soluția solidă  $\alpha$ . După cum era de așteptat cu creșterea temperaturii de călire se înregistrează micșorarea pînă la dispariție a soluției solide  $\alpha$  proeutectoidă. Fragilitatea mare a materialului în această stare este pusă pe seama precipitărilor fine ale fazei  $\chi$ , dar mai ales pe seama prezentei fazei  $\gamma_2$ .

### 6.9. Concluzii

Se consideră că analiza metalografică efectuată a condus la precisarea transformărilor structurale care apar în timpul tratamentelor termice aplicate bronzului CuAl10Fe4Ni4Mn1Ti.

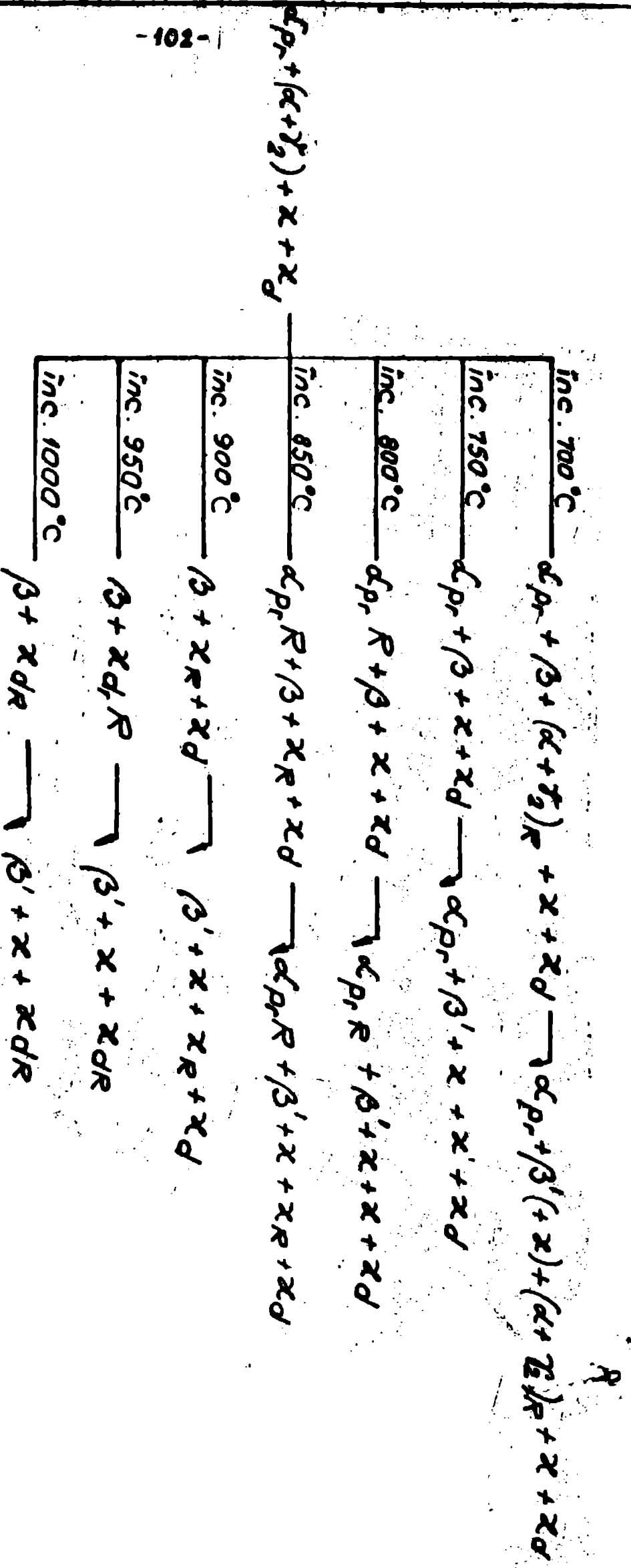
În parte, rezultatele confirmă sumarele date bibliografice, iar mecanismele transformărilor structurale evidențiate la revenirea bronzurilor călitate sînt mult mai complexe decît cele prezentate în literatura de specialitate. Totodată, transformările la călire și "revenirea" la 650°C sînt privite dintr-un punct de vedere original.

Transformările structurale observate în timpul tratamentelor de termociclare sînt contribuții originale.

Astfel, s-a demonstrat obținerea unei structuri martensitice prin călire, prin microscopie electronică au fost confirmate datele bibliografice privind separarea fazei  $\chi$  în interiorul acelor martensitei  $\beta'$  în timpul călirii. Prin metoda călirilor succesive s-a evidențiat mecanismul transformării la călire, natura și cantitatea constituenților structurali fiind în dependență de nivelul temperaturii de încălire. Reacțiile de transformare induse prin călire sînt prezentate în figura 6.49. Se precizează că investigațiile cu microscopul electronic au arătat existența fazei  $\beta_1$  cu rol de "austenită residuală" între acele de  $\beta'$ . Prezența ei se va subînțelege în reacțiile prezentate în figura 6.49.

Cu creșterea temperaturii de încălire s-a constatat:

- dispariția amestecului mecanic eutectoid, la 750°C;
- reducerea soluției solide  $\alpha$  proeutectoidă pînă la 850°C;
- dizolvarea fazei  $\chi$  și drept consecință creșterea cantității și dimensiunilor precipitărilor acestei faze în acele martensitei  $\beta'$ , de la temperaturi de 900°C.



- 102 -

Figura 6.49 Schema transformărilor structurale la călirea bronzului CuAl10Fe4Ni4Mn1Ti

$\alpha_{Pr}$  =  $\alpha$  proeutectoid ;  $x_D$  =  $x$  dendritic ; indicele R  $\rightarrow$  rămas netransformat)

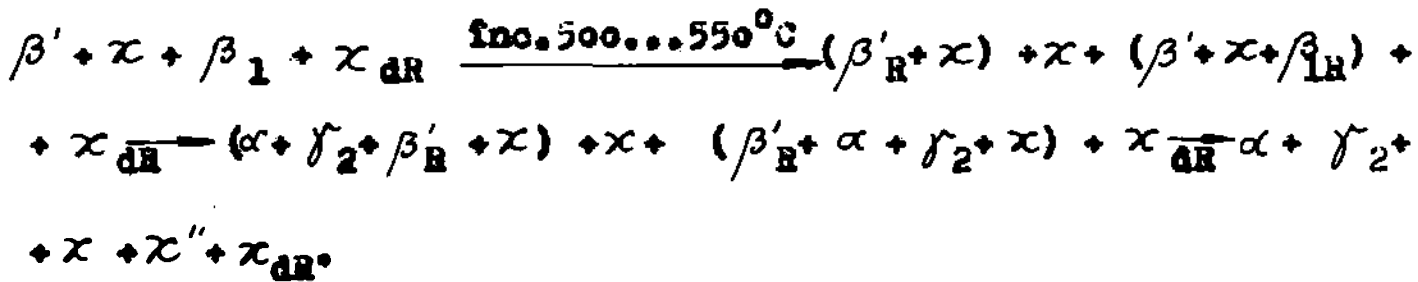
- creșterea granulației la temperaturi mai mari decât 900°C. Revenirea probelor turnate, călite de la 950°C provoacă transformări structurale care conduc la structuri de tip "troostitic" și "sorbitic" respectându-se următorul mecanism:

- separări de fază  $\chi$  în interiorul fazelor  $\beta'$  și  $\beta_1$  la 350°C și păstrarea aspectului martenitic.

- transformări  $\beta' + \chi \rightarrow \beta'_R + (\alpha + \gamma_2) + \chi$  și  $\beta_1 \rightarrow \beta_{1R} + \chi + \beta'$ , la 500°C;

- transformări  $\beta' + (\alpha + \gamma_2) + \chi \rightarrow (\alpha + \gamma_2) + \chi'' + \chi$ , la 550°C.

Sintetic, întregul proces poate fi scris în felul următor:



Călitura de la 1000°C după o menținere de 120 de minute conduce la creșterea granulației și disolvarea mai completă a dendritelor fazei  $\chi$ . Acele de martenită conțin și în acest caz precipitări de fază  $\chi$ . Structura este martenitică.

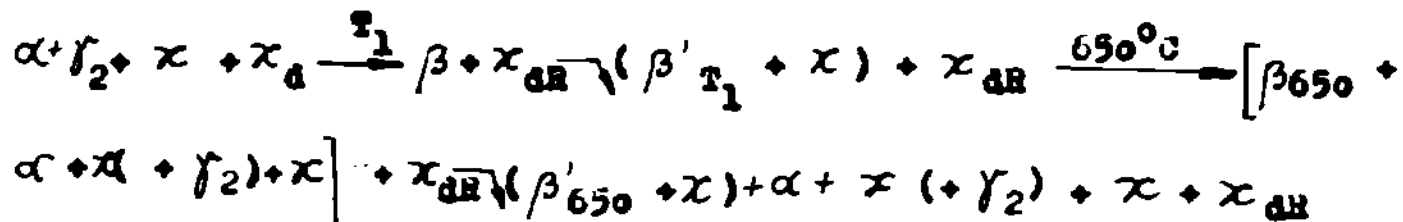
Revenirea probelor călite de la 1000°C provoacă transformări structurale după un alt mecanism:

-  $\beta' \rightarrow \alpha_{ac} + \beta'_R$ ;  $\beta' + \beta_1 \rightarrow (\beta_1 + \beta')_R + \chi + \gamma_2$  la 450°C în care  $\alpha_{ac}$  este  $\alpha$  acicular. În aceste relații au fost neglijate precipitățile fazei  $\chi$  și  $\chi_{dR}$  care nu suferă modificări.

-  $(\beta_1 + \beta')_R \rightarrow \alpha_{IG} + \alpha_{ac} + (\alpha + \gamma_2 + \chi)$ , la 550°C unde  $\alpha_{IG}$  este separat la limita de grunți.

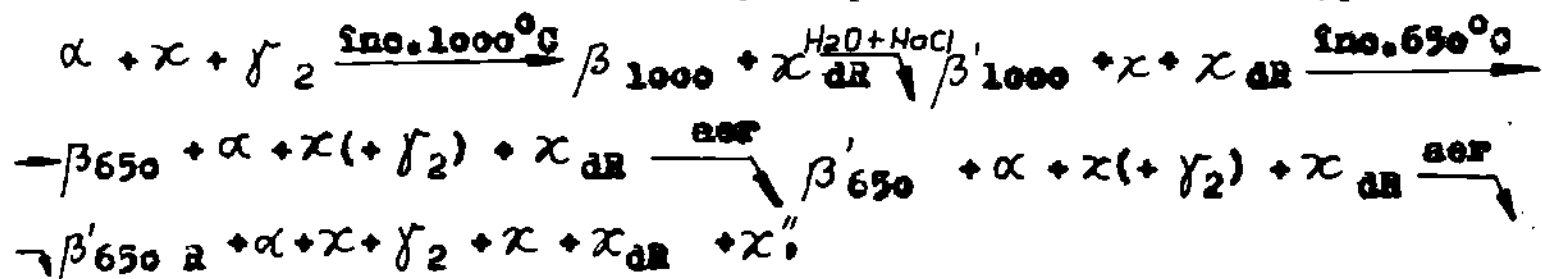
Se precizează că starea forjată + RpV4 având o structură mai apropiată de echilibru suferă mai intens transformările descrise, mai ales separările  $\alpha_{IG}$ .

"Revenirea" la 650°C sau mai exact călitura dublă a bronzului studiat provoacă reapariția unei structuri cu caracter acicular, cu multe precipitări de soluție solidă  $\alpha$  și separări de fază  $\chi$ . Mecanismul transformării este exprimat prin formula:



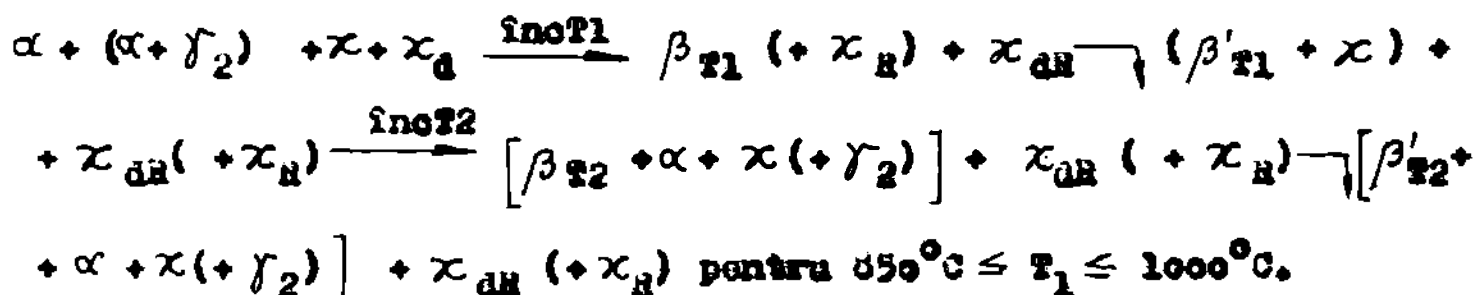
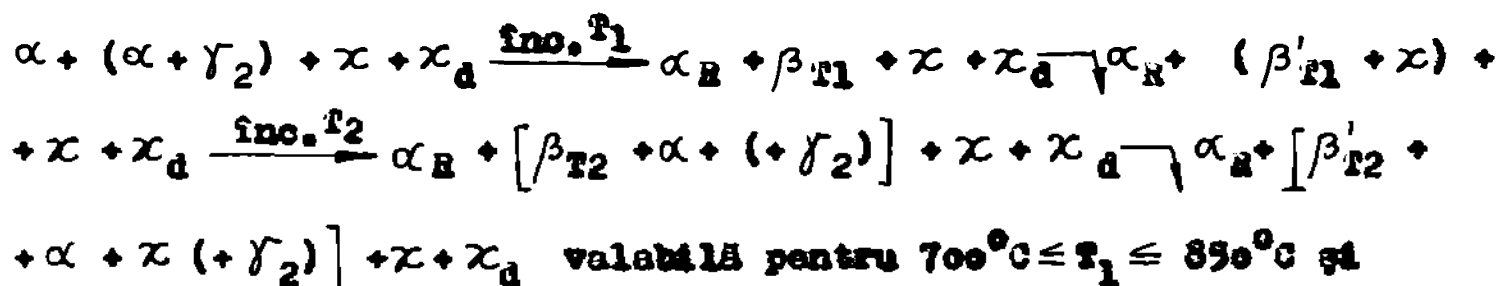
Rezultatele experimentale demonstrează că tratamentul de călire dublă stimulează separări de fază  $\chi$  și frinează apariția fazei  $\gamma_2$  fragilizante.

Răciră în aer de la  $650^\circ\text{C}$  provoacă transformarea:



adică răciră în aer conduce la apariția fazei  $\gamma_2$  în structură dar nu prin transformare eutectoidă ci în urma descompunerii martenitei  $\beta'$ . Reaparitia fazei  $\gamma_2$  va avea un efect puternic fragilizant.

Metoda călirilor succesive aplicată probelor călite dublu a permis elaborarea relațiilor generale de transformare, care descriu transformările:



Revenirea joasă la  $150^\circ\text{C}$  aplicată probelor călite dublu conduce la intensificarea separărilor de soluție solidă  $\alpha$  la limita acelor martenite  $\beta'$ , la avansarea descompunerii ei în  $\alpha + \chi (+ \gamma_2)$  și la separări de  $\chi''$  în  $\alpha$ . Analiza metalografică evidențiază și acum tendințe de stimulare a separărilor fazei  $\chi$  și a frinării apariției fazei  $\gamma_2$ .

Variantele de termociclare provoacă apariția unei structuri cu martenita  $\beta'$  în diverse stadii de descompunere, cu precipitări de fază  $\chi$  de formă globulară în soluția solidă  $\alpha$  cu tendință sporită de a croște prin coalescență și cu separări de soluție solidă  $\alpha$  în jurul martenitei  $\beta'$ . Se precizează că variantele de termociclare stimulează separările de fază  $\chi$  și frinează apariția fazei  $\gamma_2$ , fapt

evidențiat și prin analiză cu raze X (anexă figurile 5.17...5.19.).

Pentru uzul practic se recomandă structurile în care faza  $\mathcal{T}_2$  este în cantitate redusă și dendritele fazei  $\mathcal{X}$  dizolvate, deci cele obținute prin variante  $C_1C_2D$  și termociclare. Termociclarea  $2C_1C_2D(\delta)$  conduce la cea mai avantajoasă structură, cu separări maxime de  $\alpha$ , cu dendritele fazei  $\mathcal{X}$  numai sub formă de urme și precipitări globulare de fază  $\mathcal{X}$ .



## CAPITOLUL 7

### PROPRIETĂȚI MECANICE ALE BRONZULUI CuAl10Fe4Ni4Mn1Ti

Proprietățile mecanice ale probelor turnate au fost modeste (tabelul 4.4.) în comparație cu datele bibliografice (tabelul 1.1.) consultate. În urma experiențelor efectuate, care au reliefat o strînsă corelație între microstructura și proprietățile mecanice ale bronzului studiat, s-au pus sub semnul întrebării datele publicate despre bronzurile de aluminiu complex aliate cu 4%Fe și 4%Ni. Bunele proprietăți mecanice menționate /59/ nu sînt în corelație cu structura formată din  $\alpha + \chi + \gamma_2$ .

Oricum, cercetările au fost îndreptate spre a găsi variante de tratament termic care să micșoreze fragilitatea bronzului studiat și în consecință să amelioreze proprietățile plastice, tenacitatea și să conducă la caracteristici de rezistență comparabile cu cele prezentate în literatura de specialitate. Variantele de tratament termic experimentate au fost prezentate în capitolele 3.2.2. și 3.2.3. Se precizează însă, că în centrul atenției au stat probele turnate, deoarece asupra acestora reecacerile pendulare au fost ineficiente (capitolul 4).

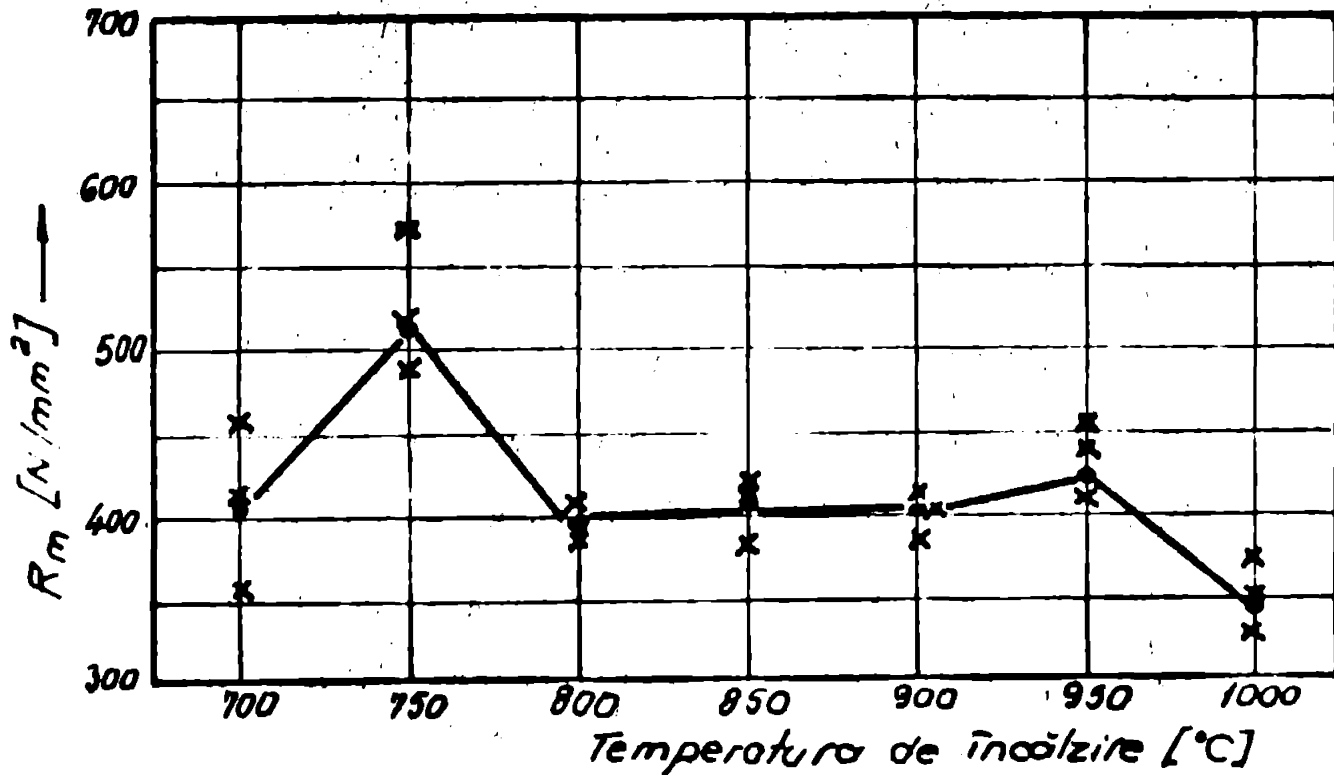
În investigațiile efectuate s-a pornit sistematic folosind metoda călirilor succesive la călire simplă, apoi la cea dublă, la variante C<sub>1</sub>C<sub>2</sub>D și la variantele de termociclare și complexe.

Se precizează că rezultatele experimentale au fost interpretate statistic iar valorile extreme au fost supuse testului Grubbs.

#### 7.1. Metoda călirilor succesive aplicată probelor călite simplu în intervalul 700...1000°C

Rezultatele încercărilor la tracțiune, încercărilor de încoviere prin șoc și încercărilor sclerometrice efectuate pe probe călite sînt prezentate în tabelele 7.1. ...7.4. și reprezentate în figurile 7.1. ... 7.4.

Analiza figurilor 7.1....7.4. evidențiază faptul că rezistența la rupere (fig.7.1.) proprietățile de plasticitate  $A_5$  și  $\delta$  (figura 7.2.) și proprietățile de tenacitate (figura 7.3.) variază similar funcție de temperatura de călire pe cînd duritatea se modifică invers proporțional (figura 7.4.), corelație ce indică un material fragil, cu tendință de a evolua spre ductil.



NOTĂ: x → valori experimentale  
• → media, respectiv media corectată

Fig.7.1. Rezistența la rupere a bronzului CuAlloFe4Ni4 în funcție de temperatura de cǎlire

Rezistența la rupere, caracteristicile de plasticitate și caracteristicile de tenacitate înregistrează un maxim pentru temperatura de cǎlire de  $750^{\circ}C$  asociat cu un minim al durității. Acest maxim se explică prin cantitatea mare de soluție solidă  $\alpha$  proeutectoidă și dispariția fazei  $\gamma_2$  (prezentă în structura probelor cǎlite de la  $700^{\circ}C$ ). În intervalul  $800-900^{\circ}C$  proprietățile mecanice sînt coborîte, valorile practic invariante cu excepția durității care este ridicată. Această constanță a valorilor este rezultatul unei interdependențe complexe între natura, cantitatea și forma constituenților structurali în acest interval de temperatură: cantitatea fazei  $\alpha$  scade cu creșterea temperaturii de cǎlire. Acest fapt este compensat de dizolvarea treptată a precipitărilor fazei  $\chi$ , apoi a dendritelor de fază  $\chi$ .

Tabelul 7.1. Caracteristicile de tracțiune ale bronzului CuAl10Fe4Ni4Mn1Ti călit

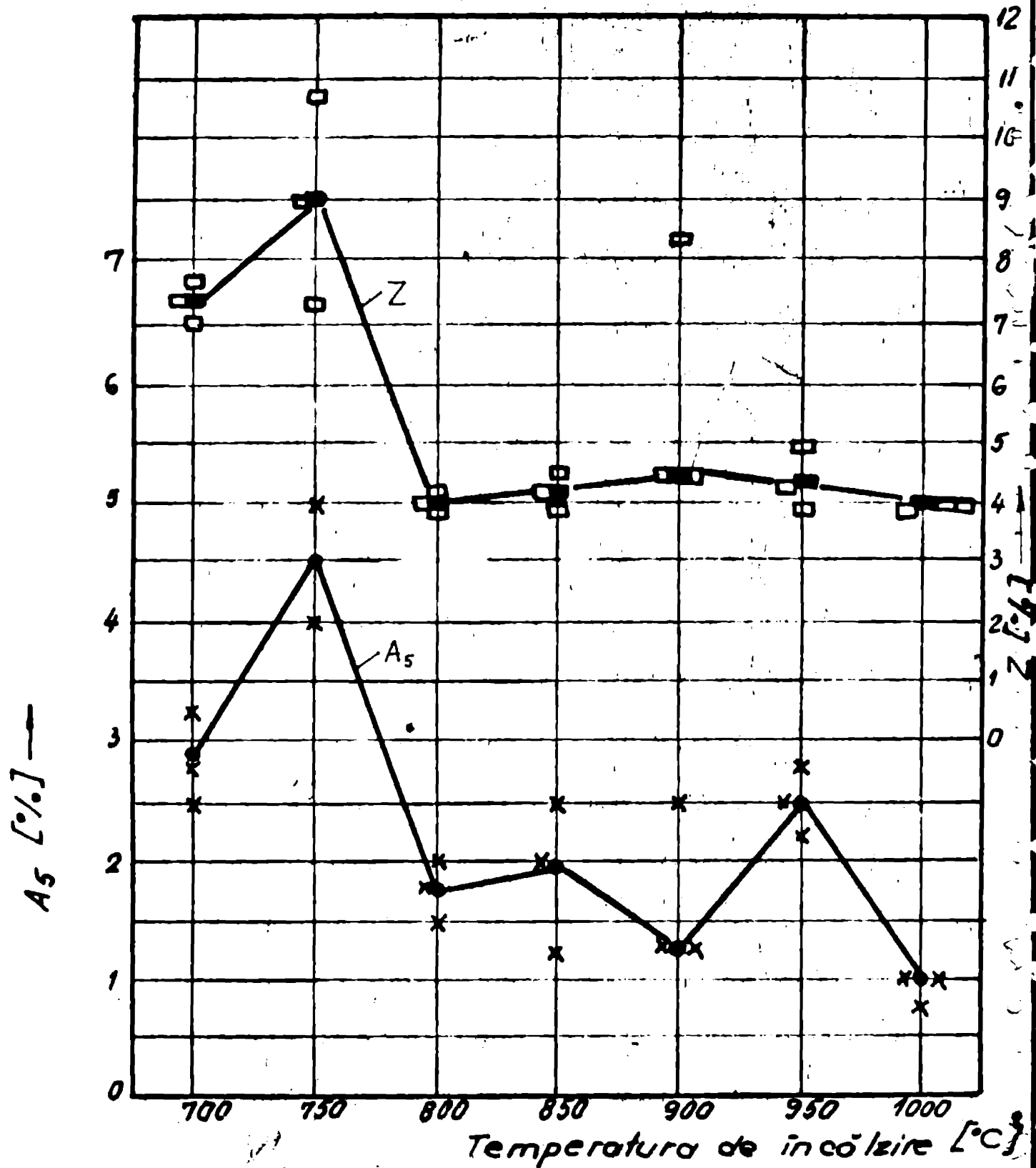
| Stare<br>(Simbol)  | Nr.<br>probă | $R_m$<br>[N/mm <sup>2</sup> ] | $A_5$<br>[%] | $Z$<br>[%]   | Observații                 |
|--|--------------|-------------------------------|--------------|--------------|----------------------------|
| Turnat + călire<br>700 °C / 1h /<br>H <sub>2</sub> O + 10% NaCl    | 1            | <u>365</u>                    | 2,5          | <u>7,01</u>  | incluziuni                 |
|  | 2            | 464                           | <u>3,25</u>  | 7,67         |                            |
|  | 3            | 410                           | 2,75         | 7,34         |                            |
| Turnat + călire<br>750 °C / 1h / H <sub>2</sub> O +<br>+ 10% NaCl  | 1            | <u>489</u> (1)                | —            | <u>10,75</u> | Rupt în afara<br>reperelor |
|  | 2            | <u>571</u> (2)                | 5            | 7,34         |                            |
|  | 3            | 536                           | 4            | 8,97         |                            |
| Turnat + călire<br>800 °C / 1h / H <sub>2</sub> O +<br>+ 10% NaCl  | 1            | 393                           | 1,5          | 3,88         |                            |
|  | 2            | 388                           | 2            | <u>4,22</u>  |                            |
|  | 3            | <u>414</u>                    | 1,75         | 4            |                            |
| Turnat + călire<br>850 °C / 1h / H <sub>2</sub> O +<br>+ 10% NaCl  | 1            | <u>380</u>                    | <u>1,25</u>  | <u>3,88</u>  |                            |
|  | 2            | 435                           | 2,5          | 4,22         |                            |
|  | 3            | 417                           | 2,0          | 4,56         |                            |
| Turnat + călire<br>900 °C / 1h / H <sub>2</sub> O +<br>+ 10% NaCl  | 1            | <u>382</u>                    | 1,25         | 4,56         |                            |
|  | 2            | 417                           | <u>2,5</u>   | <u>8,33</u>  |                            |
|  | 3            | 410                           | 1,25         | 4,56         |                            |
| Turnat + călire<br>950 °C / 1h / H <sub>2</sub> O +<br>+ 10% NaCl  | 1            | 458                           | 2,7          | 3,88         |                            |
|  | 2            | <u>415</u>                    | 2,5          | 4,22         |                            |
|  | 3            | 448                           | 2,25         | 4,9          |                            |
| Turnat + călire<br>1000 °C / 1h / H <sub>2</sub> O +<br>+ 10% NaCl | 1            | <u>374</u>                    | 1            | <u>3,88</u>  | incluziuni                 |
|  | 2            | 322                           | <u>0,75</u>  | 4            |                            |
|  | 3            | 349                           | 1            | 4            |                            |

Tabelul 7.2. Interpretarea statistică a rezultatelor încercărilor la tracțiune ale probelor còilite

| Stare        | $\bar{R}_m$<br>[N/mm <sup>2</sup> ] | A     | $v = \frac{x_i - \bar{x}}{A}$ | $\sum_{3,995}$ | Decizia | $\bar{A}_5$<br>[%] | A     | v      | Decizia | $\bar{Z}$<br>[ $\chi^2$ ] | A     | v      | Decizia | Valori corectate,<br>Observații                               |
|--------------|-------------------------------------|-------|-------------------------------|----------------|---------|--------------------|-------|--------|---------|---------------------------|-------|--------|---------|---|
| T + C 700°C  | 413                                 | 49,56 | -0,968                        | 1,15           | P       | 2,83               | 0,38  | 1,09   | P       | 7,34                      | 0,33  | -1     | P       |   |
| T + C 750°C  | 532                                 | 41,44 | $\frac{-1,045}{0,947}$        | 1,15           | P       | 4,5                | -     | -      | -       | 9,02                      | 1,7   | 1,01   | P       |   |
| T + C 800°C  | 398,3                               | 43,79 | 1,135                         | 1,15           | P       | 1,75               | -     | -      | -       | 4,03                      | 0,172 | 1,08   | P       |   |
| T + C 850°C  | 410,6                               | 28,04 | -1,09                         | 1,15           | P       | 1,91               | 0,62  | -1,057 | P       | 4,22                      | 0,34  | -1     | P       |   |
| T + C 900°C  | 403                                 | 18,52 | -1,133                        | 1,15           | P       | 1,66               | 0,72  | 1,154  | E       | 5,81                      | 2,17  | 1,154  | E       | $\bar{A}_{5\text{ cor}} = 1,25$ $\bar{Z}_{\text{cor}} = 4,56$ |
| T + C 950°C  | 440,3                               | 22,5  | -1,125                        | 1,15           | P       | 2,48               | 0,225 | -1,03  | P       | 4,33                      | 0,519 | 1,09   | P       |   |
| T + C 1000°C | 348,3                               | 26    | 0,986                         | 1,15           | P       | 0,91               | 0,144 | -1,154 | E       | 3,96                      | 0,069 | -1,154 | E       | $\bar{A}_{5\text{ cor}} = 1$ ; $\bar{Z}_{\text{cor}} = A$     |

P - se menține valoarea ca fiind semnificativă

E - se elimină valoarea considerată ca eroare aberantă.

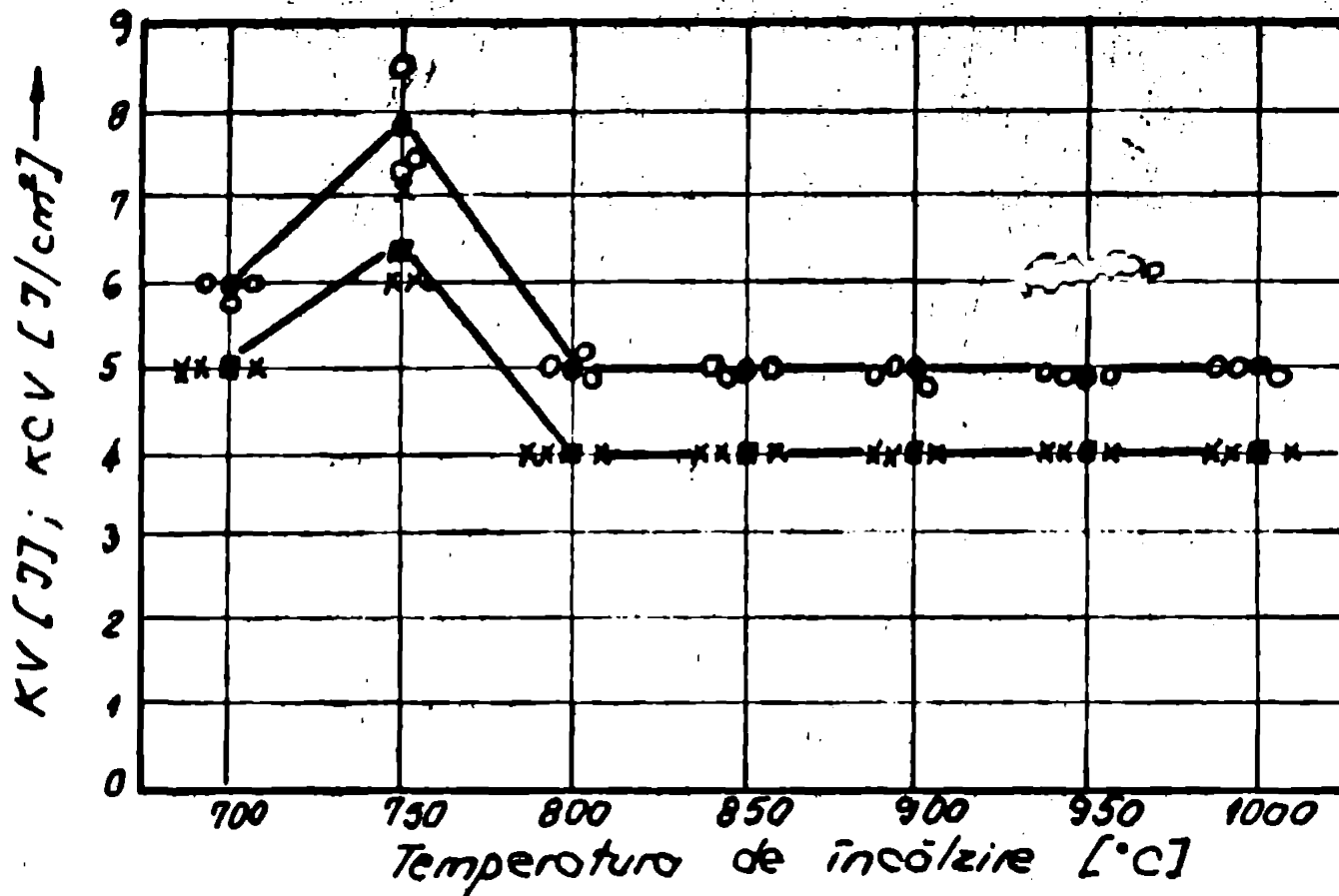


NOTĂ: x - A<sub>5</sub> valori experimentale  
 ● -  $\bar{A}_5$  respectiv  $\bar{A}_5$  cor.  
 □ - Z valori experimentale  
 ■ -  $\bar{Z}$  respectiv  $\bar{Z}$  cor.

