

INSTITUTUL POLITEHNIC "TRAIAN VOIA"
TIMIȘOARA
FACULTATEA DE MECANICĂ

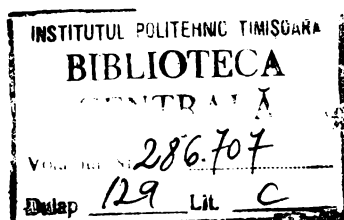
Anna Maria Tache

OTELURI DE SCULE DE ÎNALTA REZISTENȚĂ
ALIATE CU Cu - Cr - Mo

CONDUCĂTOR ȘTIINȚIFIC:
Prof.dr.doc.ing. AUREL NANU

BIBLIOTECA CENTRALĂ
UNIVERSITATEA "POLITEHNICĂ"
TIMIȘOARA

TIMIȘOARA
1975



C a p i t o l u l 1

CONSIDERATII TEORETICE ASUPRA OTELURILOR ALIATE Cu - Cr - Mo DESTINATE SCULELOR PENTRU PRELU- ORAREA LA RECE A METALELOR, FARA DEGAJARE DE ASCHII

1.1.- Alegerea materialului pentru sculele folosite în procesul de prelucrare la rece a metalelor

Industria prelucrătoare de metale și aliaje pune probleme din ce în ce mai complexe privind precizia dimensională a produsului, reducerea consumului de metal, productivitatea, durabilitatea sculelor, etc. Printre procedeele cele mai răspândite în toate sectoarele industriei constructoare de mașini, industriei electrotehnicii, industriei alimentare și în general, de bunuri de larg consum, sînt prelucrările prin deformarea la rece datorită caracteristicilor și avantajelor pe care le prezintă :

- reducerea consumului de material și posibilitatea folosirii parțiale a deșeurilor ;
- precizia dimensională și de formă a produsului, deseori fără să mai necesite prelucrări ulterioare ;
- volumul de muncă este redus, putîndu-se executa piese de formă complexă care prin alte procedee ar fi dificile sau imposibil de prelucrat. Totodată presele pot fi deservite de muncitori cu calificare inferioară, existînd posibilitatea de servirea simultană a mai multor mașini de către un singur om ;
- mărirea rezistenței pieselor datorită întăririi în timpul prelucrării ;
- creșterea considerabilă a productivității prin extinderea mecanizării și automatizării ;
- folosirea sculelor combinate simultan sau succesiv, cu dispozitive de avans automat, etc.

Dezavantajele prelucrărilor prin deformare la rece sînt în principal următoarele :

- proiectarea și executarea sculelor necesită durate

mari de pregătirea fabricației și investiții inițiale relativ mari ;

- aplicabilitatea la producția de serie mică este limitată datorită costului ridicat a ștanțelor și matrițelor.

Din aceste motive procedeele de deformare la rece se aplică în cea mai mare măsură la producția de serie mare sau masă. Există posibilitatea aplicării rentabile și la producția de serie mică prin folosirea de soule universale de construcție simplificată și puțin costisitoare.

Trebuie remarcate tendințele actuale - datorită avantajelor procedeelelor anterior amintite - de a lărgi domeniul de utilizare spre dimensiuni extreme, piese de gabarit mare (până la 10 m) și piese miniaturizate (în industria electronică). Se evidențiază de asemenea tendința de extindere spre grosimi mai mari ale materialului de prelucrat - la decupare, până la 25 mm, la perforare, până la 35 mm, la ambutizare, până la 20 mm, iar la îndoire, până la 100 mm.

Caracteristicile tehnologice și de exploatare ale materialelor utilizate, pentru executarea soulelor, a părților active, sînt determinate de condițiile în care se desfășoară procesul de prelucrare. Apar solicitări complexe, mecanice, termice și de uzură ceea ce impune materialelor proprietăți deosebite, duritate ridicată, rezistență la uzură, compresiune și încovoiere mare cît și o tenacitate relativ bună.