Fig.7.2. Caracteristicile de plasticitate ale bronzului CuAl10Fe4Ni4Mn1Ti, oălit, funcție de temperatura de oălire

Tabelul 7.3. Reziliența respectiv energia de rupere a bronzului CuAl10Fe4Ni4Mn1M1 cilit

| Stare<br>(Simbol) | Nr.<br>probe | KV<br>[J] | $\overline{KV}$ | KCV<br>[J/cm <sup>2</sup> ] | $\overline{KCV}$ |
|-------------------|--------------|-----------|-----------------|-----------------------------|------------------|
| Turnot<br>C 700°C | 12           | 5         | 5               | 6                           | 5,93             |
|                   | 28           | 5         |                 | 6                           |                  |
|                   | 41           | 5         |                 | 5,81                        |                  |
| T+C 750°C         | 6            | 7         | 6,33            | 8,51                        | 7,79             |
|                   | 8            | 6         |                 | 7,38                        |                  |
|                   | 44           | 6         |                 | 7,48                        |                  |
| T+C 800°C         | 18           | 4         | 4               | 5                           | 4,98             |
|                   | 32           | 4         |                 | 4,84                        |                  |
|                   | 43           | 4         |                 | 5,11                        |                  |
| T+C 850°C         | 2            | 4         | 4               | 4,93                        | 4,97             |
|                   | 11           | 4         |                 | 5                           |                  |
|                   | 31           | 4         |                 | 5                           |                  |
| T+C 900°C         | 1            | 4         | 4               | 5                           | 4,92             |
|                   | 19           | 4         |                 | 4,88                        |                  |
|                   | 23           | 4         |                 | 4,9                         |                  |
| T+C 950°C         | 38           | 4         | 4               | 4,8                         | 4,8              |
|                   | 39           | 4         |                 | 4,8                         |                  |
|                   | 42           | 4         |                 | 4,8                         |                  |
| T+C 1000°C        | 24           | 4         | 4               | 5                           | 4,91             |
|                   | 40           | 4         |                 | 4,81                        |                  |
|                   | 45           | 4         |                 | 4,93                        |                  |



**NOTĂ:** x → KV Valori experimentale  
 ● → KV media  
 ○ → KCV Valori experimentale  
 ● → KCV media

**Fig.7.3.** Variația energiei de rupere și a rezilienței KCV a bronzului CuAl10Fe4Ni4Mn1Ti calit de la diferite temperaturi de călire

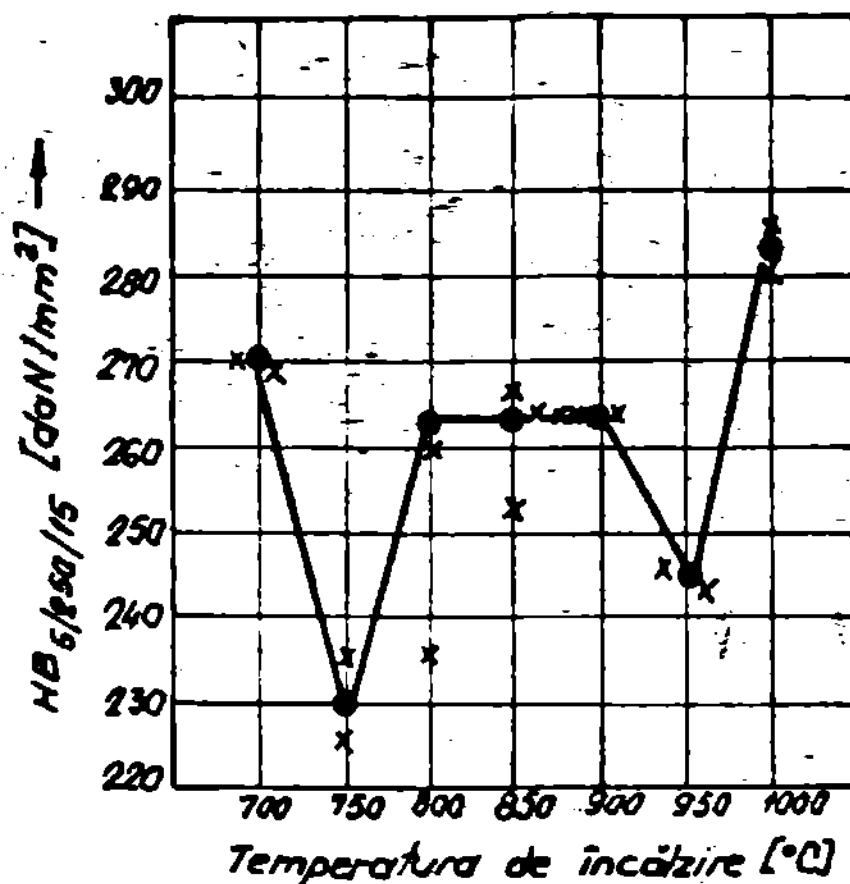
Din nou, se poate observa, din curbele de variație ale proprietăților mecanice, că pierderea fragilității, respectiv creșterea caracteristicilor de plasticitate și de tenacitate este strins corelată cu creșterea rezistenței la rupere.

Curba de variație a rezistenței la rupere și a alungirii la rupere mai prezintă un vîrf pentru temperatura de 950°C, asociat cu un nou minim de duritate. Această comportare se explică prin dizolvarea în mare măsură a dendritelor de fază  $\alpha$ , scăderea ulterioară a tuturor caracteristicilor și creșterea durității pentru temperatura de călire de 1000°C explicîndu-se prin creșterea granulației și creșterea cantității de fază  $\alpha$ , separată în acele de martensită  $\beta$  (figura 6.7. planșa VI).

Tabelul 7.4. Duritatea Brinell a bronzului CuAl10Fe & Ni4 Mn 1Ti cãlit

| Proba nr. | Stare (Simbol) | HB <sub>1290/15</sub> [daN/mm <sup>2</sup> ] |                 | s            | $\frac{x_i - \bar{x}}{s}$ | $\sum_{i=1}^n \frac{(x_i - \bar{x})^2}{s}$ | Deoseb. | HB <sub>cor.</sub><br>Observații                 |
|-----------|----------------|--|-----------------|--------------|---------------------------|--|---------|--|
|           |                | Valori experim.<br>ordonate                  | $\bar{HB}$      |              |                           |  |         |  |
| 12        | T+C 700°C      | 246; 270; 270<br>270; 275                    | 266,2<br>271,25 | 11,49<br>2,5 | -1,756<br>1,5             | 1,67<br>1,46                               | E<br>E  | Se elimin. 246;<br>$\frac{275}{HB_{cor.}} = 270$ |
| 28        | T+C 700°C      | 260; 260; 270<br>275; 275                    | 268             | —            | —                         | —  | —       |  |
| 6         | T+C 750°C      | 222; 225; 225;<br>229; 246                   | 229,4           | 9,607        | 1,72<br>1,3               | 1,67<br>1,46                               | E<br>P  | $\bar{HB}_{cor.} = 225,25$                       |
| 8         | T+C 750°C      | 225; 233; 237<br>237; 246                    | 235,6           | 7,6          | -1,39<br>1,36             | 1,67                                       | P<br>P  |  |
| 18        | T+C 800°C      | 280; 280; 297<br>303; 303                    | 292,6           | 11,76        | —                         | 1,67                                       | P       |  |
| 32        | T+C 800°C      | 218; 229; 237<br>246; 246                    | 235,2           | 11,94        | -1,43                     | 1,67                                       | P       |  |
| 43        | T+C 800°C      | 246; 246; 260<br>275; 275                    | 260,4           | —            | —                         | —  | D       |  |
| 2         | T+C 850°C      | 246; 251; 276<br>270; 285                    | 264,4           | 15,85        | -1,16                     | 1,67                                       | P       |  |
| 11        | T+C 850°C      | 246; 251; 251<br>255; 265                    | 253,6           | 7,12         | -1,066<br>1,599           | 1,67                                       | P<br>P  |  |
| 31        | T+C 850°C      | 260; 265; 265<br>270; 270                    | 266             | 4,18         | -1,43                     | 1,67                                       | P       |  |
| 1         | T+C 900°C      | 251; 255; 260<br>265; 275                    | 262,2           | 9,44         | -1,18                     | 1,67                                       | P       |  |
| 19        | T+C 900°C      | 251; 255; 260<br>270; 275                    | 262,2           | 10,08        | -1,11<br>1,269            | 1,67                                       | P<br>P  |  |
| 23        | T+C 900°C      | 251; 260; 265<br>265; 275                    | 263,2           | 8,729        | 1,39                      | 1,67                                       | P       |  |
| 38        | T+C 950°C      | 225; 225; 245<br>255; 270                    | 244             | 19,49        | 1,33                      | 1,67                                       | P       |  |
| 39        | T+C 950°C      | 225; 229; 245<br>255; 260                    | 242,8           | 15,46        | 1,11                      | 1,67                                       | D       |  |
| 24        | T+C 1000°C     | 260; 270; 285<br>291; 315                    | 284,2           | 21,11        | -1,15<br>1,45             | 1,67                                       | P       |  |
| 40        | T+C 1000°C     | 260; 270; 280<br>280; 315                    | 281             | 20,73        | -1,072<br>1,63            | 1,67                                       | P       |  |





NOTĂ: x - HB duritatea medie a unei probe  
 • - media mediilor HB

Fig.7.4. Variația durității bronzului CuAl10Fe4Ni4Mn1Ti oălit în dependență de temperatura de oălire

Energia de rupere și implicit reziliența KCV sînt insensibile la transformările structurale care au loc în domeniul 950...1000°C, adică sînt mai sensibile la creșterea granulației decît la dizolvarea dendritelor fazei  $\chi$ , rezultatul fiind invarianța acestor caracteristici.

### 7.2. Metoda oălirilor succesive aplicată probelor oălite dublu

În acest subcapitol se prezintă proprietățile mecanice ale probelor oălite dublu, a căror structură a fost studiată în capitolul 6.5.

Proprietățile mecanice determinate experimental pe probe călite dublu sînt prezentate în tab. 7.5...7.8. și reprezentate grafic în figurile 7.5.....7.3.

Tabelul 7.5. Caracteristicile de tracțiune ale bronzului CuAllo7e4Ni4Sn1Fei călit dublu C<sub>1</sub>+ C<sub>2</sub> 650°C.

| Stare<br>(Simbol)  | Nr.<br>probă | R <sub>m</sub><br>[N/mm <sup>2</sup> ] | A <sub>5</sub><br>[%] | Z<br>[%] | Observații |
|--|--------------|--|-----------------------|----------|------------|
| Turnof + C <sub>1</sub> 700°C +<br>C <sub>2</sub> 650°C/1h/H <sub>2</sub> O +<br>+ 10% NOCl    | 1            | 529,3                                  | 4                     | 1,4      |            |
|  | 2            | 548                                    | 3,5                   | 3        |            |
|  | 3            | 515                                    | 4                     | 4,8      |            |
| Turnof + C <sub>1</sub> 750°C<br>+ C <sub>2</sub> 650°C/1h/H <sub>2</sub> O +<br>+ 10% NOCl    | 1            | 588,4                                  | 4,75                  | 6,68     |            |
|  | 2            | 594                                    | 4,5                   | 5,57     |            |
|  | 3            | 557,5                                  | 5                     | 4,56     |            |
| Turnof + C <sub>1</sub> 800°C +<br>+ C <sub>2</sub> 650°C/1h/H <sub>2</sub> O +<br>+ 10% NOCl  | 1            | 496                                    | 2,5                   | 4,68     |            |
|  | 2            | 552                                    | 2,5                   | 7,32     |            |
|  | 3            | 522                                    | 1,5                   | 4,32     |            |
| Turnof + C <sub>1</sub> 850°C +<br>+ C <sub>2</sub> 650°C/1h/H <sub>2</sub> O +<br>+ 10% NOCl  | 1            | 480                                    | 2                     | 3,88     |            |
|  | 2            | 616                                    | 3,25                  | 8,65     |            |
|  | 3            | 595                                    | 1,2                   | 6,68     |            |
| Turnof + C <sub>1</sub> 900°C +<br>+ C <sub>2</sub> 650°C/1h/H <sub>2</sub> O +<br>+ 10% NOCl  | 1            | 582                                    | 3                     | 4,9      |            |
|  | 2            | 575                                    | 3,25                  | 4,56     |            |
|  | 3            | 579                                    | 3,5                   | 6,7      |            |
| Turnof + C <sub>1</sub> 950°C +<br>+ C <sub>2</sub> 650°C/1h/H <sub>2</sub> O +<br>+ 10% NOCl  | 1            | 518                                    | 3                     | 4,56     |            |
|  | 2            | 577                                    | 3                     | 3,88     |            |
|  | 3            | 553                                    | 2,75                  | 5,24     |            |
| Turnof + C <sub>1</sub> 1000°C +<br>+ C <sub>2</sub> 650°C/1h/H <sub>2</sub> O +<br>+ 10% NOCl | 1            | 586                                    | 2,5                   | 4,56     |            |
|  | 2            | 622                                    | 2,0                   | 5,24     |            |
|  | 3            | 618,6                                  | 1,5                   | 4,16     |            |

Variația proprietăților mecanice în dependență de temperatura T<sub>1</sub> este complexă dar în strînsă interdependență cu structurile obținute prin călire dublă.

Prezența urmelor de eutectoid după călirea de la 700°C se manifestă și după călire dublă conducând la proprietăți mecanice scăzute, în schimb absența fazei  $\delta_2$  pentru temperaturi de călire

Tabelul 7.6. Interpretarea statistică a rezultatelor încercărilor la tracțiune efectuate pe probe câlite dublu.

| Store                     | $\bar{R}_m$<br>[N/mm <sup>2</sup> ] | $\Delta$ | $v = \frac{x_i - \bar{x}}{\Delta}$ | $\sum_{3,995}$ | Decizie | $\bar{A}_5$<br>[%] | $\Delta$ | $v$    | $\sum_{3,995}$ | Decizie | $\bar{Z}$ | $\Delta$ | $v$   | $\sum_{3,995}$ | Decizie | Observații,<br>medii<br>corectate |
|---------------------------|-------------------------------------|----------|------------------------------------|----------------|---------|--------------------|----------|--------|----------------|---------|-----------|----------|-------|----------------|---------|-----------------------------------|
| T+C, 700t+C <sub>2</sub>  | 530,7                               | 16,54    | 1,04                               | 1,15           | P       | 3,83               | 0,288    | -1,154 | 1,15           | E       | 3,06      | 1,7      | -0,97 | 1,15           | D       | $\bar{A}_{5cor} = 4$              |
| T+C, 750t+C <sub>2</sub>  | 579,9                               | 19,65    | -1,142                             | 1,15           | P       | 4,75               | —        | —      | —              | —       | 5,6       | 1,06     | 1,01  | 1,15           | P       |                                   |
| T+C, 800t+C <sub>2</sub>  | 523,3                               | 28,02    | -0,97                              | 1,15           | P       | 2,16               | 0,57     | -1,154 | 1,15           | E       | 5,44      | 1,63     | 1,147 | 1,15           | P       | $\bar{A}_{5cor} = 2,5$            |
| T+C, 850t+C <sub>2</sub>  | 563,66                              | 73,21    | -1,142                             | 1,15           | P       | 2,15               | 1,03     | -0,91  | 1,15           | P       | 6,4       | 2,39     | -1,05 | 1,15           | P       |                                   |
| T+C, 900t+C <sub>2</sub>  | 578,66                              | 3,51     | 0,94                               | 1,15           | P       | 3,25               | —        | —      | —              | —       | 5,38      | 1,15     | 1,14  | 1,15           | P       |                                   |
| T+C, 950t+C <sub>2</sub>  | 549,3                               | 29,6     | -1,05                              | 1,15           | P       | 2,91               | 0,14     | -1,154 | 1,15           | E       | 4,56      | 0,68     | -1    | 1,15           | P       | $\bar{A}_{5cor} = 3$              |
| T+C, 1000t+C <sub>2</sub> | 608,8                               | 19,8     | -1,15                              | 1,15           | P       | 2                  | —        | —      | —              | —       | 4,65      | 0,54     | 1,07  | 1,15           | P       |                                   |

P — Se păstrează valoarea suspectată ca fiind semnificativă  
E — Se elimină valoarea ca eroare aberantă

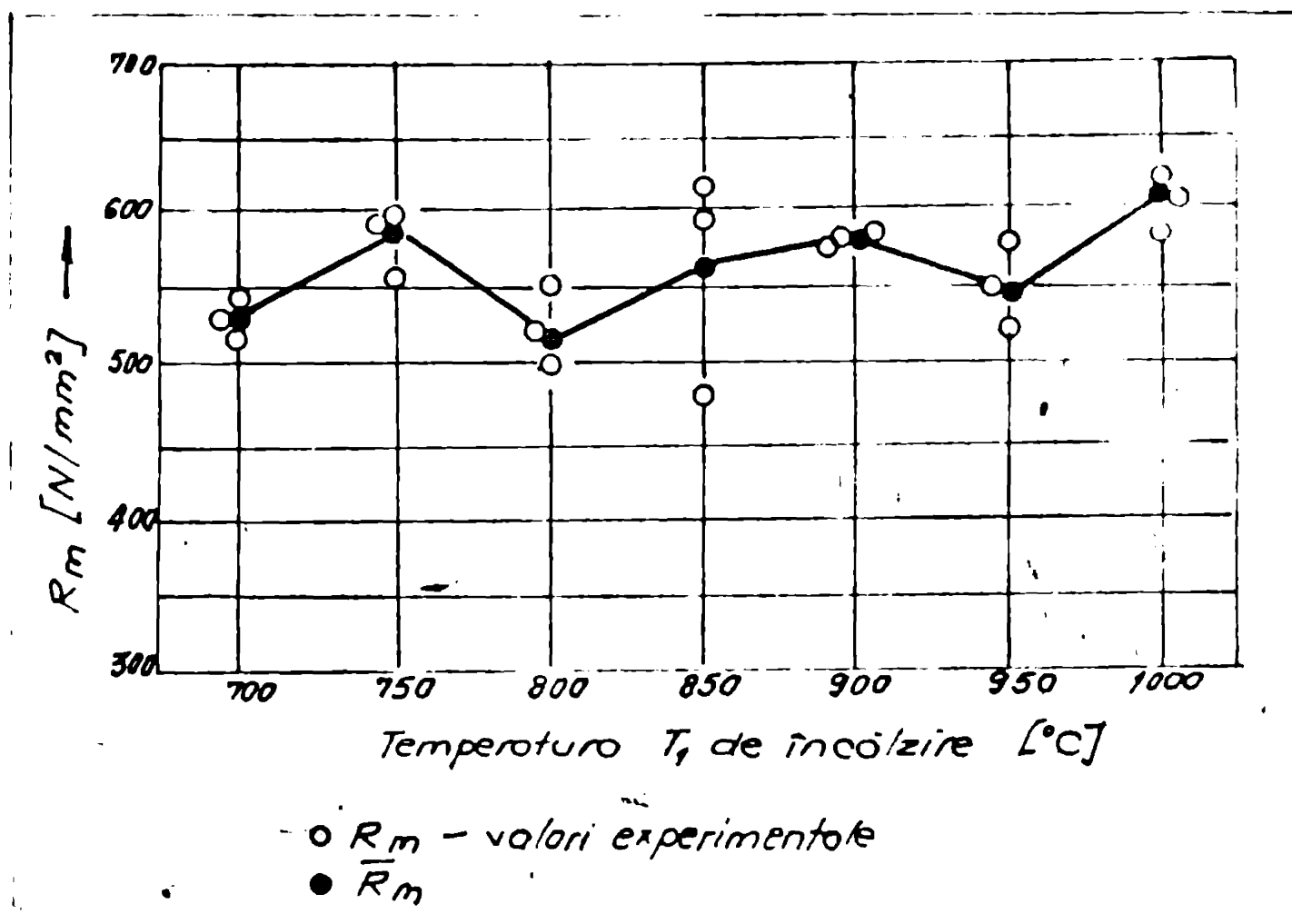
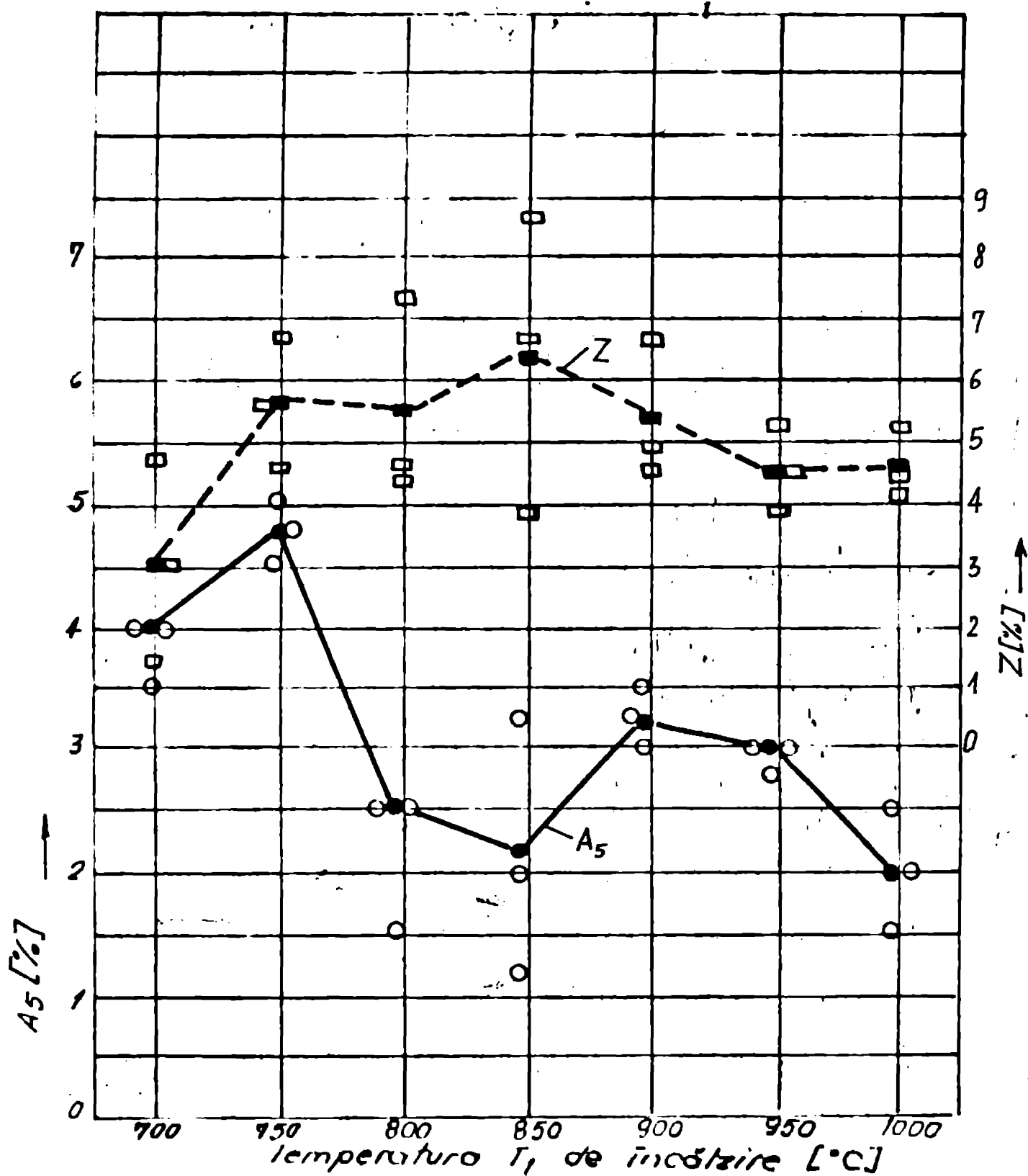


Fig.7.5. Variația rezistenței la rupere a probelor călite dublu funcție de temperatura  $T_1$  de călire

de  $750^\circ\text{C}$  asociată cu o cantitate relativ mare de soluție solidă  $\alpha$  proeutectoidă (figura 6.24.) conduce la valori ridicate ale caracteristicilor de tracțiune și tenacitate asociate cu un minim al durității.

Călirea dublă  $0_1 600^\circ\text{C} + 0_2 650^\circ\text{C}$  conduce la proprietăți mecanice mai reduse și o duritate mărită, fapt explicabil prin modificarea cantității și dispersiei soluției solide  $\alpha$  asociată cu prezența dendritelor de fază  $\chi$  nemodificate prin tratament termic. De la călire dublă,  $0_1 850^\circ\text{C} + 0_2 650^\circ\text{C}$  la  $0_1 900^\circ\text{C} + 0_2 650^\circ\text{C}$  se înregistrează o ușoară creștere a rezistenței la rupere și alungirii la rupere explicată prin modificarea morfologiei asociată cu creșterea separărilor de soluție solidă  $\alpha$  la limita acelor de martensită  $\beta'$  ( $+ \chi + \gamma_2$ ) și reducerea ponderii transformării  $\beta - (\alpha + \gamma_2)$  (figura 6.26. și 6.27.) în timp ce precipitării fazei  $\chi$  sînt dizolvate și separate mai fin. Duritatea urmărește fidel aceste variații, pe cînd resiliența pare puțin influențată.



- $A_5$  - valori experimentale
- $\bar{A}_5$  - respectiv  $\bar{A}_5$  cor
- $Z$  - valori experimentale
- $\bar{Z}$

Fig.7.6. Variația caracteristicilor de plasticitate a bronzului CuAl10Fe4Ni4Mn1Ti călit dublu, funcție de temperatura  $T_1$  ale primei căliri

**Taboulul 7.7. Energia de rupere KV și reziliența KCV ale bronzului CuAlloFe4Ni4Mn1Ti calitat dubla**

| Stare<br>(simbol)            | Marca/<br>probă | KV<br>[ $\bar{J}$ ] | $\bar{KV}$ | KCV<br>[ $\bar{J}/cm^2$ ] | $\bar{KCV}$ |
|------------------------------|-----------------|---------------------|------------|---------------------------|-------------|
| T+C, 700°C + C <sub>2</sub>  | 25              | 8                   | 8          | 10                        | 9,89        |
|                              | 7               | 8                   |            | 9,98                      |             |
|                              | 8               | 8                   |            | 9,9                       |             |
| T+C, 750°C + C <sub>2</sub>  | 24              | 9                   | 8,66       | 10,88                     | 10,41       |
|                              | 25              | 8                   |            | 9,85                      |             |
|                              | 15              | 9                   |            | 10,52                     |             |
| T+C, 800°C + C <sub>2</sub>  | 20              | 9                   | 8          | 11                        | 9,68        |
|                              | 30              | 8                   |            | 9,59                      |             |
|                              | 31              | 7                   |            | 8,47                      |             |
| T+C, 850°C + C <sub>2</sub>  | 10              | 8                   | 8          | 10                        | 9,89        |
|                              | 16              | 8                   |            | 10                        |             |
|                              | 33              | 8                   |            | 9,67                      |             |
| T+C, 900°C + C <sub>2</sub>  | 21              | 8                   | 8          | 10                        | 9,96        |
|                              | 29              | 8                   |            | 10                        |             |
|                              | 16              | 8                   |            | 9,88                      |             |
| T+C, 950°C + C <sub>2</sub>  | 37              | 6                   | 6,33       | 7,22                      | 7,63        |
|                              | 17              | 7                   |            | 8,5                       |             |
|                              | 18              | 6                   |            | 7,18                      |             |
| T+C, 1000°C + C <sub>2</sub> | 20              | 8                   | 8          | 9,66                      | 9,67        |
|                              | 21              | 8                   |            | 9,82                      |             |
|                              | 22              | 8                   |            | 9,54                      |             |

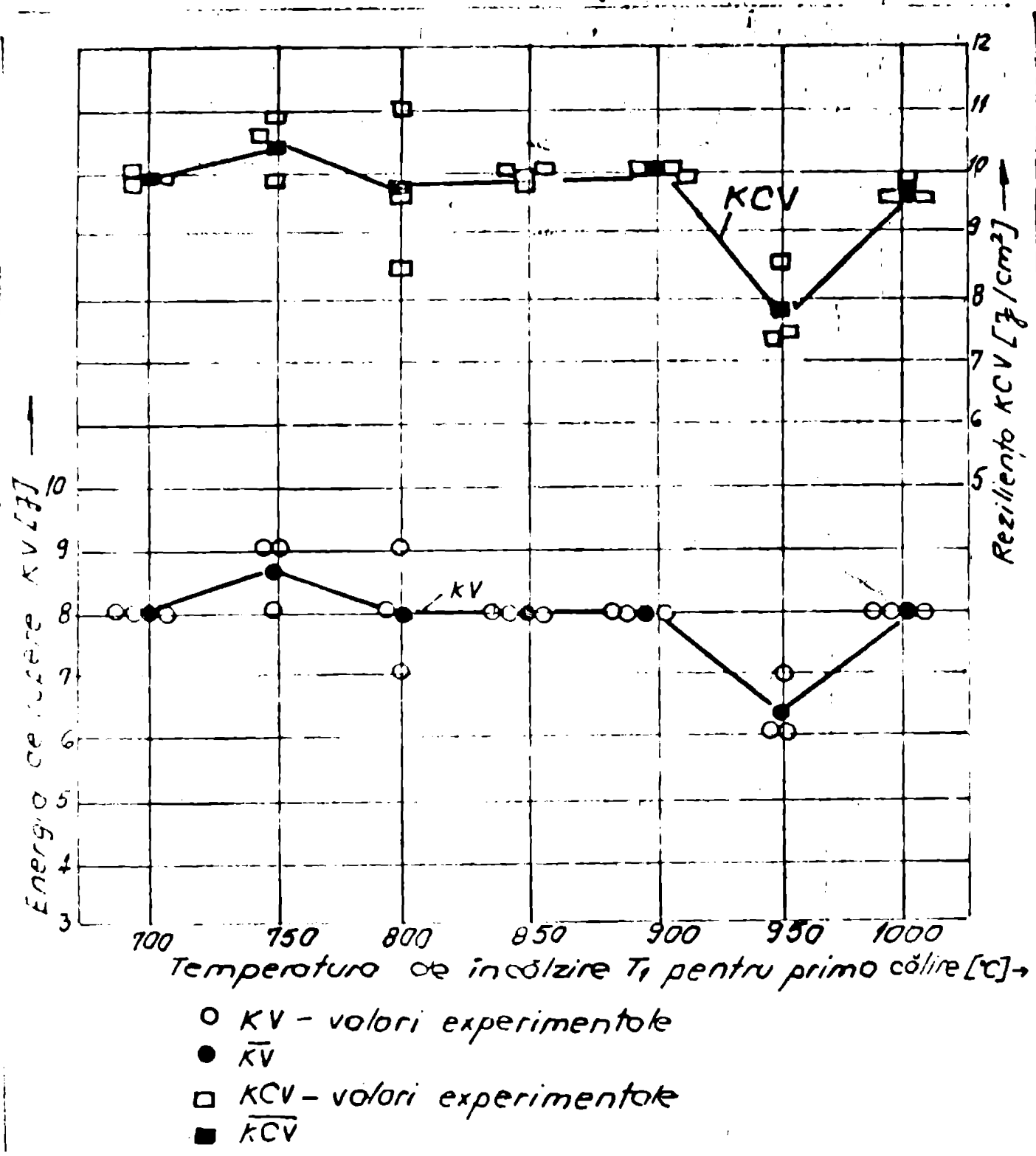


Fig.7.7. Variația energiei de rupere KV și a rezilienței KCV funcție de temperatura  $T_1$  de încălzire la călirea dublă a bronzului studiat

Soldarea tuturor proprietăților mecanice urmărite pentru varianta  $O_1 950^\circ C + O_2 650^\circ C$  este pusă pe seama dispersiei fine ale fazei  $\chi$ , care apare acum în cantitate mare (s-au dizolvat parțial dendritele fazei  $\chi$ ). Precipitățile fazei  $\chi$  sînt accentuate de călirea  $O_2$ . Minimul durității este interpretat prin dizolvarea dendritelor de fază  $\chi$ , care nu se mai opun penetrării bilei durimetrului.

Tabelul 7.8. Duritatea HB 5/250/15 a probelor calitate dublu

| Or. crt. | Stare (Simbol)          | Nr. probe | Duritate HB5/250/15 (Valori ordonate) [dan/mm <sup>2</sup> ] | $\overline{HB}$ | Medio $\overline{HB}$ | $d$        | $v = \frac{x_i - \bar{x}}{d}$ | $\sum \sqrt{s \cdot 0,95}$ | Decizia | $\overline{HB}_{cor}$ | Medio $\overline{HB}_{cor}$ | Obs.   |
|----------|-------------------------|-----------|--|-----------------|-----------------------|------------|-------------------------------|----------------------------|---------|-----------------------|-----------------------------|--------|
| 1        | T+C, 700 C <sub>2</sub> | 2         | 3<br>204; 204; 211; 214; 229                                 | 4<br>212,4      | 5<br>222,13           | 6<br>10,26 | 7<br>1,61                     | 8<br>1,67                  | 9<br>P  | 10<br>-               | 11<br>-                     | 12     |
| 1        | T+C, 700 C <sub>2</sub> | 8         | 229; 229; 233; 237; 242                                      | 234             | 222,13                | 5,56       | 1,43                          | 1,67                       | P       | -                     | -                           |        |
|          |                         | 25        | 200; 218; 218; 222; 242                                      | 220             |                       | 14,96      | -1,33                         | 1,67                       | P       | -                     |                             |        |
| 2        | T+C, 750 C <sub>2</sub> | 15        | 185; 185; 188; 188; 194                                      | 188             | 196,06                | 3,67       | 1,63                          | 1,67                       | P       | -                     | -                           |        |
|          |                         | 24        | 204; 204; 207; 211; 214                                      | 208             |                       | 4,41       | 1,35                          | 1,67                       | P       | -                     | -                           |        |
| 3        | T+C, 800 C <sub>2</sub> | 25        | 182; 188; 194; 197; 200                                      | 192,2           | 212,13                | 7,22       | -1,41                         | 1,67                       | P       | -                     | -                           |        |
|          |                         | 20        | 197; 200; 200; 204; 229                                      | 206             |                       | 13,09      | 1,75                          | 1,67                       | E       | 200,25                | -                           | 211,00 |
| 4        | T+C, 850 C <sub>2</sub> | 30        | 188; 197; 197; 204; 204                                      | 198             | 222,3                 | 6,59       | -1,51                         | 1,67                       | P       | -                     | -                           |        |
|          |                         | 31        | 222; 233; 237; 233; 237                                      | 232,4           |                       | 6,14       | -1,69                         | 1,67                       | E       | 235                   | -                           | -      |
| 4        | T+C, 850 C <sub>2</sub> | 10        | 225; 229; 233; 260; 285                                      | 246,4           | 222,3                 | 25,56      | 1,5                           | 1,67                       | P       | -                     | -                           |        |
|          |                         | 16        | 197; 197; 200; 204; 204                                      | 200,4           |                       | 25,56      | -0,83                         | 1,67                       | P       | -                     | -                           | -      |
|          |                         | 33        | 214; 218; 222; 222; 225                                      | 220,2           |                       | 4,26       | -1,453                        | 1,67                       | P       | -                     | -                           |        |



Tabelul 7.8. Continuare

| 0 | 1                        | 2  | 3                        | 4     | 5     | 6     | 7     | 8    | 9 | 10 | 11 | 12 |
|---|--------------------------|----|--------------------------|-------|-------|-------|-------|------|---|----|----|----|
| 5 | T+C, 900 C <sub>2</sub>  | 29 | 225; 225; 229; 229; 233  | 228,2 | 233,9 | 334   | 1,43  | 1,67 | P | -  | -  |    |
|   |                          | 16 | 229; 237; 237; 242; 242; | 238,4 |       | 5,31  | -1,57 | 1,67 | P | -  | -  |    |
|   |                          | 17 | 197; 207; 211; 211; 229  | 211   |       | 11,57 | -1,2  | 1,67 | P | -  | -  |    |
| 6 | T+C, 950 C <sub>2</sub>  | 18 | 211; 222; 225; 225; 237  | 224   | 219,6 | 9,27  | 1,4   | 1,67 | P | -  | -  |    |
|   |                          | 39 | 222; 222; 225; 225; 225  | 223,0 |       | 1,64  | -     | -    | - | -  | -  |    |
|   |                          | 20 | 229; 237; 237; 242; 251  | 239   |       | 8,07  | -1,26 | 1,67 | P | -  | -  |    |
| 7 | T+C, 1000 C <sub>2</sub> | 21 | 225; 225; 229; 233; 233  | 229   | 231,8 | 4     | -     | -    | - | -  | -  |    |
|   |                          | 22 | 222; 225; 225; 229; 237  | 227,6 |       | 5,81  | 1,61  | 1,67 | P | -  | -  |    |

P - Se păstrează valoarea cu fiind semnificativă  
 E - Se elimină valoarea cu eroare aberantă

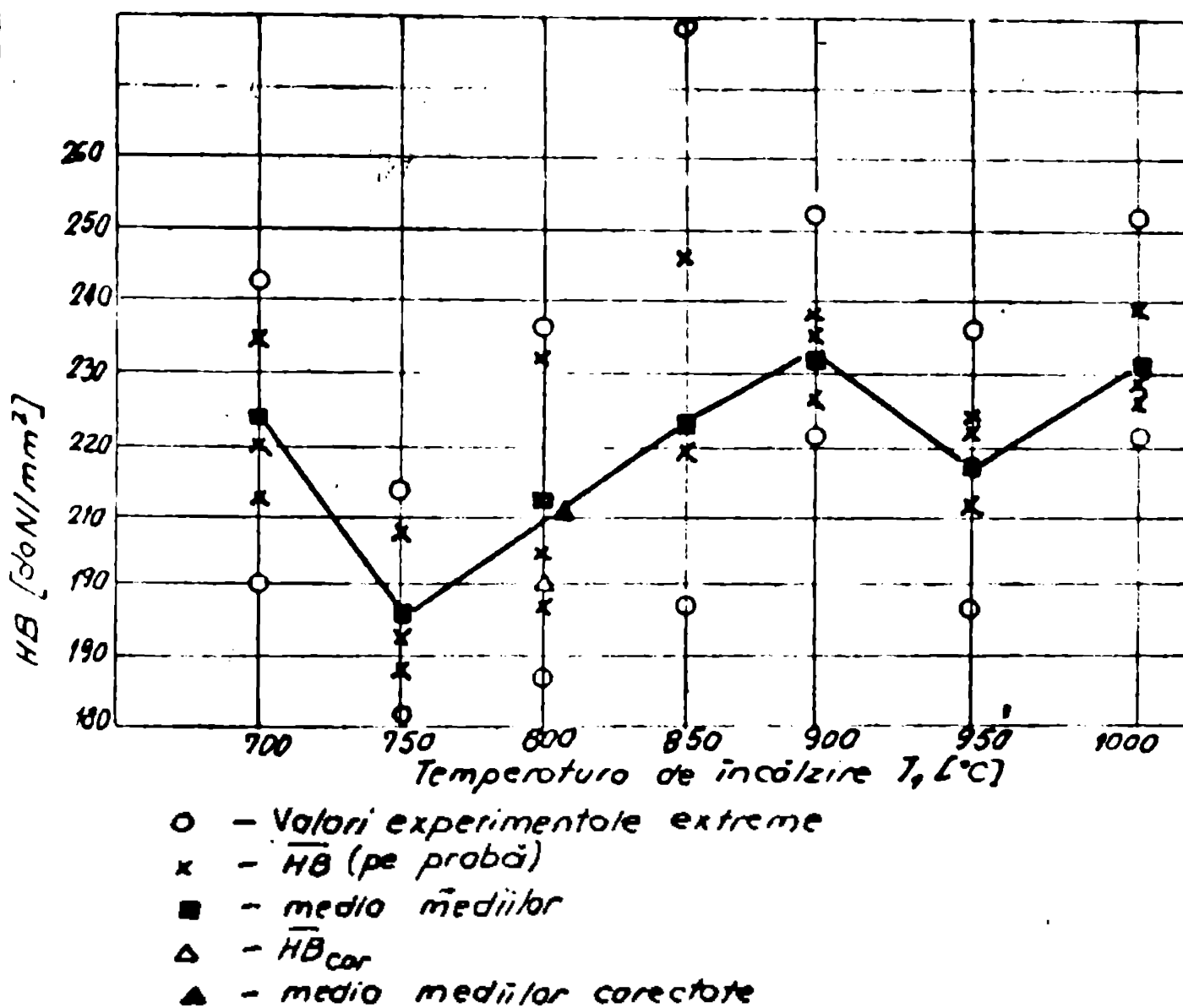


Fig.7.8. Variația durității probelor oțelite dublu  $G_1+0,650^{\circ}C$  funcție de temperatura  $T_1$  de oțelire

Creșterea cantității de fază X fin dispersată de formă globulară, dizolvarea aproape completă a dendritelor de fază X explică atât creșterea rezistenței la rupere pentru varianta  $G_1, 1000^{\circ}C + 0,650^{\circ}C$ , cât și a energiei de rupere respectiv resiliența, pe cînd alungirea și duritatea par a fi mai mult afectate de cantitatea mare a fazei X fin dispersată care blochează deplasarea dislocațiilor ( $A_2$  descrește; HB crește).

Je remarcă că gîtuirea la rupere urmează în parte, cele descrise pentru celelalte proprietăți mecanice, înăd, ce pare că efectul tratamentului termic de oțelire dublu modifică în limite restrinse valorile medii ale gîtuirii la rupere, care pare să depindă mai mult de prezența sau absența fazelor F și a dendritelor mari de X în planul de rupere, ceea ce ne explică dispersia mare a va-

lorilor experimentale.

O comparație a valorilor proprietăților mecanice obținute pe probe turnate sau forjate sau supuse tratamentului termic de recoccare pendulară, prezentate în tabelul 4.2. cu cele obținute după călire se sesizează că tratamentul termic de călire dublă conduce la valori ridicate ale rezistenței la rupere, în general peste  $550 \text{ N/mm}^2$  și caracteristici de plasticitate mult mai bune. Interesant pentru utilizare practică se pare a fi variantele  $C_1 750^\circ\text{C} + C_2 650^\circ\text{C}$  și  $C_1 1000^\circ\text{C} + C_2 650^\circ\text{C}$ , prima cu bune proprietăți plastice:  $A_5 = \text{cca } 4,75 \%$  și bună rezistență la rupere:  $R_m = \text{cca } 580 \text{ N/mm}^2$ , pe cînd varianta a doua ( $C_1 1000^\circ\text{C} + C_2 650^\circ\text{C}$ ) oferă caracteristici de rezistență mai ridicate:  $R_m = \text{cca } 610 \text{ N/mm}^2$  dar o plasticitate redusă:  $A_5 = 2\%$ .

### 7.3. Metoda călirilor succesive aplicată probelor călite dubla și supuse revenirii joase

S-a cercetat influența revenirii joase la  $150 \pm 10^\circ\text{C}/90 \text{ min}$  aer asupra proprietăților bronzului  $\text{CuAl}_{10}\text{Fe}_4\text{Ni}_4\text{Mn}_{10}\text{Si}$  călit dublu. Acest ciclu s-a notat  $C_1 + C_2 + D$  sau  $C_1 C_2 D$ .

Rezultatele încercărilor la tracțiune sînt prezentate în tabelul 7.3. și interpretarea statistică a rezultatelor experimentale în tabelul 7.10. iar variația rezistenței la rupere, funcție de parametrul experimentului, temperatura  $T_1$  de călire este prezentată în figura 7.9. și variația caracteristicilor de plasticitate în figura 7.10.

Atît valorile efective cît și variația acestora cu temperatura  $T_1$  sînt marcate de transformările structurale induse prin revenirea joasă. Astfel, accentuarea caracterului acicular, apariția separărilor de fază  $\chi$  în soluția solidă  $\alpha$  și accentuarea caracterului de amestec mecanic eutectoid al formațiunilor aciculare pentru variantele  $C_1 C_2 D$  pentru  $T_1 = 700 \dots 850^\circ\text{C}$  conduce la proprietăți mecanice mai reduse față de călirea dublă (tabelul 7.6.), creșterea lor cu temperatura  $T_1$  are aceeași explicație ca în cazul călirii duble: modificarea cantității de soluție solidă  $\alpha$  proeutectoidă, a dimensiunilor și gradului de aliere a martensitei  $\beta'$ , reducerea ponderii transformării  $\beta \rightarrow \alpha + \gamma_2$ . Așa cum și structurile probelor tratate termic  $C_1 C_2 D$  seamănă cu cele ale probelor tratate  $C_1 C_2$  dar de la o temperatură  $T_1$  cu  $50^\circ\text{C}$  mai ridicată, așa și minimalul curbei  $R_m = f(T_1)$  respectiv  $A_5 = f(T_1)$  se deplasează cu cca  $50 \dots 100^\circ\text{C}$  spre temperaturi mai coborîte, marcînd modificarea influenței revenirii joase asupra microstructurii probelor tratate termic  $C_1 850^\circ\text{C} + C_2 + D$  respectiv

Tabelul 7.9. Caracteristicile de tracțiune ale bronzului CuAlloFe4Ni4Mn1Ti tratat termic C<sub>1</sub>C<sub>2</sub>D

| Stare<br>(Simbol)   | Nr.<br>probă | R <sub>m</sub><br>[N/mm <sup>2</sup> ] | A <sub>5</sub><br>[%] | Z<br>[%] | Observații |
|---|--------------|--|-----------------------|----------|------------|
| T+C, 700°C +<br>C <sub>2</sub> 650°C + Defen-<br>sionare 150°C  | 1            | 479                                    | 2                     | 7,34     |            |
|   | 2            | 415                                    | 1,2                   | 3,88     |            |
|   | 3            | 457                                    | 1,75                  | 4,22     |            |
| T+C, 750°C +<br>C <sub>2</sub> 650°C + Defen-<br>sionare 150°C  | 1            | 486                                    | 2,5                   | 4,56     |            |
|   | 2            | 492                                    | 3,25                  | 7,67     |            |
|   | 3            | 461                                    | 1                     | 4        | induziuni  |
| T+C, 800°C +<br>C <sub>2</sub> 650°C + Defen-<br>sionare 150°C  | 1            | 530                                    | 3                     | 7,34     |            |
|   | 2            | 562                                    | 1,5                   | 8,32     |            |
|   | 3            | 542                                    | 3                     | 7,68     |            |
| T+C, 850°C +<br>+C <sub>2</sub> 650°C +<br>Defensioare 150°C    | 1            | 409                                    | 2,5                   | 8        |            |
|   | 2            | 587                                    | 3,0                   | 7        |            |
|   | 3            | 599                                    | 2,0                   | 4,22     |            |
| T+C, 900°C +<br>+C <sub>2</sub> 650°C + Defen-<br>sionare 150°C | 1            | 542                                    | 2,75                  | 7,34     |            |
|   | 2            | 555                                    | 3                     | 4,56     |            |
|   | 3            | 620                                    | 3,25                  | 5,57     |            |
| T+C, 950°C +<br>+C <sub>2</sub> 650°C + Defen-<br>sionare 150°C | 1            | 619                                    | 3,75                  | 11,7     |            |
|   | 2            | 584                                    | 4                     | 7,35     |            |
|   | 3            | 624                                    | 3                     | 11,38    |            |
| T+C, 1000°C +<br>C <sub>2</sub> 650°C + Defen-<br>sionare 150°C | 1            | 530                                    | 1,5                   | 8        |            |
|   | 2            | 621                                    | 2,5                   | 4,9      |            |
|   | 3            | 609                                    | 2,75                  | 7,34     |            |

1  
2  
3

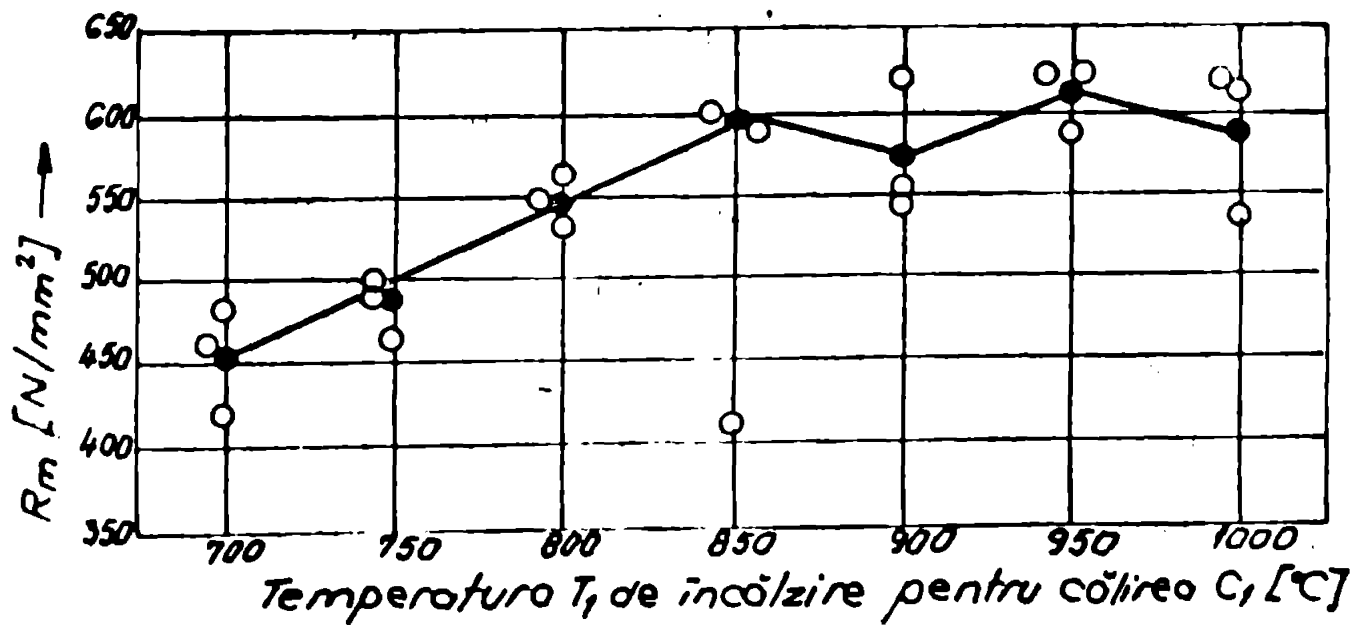
Tabelul 7.10. Interpretarea rezultatelor a rezultatelor încercărilor la tracțiune efectuate pe probe elicite dublu și supuse revenirii joase.

| Store                             | $\bar{R}_m$<br>[N/mm <sup>2</sup> ] | A     | $v = \frac{x_i - \bar{x}}{s}$ | $\sum_{i=1}^n v_i^2$<br>3,995 | Decizie | $\bar{A}_5$<br>[%] | A     | v      | Decizie | $\bar{Z}$<br>[%] | A     | v      | Decizie | Valori corectate<br>Observații |
|-----------------------------------|-------------------------------------|-------|-------------------------------|-------------------------------|---------|--------------------|-------|--------|---------|------------------|-------|--------|---------|--------------------------------|
| T+C1700°C +<br>+C <sub>2</sub> +D | 450,3                               | 32,51 | -1,08                         | 1,15                          | P       | 1,65               | 0,409 | -1,09  | P       | 5,146            | 1,907 | 1,150  | P       |                                |
| T+C1780°C +<br>+C <sub>2</sub> +D | 479,6                               | 16,44 | -1,13                         | 1,15                          | P       | 2,25               | 1,145 | -1,09  | P       | 5,41             | 1,977 | 1,14   | P       |                                |
| T+C1800°C +<br>C <sub>2</sub> +D  | 544                                 | 16,16 | -0,907                        | 1,15                          | P       | 2,5                | 0,86  | -1,154 | E       | 7,78             | 0,497 | 1,08   | P       | $\bar{A}_{5\text{car}} = 3$    |
| T+C1850°C +<br>+C <sub>2</sub> +D | 531,6                               | 106,4 | -1,152                        | 1,15                          | E       | 2,5                | -     | -      | -       | 6,4              | 1,953 | -1,11  | P       | $\bar{R}_{m\text{car}} = 593$  |
| T+C1900°C +<br>+C <sub>2</sub> +D | 572,3                               | 41,98 | 1,14                          | 1,15                          | P       | 3                  | -     | -      | -       | 5,82             | 1,407 | 1,07   | D       |                                |
| T+C1950°C +<br>+C <sub>2</sub> +D | 609                                 | 21,79 | -1,147                        | 1,15                          | P       | 3,58               | 0,52  | -1,12  | P       | 10,14            | 2,42  | -1,152 | E       | $\bar{Z}_{\text{car}} = 11,54$ |
| T+C1000°C +<br>+C <sub>2</sub> +D | 586,6                               | 49,44 | -1,146                        | 1,15                          | P       | 2,25               | 0,66  | -1,133 | P       | 6,74             | 1,63  | -1,13  | D       |                                |

P - valoarea suspectată este semnificativă  
E - valoarea suspectată se elimină ca eroare aberantă

$C_1 300^\circ C + C_2 + D \dots C_1 1000^\circ C + C_2 + D.$

Separările în cantitate mare ale fazei  $\chi$  care suferă și fenomene de coalescență explică creșterea proprietăților mecanice. Coalescența fazei  $\chi$  și estomparea caracterului acicular al structurii explică pierderea fragilității și creșterea tuturor proprietăților mecanice care devin mari mari decât cele obținute la călirea dublă. Astfel, se ajunge la rezistențe la rupere situate în jurul a  $600 \text{ N/mm}^2$  alungiri de 3,5 ... 4% și gătuiri la rupere de peste 11% pentru variante  $C_1 950^\circ C + C_2 + D$ . Apariția unui amestec mecanic fin  $\alpha + \chi$  la varianta  $C_1 1000^\circ C + C_2 + D$  explică diminuarea proprietăților plastice cu influență negativă și asupra rezistenței la rupere, datorită fragilizării materialului.



○ -  $R_m$  - valori experimentale  
● -  $\bar{R}_m$ , respectiv  $\bar{R}_m \text{ cor}$

Fig. 7.9. Variația rezistenței la rupere a probelor tratate termic varianta  $C_1 C_2 D$  funcție de temperatura  $T_1$  de încălzire pentru călirea  $C_1$

Rezultatele încercărilor de reziliență efectuate pe probe tratate în varianta  $C_1 C_2 D$  sînt prezentate în tabelul 7.11. și reprezentate grafic în figura 7.11 funcție de temperatura de călire, ( $T_1$ ).

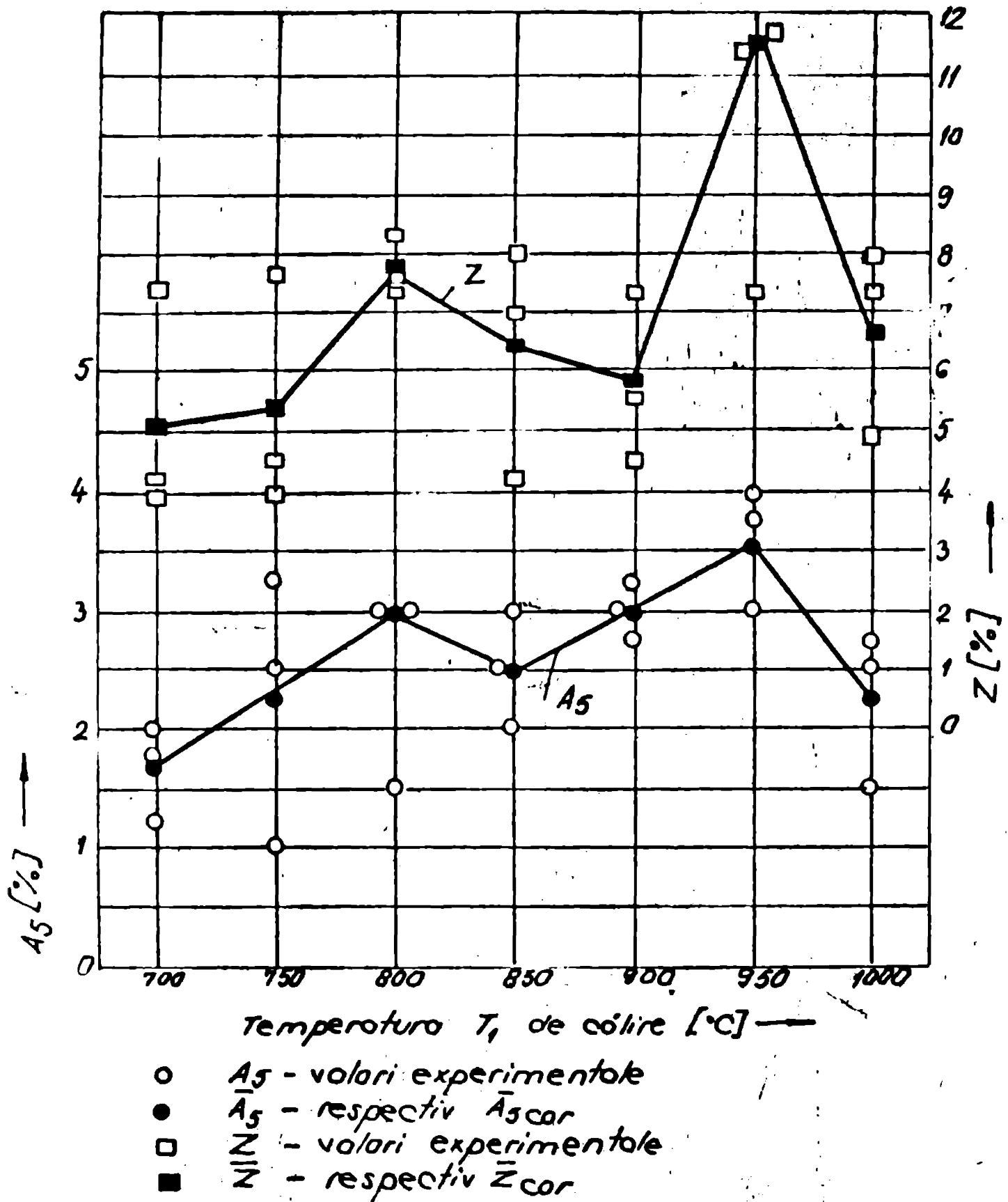


Fig.7.10. Variația caracteristicilor de plasticitate ale bronzului CuAl10Fe4Ni4Mn1Ti călit dublu și supus revenirii joase cu temperatura  $T_1$  de călire

Tabelul 7.11. Energia de rupere KV și reziliența KCV a probelor tratate termic varianta C<sub>1</sub>C<sub>2</sub>D

| Stare<br>(Simbol)                         | Marcaj<br>probă | KV<br>[J] | $\overline{KV}$ | KCV<br>[J/cm <sup>2</sup> ] | $\overline{KCV}$ |
|---|-----------------|-----------|-----------------|-----------------------------|------------------|
| T+C <sub>1</sub> 700°C+C <sub>2</sub> +D  | 27              | 6         | 6               | 7,28                        | 7,29             |
|   | 10              | 6         |                 | 7,28                        |                  |
|   | 11              | 6         |                 | 7,31                        |                  |
| T+C <sub>1</sub> 750°C+C <sub>2</sub> +D  | 30              | 6         | 6,33            | 7,38                        | 7,78             |
|   | 26              | 6         |                 | 7,28                        |                  |
|   | 27              | 7         |                 | 8,69                        |                  |
| T+C <sub>1</sub> 800°C+C <sub>2</sub> +D  | 14              | 8         | 6,66            | 9,82                        | 8,12             |
|   | 28              | 6         |                 | 7,28                        |                  |
|   | 29              | 6         |                 | 7,28                        |                  |
| T+C <sub>1</sub> 850°C+C <sub>2</sub> +D  | 9               | 8         | 7,33            | 9,75                        | 8,95             |
|   | 17              | 7         |                 | 8,6                         |                  |
|   | 34              | 7         |                 | 8,52                        |                  |
| T+C <sub>1</sub> 900°C+C <sub>2</sub> +D  | 3               | 7         | 7               | 8,51                        | 8,56             |
|   | 13              | 6         |                 | 7,38                        |                  |
|   | 26              | 8         |                 | 9,8                         |                  |
| T+C <sub>1</sub> 950°C+C <sub>2</sub> +D  | 35              | 7         | 8               | 8,48                        | 9,77             |
|   | 36              | 9         |                 | 11,01                       |                  |
|   | 41              | 8         |                 | 9,92                        |                  |
| T+C <sub>1</sub> 1000°C+C <sub>2</sub> +D | 19              | 7         | 7               | 8,47                        | 8,49             |
|   | 23              | 7         |                 | 8,5                         |                  |
|   | 42              | 7         |                 | 8,51                        |                  |

Variația energiei de rupere are aceeași alură, aceeași inflexiuni ca și curbe de variație a rezistenței la rupere respectiv a alungirii și găturii la rupere, și deci și cauzele sînt aceleași. De asemenea, și valorile se reflectă cantitativ datorită de separării ale fazei X, și anume prin micșorarea ușoară a acestora.



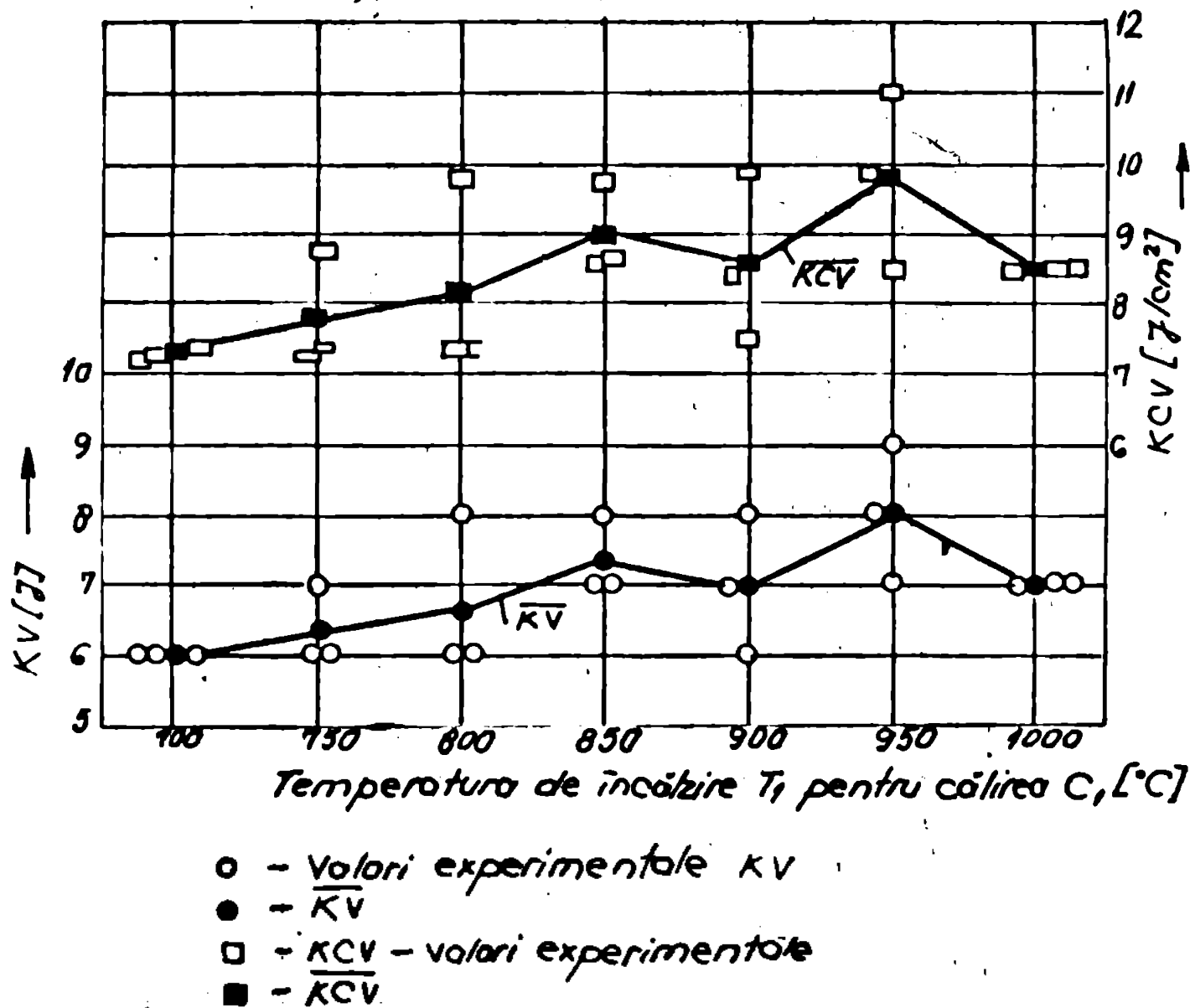


Fig.7.11. Variația energiei de rupere KV și a rezilienței KCV funcție de temperatura  $T_1$  a probelor tratate termic prin varianta  $C_1C_2D$ .

Măsurătorile de duritate au fost efectuate ca și în celelalte cazuri pe probe de reziliență rupte. Rezultatele măsurătorilor efectuate pe probele tratate termic prin călire dublă urmată de revenirea joasă oit și interpretarea statistică a acestora, sînt prezentate în tabelul 7.12. În figura 7.12, a fost reprezentat grafic variația durității funcție de temperatura  $T_1$  de călire. Se poate observa din acest grafic că evoluția durității cu parametrul considerat este similar cu

evoluția celorlalte proprietăți mecanice, dar valorile sînt disperse și practic variația durității se află în acest cîmp de dispersie și numai interpretarea statistică, avînd 15 valori experimentale pentru fiecare stare a permis construirea unei curbe elocvente.

Din nou se constată cu surprindere că duritatea bronzului cercetat variază puțin cu starea de tratament termic ceea ce a rezultat și din cercetările preliminare, prezentate în capitolul 3.1.

Curba de variație a durității medii (corectată) se prezintă cu un minim, cînd în structură apare diminuarea caracterului acicular ( $T_1 = 900^\circ\text{C}$ ).