Elementele active sînt supuse unor solicitări dinamice, puternic concentrate pe muchiile sau suprafețele de lucru. Tensiunile de contact, ce apar în timpul prelucrării, sînt cauzate de momentele de încovoiere și de răsucire și pot provoca deformarea și ruperea elementelor active și astfel scoaterea lor prematură din uz.

Datorită frecvenței mari a ciclului de lucru și a presiunilor mari apar solicitări termice, încălziri ale muchiilor active și care pot provoca, prin fenomene de revenire, scăderea durității soulelor și totodată a rezistenței la uzură.

Solicitări la uzură apar și la prelucrarea materialelor dure cît și a celor moi. La prelucrarea materialelor moi, uzura se produce datorită particulelor de material care aderă pe părțile tăietoare, favorizînd uzarea.

Se impune de asemenea, ca soulele să aibe o durabilitate

te ridicată și să asigure o calitate bună a produsului.

Durabilitatea sculelor este un factor important al productivității și contribuie în mod hotărâtor la creșterea rentabilității procesului de fabricație. Se apreciază după numărul de piese care se pot executa pînă la uzura sculei sub limita admisibilă. Se consideră următoarele forme ale durabilității :

- durabilitatea între două ascuțiri sau reparări consecutive ale pieselor de lucru ;
- durabilitatea pînă la înlocuirea elementelor active ;
- durabilitatea pînă la uzura completă.

Indiferent care formă se consideră, durabilitatea sculelor este puternic influențată de caracteristicile materialului de prelucrat, de compoziția chimică și tratamentul termic al sculelor, de tipul sculei, de operația de executat.

Pînă în prezent, durabilitatea a rămas mai mult o noțiune convențională, neputînd fi generalizată datorită complexității factorilor influenți.

Chiar și în privința caracteristicilor reprezentative nu există încă o concepție unitară de apreciere pentru o proprietăți de rezistență impuse, chiar a unor scule constructiv simple, de același tip, sînt diferite, funcție de natura, grosimea materialului de prelucrat. De exemplu, foarfecile de tăiat tablă groasă sînt solicitate la uzură, compresiune și încovoiere și ca atare reclamă, pe lîngă proprietățile de rezistență, și o tenacitate bună, pe cînd cele pentru tablă subțire, trebuie să fie dure, rezistente la uzură, ou tăis bine ascuțit.

Ținînd seama de aceste caracteristici complexe, ar trebui ca conținutul în carbon și în elemente de aliere ce formează carburi, să fie relativ redus, pentru a asigura o tenacitate suficient de bună, pentru a nu se distruge scula sub solicitările mecanice din timpul lucrului. În acest caz însă, duritatea și deci și rezistența la uzură sînt reduse ceea ce duce la scotere prematură din uz. Aceste caracteristici sînt asigurate de conținuturi ridicate în carbon și elemente de aliere ce formează carburi, asociate cu o tehnologie corespunzătoare de prelucrare, avînd în vedere totodată că la unele scule se pune problema menținerii unei anumite plasticități a miezului prin călire nepătrunsă, ori majoritatea elementelor de aliere uzuale măresc oălibilitatea.

Din cele de mai sus reiese că problema alegerii unui material optim pentru elementele active ale diferitelor scule, este foarte complexă și dificilă. La noi se utilizează actualmente diferite aliaje :

- fonte speciale aliate cu crom, mangan, nichel ;
- oțeluri carbon hipereutectoide cu călibilitate redusă - OSC 10 ; OSC 11 ; OSC 12 ;
- oțeluri cu conținut ridicat de crom, în special de tip ledeburitic, cu călibilitate mare și variații minime de volum la călire - C 120 ; VMoC 120 ; VWC 62 ; VMoC 15 ;
- oțeluri hipoeutectoide și aliate cu tenacitate ridicată - OSC 7 ; OSC 8 ; VSCW 20 ; VSC 13 ; VNO 6 ;
- aliaje dure, pentru armarea elementelor active ale sculelor.

Este de remarcă categoria largă de materiale utilizate datorită proprietăților unilaterale, în deosebi în privința durității și a rezistenței la uzură pe de o parte și a tenacității pe de altă parte.