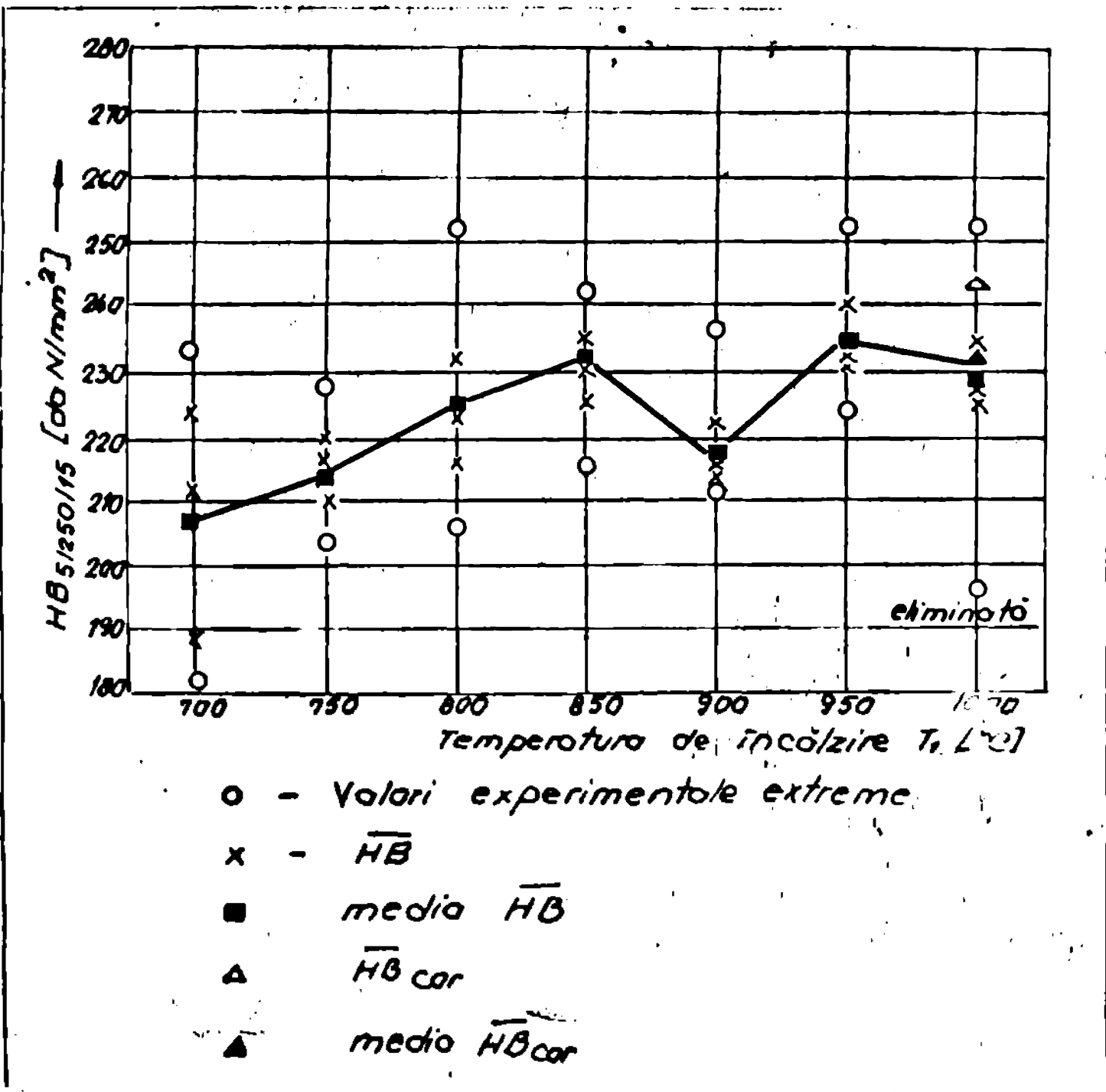


Fig.7.12. Variația durității bronzului  $\text{CuAlloFe4Ni4Mn1Ti}$  tratat termic varianta  $C_1C_2D$  funcție de temperatura  $T_1$  de călire.

| Nr. crt. | Store (Simbol)           | Morog probei | Duritate HB5/250/15 (valori ordonate) [ob N/mm <sup>2</sup> ] | $\bar{HB}$ | Medio $\bar{HB}$ | $\delta$ | $\nu$ | $\bar{\nu}$ 5,0,95 | Decizia | $\bar{HB}_{cor}$ | Medio $\bar{HB}_{cor}$ | Obs. |
|----------|--------------------------|--------------|---|------------|------------------|----------|-------|--------------------|---------|------------------|------------------------|------|
| 1        | T+C 700 C <sub>2</sub> D | 10           | 204; 207; 207; 214; 225                                       | 211,4      | 208,4            | 8,44     | 1,61  | 1,67               | P       | —                | —                      |      |
|          |                          | 11           | 218; 218; 225; 229; 233                                       | 224,6      |                  | 6,65     | 1,26  | 1,67               | P       | —                |                        |      |
|          |                          | 27           | 182; 188; 191; 191; 194                                       | 189,2      |                  | 4,54     | -1,58 | 1,67               | P       | —                |                        |      |
|          |                          | 30           | 214; 214; 222; 225; 229                                       | 220,2      |                  | 7,52     | 1,16  | 1,67               | P       | —                |                        |      |
| 2        | T+C 750 C <sub>2</sub> D | 26           | 211; 214; 218; 222; 225                                       | 218        | 216,06           | 5,7      | 1,22  | 1,67               | P       | —                | —                      |      |
|          |                          | 27           | 204; 207; 211; 214; 214                                       | 210        |                  | 4,41     | -1,35 | 1,67               | P       | —                |                        |      |
|          |                          | 14           | 207; 211; 222; 225; 251                                       | 223,2      |                  | 17,23    | 1,61  | 1,67               | P       | —                |                        |      |
|          |                          | 18           | 214; 214; 218; 218; 222                                       | 217,2      |                  | 3,34     | 1,43  | 1,67               | P       | —                |                        |      |
| 3        | T+C 800 C <sub>2</sub> D | 29           | 229; 229; 233; 233; 237                                       | 232,2      | 224,2            | 3,34     | 1,43  | 1,67               | P       | —                | —                      |      |
|          |                          | 9            | 225; 229; 233; 233; 233                                       | 230,6      |                  | 3,57     | -1,56 | 1,67               | P       | —                |                        |      |
|          |                          | 17           | 218; 222; 229; 233; 237                                       | 227,8      |                  | 7,79     | -1,25 | 1,67               | P       | —                |                        |      |
| 4        | T+C 850 C <sub>2</sub> D | 34           | 229; 233; 237; 237; 242                                       | 235,6      | 231,2            | 4,87     | 1,31  | 1,67               | P       | —                | —                      |      |

Tabelul 7. 12 Duritatea probeilor tratate termic C<sub>1</sub> C<sub>2</sub> D

Tabetul 7.12 (continuare)

| 1 | 2                          | 3                       | 4     | 5      | 6     | 7    | 8    | 9 | 10  | 11     | 12               |
|---|----------------------------|-------------------------|-------|--------|-------|------|------|---|-----|--------|------------------|
|   | 3                          | 214, 214, 225, 229, 237 | 223,8 |        | 9,93  | 1,32 | 1,67 | P | —   |        |                  |
| 5 | T+C, 900G D                | 211, 214, 214, 218, 222 | 215,8 | 217,9  | 4,26  | 1,45 | 1,67 | P | —   |        |                  |
|   | 26                         | 211, 214, 214, 214, 218 | 214,2 |        | 2,14  | —    | —    | — | —   |        |                  |
|   | 35                         | 229, 233, 242, 246, 251 | 240,2 |        | 9,09  | 1,18 | 1,67 | P | —   |        |                  |
| 6 | T+C, 950C <sub>2</sub> D   | 225, 229, 233, 233, 237 | 231,4 | 234,2  | 4,56  | 1,22 | 1,67 | P | —   |        |                  |
|   | 41                         | 214, 229, 233, 237, 242 | 231   |        | 10,65 | 1,03 | 1,67 | P | —   |        |                  |
|   | 19                         | 197, 237, 242, 246, 251 | 234,6 |        | 21,6  | 0,75 | 1,67 | P | 244 |        | Je exclud<br>197 |
|   | 23                         | 218, 225, 229, 233, 237 | 228,4 | 229,93 | 7,93  | 1,17 | 1,67 | P | —   | 233,06 |                  |
| 7 | T+C, 1000 C <sub>2</sub> D | 222, 225, 229, 229, 229 | 226,8 |        | 3,19  | —    | —    | — | —   |        |                  |

P → Valoarea suspectată este semnificativă

E → Valoarea suspectată se elimină ca eroare aberantă

Se poate conchide că revenirea joasă aplicată probelor călite dublu conduce la creșterea proprietăților mecanice pentru variante cu temperatura  $T_1$  mai mare de  $850^\circ\text{C}$ ; cu cele mai bune proprietăți mecanice s-a evidențiat varianta  $C_1 950^\circ\text{C} + C_2 + D$  care a condus la valori ridicate ale rezistenței la rupere de peste  $600 \text{ N/mm}^2$  asociată cu caracteristici bune de plasticitate:  $A_5 = 3,5...4 \%$ ;  $Z = \text{oca } 11...11,5\%$ . Această variantă de tratament termic secundar a condus la mai bune caracteristici mecanice față de toate variantele de tratamente termic prezentate pînă aci și prezintă interes pentru aplicarea practică.

#### 7.4. Proprietățile mecanice ale probelor tratate termic în varianta $C_1 950^\circ\text{C} + C_2 + D$ sau termociclate

Metoda călirilor succesive aplicată la variantele  $C_1 C_2 D$  au reliefat varianta  $C_1 950^\circ\text{C} + C_2 + D$  care conduce la obținerea unor proprietăți mecanice bune. Pentru a optimiza această variantă s-a studiat influența duratei de menținere asupra structurii și proprietăților mecanice ale probelor confecționate din bare turnate și tratate termic varianta  $C_1 950^\circ\text{C} + C_2 + D$ .

Pentru a avea un punct orientativ suplimentar, s-a efectuat pe două probe rămase de la investigațiile preliminare (capitolul 3.1.) tratate  $C_1 950^\circ\text{C}/15 \text{ min}/\text{H}_2\text{O}+10 \%$  NaCl) +  $C_2 650^\circ\text{C}/90 \text{ min}/\text{H}_2\text{O}+10\%$  NaCl o revenire joasă  $150^\circ\text{C}/90 \text{ min}/\text{aer}$ . Apoi, mai sistematic, au fost aplicate variantele  $C_1 C_2 D(4)$  și  $C_1 C_2 D(8)$  conform ciclogramelor reprezentate în figura 3.9. și respectiv variantele de termociclare conform figurilor 3.9., 3.10. și 3.11.

Rezultatele încercărilor de tracțiune sînt prezentate în tabelul 7.13. și interpretate statistic în tabelul 7.14.

Se constată că, în fine, diversele variante tehnologice conduc la proprietăți mecanice bune, atît în ceea ce privește caracteristicile de rezistență cît și cele de plasticitate. Pe baza datelor tabelate s-au construit mai întîi graficele de variație ale caracteristicilor de tracțiune funcție de durata de menținere la varianta  $C_1 C_2 D$  (figurile 7.13. și 7.14.) apoi variația acestor caracteristici funcție de tipul de tratament termic aplicat (figurile 7.15. și 7.16.)

Concluzia care se desprinde din analiza figurilor 7.13. și 7.14. este că duratele de menținere de 4 ore conduc la cea mai mare valoare a rezistenței la rupere ( $627 \text{ N/mm}^2$ ) asociată cu bune valori ale alungirii la rupere (4%). Dizolvarea denăritelor fazei  $\alpha$  și separarea acesteia sub formă de precipitate globulare în soluția solidă

Tabelul 7.13. Caracteristicile de tracțiune ale probelor tratate termic în variante  $U_1 950^{\circ}C + C_2 + D$  sau termociclate.

| Store<br>(Simbol)   | Nr.<br>probă | $R_m$<br>[N/mm <sup>2</sup> ] | $A_5$<br>[%] | $Z$<br>[%] | Observatii              |
|---|--------------|-------------------------------|--------------|------------|-------------------------|
| T+C, 950°C/15min +<br>C <sub>2</sub> 650°C/90min +<br>D 150°C/90min                   | 1            | 518                           | —            | —          | Rupt în record          |
|   | 2            | 532                           | 1,0          | 1,41       |                         |
| T+C, 950°C/60min +<br>C <sub>2</sub> 650°C/60min +<br>D 150°C/90min<br>conf. tab. 7.9 | 1            | 619                           | 3,75         | 11,7       |                         |
|   | 2            | 584                           | 4            | 7,35       |                         |
|   | 3            | 624                           | 3            | 11,38      |                         |
| Turnot +<br>C <sub>1</sub> C <sub>2</sub> D(4)<br>conf. fig. 3.9                      | 1            | 636                           | 4            | 8,97       |                         |
|   | 2            | 597                           | 2,5          | 4,9        |                         |
|   | 3            | 648                           | 4            | 11,4       |                         |
| Turnot +<br>C <sub>1</sub> C <sub>2</sub> D(8)<br>Conf. fig. 3.9                      | 1            | 569                           | 3            | 8,65       |                         |
|   | 2            | 585                           | 3            | 5,57       |                         |
|   | 3            | 617                           | 3,5          | 8          |                         |
| Turnot +<br>2 C <sub>1</sub> C <sub>2</sub> D(4)<br>conf. fig. 3.9                    | 1            | 610                           | 2,5          | 5,91       |                         |
|   | 2            | 584                           | 3,5          | 10,74      |                         |
|   | 3            | 575                           | 3,75         | 11,38      |                         |
| Turnot +<br>2 C <sub>1</sub> C <sub>2</sub> D(8)<br>conf. fig. 3.9                    | 1            | 600                           | —            | —          | Rupt în afara reperelor |
|   | 2            | 659                           | 5            | 12,3       |                         |
|   | 3            | 612                           | 4,75         | 10,75      |                         |
| Turnot +<br>DC <sub>2</sub> C <sub>1</sub> C <sub>2</sub> D(4)<br>conf. fig. 3.10     | 1            | 595                           | 3,2          | 8          |                         |
|   | 2            | 601                           | —            | —          | Rupt în afara reperelor |
|   | 3            | 492                           | 2,5          | 8,33       |                         |
| Turnot +<br>C <sub>1</sub> C <sub>2</sub> D C <sub>2</sub> D(4)<br>Conf. fig. 3.11    | 1            | 581                           | 3,2          | 9,3        |                         |
|   | 2            | 518                           | 2,5          | 4,9        |                         |
|   | 3            | 591                           | 4,5          | 8,33       |                         |

Tabelul 7.14 INTERPRETAREA STATISTICĂ A REZULTATELOR ÎNCERCĂRILOR LA TRACȚIUNE PREZENTATE ÎN TABELUL 7.13

| Store<br>(Symbol)                    | $\bar{R}_m$<br>[N/mm <sup>2</sup> ] | A     | $v = \frac{x_i - \bar{x}}{s}$ | $\bar{z}$<br>3,095 | Decizia | $\bar{A}_5$<br>[%] | A    | v      | Decizia | $\bar{z}$<br>[%] | A    | v      | Decizia | Valori medii corectate,<br>Observații |
|--------------------------------------|-------------------------------------|-------|-------------------------------|--------------------|---------|--------------------|------|--------|---------|------------------|------|--------|---------|---------------------------------------|
| $T+C_1C_2D$<br>( $t_{men} = 15min$ ) | 525                                 | —     | —                             | —                  | —       | 1                  | —    | —      | —       | 1,41             | —    | —      | —       | (Valori informative)                  |
| $T+C_1C_2D$<br>( $t_{men} = 60min$ ) | 609                                 | 21,79 | -1,147                        | 1,15               | P       | 3,58               | 0,52 | -1,12  | P       | 10,14            | 2,42 | -1,52  | E       | $\bar{z}_{cor} = 11,54$               |
| $C_1C_2D(4)$                         | 627                                 | 26,66 | -1,125                        | 1,15               | P       | 3,5                | 0,86 | -1,154 | E       | 8,42             | 3,28 | -1,07  | D       | $\bar{A}_{5cor} = 4$                  |
| $C_1C_2D(8)$                         | 590,3                               | 24,44 | 1,09                          | 1,15               | P       | 3,16               | 0,28 | 1,154  | E       | 7,4              | 1,62 | -1,13  | P       | $\bar{A}_{5cor} = 3$                  |
| $2C_1C_2D(4)$                        | 589,6                               | 19,17 | 1,11                          | 1,15               | P       | 3,25               | 0,66 | -1,13  | P       | 9,34             | 2,99 | -1,148 | P       |                                       |
| $2C_1C_2D(8)$                        | 623,6                               | 31,18 | 1,13                          | 1,15               | P       | 4,875              | —    | —      | —       | 11,52            | —    | —      | —       |                                       |
| $DC_2C_1C_2D(4)$                     | 562,6                               | 61,27 | -1,158                        | 1,15               | E       | 2,85               | —    | —      | —       | 3,165            | —    | —      | —       | $\bar{R}_{mcor} = 598$                |
| $C_1C_2DC_2D(4)$                     | 563,3                               | 39,57 | -1,145                        | 1,15               | P       | 3,4                | 1,01 | -0,88  | P       | 7,51             | 2,31 | -1,129 | P       |                                       |

P - se păstrează valoarea ca fiind semnificativă

E - se elimină valoarea ca eroare aleatorie

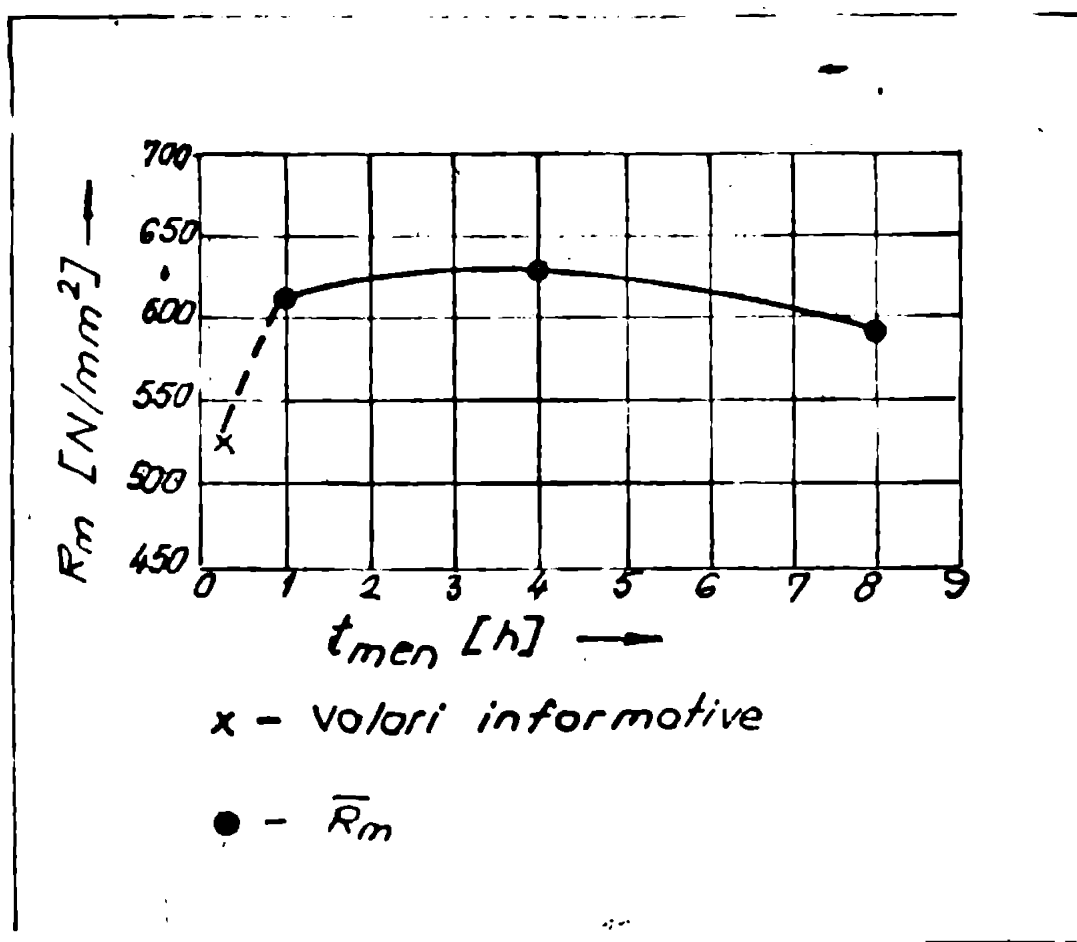


Fig.7.13. Variația rezistenței la rupere a probelor tratate termic  $C_1O_2D$  funcție de durata de menținere

$\alpha$ , cantitatea acestor separări fiind relativ redusă în comparație cu celelalte stări (figura 6.40.), explică reducerea fragilității bronzului studiat la valori acceptabile. Descreșterea ușoară ale rezistenței la rupere și ale caracteristicilor de plasticitate (figurile 7.13. și 7.14.) pentru durate de menținere de opt ore se explică prin formarea unui amestec mecanic  $\alpha + \gamma$  între formațiunile aciculare (figura 6.41.) suficient de fin pentru a bloca deplasarea dislocațiilor.

În figura 7.14. se constată că variația gîturii nu respectă pe deplin cele descrise. Se precizează din nou că corelarea proprietăților mecanice cu structura este îngreunată de numărul mare de constituenți, în special de faza  $\gamma$  care se regăsește în planul de rupere a probelor și care afectează mult comportarea materialului și se pare că gîturarea la rupere este cea mai perturbată de prezența acesteia.



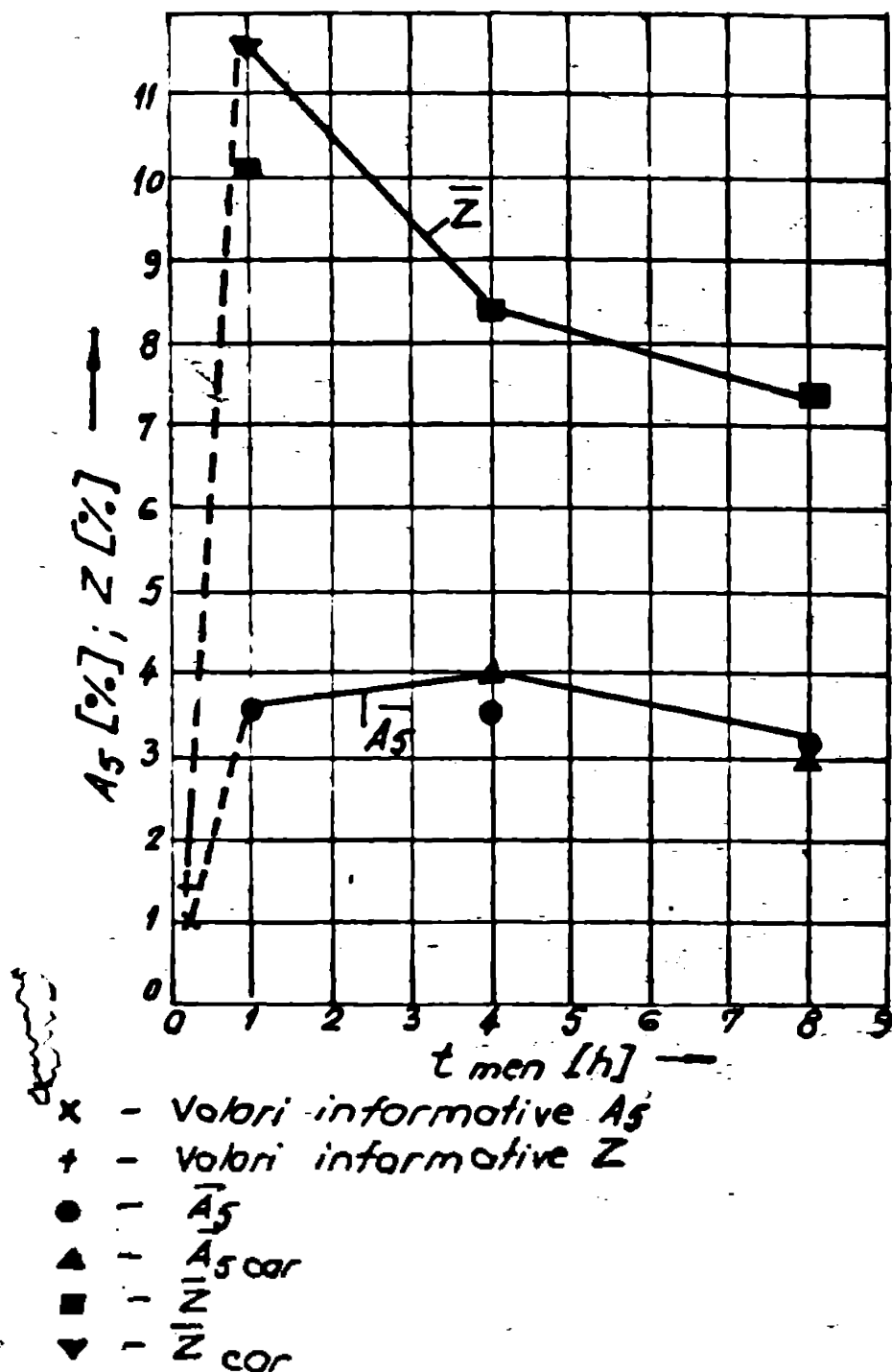


Fig.7.14. Variația caracteristicilor de plasticitate ale probelor tratate termic varianta  $C_1C_2D$  funcție de durata de menținere

In figurile 7.15. și 7.16 ordinea stărilor de tratament termic respectă ordinea crescătoare a duratelor de menținere (in această inclusind și repetarea ciclurilor de tratament termic) pînă la variantele  $DC_2C_1C_2D$  respectiv  $C_1C_2DC_2D$ .

Graficele menționate relevă caracteristica de tracțiune foarte bune și pentru varianta  $2C_1C_2D(8)$  mai ales în ceea ce privește caracteristicile de plasticitate (figura 7.16.). 3-ar putea că varianta de tratament termic  $2C_1C_2D(8)$  să conducă de fapt la rezistențe la rupere mai mari decît varianta  $C_1C_2D(4)$ , dată fiind o va-

leare experimentală foarte bună ( $659\text{N/mm}^2$ ) și alungirii și gîturii cu valori maxime în comparație cu oricare altă stare de tratament termic analizată. Valorile acestea ridicate se explică prin transformările structurale care au avut loc, în special prin coalescența și globalizarea precipitărilor de fază  $\alpha$  și separări în cantitate maximă ale soluției solide  $\alpha$ .

Varianta de tratament termic  $DC_2C_1C_2D(4)$  asigură proprietăți mecanice interesante, dar finștea precipitărilor nu permite atingerea de valori interesante pentru alungirea și gîturire la rupere

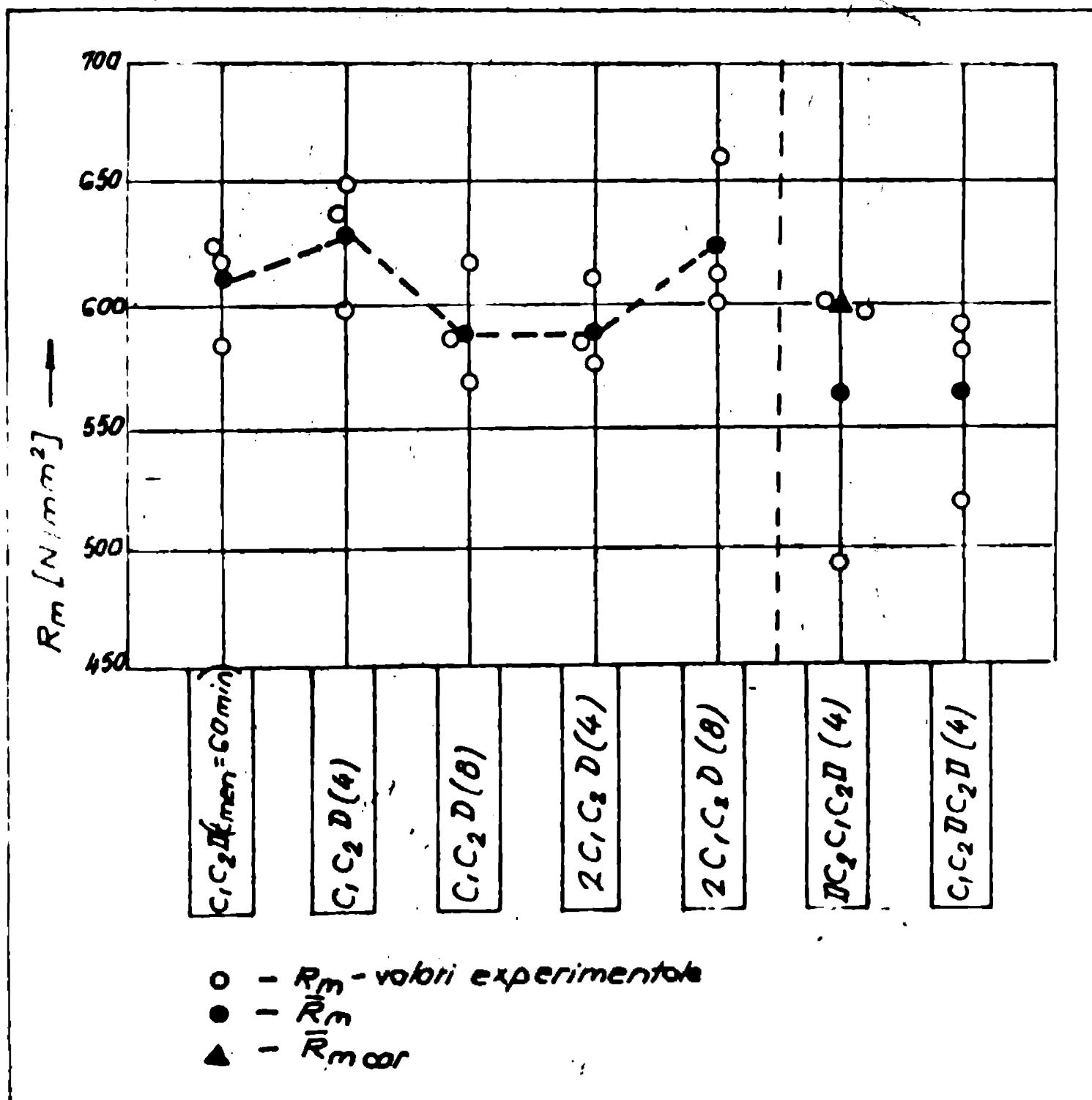


Fig.7.15. Variația rezistenței la rupere ale probelor tratate termic în varianta  $0,950^\circ\text{C}+C_2+D$  cu diverse durate de menținere sau termociclate

Varianta  $C_1C_2DC_2D(4)$  conduce la valori apropiate de cele obținute prin varianta  $C_1C_2D(4)$  dar cantitatea mai mare de precipitări are efect fragilizant.

Rezultatele încercărilor la încovoiere prin șoc sînt prezentate în tabelul 7.15. și reprezentate grafic funcție de variația de tratament termic aplicată, în figura 7.17.

Din valorile tabelate și din graficul de variație ale acestora rezultă că probele tratate termic varianta  $2C_1C_2D(8)$  conferă bronzului analizat cele mai ridicate caracteristici de tenacitate în comparație cu toate stările de tratament analizate.

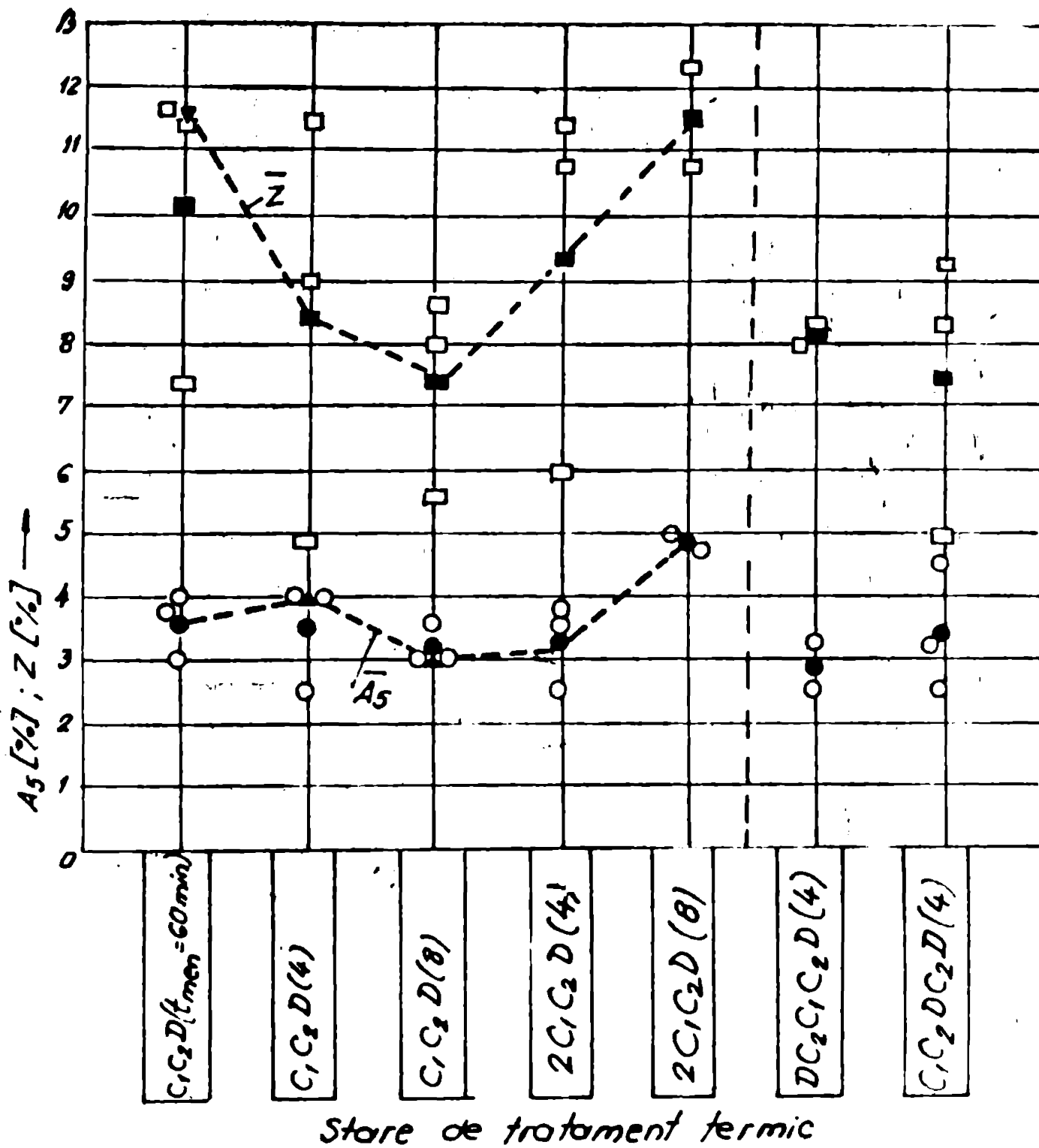
Caracteristicile de tenacitate înregistrează o creștere odată cu creșterea duratelor de menținere ceea ce se explică prin disolvarea dendritelor de fază  $\alpha$ , coalescența precipitărilor.