Oțelurile carbon se supun unui tratament termic fiind compus din călire, în apă până la OSC 10 și apă sau ulei la OSC 11 și OSC 12, urmată de revenire joasă între 425...573^oK (150...300^oC). Călibilitatea este funcție de temperatura de încălzire, dar trebuie ținut seamă că aceste oțeluri sînt sensibile la supraîncălzire, astfel încît în condiții optime de încălzire, călibilitatea este redusă.

Oțelurile cu crom ledeburitice și hipereutectoide au capacități de călire, mai ales în privința durității obținute, comparabile ; se comportă însă diferit din punct de vedere a călibilității. Oțelurile C 120 și VMoC 120 se călesc pătruns chiar la grosimi de 200...300 mm, cele hipereutectoide însă au călibilitate mai redusă (VWC 62 ; VMoC 15). Oțelurile din această categorie (exceptînd VMoC 15) prezintă o bună stabilitate la oald și variații minime de volum la călire. Călirea acestor oțeluri se face curent în ulei sau în băi izoterme urmată de revenire joasă. Caracteristicile mecanice, rezistența la rupere și săgeata la încovoiere sînt sensibil influențate de temperatura de încălzire pentru călire în sensul că se înrăutățesc considerabil cu creșterea temperaturii.

Oțelurile hipoeutectoide aliate au de asemenea o căli-

bilitate bună (40 mm grosime) în afară de oțelul VNO 6 care se caracterizează printr-o oălibilitate redusă și un strat oălit dur. Oțelul VSC13 prezintă o bună stabilitate la cald însă la temperaturi de revenire mai mari de 573°K (300°C) scade considerabil tenacitatea oțelului, în schimb oțelul VSCW20 prezintă o tenacitate bună, apare doar un domeniu de fragilizare cuprins între 570 și 670°K ($300...400^{\circ}\text{C}$). Oțelurile din această categorie se utilizează în stare oălită în ulei, urmată de revenire joasă, în afară de VSCW20 care se utilizează revenit la $723...873^{\circ}\text{K}$ ($450...600^{\circ}\text{C}$).

Deși gama oțelurilor folosită este mare, există încă domenii neacoperite. De exemplu la prelucrarea tablelor silicioase, nici sculele confecționate din C120 nu dau rezultate multumitoare.

1.2.- Considerații teoretice asupra oțelurilor Ca - Cr - Mo pentru scule de prelucrare la rece a metalelor

Influența elementelor crom și molibden asupra unor caracteristici ale oțelurilor este studiată și larg tratată în literatura de specialitate. Mai puțină atenție este acordată cuprului ca element de aliere deși acesta are efecte de aliere complexe dar deocamdată insuficient exploatate.

Ținând seama de condițiile care se impun sculelor de prelucrare la rece fără degajare de așchii a materialelor metalice, s-au cercetat câteva oălități de oțeluri aliate cu crom, molibden și cupru, în vederea obținerii unor oțeluri utilizabile pentru un domeniu larg de solicitări. Este vorba de o categorie de oțeluri la care, pe baza compoziției chimice - în special a conținutului în cupru - și a tratamentului termic final, se poate obține un raport optim între caracteristicile de rezistență și de tenacitate.

În paragrafele următoare se trec în revistă principalele efecte de aliere ale elementelor utilizate.

1.2.1.- Influența cuprului în oțel

Statisticile mondiale arată o creștere lentă dar continuă a procentajului de cupru în oțel. Astfel, de exemplu, în

oțelul Martin, conținutul mediu în cupru în anul 1940 a fost de 0,15 % iar pînă în 1960 a crescut la 0,2 %. Această creștere lentă dar continuă se datorește în mare parte fierului vechi utilizat la elaborarea oțelului. Fierul vechi introdus în circuit conține oțeva zecimi de procente cupru care, oxidîndu-se mai greu decît fierul, trece la elaborare în oțel /47/. Totodată, există unele minereuri de fier care conțin cupru și care rămîine de asemenea în oțel, astfel încît la ora actuală acest element poate fi considerat ca făcînd parte din categoria elementelor însoțitoare.