În final au fost efectuate încercări sclerometrice pe probe tratate  $C_1950^\circ C + C_2 + D$  cu diverse durate de menținere respectiv prin termociclare și rezultatele sînt prezentate în tabelul 7.16, împreună cu interpretarea lor statistică. Dispersia valorilor este mare, dar folosind interpretarea statistică s-a reușit construirea unui grafic elocvent (figura 7.18.).

Se poate constata scăderea durității cu creșterea duratei de menținere, adică cu disolvarea dendritelor fazei  $\alpha$ . Creșterea cantității de precipitări  $\alpha$  la varianta  $2C_1C_2D(8)$  conduce la o tendință de creștere a durității.

Se pare că duritatea Brinell este afectată de mărimea și cantitatea fazei  $\alpha$  în măsură mai mare decît de celelalte transformări structurale.

În concluzie se desprind două variante de tratament termic secundar pentru probe turnate din bronzul de aluminiu studiat - varianta  $C_1C_2D(4)$  și  $2C_1C_2D(8)$ . Prima este mai ușor de realizat, dar a doua se impune cînd fragilitatea materialului ar trebui să fie cît mai mică. Față de starea turnată, aceste două variante de tratament termic conduc la o creștere a rezistenței la rupere cu 38%, a alungirilor la rupere de peste 2,8 ori, a găturii de 4,9 ori și a energiei de rupere de 2,3 ori, creșteri relative care sînt remarcabile mai ales în ceea ce privește creșterea proprietăților plastice și de tenacitate, dar și în comparație cu valorile extrase din literatura de specialitate (tabelul 1.1.). S-a plecat de la un material cu caracteristici modeste datorită prezenței fazei  $\gamma_2$  în cantitate mare, dar și a fazei  $\beta$  și în urma termociclării s-au obținut caracteristici ce concurează bronzurile de aluminiu cu 5% Fe și 5% Ni.



- -  $A_5$  valori experimentale
- -  $\bar{A}_5$
- ▲ -  $\bar{A}_5 \text{ cor.}$
- -  $Z$  valori experimentale
- -  $\bar{Z}$
- ▼ -  $\bar{Z} \text{ cor.}$

Fig.7.16. Variația caracteristicilor de plasticitate ale probelor termociclate

Tabelul 7.15. Energia de rupere și reziliența KCV a probelor tratate termic în varianta C<sub>1</sub>950°C + C<sub>2</sub> + D cu diferite durate de menținere sau termociclate

| Stare<br>(simbol)  | Marcaj<br>probi | KV<br>[ $\bar{K}$ ] | $\bar{K}$ | KCV<br>[ $\bar{K}$ / cm <sup>2</sup> ] | $\bar{KCV}$ |
|--|-----------------|---------------------|-----------|--|-------------|
| Turnat +<br>C <sub>1</sub> C <sub>2</sub> D (t <sub>men</sub> =60<br>min)<br>Conf. tob. 7.11 | 35              | 7                   | 8         | 8,48                                   | 9,77        |
|  | 36              | 9                   |           | 11,01                                  |             |
|  | 41              | 8                   |           | 9,82                                   |             |
| Turnat +<br>C <sub>1</sub> C <sub>2</sub> D (4)  | 1               | 9                   | 8,66      | 10,99                                  | 10,5        |
|  | 2               | 9                   |           | 10,88                                  |             |
|  | 3               | 8                   |           | 9,65                                   |             |
| Turnat +<br>C <sub>1</sub> C <sub>2</sub> D (8)  | 13              | 9                   | 10        | 10,98                                  | 12,12       |
|  | 14              | 10                  |           | 12,15                                  |             |
|  | 15              | 11                  |           | 13,23                                  |             |
| Turnat +<br>2C <sub>1</sub> C <sub>2</sub> D (4)   | 4               | 9                   | 9,66      | 10,98                                  | 11,74       |
|  | 5               | 10                  |           | 12,09                                  |             |
|  | 6               | 10                  |           | 12,15                                  |             |
| Turnat +<br>2C <sub>1</sub> C <sub>2</sub> D (8)   | 16              | 11                  | 11,66     | 13,33                                  | 14,06       |
|  | 17              | 12                  |           | 14,32                                  |             |
|  | 18              | 12                  |           | 14,54                                  |             |
| Turnat +<br>DC <sub>2</sub> C <sub>1</sub> C <sub>2</sub> D (4)                              | 7               | 9                   | 8,66      | 10,78                                  | 10,36       |
|  | 8               | 9                   |           | 10,76                                  |             |
|  | 9               | 8                   |           | 9,56                                   |             |
| Turnat +<br>C <sub>1</sub> C <sub>2</sub> DC <sub>2</sub> D (4)                              | 10              | 11                  | 9,66      | 13,35                                  | 11,74       |
|  | 11              | 10                  |           | 12,08                                  |             |
|  | 12              | 8                   |           | 9,79                                   |             |

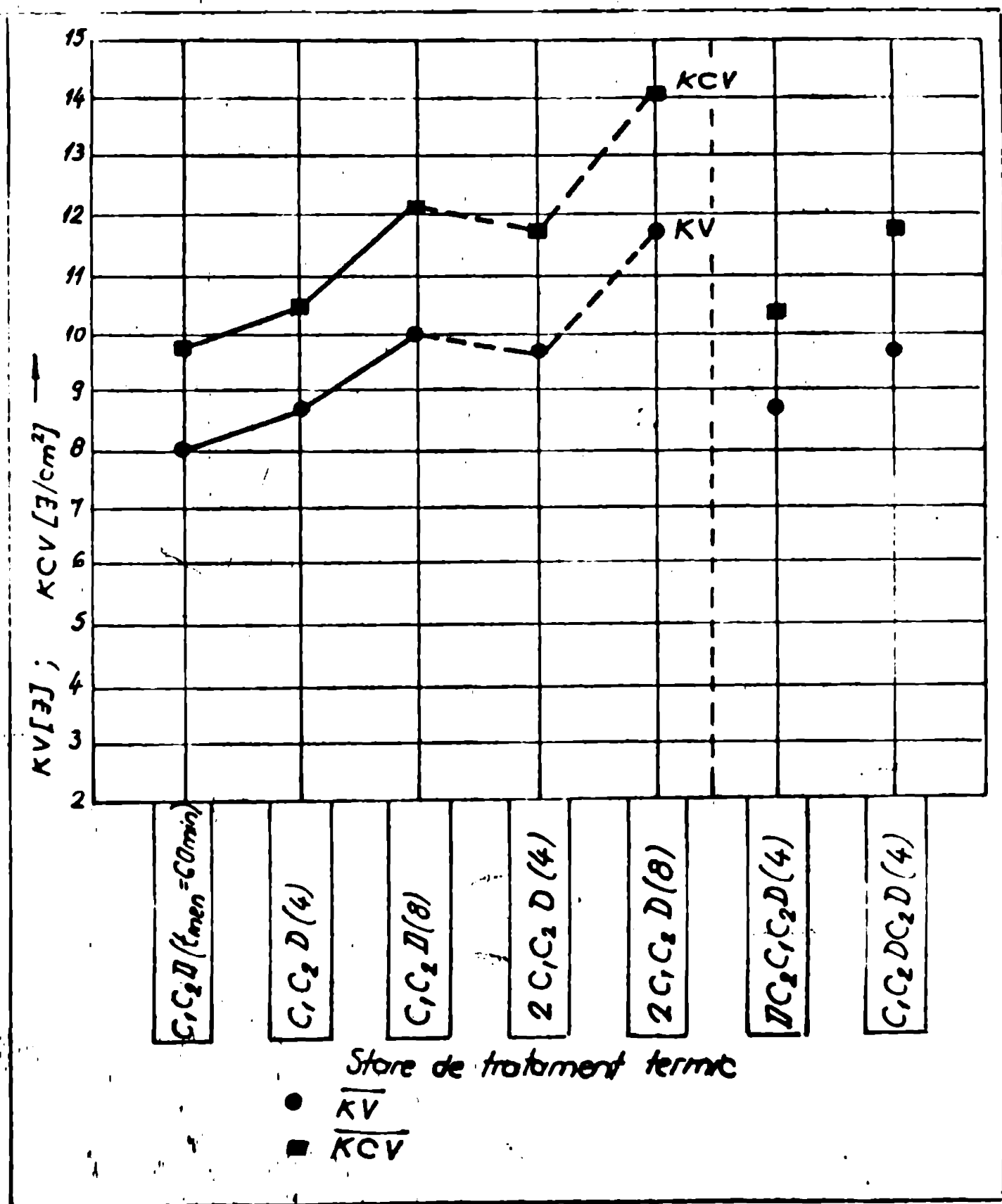


Fig. 7.17. Variația energiei de rupere și a rezilienței KCV a bronzului CuAl10Fe4Ni4Mn1Zn1, termociclat

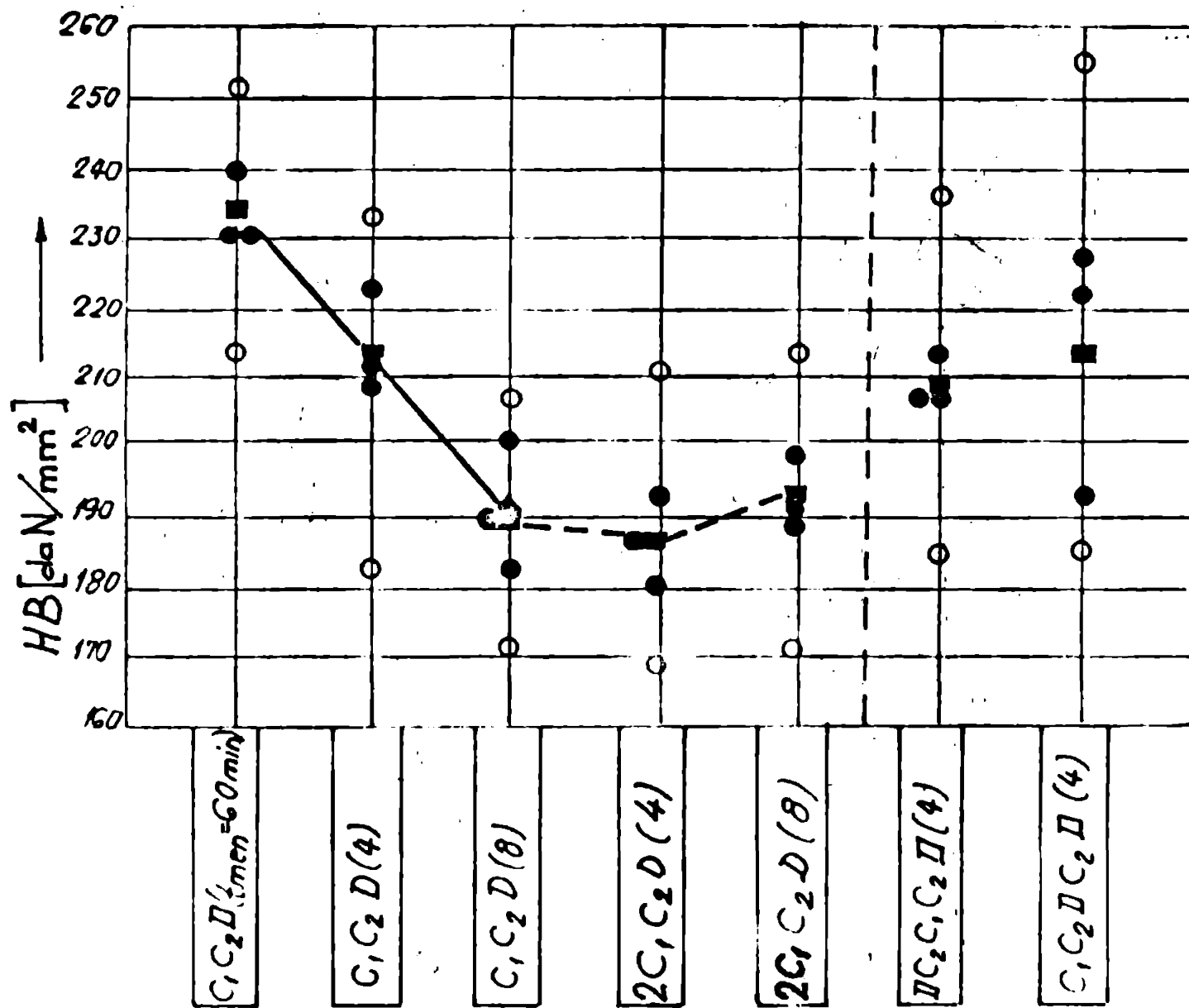
Tabelul 7.16. Duritatea probelor termoluate

| Stare (Simbol)  | Marci<br>prob  | Duritatea HB <sub>5/250/15</sub><br>[don't mm <sup>2</sup> ]<br>Vohni exp. in. ordonate | $\overline{HB}$         | Medio<br>$\overline{HB}$ | A             | v             | F <sub>5,095</sub> | 02027         | $\overline{HB}_{cor}$ | Medio<br>$\overline{HB}_{cor}$ | Obs.                        |  |  |
|---|--|---|-------------------------|--------------------------|---------------|---------------|--------------------|---------------|-----------------------|--------------------------------|-----------------------------|--|--|
| Turnof + C <sub>1</sub> 950C/<br>60 min + C <sub>2</sub> 650C/<br>90 min<br>Conf. tob. 7.12 | 1  | 2   | 3                       | 4                        | 5             | 6             | 7                  | 8             | 9                     | 10                             | 11                          |  |  |
|   | 35   | 229; 233; 242; 246; 251   | 240,2                   | 234,2                    | 9,09          | 1,18          | 1,67               | P             | —                     |                                |                             |  |  |
|   | 36   | 225; 229; 233; 233; 237   | 231,4                   |                          | 4,56          | 1,22          | 1,67               | P             |                       |                                |                             |  |  |
|   | 41   | 214; 229; 233; 237; 242   | 231                     |                          | 10,65         | 1,03          | 1,67               | P             |                       |                                |                             |  |  |
|   | Turnof +<br>C <sub>1</sub> C <sub>2</sub> D (A)<br>Conf. fig. 3.9  | 1   | 182; 207; 210; 214; 225 |                          | 208,4         | 214,06        | 16,1               | -1,63<br>1,03 | 1,67                  | P                              |                             |  |  |
|   |  | 2   | 211; 218; 225; 225; 233 |                          | 222,4         |               | 8,29               | 1,27          | 1,67                  | P                              |                             |  |  |
| 3   |  | 191; 194; 218; 225; 229   | 214,4                   |                          | 17,7          |               | 0,99               | 1,67          | P                     |                                |                             |  |  |
| Turnof +<br>C <sub>1</sub> C <sub>2</sub> D (B)<br>Conf. fig. 3.9                           | 13   | 177; 200; 200; 200; 207   | 195,8                   | 190,1                    | 4,49<br>3,5   | -1,72<br>1,5  | 1,67<br>1,46       | E<br>E        | 200                   |                                | Sc elimi-<br>nd 177;<br>207 |  |  |
|   | 14   | 171; 171; 185; 185; 200   | 182,4                   |                          | 12,07         | 1,45          | 1,67               | P             |                       | 191,2                          |                             |  |  |
|   | 45   | 177; 177; 194; 204; 204   | 191,2                   |                          | —             | —             | —                  | —             | —                     |                                |                             |  |  |
|   | 4  | 169; 177; 177; 204; 211   | 187,6                   |                          | 18,62         | -0,99<br>1,25 | 1,67               | P             |                       |                                |                             |  |  |
|   | Turnof +<br>2 C <sub>1</sub> C <sub>2</sub> D(4)<br>Conf. fig. 3.9 | 5   | 185; 185; 194; 200; 200 |                          | 192,8         | 187           | —                  | —             | —                     | —                              |                             |  |  |
| 6   |  | 171; 177; 179; 185; 191   | 180,5                   | 7,668                    | -1,25<br>1,35 |               | 1,67               | P             |                       |                                |                             |  |  |

Tabelul 7.16. (continuare)

| 0   | 1  | 2                                      | 3     | 4      | 5     | 6     | 7    | 8 | 9 | 10 | 11 |
|---|----|--|-------|--------|-------|-------|------|---|---|----|----|
| Turnof +<br>2 C <sub>1</sub> C <sub>2</sub> D(B)<br>Conf. fig. 3.9  | 16 | <u>179</u> ; 185; 194; 200; 200        | 191,6 |        | 9,34  | -1,34 | 1,67 | P |   |    |    |
|   | 17 | <u>171</u> ; 177; 185; 194; <u>214</u> | 188,2 | 192,73 | 16,81 | 1,53  | 1,67 | P |   |    |    |
|   | 18 | <u>185</u> ; 200; 200; 200; 207        | 198,4 |        | 8,08  | -1,65 | 1,67 | P |   |    |    |
| Turnof  | 7  | 200; 200; 207; 218; <u>218</u>         | 207,8 |        | 8,13  | 1,25  | 1,67 | P |   |    |    |
| D C <sub>2</sub> C <sub>1</sub> C <sub>2</sub> D<br>Conf. fig. 3.10 | 8  | <u>197</u> ; 207; 218; 218; <u>229</u> | 213,8 | 209,46 | 12,19 | -1,37 | 1,67 | P |   |    |    |
|   | 9  | 185; 194; 200; 218; <u>237</u>         | 206,8 |        | 20,75 | 1,45  | 1,67 | P |   |    |    |
| Turnof  | 10 | 185; 185; 194; 200; 200                | 192,8 |        | -     | -     | -    | - |   |    |    |
| C <sub>1</sub> C <sub>2</sub> D C <sub>2</sub> D<br>Conf. fig. 3.11 | 11 | <u>218</u> ; 225; 225; 237; 237        | 228,4 | 219,6  | 8,35  | -1,24 | 1,67 | P |   |    |    |
|   | 12 | <u>194</u> ; 200; 225; 237; <u>255</u> | 222,2 |        | 25,44 | -1,1  | 1,67 | P |   |    |    |





Stare de tratament termic

- HB - valori experimentale extreme (semnificative)
- $\overline{HB}$  (medie pe probă)
- Media  $\overline{HB}$  (pe stare de tratament termic)
- ▲ Media  $\overline{HB}_{cor}$

Fig. 7.18. Duritatea bronzului termociclat

Se precizează că variantele complexe de tratament termic efectuate conform cicloграмelor din figurile 3.12. - 3.17., la care s-au încercat alte temperaturi  $T_2$  (diferite de  $650^\circ\text{C}$ ), alte temperaturi de revenire etc., au condus la proprietăți mecanice mai slabe decât cele obținute în urma aplicării variantelor  $C_1C_2D$  și a termociclărilor. Aceste încercări însă au demonstrat că numai termociclările efectuate conform figurii 3.9. conduc la cele mai bune proprietăți mecanice și au parametri tehnologici optima. De asemenea se precizează fragilitatea deosebită a probelor călitate și supuse revenirii la  $400^\circ\text{C}$  datorită separărilor în cantitate mare a fazei  $\gamma_2$  (cap. 6.8.). Valorile proprietăților mecanice determinate, nefiind interesante pentru uzul practic, ele nu au fost stipulate în prezenta lucrare.

### 7.5. Concluzii

Analiza proprietăților mecanice  $R_m$ ,  $A_5$ ,  $Z$ ,  $KV$ ,  $KCV$ ,  $HB_{5/250/15}$  ale probelor călitate de la temperaturi cuprinse în intervalul  $700...1000^\circ\text{C}$ , călitate dublu  $C_1 + C_2 650^\circ\text{C}$ , tratate în variante  $C_1C_2D$  sau termociclate a fost făcută funcție de parametrul  $T_1$ , temperatura de încălzire pentru călirea  $C_1$ . Variația proprietăților mecanice a fost corelată cu rezultatele analizei metalografice. Cu toate că stabilirea interdependențelor structură-proprietăți mecanice s-a făcut separat pentru fiecare tip de tratament termic final, s-au desprins câteva concluzii generale:

- reducerea fragilității materialului și în consecință creșterea caracteristicilor de plasticitate precum și a celor de rezistență și tenacitate se obține prin reducerea cantității de fază  $\gamma_2$  în structură și prin dizolvarea dendritelor fazei  $\alpha$ ;

- creșterea cantității de soluție solidă  $\alpha$  conduce la creșterea proprietăților mecanice;

- corelarea proprietăți-structură este îngreunată de numărul mare de constituenți structurali și de prezența fazei  $T$ .

Rezultatele încercărilor mecanice confirmă concluziile capitoului 6, privind stimularea separărilor de fază  $\alpha$  și frinarea apariției fazei  $\gamma_2$  prin variantele  $C_1 + C_2$ ;  $C_1C_2D$  de tratament termic dar mai ales prin termociclare.

Termociclarea  $2C_1C_2D(3)$  este varianta de tratament termic fin 1 care conferă bronzului turnat cele mai bune proprietăți mecanice și anume:  $R_m = 620...660 \text{ N/mm}^2$ ;  $A_5 = 5\%$ ;  $Z = 11,5\%$ ;  $KCV = 14 \text{ J/cm}^2$  și  $HB = 193 \text{ daN/mm}^2$ , valori asemănătoare celor care se

obțin la bronzuri cu un conținut de 4,5...5,5 % Ni (cu 40...72 % mai mare).

În consecință pentru uzul industrial se recomandă ca tratament termic final aplicat pieselor turnate:

- călire 950°C/8h/H<sub>2</sub>O+10%NaCl+călire 650°C/8h/H<sub>2</sub>O+10%NaCl + revenire 150°C/3h/aer și repetarea acestui ciclu (20<sub>1</sub>C<sub>2</sub>D(8))

Dacă caracteristicile de plasticitate și tenacitate impuse pieselor folosite au valori mai reduse ( $A_2 = 4\%$ ;  $Z = 8\%$ ), atunci se recomandă aplicarea următorului tratament termic final.

- călire 950°C/4h/H<sub>2</sub>O+10%NaCl+călire 650°C/4h/H<sub>2</sub>O+10%NaCl +revenire 150°C/4h/aer.

## CAPITOLUL 8

### COMPORTAREA BRONZULUI CuAl<sub>10</sub>Fe<sub>4</sub>Ni<sub>4</sub>Zn<sub>1</sub> LA UZURA ABRAZIVA SI IN MEDII COROZIVI

#### 8.1. Comportarea în condiții de uzură abrazivă

##### 8.1.1. Introducere

Una din proprietățile foarte importante ale bronzurilor de aluminiu, care le face competitive din punct de vedere tehnic dar și economic cu alte materiale care prezintă bune caracteristici de tracțiune și o înaltă rezistență la coroziune este buna rezistență la uzură abrazivă. De aceea, au fost efectuate mai multe etape de încercări la uzură abrazivă. Încercările preliminare au fost comunicate /42/. Încercările ulterioare au fost efectuate în paralel cu metoda câlirilor succesive.

##### 8.1.2. Probe și metoda de lucru

Din bronzul de aluminiu studiat au fost supuse câlirii, câliri duble, câliri duble urmată de revenire joasă, câlirii și revenirii medii, probe de uzură  $\phi$  10x25 mm. Apoi s-a efectuat încercarea la uzură abrazivă pe un abrasometru folosind hirtie NORTON în de cu caracteristici echivalente hirtiei HC16 recomandată în STAS 9639-74. Încercările au fost efectuate conform standardului menționat urmărindu-se uzura masivă produsă. Se precizează că uzura masivă a fost determinată cu ajutorul unei balanțe analitice.

##### 8.1.3. Rezultate experimentale și interpretări

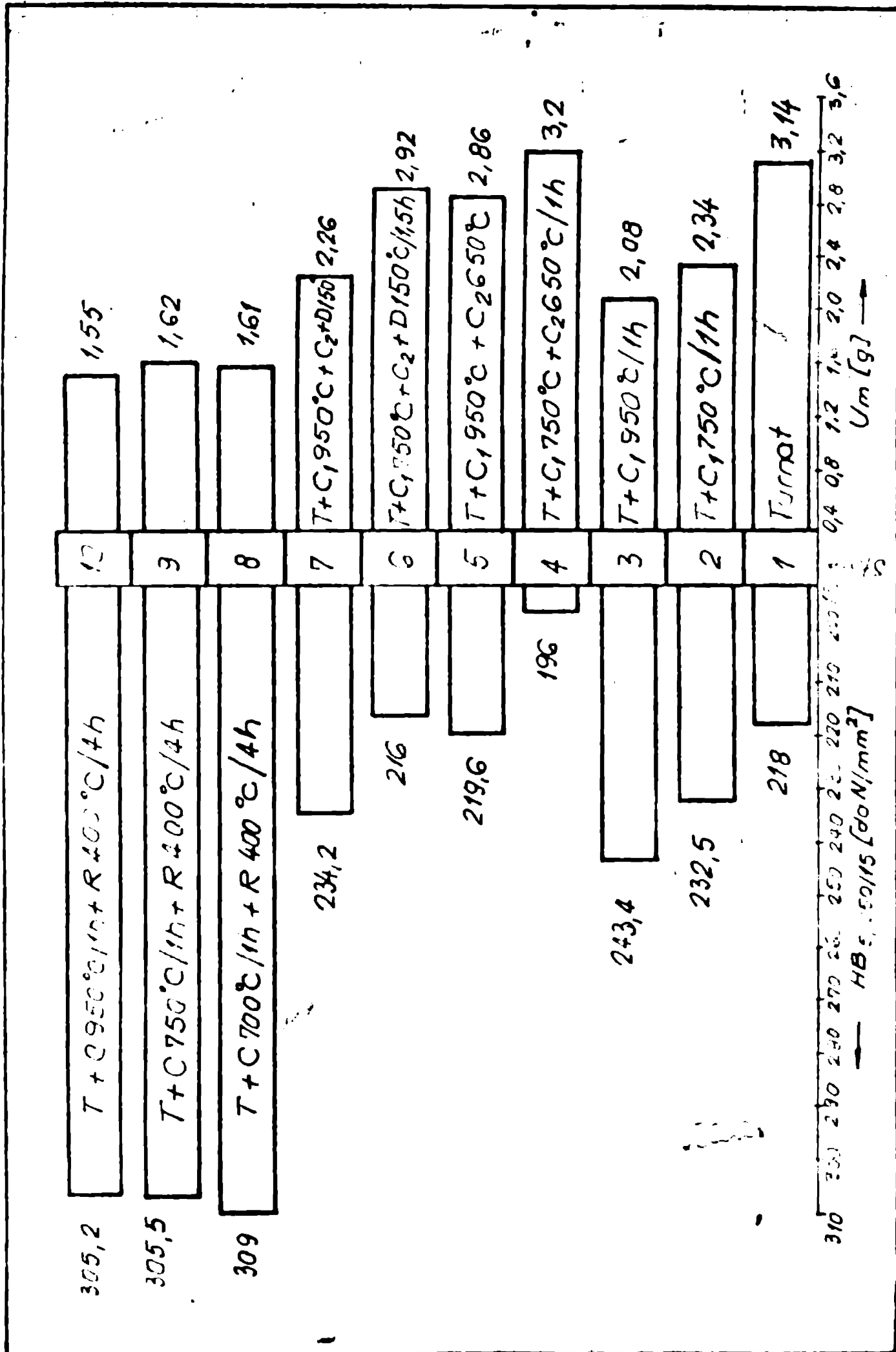
Uzura masivă apărută în trei minute de încercare este prezentată în tabelul 8.1. Se observă că în general tratamentele termice măresc rezistența la uzură a bronzului studiat, fapt explicabil prin reducerea eterogenității structurii prin tratamente termice. Excepție face câlirea dublă  $C_1 750^\circ C + Q_2$ . Acest lucru este însă în corelație cu structura și duritatea obținută. Călirea dublă de la  $750^\circ C$  conduce la o duritate mică ( $HB = 196 \text{ daN/mm}^2$ ) și la prezența în structură a zonelor de soluție solidă  $\alpha$  proeutectoidă, care oferă un punct de atac pentru particulele abrazive ale hirtiei metalografice (figura 6.24.).

Pentru a urmări mai lesne influența tratamentelor termice aplicate asupra rezistenței la uzură respectiv uzurii masice, s-a construit graficul din figura 8.1. în care se prezintă și duritatea

**Tabela 8.1. Uzura masică și relativă a bronzului CuAl10Fe4Si4Zn1 în diverse stări de tratament termic**

| Stare | Starea de tratament termic (Symbol) | Uzura masică [g] | Uzura relativă ( $U_R$ ) | Media $U_m$ [g] | Obs.                                 |
|-------|-------------------------------------|------------------|--------------------------|-----------------|--------------------------------------|
| 1     | Turnot                              | 3,1418           | —                        | 3,1407          | Considerat etalon pt. calculul $U_R$ |
|       | Turnot                              | 3,1396           | —                        |                 |                                      |
| 2     | T+C, 750°C/60 min                   | 2,3442           | 0,7463                   | —               |                                      |
| 3     | T+C, 950°C/60 min                   | 2,1634           | 0,6888                   | 2,0837          |                                      |
|       | T+C, 950°C/60 min                   | 2,0040           | 0,638                    |                 |                                      |
| 4     | T+C, 750°C+C <sub>2</sub> 650°C     | 3,2116           | 1,0225                   | 3,2047          |                                      |
|       | T+C, 750°C+C <sub>2</sub> 650°C     | 3,1978           | 1,0181                   |                 |                                      |
| 5     | T+C, 950°C+C <sub>2</sub> 650°C     | 2,9340           | 0,9341                   | 2,8612          |                                      |
|       | T+C, 950°C+C <sub>2</sub> 650°C     | 2,7885           | 0,8878                   |                 |                                      |
| 6     | T+C, 750°C+C <sub>2</sub> +D150°C   | 2,8597           | 0,9105                   | 2,9286          |                                      |
|       | T+C, 750°C+C <sub>2</sub> +D150°C   | 2,9975           | 0,9544                   |                 |                                      |
| 7     | T+C, 950°C+C <sub>2</sub> +D150°C   | 2,2852           | 0,7276                   | 2,2657          |                                      |
|       | T+C, 950°C+C <sub>2</sub> +D150°C   | 2,2451           | 0,7148                   |                 |                                      |
|       | T+C, 950°C+C <sub>2</sub> +D150°C   | 2,2068           | 0,7217                   |                 |                                      |
| 8     | T+C 750°C/1h+R400°C/4h              | 1,6137           | 0,5138                   | —               |                                      |
| 9     | T+C 750°C/1h+R400°C/4h              | 1,6243           | 0,5171                   | —               |                                      |
| 10    | T+C 950°C/1h+R400°C/4h              | 1,5899           | 0,5062                   | 1,5566          |                                      |
|       | T+C 950°C/1h+R400°C/4h              | 1,5234           | 0,485                    |                 |                                      |

Figura 8.1. Dependența uzurii masice de starea de tratament termic a bronzului de aluminiu CuAlloFe4Ni4Mn1Ti în corelație cu duritatea



medie a probelor în diferitele stări. Astfel, se relevă clar interdependența, proporționalitatea inversă, între uzura masică și duritatea bronzului studiat. Se constată că stările fragile C+R400°C conduc la o uzură <sup>masică</sup> redusă, dar și stările mult mai tenace ca C<sub>1</sub>950°C+C<sub>2</sub>+D prezintă o rezistență la uzură bună explicabilă prin repartiția uniformă a fazelor dure β' și α în structură.

Dată fiind tendința actuală de a înlocui bronzurile de staniu cu cele de aluminiu, a fost comparată uzura masică a bronzului CuSn14T/45/, cu datele experimentale obținute. Dacă se consideră uzura masică a bronzului CuSn14T, determinată în condiții identice cu cele în care a fost testat bronzul CuAl10Fe4Ni4Mn1Ti, egală cu 3,149 se constată că bronzul studiat prezintă în stare turnată aproximativ aceeași uzură, dar în starea tratată C<sub>1</sub>950°C+C<sub>2</sub>+D, o uzură relativă:

$$U_R = \frac{2,2657}{3,149} = 0,719$$

ceea ce indică o rezistență la uzură cu cca 30% mai ridicată, iar pentru starea C 950°C + R 400°C o uzură relativă:

$$U_R = \frac{1,5234}{3,149} = 0,483$$

ceea ce semnifică o rezistență la uzură de peste două ori mai mare.

## 8.2. Comportarea în medii corozive

### 8.2.1. Date bibliografice

Una din cele mai importante caracteristici ale bronzurilor de aluminiu este stabilitatea lor foarte ridicată în cele mai diverse medii corozive. Datorită faptului că aliajele Cu-Al formează la suprafață pelicule de oxizi stabili, pasivizanți, cu temperatură de topire ridicată, fenomenele de coroziune intercrystalină s-au format în special în bronzurile de aluminiu, /8/. Acest lucru este valabil atât în cazul aliajelor monofazice dar și în cele plurifazice pluricomponente, în special în cazul aliajilor complexe cu Fe și Ni. Trecerea fierului de preferință în soluția solidă, și a nichelului în alte faze complexe duce la o egalizare a potențialelor electrochimice și în ciuda eterogenității constituenților structurali asemenea aliaje complexe au valori ale rezistenței la coroziune deosebit de ridicate într-o mare varietate de medii corozive, /8/, /34/, /53/. De exemplu bronzurile cu 9...10% Al și cu adăsurii mici de Ni și Fe (3...5%), sînt rezistente la coroziune în majoritatea acizilor în măsura în care aceștia nu sînt puternic oxidanți. Față de acidul sulfuric asemenea aliaj

sînt stabile într-un domeniu de concentrație de 15...70% chiar și la temperaturi apropiate de temperatura de fierbere. Aliajele Cu-Al sînt stabile față de toate bazele cu excepția hidroxidului de amoniu (dar și aici viteza de coroziune este redusă), față de multe săruri în special clorurile metalelor alcaline și ale aluminiului, clorați, nitrați și sulfati. Aceste proprietăți fac de neînlocuit aliajele Cu-Al în industria chimică mai ales în industria potasiului datorită rezistenței lor la coroziune în soluție de KCl îngrozită, în industria navală dată fiind atât rezistența ridicată la coroziune în apă de mare, chiar dacă aceasta are temperaturi ridicate dar și datorită unei rezistențe la cavitație cu mult mai mare decît a altor aliaje de cupru, (alame, bronzuri de staniu, aliaje Cu-Ni), a oțelurilor carbon și a fontelor și care întrece chiar și pe cea a oțelurilor cu 13 % Cr și a celor din familie 18/8.

Se precizează că în literatura de specialitate bronzurile de aluminiu sînt cunoscute ca avînd o înaltă rezistență la oxidare la cald fapt constat și de autor în timpul ciclurilor îndelungate de tratament termic care au fost aplicate bronzului  $CuAl_{10}Fe_4Ni_4MnTi$ , studiat.

### 8.2.2. Verificări experimentale

Probe de coroziune 3x20x50 (STAS 7114-80) au fost supuse tratamentelor termice reprezentative din vastul program efectuat apoi încercate conform STAS 7114-80, adică probele au fost fierte 15 ore într-o soluție formată din 160 gr  $Cu_2SO_4$ , 100 ml  $H_2SO_4$ , 1000 ml apă distilată și agochii de cupru electrolitic. Apoi probele au fost supuse încercării la 30°. Bronzul studiat avînd proprietăți plastice reduse, s-au rupt complet atât probele marter cit și cele fierte în mediul corosiv. Unghiul la care s-au rupt probele nefiind relevant, s-a măsurat adîncimea punctelor de coroziune cu lumină interferometrică sistem Nomarski. Rezultatele obținute sînt prezentate în tabelul 8.2. Pentru a putea face o comparație între adîncimea de pătrundere a coroziunii la bronzul studiat cu adîncimea de pătrundere la alte materiale rezistente la atacul chimic au fost luate spre comparație rezultatele experimentale obținute în aceleași condiții de încercare pe două oțeluri inoxidabile și care sînt prezentate în tabelul 8.3.

În figura 8.2 s-a reprezentat grafic adîncimea de coroziune înregistrată pe probe confecționate din bronzul analizat, în diverse stări de tratament termic în comparație cu două mărci de oțeluri inoxidabile. Se constată imediat buna rezistență la coroziune a bronzului studiat. Starea optimă, în special de la temperaturi înalte



**Tabelul 8.2. Rezultatele încercării la coroziune a bronzului CuAlloFe4Ni4Mn1Ti în diverse stări de tratamente termice**

| Mar-<br>caj<br>probă | Stare<br>(Simbol)             | $\alpha$ | Adâncimea punctelor<br>de coroziune [ $\mu\text{m}$ ] | $\bar{X}$ | $A$  |
|----------------------|-------------------------------|----------|---|-----------|------|
| 5.1                  | Turnat                        | 15       | Probă martor  | —         | —    |
| 5.2                  | Turnat                        | 7        | 23; 21; 24; 23; 24; 22; 24<br>22; 24; 23              | 23        | 1,05 |
| 5.3                  | Turnat                        | 10       | 24; 24; 20; 23; 24; 21; 24;<br>22; 23; 21             | 22,6      | 1,5  |
| 2.1                  | T+Rp $\bar{V}$ 5              | 20       | Probă martor  |           |      |
| 2.2                  | T+Rp $\bar{V}$ 5              | 23       | 7; 6; 5; 7; 7; 6; 7; 5; 5; 5;                         | 6         | 0,89 |
| 2.3                  | T+Rp $\bar{V}$ 5              | 21       | 7; 2; 4; 7; 6; 5; 6; 6; 7; 7;<br>7; 3                 | 5,58      | 1,72 |
| 6.1                  | T+Călire 850°C                | 14       | Probă martor  |           |      |
| 6.2                  | T+C, 850°C                    | 8        | 17; 20; 15; 15; 18; 19; 16<br>17; 16; 16; 5           | 16,95     | 1,64 |
| 6.3                  | T+C, 850°C                    | 19       | 11; 12; 5; 8; 16; 10; 13; 11;<br>13,5; 15; 15         | 12,5      | 2,51 |
| 3.1                  | T+C, 850°C+C <sub>1</sub> 650 | 16       | 11,5; 11; 12; 11,5; 11,5; 10; 10<br>12; 11; 11,5      | 11,2      | 0,71 |
| 3.2                  | T+C, 850°C+C <sub>2</sub>     | 22       | 12; 10; 8,5; 9; 12,5; 11,5;<br>11; 11,5; 12; 12       | 11        | 1,37 |
| 3.3                  | T+C, 850°C+C <sub>2</sub>     | 21       | Probă martor  |           |      |
| 4.1                  | T+C, 950°C                    | 11       | Probă martor  |           |      |
| 4.2                  | T+C, 950°C                    | 25       | 18; 20,5; 25; 16; 17,5; 24,5<br>13; 16; 23; 25        | 20,05     | 4,03 |
| 4.3                  | T+C, 950°C                    | 18       | 21; 23; 18,5; 17; 25; 24; 24,5<br>23; 18; 16; 16      | 20,2      | 3,51 |
| 7.1                  | T+C, 950°C+C <sub>1</sub> 650 | 9        | Probă martor  |           |      |
| 7.2                  | T+C, 950°C+C <sub>2</sub>     | 9        | 10; 11,5; 11,5; 9; 12,5; 12; 10<br>11; 10,5; 12       | 11        | 11   |
| 7.3                  | T+C, 950°C+C <sub>2</sub>     | 15       | 13; 10; 9; 9,5; 9; 12; 11,5<br>11; 11,5; 11,5         | 10,8      | 1,35 |
| 1.1                  | T+C, 950°C+C <sub>2</sub> +D  | 21       | Probă martor  |           |      |
| 1.2                  | T+C, 950°C+C <sub>2</sub> +D  | 12       | 11; 11; 10; 9,5; 10; 9; 12,5<br>12; 10; 10,5          | 10,55     | 1,09 |
| 1.3                  | T+C, 950°C+C <sub>2</sub> +D  | 17       | 10; 10,5; 10,5; 11; 9,5; 12<br>11,5; 12; 11,5; 11     | 10,95     | 0,83 |

Tabelul 8.3. Adîncimea de coroziune la oțeluri inoxidabile

| Material           | Adîncimea de coroziune [ $\mu\text{m}$ ]     | $\bar{x}$ | $\Delta$ |
|--------------------|--|-----------|----------|
| 10 Ti Mo Ni Cr 170 | 15,8; 17,5; 16; 14; 19,8<br>24,5; 27,2; 19,4 | 20,9      | 5,78     |
| 10 Ti Ni Cr 180    | 38; 37; 36; 46; 49; 25;<br>28                | 37        | 8,67     |

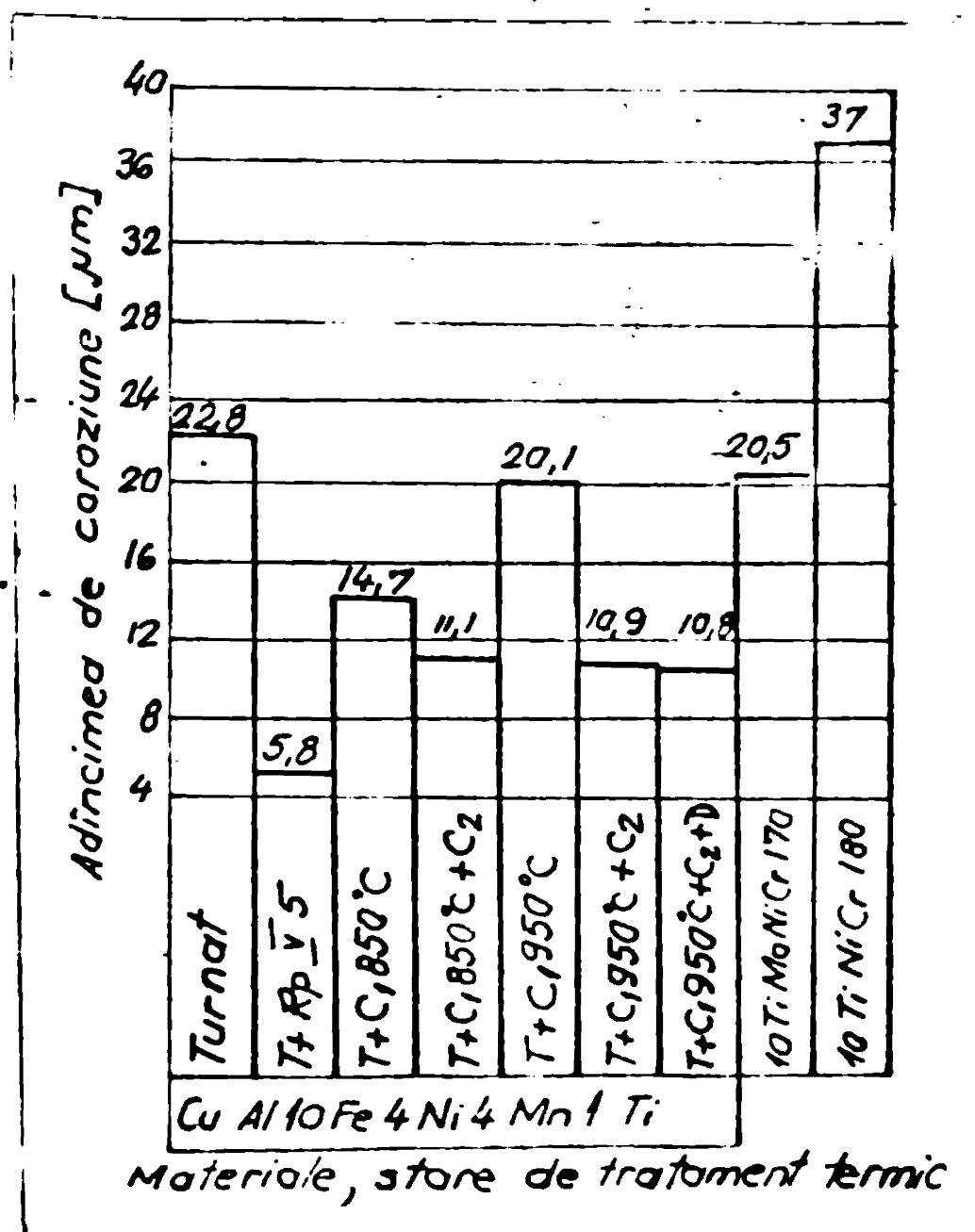


Figura 8.2. Comportarea la coroziune a bronzului CuAl10Fe4Ni4Mn1Ti

(350°C) cu faza  $\alpha$  ( $\text{NiFe}_2\text{Al}$ ) parțial dizolvată prezintă o mai slabă rezistență la coroziune decât stările în care faza  $\alpha$  este fin dispersată. Se pare că faza  $\alpha$  conduce la egalizarea potențialelor electrochimice și deci la mărirea rezistenței la coroziune. Cea mai bună rezistență la coroziune se înregistrează pentru starea reconstituită pe-dular, explicabilă prin dispersia fină a fazelor  $\alpha$  și  $\gamma_2$  în structură cu efect de egalizare a potențialelor electrochimice. În comparație cu oțelul  $10\text{TiMoNiCr}175$  stabilizat, rezistența la coroziune este peste 3,5 ori mai mare. Similar, în stările  $C_1+C_2$  respectiv  $C_1+C_2+D$ , separările de fază  $\alpha$ , cauzate de aceste tratamente termice, conduc la bune rezultate (rezistența la coroziune dublă față de  $10\text{TiMoNiCr}175$ ). Structura eterogenă, de turnare, se prezintă cu rezistență la coroziune bună în comparație cu oțelul inoxidabil  $10\text{TiMoNiCr}175$  dar mai alese față de  $10\text{TiNiCr}100$  îned, față de stările tratate termic, starea netratată este cea mai sensibilă la acțiunea agenților chimici.

### 8.3. Concluzii

Încercările la uzură au reliefat o foarte bună rezistență la uzură abrazivă a bronzului studiat chiar și în comparație cu bronzul  $\text{CuZn}14\text{T}$  (care admite presiuni de contact de  $1200...1400 \text{ daN/cm}^2$ ).

Variația rezistenței la uzură funcție de tratamentul termic aplicat este invers proporțională cu variația durității. Experimentele au arătat efectul negativ al prezentei soluției solide  $\alpha$  sub formă poliedrică asupra rezistenței la uzură. Rezistență la uzură bună se obține pentru stări cu o dispersie uniformă a fazelor dure în matrice.

Pentru uz industrial se recomandă aplicarea tratamentului de oțlire de la  $950^\circ\text{C}$  urmată de revenirea medie la  $400^\circ\text{C}$  atunci când se impune o rezistență la uzură cât mai mare, chiar în dauna proprietăților mecanice. Când se impun atât proprietăți mecanice bune, în special o tenacitate ridicată, cât și o bună rezistență la uzură, se recomandă aplicarea variantei de tratament termic  $C_1950^\circ\text{C}+C_2+D$ .

Cercetările experimentale au confirmat datele bibliografice care apreciază bronzurile de aluminiu complex aliate ca fiind foarte rezistente la coroziune.

Datele experimentale oferă însă atât valori concrete cât și o comparație cu oțeluri inoxidabile uzuale.

S-a constatat că structurile în care fazele  $\alpha$  și  $\gamma_2$  sînt uniform dispersate în matrice conferă materialului o rezistență la

corosiune mai mare. Faza  $\gamma_2$  dar mai ales faza  $\alpha$  joacă un rol decisiv în egalizarea potențialelor electrochimice.

Pentru uz industrial se recomandă aplicarea recoacerii pendulare RpV care conduce la o rezistență la coroziune de 4 ori mai mare față de starea turnată. Când se cer piese cu proprietăți mecanice ridicate dar și cu rezistență la coroziune bună, atunci se recomandă aplicarea variantei C<sub>1</sub> 950° C + O<sub>2</sub> + D de tratament termic care conduce la o rezistență la coroziune dublă față de starea turnată.

Rezultatele prezentate în acest capitol demonstrează că bronzul de aluminiu studiat posedă simultan proprietăți mecanice ridicate, rezistență la uzură foarte bună și o rezistență excepțională la coroziune în foarte multe medii agresive.

Îmbinarea acestor proprietăți și valorile ridicate ale caracteristicilor analizate comparativ cu alte materiale face ca bronzurile de aluminiu complex aliate să fie tehnice și economice competitive, de neînlocuit când apar simultan solicitări mecanice, chimice și de uzură (ca de exemplu în pompele de noroi pentru industria petrolieră).

## CAPITOLUL 9

### CONCLUZII FINALE

Se face inițial o trecere în revistă a principalelor date bibliografice privind bronzurile de aluminiu complex aliate cu Fe și Ni, subliniind totodată datele contradictorii. Astfel, se remarcă divergențe privind mecanismul și cinetica transformărilor în afară de echilibru dar mai ales existența unui număr redus de date privind mecanismele și cinetica transformărilor la revenirea bronzurilor oălite. În privința tratamentelor termice primare există o mare lacună în literatura de specialitate. Ca tratament termic final se recomandă de regulă îmbunătățirea, dar atât regimurile de lucru cât și rezultatele obținute diferă de la autor la autor. În acest context se subliniază că în STAS 203-75 și STAS 190/2-80 nu sînt nici un fel de prescripții pentru tratamentul termic al bronzurilor de aluminiu.

Analizînd o mare varietate de bronzuri de aluminiu complex aliate, prezentate în diverse publicații s-a elaborat bronzul  $\text{Cu-Al}0,5\text{Fe}4\text{Ni}4\text{Mn}1\text{Zn}1\text{Ti}$ , nestandardizat și cu un conținut de nichel cu conținut de 1,5% mai scăzut decît sortimentul cu  $\text{Al}0,5\text{Fe}5\text{Ni}5$  standardizat. Structura de echilibru a acestui aliaj este formată din fazele  $\alpha$ ,  $\gamma_2$  și  $\chi$ , în concordanță cu diagramele pseudobinare analizate. Faza  $\gamma_2$  fiind puternic fragilizantă, prezența ei în structură, în amestecul mecanic eutectoid  $\alpha + \gamma_2$ , explică proprietățile mecanice modeste obținute pe probe prelevate din bare turnate dar pune sub semnul întrebării proprietățile bune cu care își caracterizează mîrcile similare diverși producători (/59/, /62/). Tot un rezultat diametral opus datelor bibliografice a constituit reducerea proprietăților mecanice în urma forjării, efect explicat prin disolvarea parțială a dendritelor fazei  $\chi$  la temperatura de fojare și separarea ei fiind și uniform dispersată în timpul răcirii, ceea ce conduce la blocarea deplinsă a dislocațiilor.

Cercetările efectuate au avut ca scop atât studiul transformărilor structurale care au loc în timpul diferitelor tratamente termice primare și secundare cât și determinarea unor variante de tratament termic care să conducă la creșterea proprietăților mecanice în special a caracteristicilor de plasticitate. De asemenea, a fost analizată faza  $\gamma$ , constituent structural care a fost observat în microstructura bronzului studiat care nu este descris în li-

teratura de specialitate iar în ultimul capitol a fost analizată comportarea bronzului studiat la uzură și în medii corozive.

O contribuție teoretică importantă o constituie adaptarea metodei bilanțului aleator (Random) pentru rezolvarea unor probleme de metalurgie fizică, metodă care permite ierarhizarea rapidă și corectă a variabilelor independente funcție de intensitatea efectului lor asupra fenomenului studiat. Metoda bilanțului aleator este prima etapă în experimentarea statistică, planificată care pregătește analiza regresională și calculele de optimizare. Rezultatele obținute pe bronzul studiat, în parte cele așteptate, în parte surprinzătoare ca de exemplu influența deosebită a stării de livrare asupra rezistenței la rupere a bronzului  $\text{CuAl}_{10}\text{Fe}_{4}\text{Ni}_{14}$   $\text{Mn}_{11}$ , au orientat cercetările ulterioare spre elucidarea transformărilor structurale în timpul tratamentelor termice și spre stabilirea unui tratament termic optim.

Pentru a înțelege mai bine transformările structurale care au loc în timpul tratamentelor termice și a stabili judicios temperaturile de tratament termic au fost efectuate analize dilatometrice care au reliefat:

- la încălzire
- o transformare ordine-desordine în intervalul  $100 \dots 200^{\circ}\text{C}$ ;
- o transformare eutectoidă  $\alpha + \gamma_2 \rightarrow \beta$ ;
- transformarea  $\alpha \rightarrow \beta$  suprapusă cu transformarea  $\alpha \rightarrow \beta$ ;
- la răcire
- separări imediate ale fazei  $\alpha$  din  $\beta$ ;
- transformarea  $\beta \rightarrow \alpha$ ;
- transformarea eutectoidă  $\beta \rightarrow \alpha + \gamma_2$  ultimele două cu un pronunțat histeresis. Dispersia rezultatelor experimentale nu a fost dependentă de direcția de prelevare a probelor ci numai de stare (turnat, forjat, recopt).

Studiul a cinci variante tehnologice de recoacere pendulară a reliefat următoarele:

- varianta RpI are efect de recoacere simplă și conduce la poliedrizarea soluției solide  $\alpha$  însoțită de creșterea numărului și mărimei precipitărilor fazei  $\alpha$ ;
- varianta RpII are un efect similar, dar mai intens și în plus apare o finisare și globulizare a amestecului mecanic eutectoid  $\alpha + \gamma_2$  precum și formarea unor zone de amestec  $\alpha + \alpha$

denumite generic "eutectoid nou";

- varianta RpIII conduce la o dispersie mai uniformă a fazelor dure  $\gamma_2$  și  $\chi$  în soluția solidă  $\alpha$ , accentuându-se formarea "eutectoidului nou" dar vitezele de răcire mai mari decât cea de echilibru favorizează și apariția unor zone de tip "bainită granulară";

- varianta RpIV conduce la o structură de tip "bainită acidulară";

- varianta RpV conduce, în cazul probelor forjate, la o dispersie omogenă a fazelor dure  $\gamma_2$  și  $\chi$  în soluția solidă  $\alpha$  odată cu dispariția zonelor de soluție solidă  $\alpha$  proeutectoidă și cu diminuarea aproape completă a diferențelor între zonele de "eutectoid nou" și "vechi". În cazul probelor turnate, transformările sînt similare, dendritele de fază  $\chi$  nefiind afectate însă de transformările din matrice, care decurg mai lent decât în cazul probelor forjate;

- varianta RpV conferă cele mai avantajoase caracteristici structurale probelor forjate;

- încercările mecanice au arătat că transformările structurale induse prin recălcarea RpV probelor forjate conduc la o creștere cu cea 76 % ale rezistenței la rupere (în aproximativ 530 N/mm<sup>2</sup>) și la ameliorarea proprietăților plastice față de starea forjată și pregătirea structurii pentru tratamentul termic final;

- recălcarea RpV nu este eficientă în cazul semifabricatelor turnate, deoarece nu conduce la o creștere semnificativă a proprietăților mecanice și nici la pregătirea structurii pentru tratamentul termic final, deoarece dendritele fazei  $\chi$  nu sînt afectate de acest tratament termic. În concluzie se recomandă pentru uzul industrial aplicarea variantei V de recălcare pendulară semifabricatelor forjate;

Studiul constituentului structural, de formă geometrică regulată, care nu este descris în literatura de specialitate și care a fost numit convențional "faza F" a reliefat că aceasta este o soluție solidă pe baza compusului Fe<sub>2</sub>Ti, în care, prin difuzie au fost substituiți atomii de Fe și Ti cu atomii componentelor. Faza F conține 40,7...54,64 % Fe; 21,61...25,55 % Ti; 3,04...3,30 % Si; 2,00...2,44 % Mn; 1,20...1,69 % Al; 0,36...0,90 % Mo; 0,41...0,62 % Ni; rest cupru.

Variația cantității elementelor la trecerea de la matrice la faza F și analiza prin fluorescență cu raze X au arătat o disper-

sie neuniformă a elementelor pe secțiunea fazei T, acumularea siliciului în straturile ei marginale și formarea unei "bariere" de nichel în jurul ei.

Faza T este dură, duritatea ei fiind dependentă de tratamentul termic aplicat.

Prezența fazei T în structura bronzului studiat are un efect nefavorabil asupra proprietăților mecanice, deoarece favorizează apariția de zone de rupere fragilă în material.

Se conchide că faza T este o incluziune dăunătoare ceea ce impune limitarea conținutului de Ti la nivel de modificator.

Studiul transformărilor structurale care au loc în timpul tratamentelor termice secundare au confirmat sumarele date bibliografice privind transformările în timpul călirii, dar aceste date sînt completate și aprofundate, deoarece s-a aplicat metoda călirilor succesive, utilizînd temperaturi de călire cuprinse în intervalul 650...1000°C. Aplicarea metodei călirilor succesive a permis precizarea transformărilor structurale funcție de temperatura de încălzire. Sintetic, mecanismul transformării, diferențiat pe nivele de temperatură a fost prezentat în figura 6.49.

Se reține că în urma călirii se obține o structură "martensitică" caracterizată de prezența "martensitei  $\beta'$ " și a precipitărilor de fază  $\alpha$  în interiorul ei.

Transformările structurale induse prin revenirea bronzurilor de aluminiu călite au mecanisme mai complexe decît cele prezentate în literatura de specialitate și depind de temperatura de călire și tratamentul termic primar aplicat. Astfel, pentru probe turnate, călite de la 950°C s-au evidențiat:

- separări de fază  $\alpha$  în interiorul fazelor  $\beta_1$  și  $\beta'$  la revenirea la 350°C și păstrarea aspectului "martensitic";
- transformări  $\beta_1 \rightarrow \beta + \alpha$  ,  $\beta' \rightarrow \alpha + \gamma_2$  la temperaturi de 500...550°C care conduc la structuri cu aspect "troostitic" și "sorbitic" și la care au fost surprinse diferitele etape de transformare prin microscopie electronică.

Revenirea probelor călite la 1000°C provoacă transformări structurale după un alt mecanism, caracterizat prin separări de soluție solidă  $\alpha$  la limita de grăunți și sub formă aciculară în interiorul grăunților.

Se precizează că "revenirea la 650°C" descrisă în literatura de specialitate a fost privită dintr-un punct de vedere original și omune s-a constatat că ea reprezintă de fapt o călire incompletă din domeniul  $\alpha + \beta + \gamma_2 + \alpha$  .



Analizele efectuate au permis precizarea complexelor transformări care au loc atât la răcire cu viteze mari de la 650°C respectiv la răcirea în aer. S-a constatat că răcirea bruscă de la 650°C conferă tratamentului termic de "îmbunătățire" caracter de oțlire dublă care stimulează separări de fază  $\alpha$  și frânează apariția fazei fragilizante  $\gamma_2$ . În consecință oțlirea dublă este mai avantajoasă decât tratamentele termice clasice de oțlire-revenire.

Studiul transformărilor structurale induse prin oțlire dublă a fost aprofundat folosind metoda oțlirilor succesive ceea ce a permis evidențierea unor mecanisme diferite de transformare funcție de nivelul temperaturii  $T_1$  de la care s-a efectuat prima oțlire. În esență oțlirea dublă conduce la stimularea separărilor de fază  $\alpha$  și frânează apariția fazei  $\gamma_2$  datorită faptului că reîncălzirea la  $T_2 = 650^\circ\text{C}$  nu conduce la parcurgerea transformărilor specifice revenirii ( $\beta' \rightarrow \alpha + \gamma_2$ ) ci la modificarea compoziției "martensitei"  $\beta'$  =:  $\beta'_{T_1} \xrightarrow{\text{în } 650^\circ\text{C}} \beta'_{T_2} + \alpha + \chi (+ \gamma_2) \rightarrow \beta'_{T_2} + \alpha + \chi (+ \gamma_2)$ , ceea ce atrage după sine separări de soluție solidă  $\alpha$  la limita acelor de  $\beta'$  care se transformă într-o măsură mai mare sau mai mică într-un amestec mecanic  $\alpha + \chi$ .

Revenirea joasă la 150°C aplicată probelor oțluite dublu conduce la intensificarea separărilor de soluție solidă  $\alpha$  la limita acelor de  $\beta'$ , la avansarea decompunerii "martensitei" în  $\alpha + \chi (+ \gamma_2)$  și la separări de  $\chi$  în  $\alpha$ .

Variantele de termociclare conduc la accentuarea transformărilor descrise, deoarece se caracterizează prin durate mai mari de menținere sau și prin repetarea ciclurilor de oțlire dublă ( $T_1 = 950^\circ\text{C}$ ,  $T_2 = 650^\circ\text{C}$ ) și revenire joasă (150°C) și la o tendință mărită de coalescență a precipitărilor fazei  $\chi$ . Variantele de termociclare (figura 3.9., 3.10., 3.11.) conduc la separări sporite de soluție solidă  $\alpha$ , separări sporite de fază  $\chi$  și coalescența acestora datorită dizolvării în măsură sporită a dendritelor acestei faze, la frinarea apariției fazei  $\gamma_2$ , fapt evidențiat și prin difracția răscolului X (figura 3.18. anexă).

Termociclarea 2C<sub>1</sub>C<sub>2</sub>D (8) conduce la cea mai avantajoasă structură cu separări maxime de  $\alpha$ , cu dendritele fazei  $\chi$  practic complet dizolvate și precipitări globulare de  $\chi$ .

Studiul proprietăților mecanice ale probelor tratate termic prin oțlire, oțlire dublă, oțlire dublă urmată de revenire joasă și termociclate au reliefat o strânsă corelare a acestora cu microstructura. Din analiza rezultatelor și corelației structură-

proprietăți sau desprins următoarele concluzii generale:

- reducerea fragilității materialului și în consecință creșterea caracteristicilor de plasticitate precum și a celor de rezistență și tenacitate se obține prin reducerea cantității de fază  $\gamma_2$  în structură și prin dizolvarea dendritelor fazei  $\alpha$ ;

- creșterea cantității de soluție solidă  $\alpha$  conduce la creșterea proprietăților mecanice;

- corelarea proprietăți-structură este îngreunată de numărul mare de constituenți structurali și de prezența fazei  $\gamma$ .

Incercările mecanice au confirmat că tratamentele termice de călire dublă, călire dublă urmată de revenire joasă și variantele de termociclare conduc la frinarea apariției fazei  $\gamma_2$ .

Termociclarea  $20_1 3_2 D(8)$  este varianta de tratament termic final care conferă bronzului turnat cele mai bune proprietăți mecanice:  $R_m = 620 \dots 660 \text{ N/mm}^2$ ,  $A_2 = 5\%$ ,  $\delta = 11,5\%$ ,  $KCV = 14 \text{ J/cm}^2$  și  $HB = 193 \text{ daN/mm}^2$ .

Aceste proprietăți sînt asemănătoare celor care se obțin la bronzuri de aluminiu complex aliate dar cu un conținut de  $4,5 \dots 5,5 \%$  Ni (de  $40 \dots 72 \%$  mai ridicat). Din acest motiv se recomandă aplicarea variantei  $20_1 3_2 D(8)$  în practica industrială.

Incercările la uzură și coroziune au demonstrat importanța tehnică deosebită a bronzurilor de aluminiu, deoarece ele posedă simultan proprietăți mecanice ridicate, rezistență la uzură foarte bună și o rezistență la coroziune excepțională. Din acest motiv, bronzurile de aluminiu complex aliate sînt tehnice și economice competitive, de neînlocuit cînd apar solicitări mecanice asociate cu medii corosive și condiții de uzură intensă (de ex. la pompele de noroi pentru industria petrolieră).

Se apreciază că prezenta teză de doctorat a demonstrat calitățile deosebite ale bronzului  $\text{CuAlloFe4Ni4Mn1Ti}$ , căile de mîrire a spectrului proprietăților mecanice, chimice și tehnologice și se propune cuprinderea în STAS 198 și STAS 203, deoarece permite obținerea unor performanțe deosebite în condițiile reduse de consumului de nichel cu  $1 \dots 1,5 \%$ .

Efectul economic al introducerii bronzului cu  $4 \%$  Ni ca sortiment standardizat, ca alternativă la bronzul cu  $\text{AlloFeNi5}$  ar fi deosebit: s-ar economisi oca  $1 \dots 1,5 \text{ t}$  de nichel la  $100 \text{ t}$  produs. În concluzie se apreciază că economia de nichel este însemnată și tematică abordată prin teză se încadrează în problemele

prioritare în economia țării noastre.

În sintesă se apreciază că teza de doctorat aduce următoarele contribuții teoretice!

1. Studiul posibilității de reducere a conținutului de nichel în bronzurile de aluminiu complex aliate prin elaborarea unui bronz de aluminiu de structură  $\alpha + \chi + \gamma_2$  cu conținut scăzut de nichel și testarea acestuia;

2. Precizarea prin analiză dilatometrică a transformărilor structurale care au loc la încălzirea și răciră bronzului elaborat;

3. Adaptarea metodei bilanțului aleator pentru problemele metalurgiei fizice;

4. Conceperea unor variante complexe de tratament termic final ca termociclarea;

5. Analiza transformărilor structurale în funcție de cinci variante de recădere pendulară.

6. Analiza evoluției proprietăților mecanice ale bronzului  $CuAl0,7Fe4Ni4Mn1,1$  în funcție de tratamentul termic primar aplicat. Datele obținute prin analiza metalografică a probelor recăpate pendular în corelație cu rezultatele încercărilor mecanice contribuie la înălțurarea lacunei existente actualmente în literatura de specialitate.

7. Analiza fazei T, constituent care nu este descris în literatura de specialitate. S-a reușit precizarea compoziției chimice a fazei T, a aspectului ei microstructural, a variației elementelor în această fază și la trecerea de la matrice la faza T, a durității ei și a influenței acesteia asupra naturii rupei bronzului analizat.

8. Precizarea complexelor transformări structurale care au loc în timpul tratamentelor termice finale: călire ; călire urmată de revenire; călire dublă ; călire dublă urmată de revenire joasă; termociclare într-o manieră mai amplă decât analizele prezentate în literatura de specialitate, folosind metoda călirilor succesive. Se precizează că transformările structurale evidențiate sînt mai complexe decât cele descrise în literatura de specialitate și că s-a reușit, prin analiza electron<sup>mic</sup>roscopiei dar și clasice, asociată cu difracția razelor Röntgen, să se surprindă etape caracteristice de transformare.

9. Analiza evoluției proprietăților mecanice cu timpul și parametrilor tratamentului termic final aplicat, aceste rezultate fiind corelate cu datele analizei metalografice.

10. Cercetarea comportării bronzului studiat, în diverse variante de tratament termic la solicitări de uzură.

11. Studiul rezistenței la coroziune a bronzului  $\text{CuAlloFe4Ni4Mn1Ti}$  în diverse stări de tratament termic, în corelație cu microstructura.

Din contribuțiile cu caracter direct aplicativ se enumeră :

1. Precizarea proprietăților mecanice ale bronzului  $\text{CuAlloFe4Ni4Mn1Ti}$  în stările de livrare turnat și forjat;

2. Precizarea unei variante de tratament termic primar care îmbunătățește caracteristicile de rezistență ale semifabricatelor forjate și le ameliorează caracteristicile de plasticitate și totodată le pregătește structura pentru tratamentul termic final. Varianta optimă este recobacerea pendulară RpV.

3. Stabilirea efectului nefavorabil al fazei T asupra comportării la rupere a bronzului studiat și în concluzie recomandarea de a limita conținutul în Ti la nivel de modificateor (cca 0,01 %).

4. Stabilirea variantei optime de tratament final pentru produse confecționate din semifabricate turnate. Varianta optimă este termociclarea  $2C_1C_2D(8)$ .

5. Stabilirea variantelor de tratament termic care asigură o foarte bună rezistență la uzură a bronzului studiat.

6. Stabilirea variantelor de tratament termic care asigură o excelentă stabilitate a bronzului considerat în medii corosive. Se precizează că rezistența la coroziune a bronzului studiat este superioară oțelurilor inoxidabile austenitice uzuale.

7. Ținând seama de posibilitatea realizării unei însemnate economii de nichel prin utilizarea bronzului  $\text{CuAlloFe4Ni4Mn1Ti}$  ca alternativă a bronzului  $\text{CuAlloFe5Ni5}$  se recomandă cuprinderea bronzului analizat în STAS 198 și STAS 203.

#### PROBLEME DE PERSPECTIVĂ

Prezenta teză de doctorat nu poate și nu și-a propus elucidarea tuturor tainelor naturii legate de problema bronzurilor de aluminiu.

Astfel se consideră că ar fi interesant aprofundarea cunoștințelor privind faza T, care, ca și alți compuși intermetalici poate să ascundă proprietăți utile tehnicii de vîrf.

Cu toate că au fost ample și rigurose analizate transformările structurale care sînt cauzate de tratamentele termice primare și secundare, se cunoaște încă prea puțin natura și efectul transformărilor de ordine-dezordine.

Din punctul de vedere al practicantului se impune cercetări, eventual conceperea de noi variante complexe de tratament termic final, care să conducă la scurtarea duratelor mari de menținere. În fine, conform tradiției înestătenite la colectivul timișorean, se impune elaborarea unui bronz pentru folosirea în domeniul criogenic.

Autorul speră ca prin cercetările făcute să contribuie la lărgirea domeniului de utilizare a bronzurilor de aluminiu, la utilizarea rațională a acestora și la economisirea nichelului.

BIBLIOGRAFIE

1. S. P. ALISOVA,  
P. B. BUDBERG,  
- Diagrammi sostoiania metaliceckih sistem-  
opublikovannije v 1964 godu-vol. X, proizvods-  
tvenno-izdatelskii kombinat vinitii, Moskva,  
1966.
2. S. P. ALISOVA,  
P. B. BUDBERG,  
- Diagrammi sostoiania metaliceckih sistem-  
opublikovannije v 1972 godu-vol. XVIII,  
proizvodstvenno-izdatelskii kombinat vinitii;  
Moskva 1975
3. S. P. ALISOVA,  
P. B. BUDBERG,  
- Diagrammi sostoiania metaliceckih sistem-  
opublikovannije v 1971 godu -vol. XVII. Komb.  
vinitii -Moskva 1973
4. G. BÄNGER,  
- La dilatométrie différentielle appliquée  
à l'étude des aciers. Ed. Dunod Paris 1965
5. L. CÎNCA,  
- Cercetări privind structura și proprietă-  
țile aliajului de cupru cu 10% aluminiu  
călit și revenit, după deformare plastică  
prealabilă-Studii și cercetări de metalur-  
gie, Tom 15, Nr. 2, 1970, p. 165-177
6. L. CÎNCA  
- Îmbunătățirea proprietăților bronzurilor  
cu aluminiu bifazice prin tratament ter-  
momecanic de temperatură înaltă-Metalur-  
gia 30(1978) nr. 1, p. 30-37
7. L. CÎNCA,  
- Tratatamentul termic al bronzurilor cu alu-  
miniu din domeniul bifazic-Metalurgia 29  
(1977) nr. 3.
8. L. CÎNCA,  
- Posibilități de creștere a performanțelor  
bronzurilor cu aluminiu prin tratament  
termic și termomecanic-Metalurgia 29(1977)  
nr. 11, p. 619-622
9. L. CÎNCA,  
- Contribuții la studiul posibilităților de  
îmbunătățire a proprietăților aliajelor  
Cu-Al din domeniul bifazic prin tratament  
termic și termomecanic. Teză de doctorat,  
1976
10. G. CIUCU, V. CRAIU  
- Introducere în teoria probabilităților și  
statistică matematică. Ed. Didactică și  
Pedagogică București 1971

11. G. JUCURUZ, - Program de calcul pentru evidențierea factorilor semnificativi în sistemele de acțiune tehnologică. Inst. de învățământ superior Mircea Mureș. Lucrări științifice vol. 3, seria B 1981. Sesiunea jubiliară 1980, p. 167-173
12. L. S. COCHERU, C. CUCURUZ, - Studii preliminare privind stabilirea parametrilor tehnologici de bază la tratamentul termic al bronzurilor de aluminiu CuAl10Fe4 Ni4 și folosirea metodei evidențierii statistice. Sesiunea de Comunicări științifice, ICE - București, 1984.
13. A. DeJy, J. VIDAS - Traité de Metallurgie structurale, Paris, Ed. Dunod 1962
14. A. DOMSA, S. DOMSA - Materiale metalice în construcție de mașini și instalații, vol. I, vol. II, Ed. Dacia, Cluj-Napoca, 1981
15. F. HANASHI - J. HIZEL, H. DEJIS, - Elementare Erstarrungsprozesse bei der Kavitationserosion, Appl. Mech. Rev. Ed. 66.
16. S. GÂDEA, M. PRĂRESCU, - Metalurgie fierului și studii metalelor, vol. II, Ed. București 1961
17. S. GÂDEA, M. PROTOPESCU, - Aliaje neferoase, E. T. București, 1965
18. RY GIBB, - Teoria structurală a proprietăților metalelor, Ed. E. T. București, 1980
19. L. GUILLET, - Treize années de revues, vol. III, Résultats. Ed. Dunod, Paris 1976
20. HEDLEY, - Talk on Manganese-Copper based Alloys ATB Metallurgie XVIII-1-1978
21. U. HEUBNER, H. JENIGHE, - Versüben von Kupfer-Aluminium-Zinnstoff-Legierungen durch Abschrecken und Anlassen. Metal 23 Jg., Mai 1969 Heft 5
22. D. V. ILIESCU, V. GE. VODA, - Statistică și toleranțe E. T. București, 1977
23. S. JIN și colectiv - Grain refinement through thermal cycling in a Fe-Ni-Ti cryogenic alloy, California University FTIC (National Technical Information Service, 5285 Springfield).
24. I. S. KAMENICINI - Scurt manual al tehnologiei termice, Maghia, 1963

SECRET POLITIC  
TIMBARA  
SECRETARIA CENTRALA

25. I. LAKHTINE, - Metallographie et traitements thermiques des métaux - Ed. Mir, 1978 Moscou.
26. R. LANDOLT, BORNSTEIN, - Zahlenwerte und Funktionen aus Physik, Chemie, Astronomie, Geophysik, Technik, vol. IV/2/b, Springer Verlag, Berlin-Göttingen-Heidelberg-New York 1964
27. M. N. MALTEV, - Metallografia promizlennih tvetnih metallov i splavov. Metalburghia 1970
28. A. N. MINKEVICI, - Tratamentele termochimice ale metalelor și aliajelor. E. T. București, 1968
29. I. MIȚULEA, - Contribuții la studiul mecanismului de durificare prin tratament termomecanic a oțelurilor criogenice cu bază de nichel. Teză de doctorat, 1977
30. I. MIȚULEA, - Studiul metalelor. Iat. IPT 1983
31. D. R. MOCANU și colectiv - Incercarea materialelor vol. I și II E. T. București 1982
32. N. N. MULLER, A. V. AGAFONOVA, - Proprietățile mecanice ale aliajelor din sistemul Cu-Al-Fe. Metallovedenie i obrabotka metallov, nr. 3/1979
33. ST. NADASAN și colectiv - Incercări și analize de metale, E. T. București, 1965
34. L. PAGGI-ALMONI, - Les cupro-aluminiums ou fer Corrosion, Traitement, Protection, Finition 1971
35. R. PLANCK, - Handbuch der Kältetechnik vol. I. Springer Verlag Berlin-Göttingen-Heidelberg 1954
36. R. PLANCK, - Handbuch der Kältetechnik, vol. IV, Springer-Verlag, Berlin-Göttingen-Heidelberg, 1967
37. R. PLANCK, - Handbuch der Kältetechnik-Band XII. Springer Verlag, Berlin-Göttingen-Heidelberg, 1967
38. M. REVECHON, - Le traitement thermique du cuivre et de ses alliages; Chapitre IV-Trempe martensitique. Traitement thermique 135-79
39. H. SCHUMANN, - Metalurgie fizică, E. T. București 1962
40. G. J. SMITHells, - Metals Reference Book. Fifth Edition London & Boston. Butterworth 1978



41. N. H. SOKOLOV  
S. P. LAZARENKO,  
V. I. JURAVLEV,  
42. M. FIRON,  
43. M. TRUSCULESCU,  
44. M. TRUSCULESCU,  
45. M. TRUSCULESCU,  
L. R. CUCURUZ,  
M. POPA,  
46. M. TRUSCULESCU,  
A. IEREMIA,  
47. M. TRUSCULESCU,  
L. R. CUCURUZ,  
48. M. TRUSCULESCU,  
L. R. CUCURUZ,  
49. M. TRUSCULESCU,  
L. R. CUCURUZ,  
M. POPA,  
50. M. TRUSCULESCU,  
L. R. CUCURUZ,  
R. D. PASOU,  
51. M. TRUSCULESCU,  
L. R. CUCURUZ,  
52. RUSCHY E.,
- Grebnie vintŭ iz aluminievoi bronzi. Izdatelstvo, Sudostroenie Leningrad 1971
  - Prelucrarea statistică și informatică a datelor de măsurare, Ed. T. București, 1977
  - Studiul metalelor, R. D. P. BUCUREȘTI, 1977
  - Studiul comportării oțelurilor aliate cu 9Mn și 4,50 folosite la temperaturi joase. Teză de doctorat, 1967
  - Efectul tratamentului termic de reconecere pendulară asupra proprietăților fizice, mecanice și tehnologice a bronzurilor Cu3Al4T. Inst. de inv. superior Tirgu-Mureș-Lucrări științifice, vol. III, seria A. 1981
  - Oțeluri inoxidabile și refractare, Ed. Paola Timișoara, 1983
  - Posibilități de mărire a proprietăților mecanice a bronzurilor de aluminiu prin tratamente termice. Simpozionul de Studiul metalelor și tratamente termice, Timișoara 11-12 dec. 1981, pag. 284-290
  - Influența tratamentului termic asupra comportării la uzură abrazivă a bronzurilor de aluminiu. Simpozionul de Studiul Metalelor și tratamente termice. Timișoara 11-12 dec. 1981, pag. 423-428
  - Cercetări asupra separărilor de fază în timpul revenirii bronzurilor de aluminiu. Simpozionul de Studiul Metalelor și tratamente termice. Timișoara 11-12 dec. 1981, p. 150-158
  - Morfologia fazelor bronzului Cu110Fe4Ni4Al71 tratat termic. Sesiunea de Comunicări științifice ICEI-București 1984
  - Studii preliminare privind efectul tratamentului termomecanic asupra bronzurilor de aluminiu complex aliate. Sesiunea de Comunicări Științifice ICEI București 1984
  - Nickel-Aluminiumbronsen, Nickel-Informationsbüro Düsseldorf 1962

53. H. J. WALLBAUM, - Über das Korrosionsverhalten von Werkstoffen auf Kupferbasis. Gießerei; Bd. 55 (1968) nr. 21, p. 637-642
54. P. WEILL-JOULY, - Techn. l'eau Nr. 147 (1959), 37
55. B. WERTINCK, - Influença unui tratament termomecanic asupra microstructurii și proprietăților mecanice ale unui aliaj Cu-Al. Zeitschrift für Metallkunde, Heft 4, Bd. 63, (1972) p. 214-217
56. P. C. T. WILLEY, - Parametri procesului de prelucrare prin eroziune electrică, Buletinul științific și tehnic al IPTV Timișoara, Seria Mec. Tom, 17(31) fascic. 1 1972
57. X X X - BIT-Sudarea nr. 3/1974
58. X X X - Manualul inginerului metalurg vol. I, Ed. București, 1978
59. X X X - Metallindustria-Sand castings and forgings in 99,90% pure copper, chromium copper, beryllium copper, aluminum bronze, manganese bronze, naval brass and Mintz metal, cupro-nickel, monel, Cernano (Milano). Ed. 1977.
60. X X X - Metals Handbook (ASM), vol. I, ediția 8 Cleveland 1961
61. X X X - Metals Handbook, vol. II, ediția 8 Heat treating, cleaning and finishing. American Society for metals, Metalspark Ohio 1964
62. X X X - Druni Bruno. Fonderia di metalli non ferrosi prospect
63. X X X - Mica enciclopedie de metalurgie, Ed. St. și enciclopedică, București, 1980
64. X X X - STAS 198/1-80
65. X X X - STAS 198/2-80
66. X X X - STAS 203-75
67. X X X - Colecție fișe AJTH

**A N B K A**

Tabelul 2.1. Sortimentele uzuale de bronzuri de aluminiu complex aliate cu fier și nichel

| Nr. crt. | Simbol, marcă  | CUMPOZITIA |           |         |         |          |                            |   | CHIMICĂ [%]  |    |  | Norma tehnică; producător | Bibliog. |
|----------|--|------------|-----------|---------|---------|----------|----------------------------|---|--|----|--|---------------------------|----------|
|          |  | Cu         | Al        | Fe      | Ni      | Mn       | Alte elemente              | Impurități total                              |  |    |  |                           |          |
| 0        |  | 2          | 3         | 4       | 5       | 6        | 7                          | 8   | 9  | 10 |  |                           |          |
| 1        | Cu Al 10 Fe 5 Ni 5                                     | Rest.      | 8,5-11,5  | 2,0-6,0 | 4,0-6,0 | 0-2,0    | —                          | 0,5   | STAS 203-75  | 66 |  |                           |          |
| 2        | Cu Al 9 Fe 5 Ni 5 T                                    | Rest.      | 8,5-10,7  | 4,0-6,0 | 4,0-6,5 | max. 1,5 | —                          | 0,5   | STAS 198/1-80  | 64 |  |                           |          |
| 3        | Cu Al 9 Fe 5 Ni 5                                      | Rest.      | 8,0-10,5  | 4,0-6,0 | 4,0-6,5 | max. 1,5 | —                          | 0,6   | STAS 198/2-80  | 65 |  |                           |          |
| 4        | SpA XH 10-4-4  | Rest.      | 10        | 4       | 4       | —        | —                          | —   | GOST 493-54  | 24 |  |                           |          |
| 5        | Bronzol G; 78 Cu - 12 Al - 5 Fe - 5 Ni                 | 75-80      | 11-13     | 4-6     | 4-6     | —        | —                          | Diferite + Mn: 0,6                            | Metall industria (Italia)  | 59 |  |                           |          |
| 6        | Bronzol T; 81 Cu - 11 Al - 4 Fe - 4 Ni                 | 78-84      | 9,3-11,5  | 3-5     | 3-5,5   | —        | —                          | Diferite + Mn: 1,5                            | Metall industria (Italia)  | 59 |  |                           |          |
| 7        | Al Bz 10 Ni  | 79,5-85    | 8,5-10,0  | 2,5-5,3 | 3,0-6,0 | max. 1,5 | Si max. 0,2                | Zn max. 0,5                                   | DIN 17665  | 26 |  |                           |          |
| 8        | Al Bz 11 Ni  | 74-78,5    | 10,5-12,5 | 4,8-7,3 | 5-7,5   | max. 1,5 | Si max. 0,2                | Zn max. 0,5                                   | DIN 17665  | 26 |  |                           |          |
| 9        | G - Ni Al Bz F 50                                      |            |           |         |         |          | Si max. 0,1                | total: max. 0,3                               |  | 26 |  |                           |          |
| 10       | G - Ni Al Bz F 60                                      | 77,0-83,0  | 8-10,5    | 4-6     | 4-6,5   | 0-1,5    | Pb max. 0,1                | Zn max. 0,3<br>Sn max. 0,2                    | DIN 1714   | 26 |  |                           |          |
| 11       | GZ - Ni Al Bz F 60                                     | 80         | 10,5      | 4,5     | 5       | —        | —                          | —   | Ostermann (RFG)  | 41 |  |                           |          |
| 12       | G - Ni Al Bz F 70; Guss - Nickel - Aluminium bronzze H | 73-80      | 9-12      | 5-7     | 4,5-7   | 0-1,5    | Si max. 0,1<br>Pb max. 0,1 | total: max. 0,3<br>Zn max. 0,3<br>Sn max. 0,2 | DIN 1714   | 26 |  |                           |          |
| 13       | Cu Al 10 Ni  | Rest.      | 10,3      | 4,5     | 4,7     | 0,15     | Zn max. 0,1                | Si max. 0,1<br>Sn max. 0,1<br>P max. 0,1      | DIN 17672<br>Luftfahrtnorm<br>Norme de intrerin-<br>dere Aeterno WHA | 21 |  |                           |          |
| 14       | AB 2 (electrod sudură)                                 | Rest.      | 8,5-10,5  | 3,5-5,5 | 4,5-6,5 | max. 1,5 | Zn max. 0,5                | —   |  | 57 |  |                           |          |
| 15       | Nikalium AB 2  | Rest.      | 9-11      | 4-5,5   | 4-5     | 0,5-1,5  | —                          | —   | Anglia, Stone Mon-<br>ganeze Morine<br>:td.                          | 41 |  |                           |          |

Tabelul 2.1. (Continuare)

| 0  | 1                          | 2                     | 3                | 4              | 5                | 6                 | 7  | 8      | 9  | 10 |
|----|----------------------------|-----------------------|------------------|----------------|------------------|-------------------|--|--------|--|----|
| 17 | AB 2-C                     | d.) Rest<br>b.) 79    | 9,5-10,5<br>9    | 3,5-5,5<br>3   | 4,5-6,5<br>5,5   | 1,5<br>3          | —<br>—                                   | —<br>— | Stone Mangonese<br>Marine Ltd (Anglio)                 | 41 |
| 18 | Cunio/                     | Rest                  | 8-10             | 3-5,5          | 3-5,5            | 1-3               | —  | —      | Lips (Olanda)  | 41 |
| 19 | Niolof                     | 78,5                  | 10               | 5              | 5                | 1,5               | —  | —      | S.U.A.; Baiduin - Limo<br>- Hamilton - Corpora<br>tion | 41 |
| 20 | Nibro/                     | Rest                  | 9,25             | 4              | 5                | 1,5               | —  | —      | S.U.A.; Internatio<br>nal Nickel Company               | 41 |
| 21 | Cunio/                     | Rest                  | 9,5              | 4,3            | 5                | 0,75              | —  | —      | S.U.A. Beethlehem<br>Steel Company                     | 41 |
| 22 | Cunio/                     | Rest<br>78,0<br>78-81 | 9-11,5<br>9-10,3 | 3-5<br>3,5-5,5 | 3-5,5<br>4,5-5,5 | max. 3,5<br>0,5-1 | —  | —      | S. U. A.   | 41 |
| 23 | Nantio/                    | 78,6                  | 9,0-9,8          | 3-4,5          | 4-5,5            | 1-1,6             | —  | —      | Fronty; Societe<br>Nantese de<br>Fonderie              | 41 |
| 24 | G-Ni/Al/Bz/FCO; Al/cunio/  | 70-80                 | 6-11             | 2-5            | 2-5              | 4-8               | —  | —      | Theodor Zeise (RFG)                                    | 41 |
| 25 | Gs-Cu/Al/Fe/4Ni/4UN/5275   | Rest                  | 10-11,5          | 3-5            | 3-5,5            | max. 3,5          | Sn max. 0,5<br>Zn max. 0,15; Pb max. 0,1 | —      | Fonderia Bruni (Holo)                                  | 62 |
| 26 | G-Cu/Al/9Ni/Fe/Nh          | 84-85                 | 7-11             | 3-5            | 2,5-6,5          | 1-3               | —  | —      | R. D. G  | 41 |
| 27 | ASB 4                      | Rest                  | 9-10             | 3-4            | 3-4              | 0,5-1,5           | —  | —      | Japonia  | 41 |
| 28 | ASB 6                      | Rest                  | 9-10             | 4-6            | 4-6              | 0,5-1             | —  | —      | Japonia  | 41 |
| 29 | Bronz Mitsubisi            | Rest                  | 10,0             | 5,0            | 4,5              | 1,0               | —  | —      | Japonia  | 41 |
| 30 | Cu/Al/11Fe/4Ni/4           | 81<br>> 78            | 11<br>10-11,5    | 4<br>3-5       | 4<br>3-5,5       | —<br>≤ 3,5        | —  | ≤ 0,5  | —  | 38 |
| 31 | Cu 80 Al 10 Fe 5 Ni 5      | 80                    | 10               | 5              | 5                | —                 | —  | —      | —  | 40 |
| 32 | Cu 79 Al 10 Fe 5 Mn 1 Ni 5 | 79                    | 10               | 5              | 5                | 1                 | —  | —      | —  | 40 |

P LANSA II

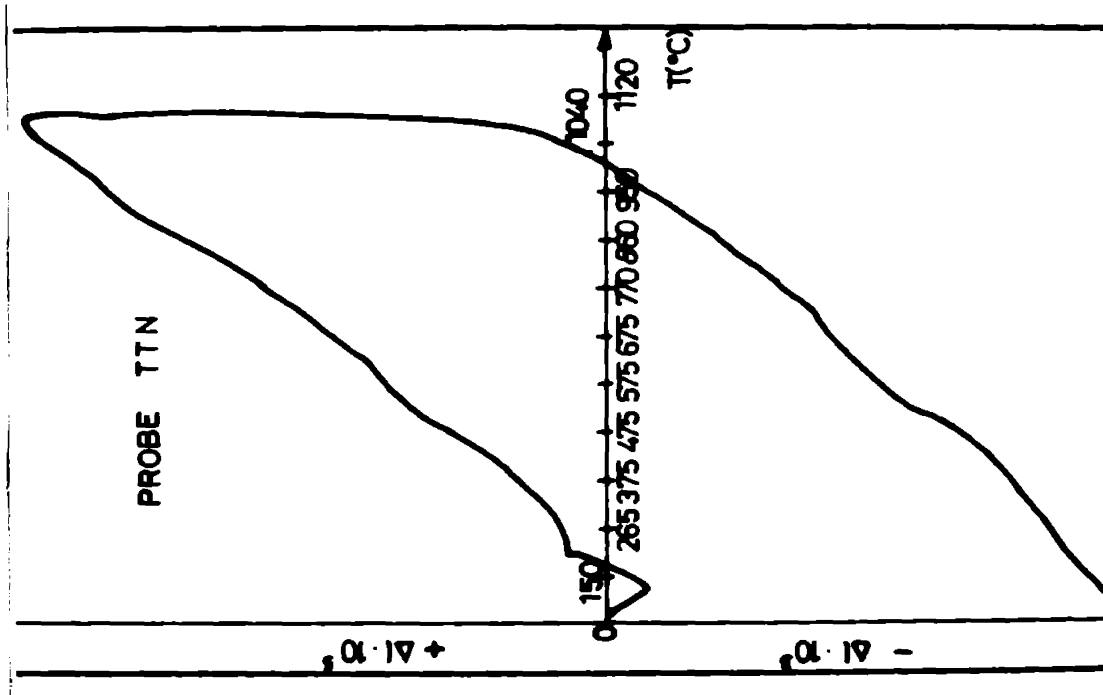


Fig.2.4. Dilatogramă. Probă turnată, prelevată transversal

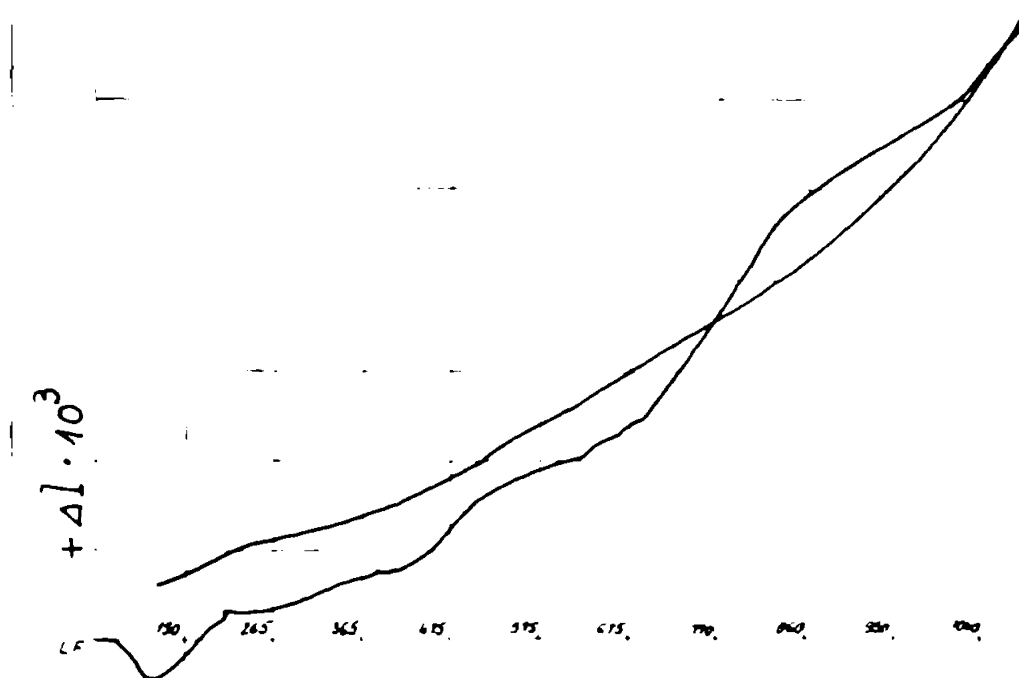


Fig.2.5. Dilatogramă. Probă forjată, prelevată longitudinal

PLAȘA II (CONTINUARE)

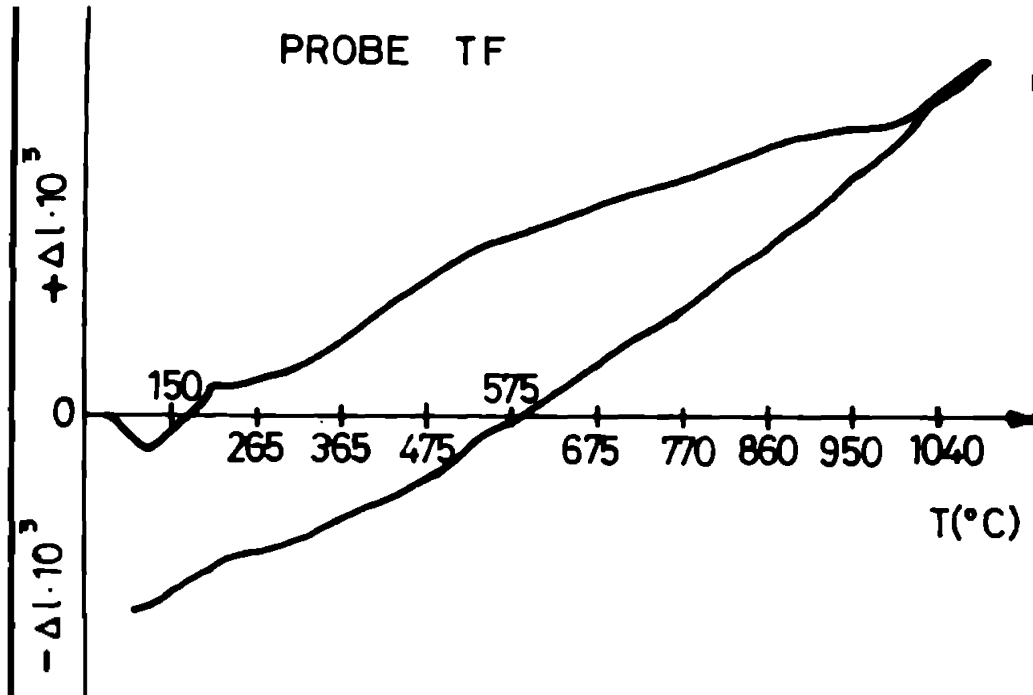


Fig.2.6. Dilatogramă, Probă forjată, prelevată transversal

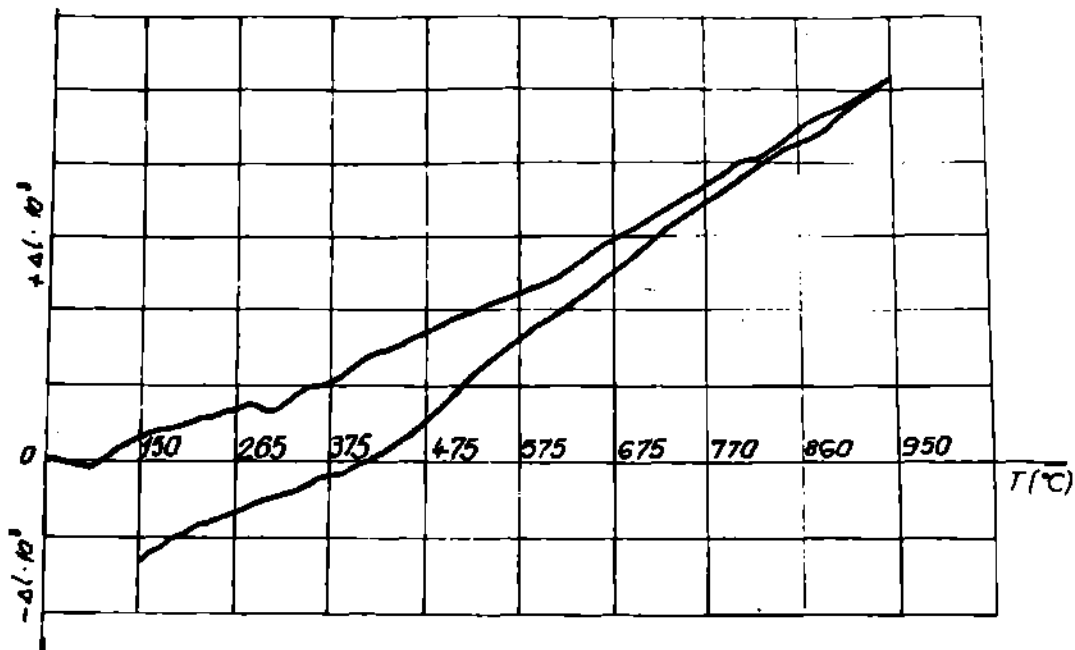


Fig.2.7. Dilatogramă, Probă recoaptă, prelevată longitudinal

Tabela 3.4 Regimuri de tratament termic recomandate în literatura de specialitate pentru bronzuri de aluminiu complex aliate cu Fe și Ni

| Nr. crt. | Marca                           | Călire      |            |                             |                       | Revenire               |              |                       |            | Bibliografie  |
|----------|---------------------------------|-------------|------------|-----------------------------|-----------------------|------------------------|--------------|-----------------------|------------|---------------|
|          |                                 | Tinc /°C/   | tinc /min/ | Mediu răcire                | T <sub>Rev</sub> /°C/ | t <sub>Rev</sub> /min/ | Mediu răcire | T <sub>Rev</sub> /°C/ |            |               |
| 1        | Cu Al 10 Fe 5 Ni 5              | —           | —          | —                           | —                     | —                      | —            | —                     | —          | STAS 198/2-75 |
| 2        | Gs-Cu Al 11 Fe 4 Ni 4, UNI 5275 | 870 ... 900 | —          | apă 20...40°C               | 610 ... 640           | 60                     | apă          | 530 ... 550           | 60 ... 240 | /62/          |
| 3        | Bronzoi 6                       | —           | —          | —                           | —                     | —                      | —            | —                     | —          | /59/          |
| 4        | 78 Cu - 12 Al - 5 Fe - 5 Ni     | —           | Secret     | —                           | —                     | —                      | —            | —                     | —          | /59/          |
| 5        | Bronzoi 7                       | 870 ... 900 | —          | apă                         | 600 ... 650           | 60 ... 240             | apă          | 530 ... 550           | 60 ... 240 | /59/          |
| 6        | 81 Cu - 11 Al - 4 Fe - 4 Ni     | 875         | —          | apă sau ulei                | 650                   | —                      | —            | 600                   | 30 ... 60  | /38/          |
| 7        | Cu 81 Al 11 Fe 4 Ni 4           | 1000        | 15...30    | apă                         | 600                   | 180                    | —            | 650                   | —          | /21/          |
| 8        | Cu Al 10 Ni (Cu 5% Fe și 5% Ni) | 970         | 30         | H <sub>2</sub> O + 10% NaCl | 600                   | —                      | —            | 650                   | —          | /26/          |
| 9        | Al Bz 10 Ni (Cu 5% Fe și 5% Ni) | 850         | —          | apă                         | 550                   | 120                    | —            | 450                   | —          | /26/          |
| 10       | 5% Fe și 5% Ni                  | 850         | —          | —                           | 450                   | —                      | —            | 600                   | —          | /26/          |
| 11       | conf. DIN 17665                 | 850         | —          | —                           | 600                   | —                      | —            | 600                   | —          | /26/          |
| 12       | —                               | 900         | 60         | —                           | 800                   | —                      | —            | 800                   | —          | /26/          |
| 13       | —                               | 950         | —          | —                           | 850                   | —                      | —            | 450                   | —          | /26/          |
| 14       | —                               | —           | —          | —                           | —                     | —                      | —            | —                     | —          | /26/          |
| 15       | —                               | —           | —          | —                           | —                     | —                      | —            | —                     | —          | /26/          |
| 16       | —                               | —           | —          | —                           | —                     | —                      | —            | —                     | —          | /26/          |
| 17       | —                               | —           | —          | —                           | —                     | —                      | —            | —                     | —          | /26/          |
| 18       | G - Ni Al Bz                    | 350         | —          | —                           | 600                   | —                      | —            | 600                   | apă        | /26/          |
| 19       | (10-11% Al, 5% Fe, 5% Ni)       | 600         | —          | —                           | 620                   | —                      | —            | 620                   | apă        | /26/          |
| 20       | —                               | 885         | —          | —                           | 620                   | —                      | —            | 620                   | apă        | /26/          |



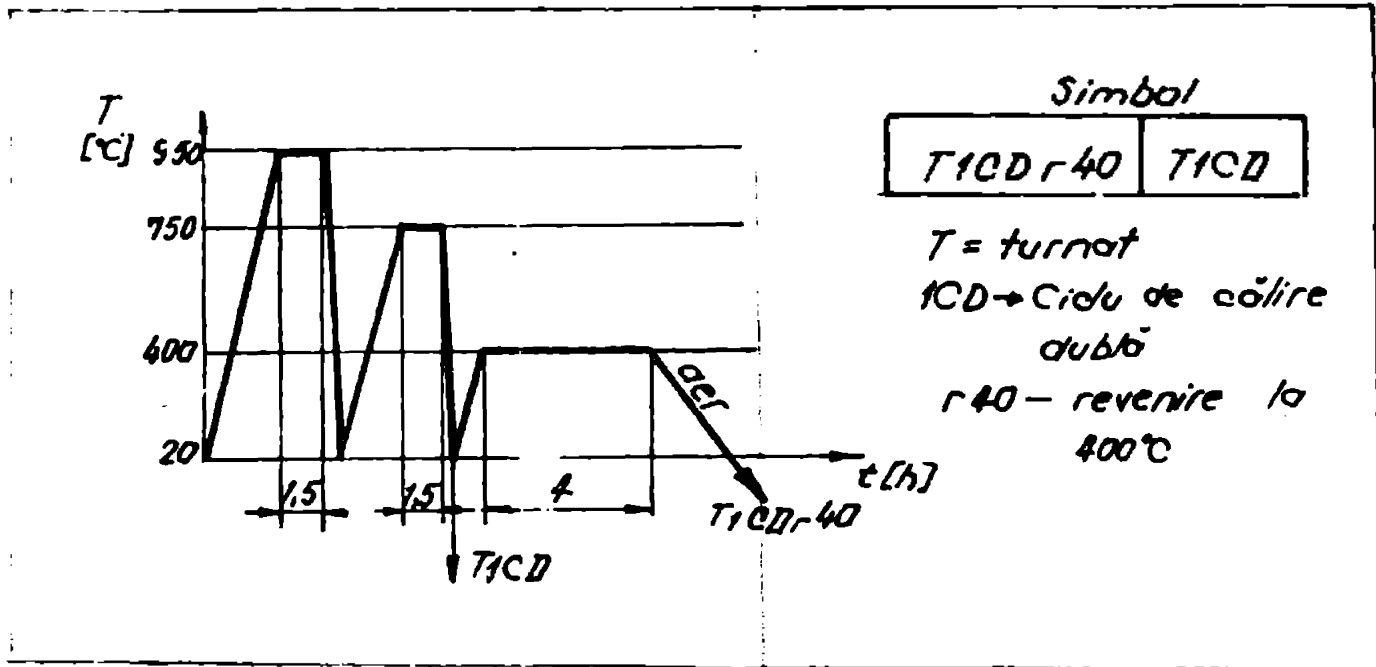


Fig.3.12. Ciclograma tratamentelor T1CD și T1CDr40

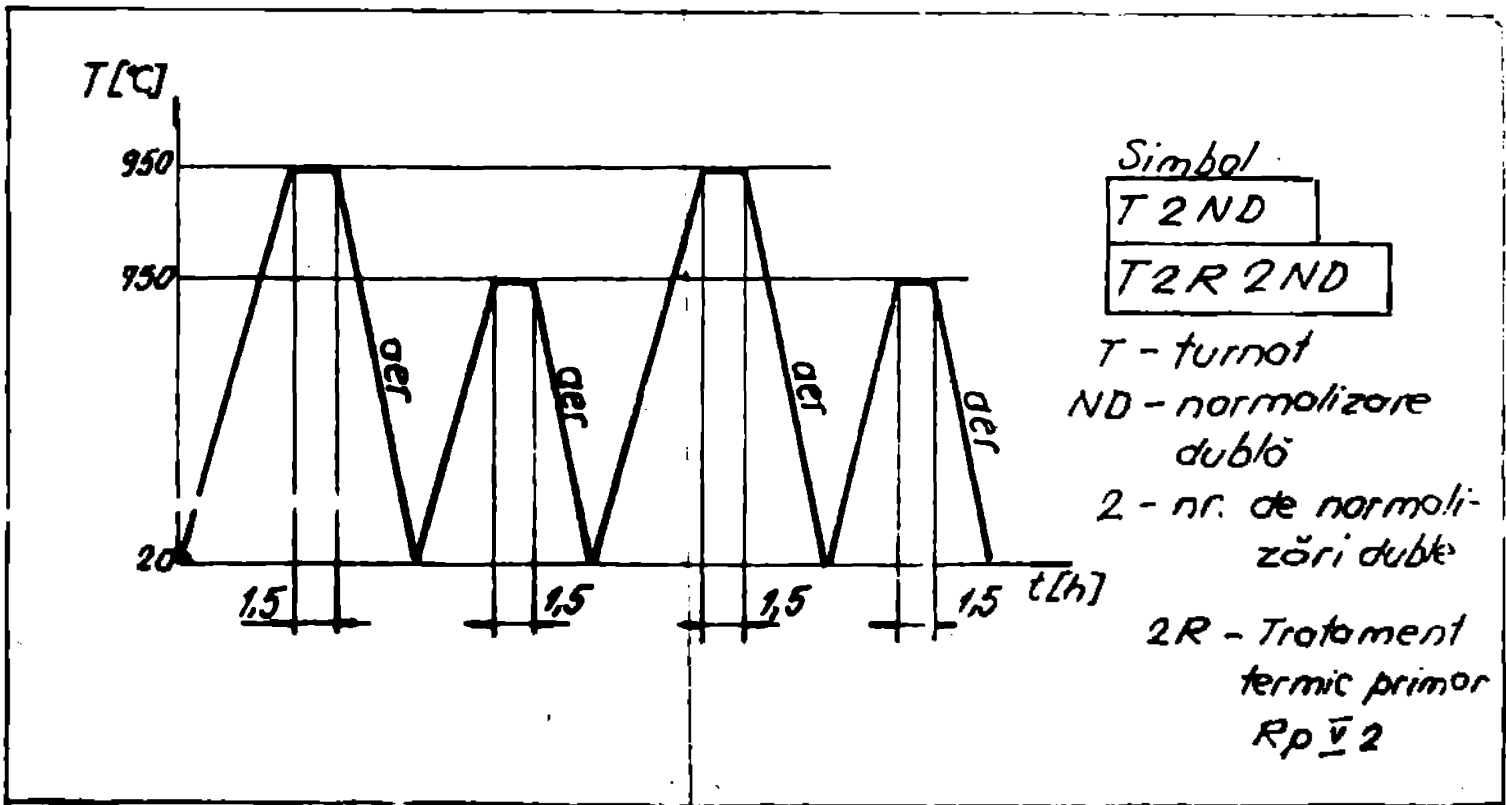


Fig.3.13. Ciclograma tratamentelor termice T2ND și T2R2ND

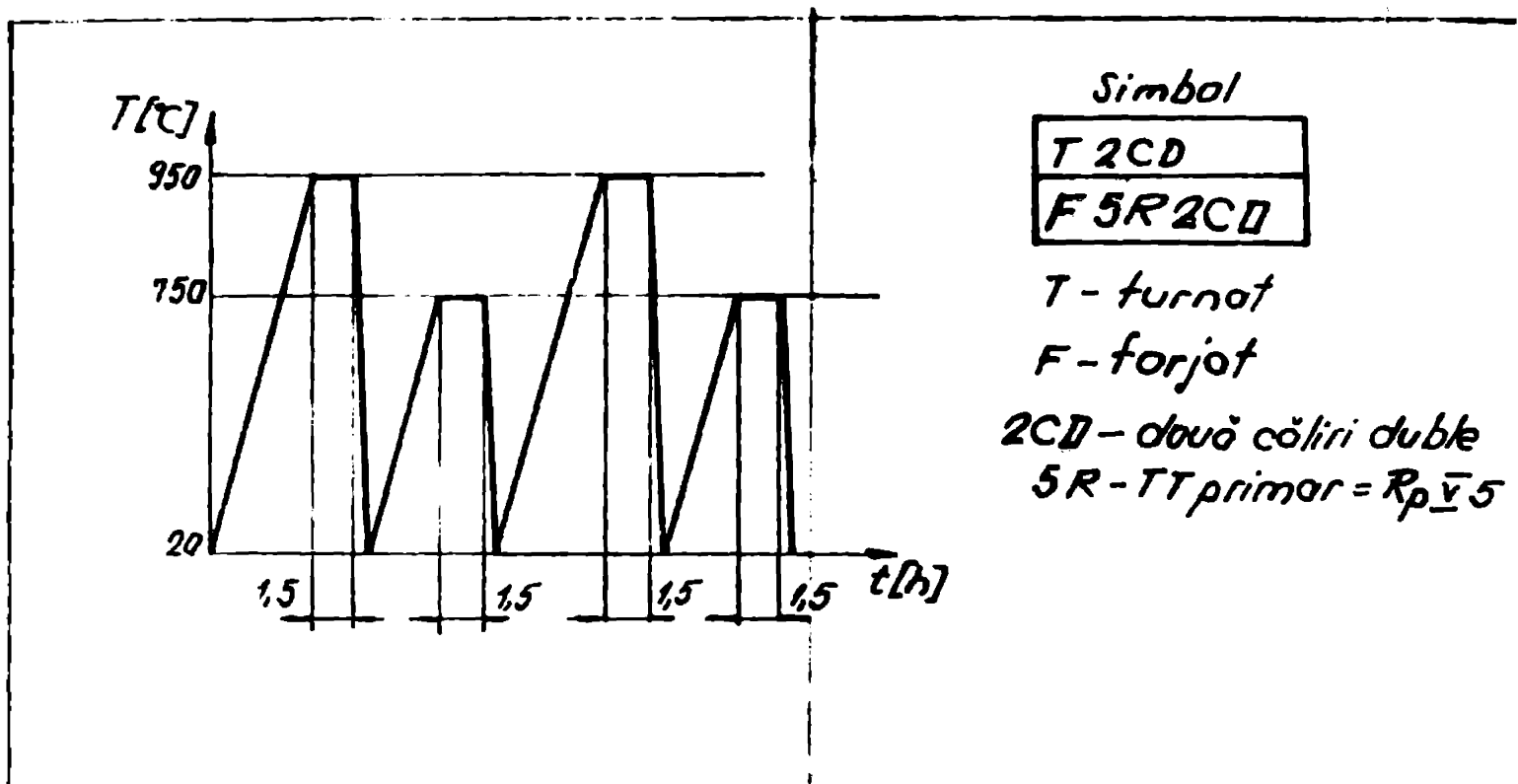


Fig.3.14. Ciclograma tratamentelor termice T2CD și F5R2CD

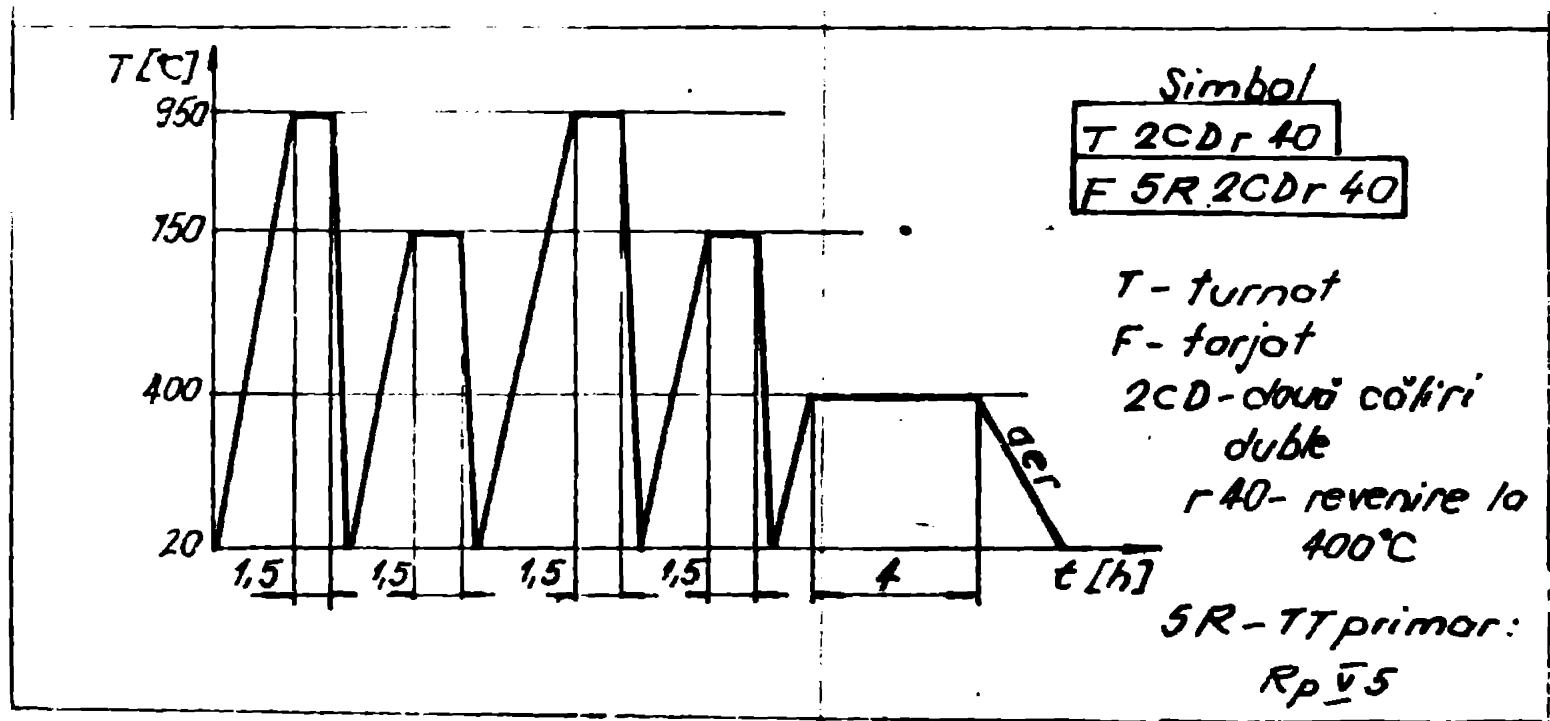


Fig.3.15. Ciclograma tratamentelor termice T2CDr40 și F5R2CDr40

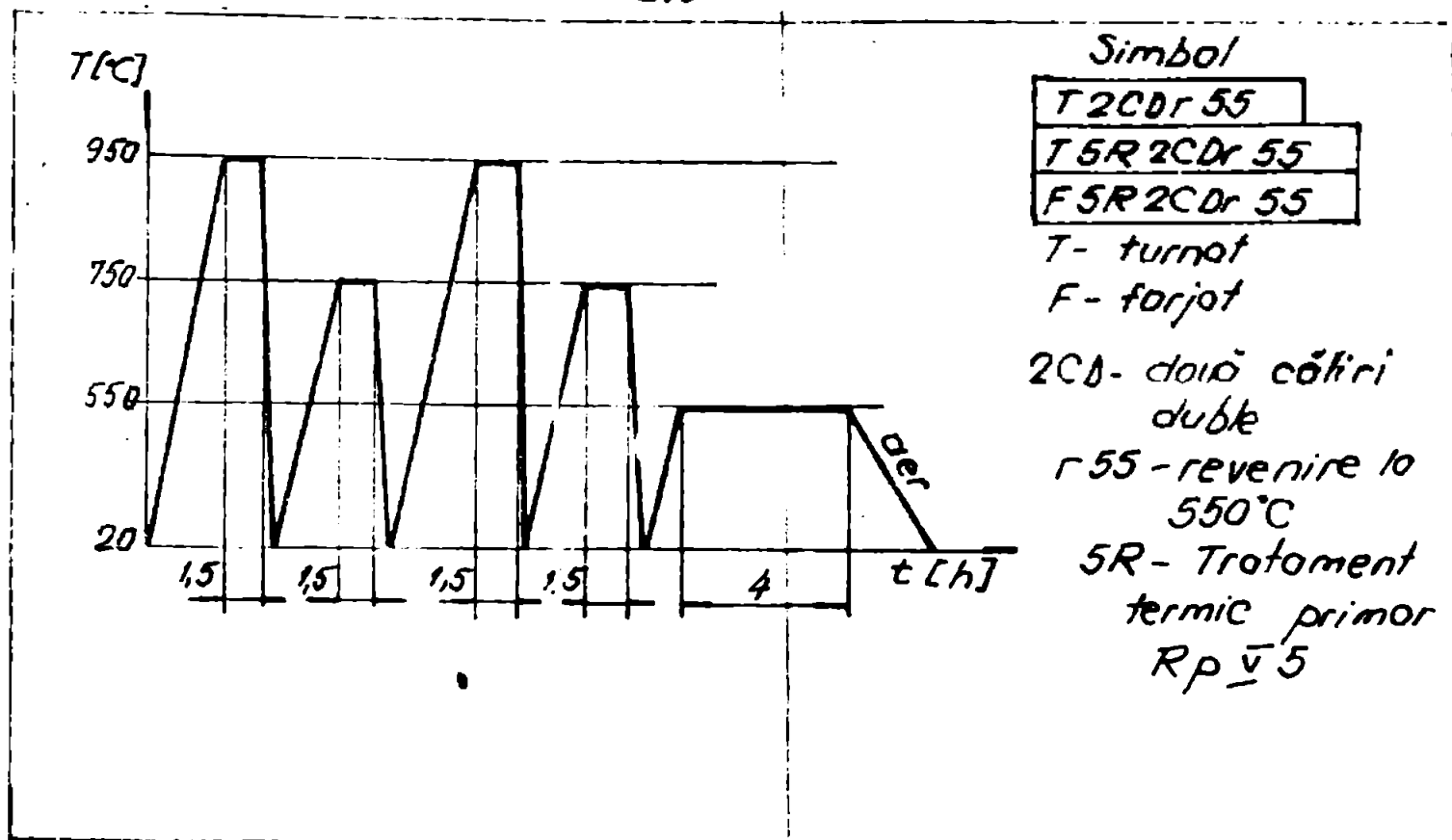


Fig. 3.16. Ciclograma tratamentelor termice T2CDr55, T5R2CDr55 și F5R2CDr55

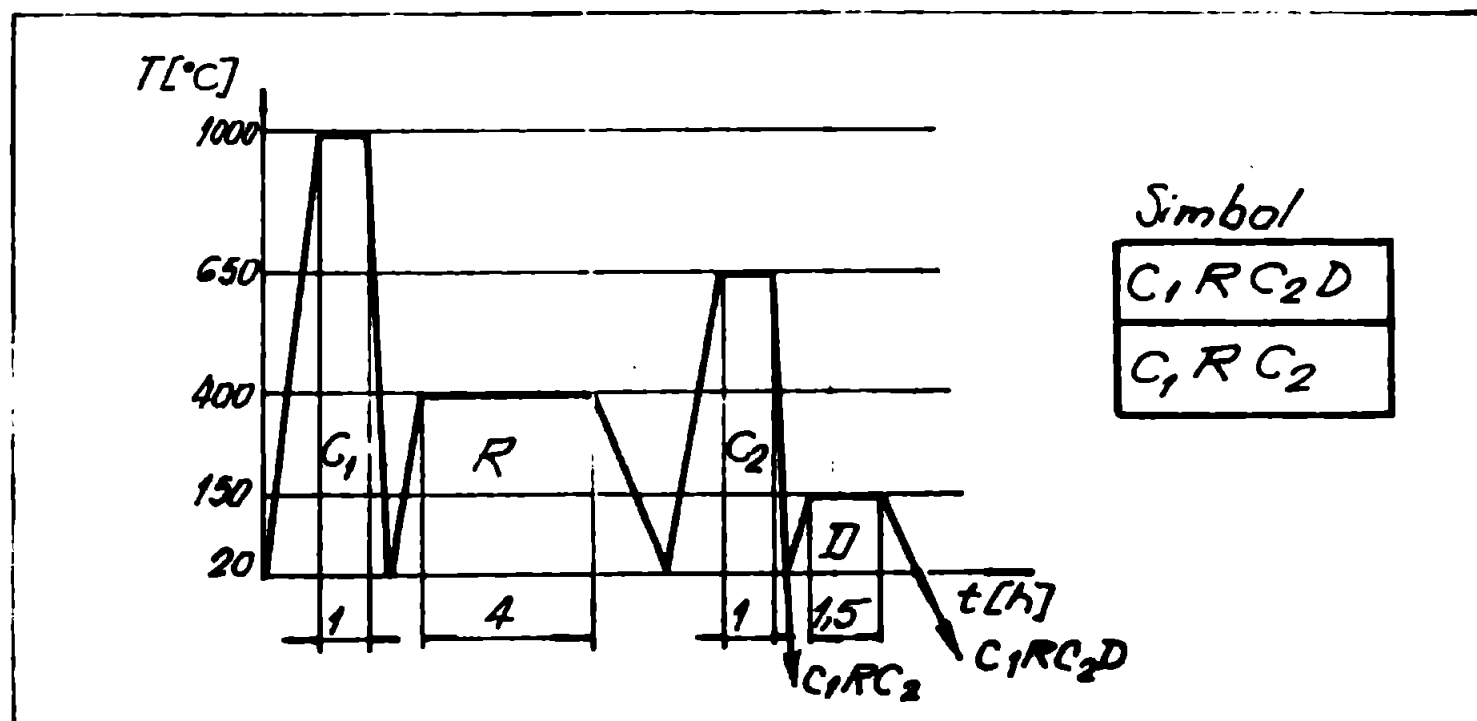
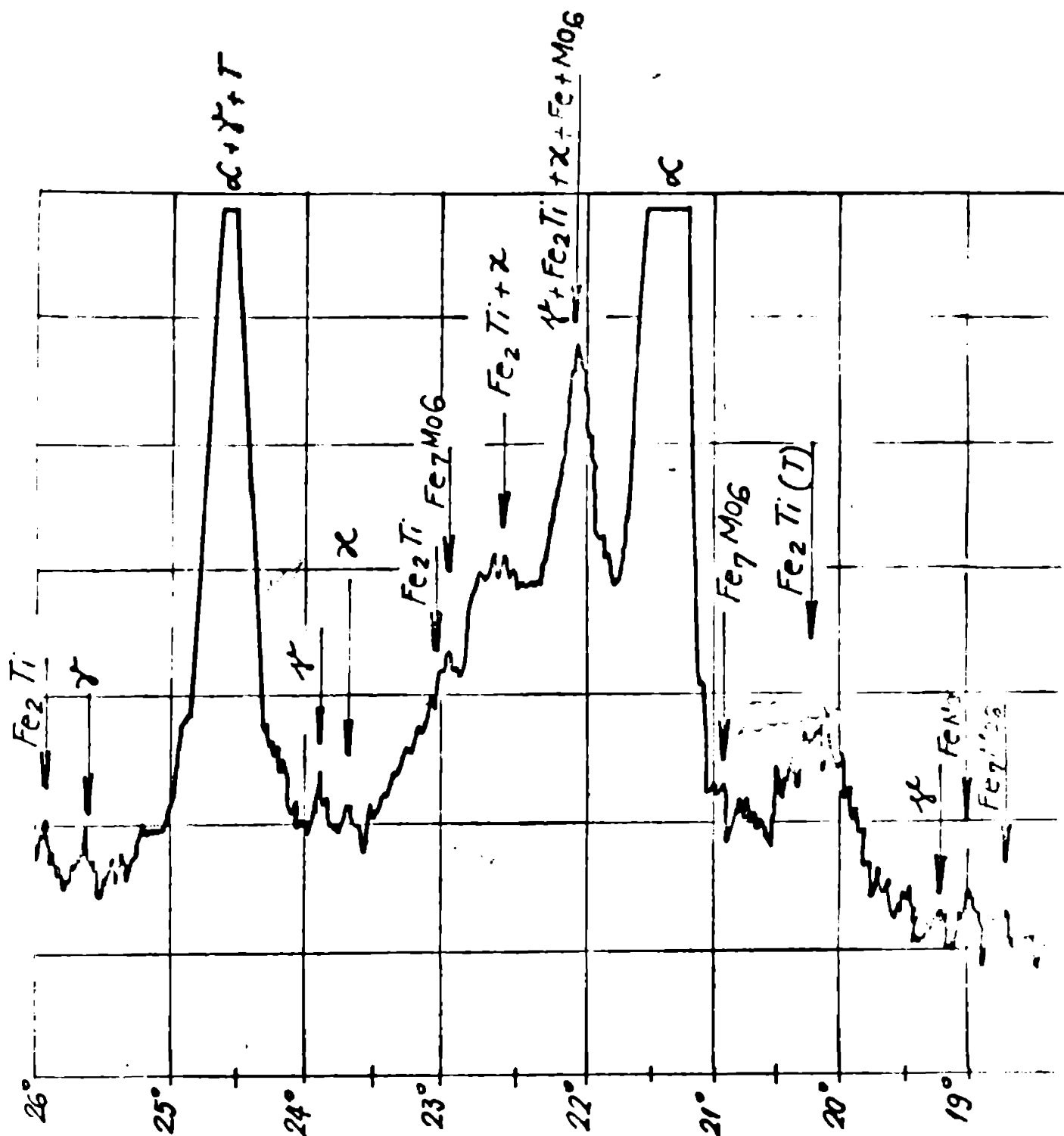


Fig. 3.17. Ciclograma tratamentelor termice C1R202 și C1RC2D aplicate probelor turnate

**Tabelul 5.2.**

**Identificarea constituenților structurali, pentru difrac-  
tograma din fig.5.17. (probă turnată)**

| $\theta$ | $\theta_{hkl} [^\circ]$ | $d_{hkl} [Å]$ | Constituenți<br>structurali           |
|----------|-------------------------|---------------|---------------------------------------|
| 1        | 18,8                    | 2,39          | Fe <sub>7</sub> Mo <sub>6</sub>       |
| 2        | 19,13                   | 2,35          | Fe Mo                                 |
| 3        | 19,39                   | 2,32          | $\gamma$                              |
| 4        | 20,3                    | 2,22          | Fe <sub>2</sub> Ti                    |
| 5        | 20,9                    | 2,15          | Fe <sub>7</sub> Mo <sub>6</sub>       |
| 6        | 21,73                   | 2,06          | $\alpha$                              |
| 7        | 22,1                    | 2,04          | $\delta + Fe_2Ti + \alpha + Fe_7Mo_6$ |
| 8        | 22,65                   | 2,00          | Fe <sub>2</sub> Ti + $\alpha$         |
| 9        | 23,01                   | 1,97          | Fe <sub>7</sub> Mo <sub>6</sub>       |
| 10       | 23,14                   | 1,96          | Fe <sub>2</sub> Ti                    |
| 11       | 23,6                    | 1,92          | $\alpha$                              |
| 12       | 23,84                   | 1,905         | $\gamma$                              |
| 13       | 24,54                   | 1,81          | $\alpha + \gamma + Fe_2Ti$            |
| 14       | 25,64                   | 1,78          | $\gamma$                              |
| 15       | 25,79                   | 1,77          | Fe <sub>2</sub> Ti                    |



Probă turnată netratată termic :

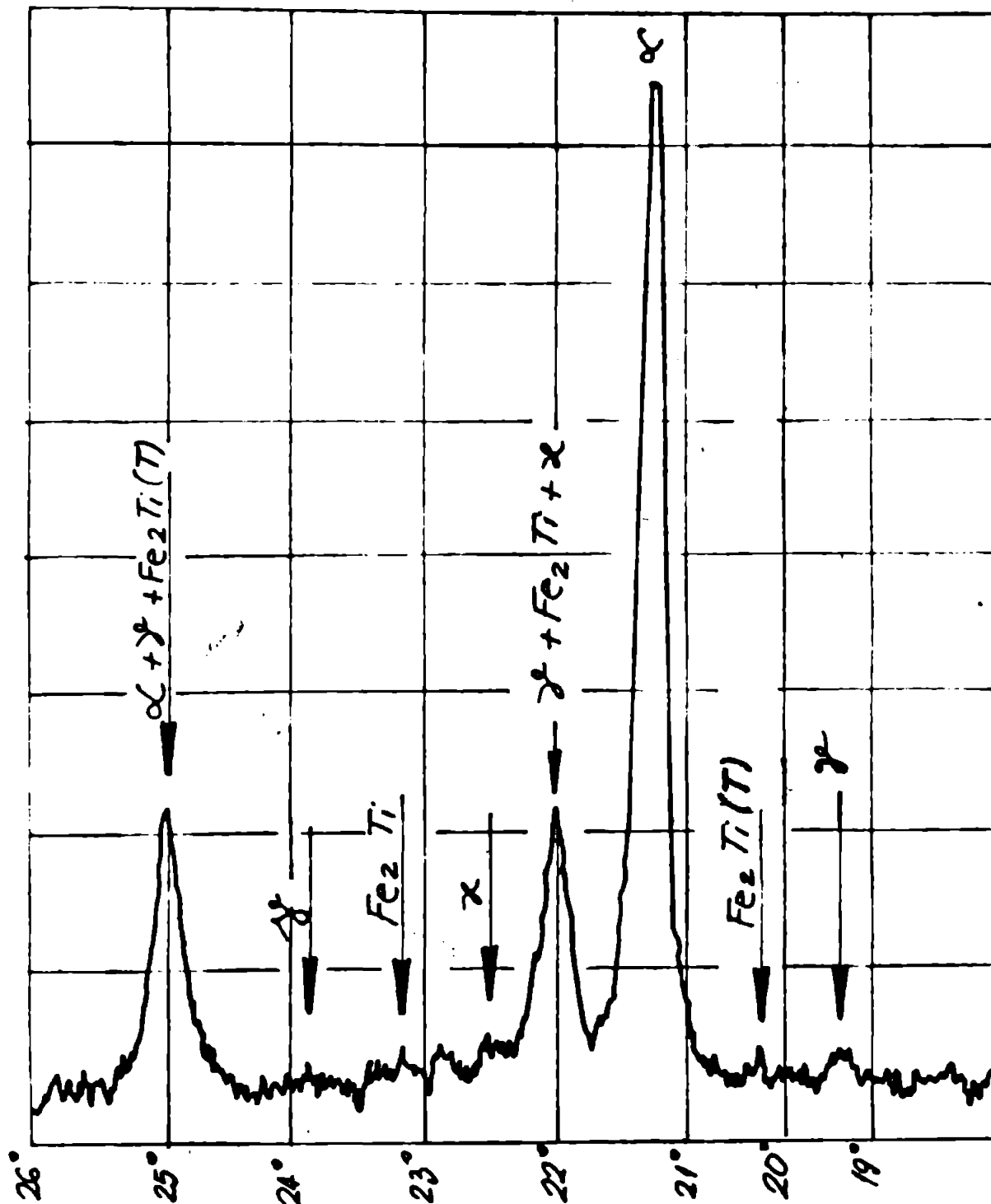
$Cu K\alpha_1$  ( $\lambda = 1,5405 \text{ \AA}$ )

$U = 37 \text{ kV}$

$I = 17 \text{ mA}$

Filtru de Ni

Fig. 5.17



Probă F + Rp v3  
CuKα, (λ = 1,5405 Å)  
U = 37 kV  
I = 17 mA  
Filtru de Ni

Fig. 5.19

Tabelul 5.3.

Identificarea constituenților structurali, pentru difracțiogramă din fig. 5.10. (probă termociclată 20132D(8))

| Nr. crt. | $\theta_{hkl}$ [°C] | $d_{hkl}$ [Å] | Constituenți structurali   |
|----------|---------------------|---------------|----------------------------|
| 1        | 15,41               | 2,8985        | $\beta'$                   |
| 2        | 16,58               | 2,6984        | $Al_3Fe$                   |
| 3        | 17,48               | 2,5636        | $\gamma + Al_3Ni$          |
| 4        | 20,58               | 2,191         | $Fe_2Ti$                   |
| 5        | 20,99               | 2,15          | $Fe_7Mo_6$                 |
| 6        | 21,54               | 2,097         | $\alpha$                   |
| 7        | 22,13               | 2,044         | $\gamma + Fe_2Ti + \alpha$ |
| 8        | 22,18               | 2,04          | $Fe_7Mo_6$                 |
| 9        | 22,55               | 2,008         | $Fe_2Ti + Al_3Ni$          |
| 10       | 22,78               | 1,989         | $\alpha$                   |
| 11       | 23,01               | 1,97          | $Fe_7Mo_6$                 |
| 12       | 23,14               | 1,96          | $Fe_2Ti$                   |
| 13       | 23,98               | 1,895         | $\beta'$                   |
| 14       | 24,54               | 1,85          | $\gamma$                   |
| 15       | 25,1                | 1,815         | $\alpha + Fe_2Ti + Al_3Ti$ |
| 16       | 25,64               | 1,78          | $\gamma + \beta'$          |
| 17       | 26,9                | 1,7           | $\gamma$                   |
| 18       | 27,46               | 1,67          | $\gamma$                   |
| 19       | 28,3                | 1,624         | $\alpha + \gamma$          |
| 20       | 28,85               | 1,59          | $\alpha + \beta'$          |
| 21       | 30,8                | 1,504         | $\gamma + \alpha$          |
| 22       | 32                  | 1,454         | $\beta' + \gamma$          |
| 23       | 32,17               | 1,446         | $Al_3Fe$                   |
| 24       | 32,4                | 1,434         | $Al_3Fe$                   |
| 25       | 36,6                | 1,29          | $\alpha$                   |
| 26       | 39,26               | 1,217         | $\alpha$                   |

Tabelul 5.4.

Identificarea constituenților structurali pentru difrac-  
tograma din fig. 5.19. (probă forjată + recoaptă pendular  
apV3)

| Nr.<br>crt. | $\theta_{hkl}$<br>[°] | $d_{hkl}$<br>[Å] | Constituenți<br>structurali |
|-------------|-----------------------|------------------|-----------------------------|
| 1           | 19,39                 | 2,32             | $\beta$                     |
| 2           | 20,3                  | 2,22             | $Fe_2Ti$                    |
| 3           | 21,34                 | 2,09             | $\alpha$                    |
| 4           | 22,1                  | 2,04             | $Fe_2Ti + \alpha + \beta$   |
| 5           | 22,5                  | 2,01             | $\alpha$                    |
| 6           | 23,14                 | 1,96             | $Fe_2Ti$                    |
| 7           | 23,84                 | 1,905            | $\beta$                     |
| 8           | 23,85                 | 1,83             | $\alpha + \beta + Fe_2Ti$   |