Literatura de specialitate aduce o serie de date privind influența cuprului asupra unor caracteristici ale oțelurilor de construcții /5/; /34/; /37/; /47/; /54/; /51/; /63/; /75/ și ale oțelurilor de scule /62/; /68/; /69/; /53/; /67/. Se arată că

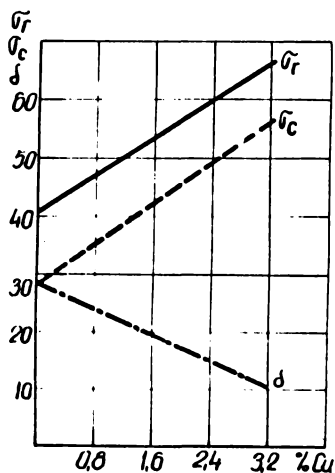


Fig.1.1

creșterea conținutului de cupru în oțel duce la mărirea rezistenței la curgere și de rupere (figura 1.1), a rezistenței la cald, la coroziune și la uzură, influențează favorabil călibilitatea oțelului și are efecte pozitive în oțelurile de cimentare, nepermițînd o carburare excesivă; de asemenea mărește fluiditatea aliajului la turnare.

În oțelurile de construcție se mai manifestă un efect deosebit de favorabil și anume, prezența cuprului deplasează puternic temperatura de tranziție spre valori mici - sub $233^{\circ}\text{K} (-40^{\circ}\text{C})$ în OLC35, atenuînd

totodată scăderea rezilienței în jurul acestei temperaturi /63/. Reziliența nu scade brusc ci lent și continuu (figura 1.2).

Influența cuprului în general în oțeluri depinde în mare măsură și de existența altor elemente de aliere în compoziție. De exemplu, nichelul mărește solubilitatea cuprului în Fe γ și deplasează temperatura critică de fisurare la cald spre valori mai mari, peste $1470^{\circ}\text{K} (1200^{\circ}\text{C})$; conținuturile mici sau medii de crom în schimb, reduc solubilitatea. Un efect similar cu cromul are și molibdenul, doar că influențează fa-

vorabil și comportarea la cald, în sensul că reduc susceptibilitatea la fisurare la cald.

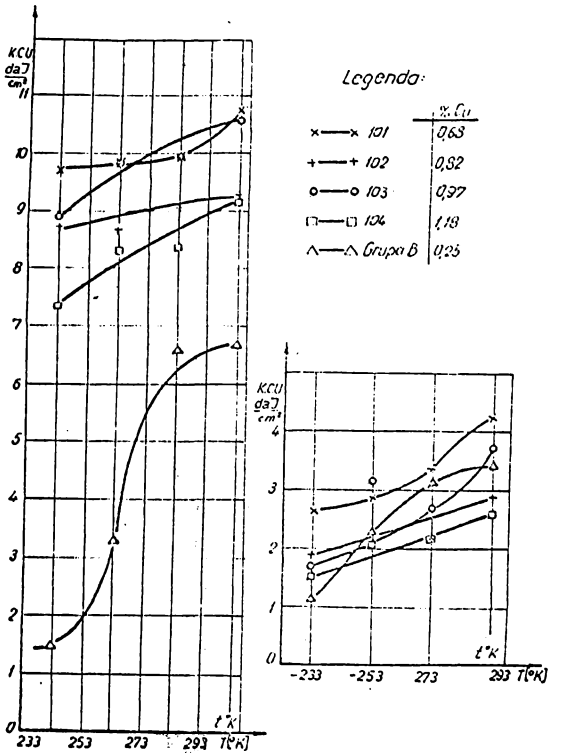


Fig.1.2

Există însă încă o mare rezervă în privința folosirii cuprului ca element de aliere datorită faptului că provoacă fragilitate la cald. La încălzire fierul se oxidează mai ușor decât cuprul, iar aceasta, rămânând pe suprafață aproape în stare metalică, pătrunde în timpul deformării plastice la temperaturi ridicate pe marginea grăunților din stratul superficial. Dacă ulterior produsul deformat plastic este îndoit apar fisuri intergranulare în zona superficială.

Această influență nefavorabilă poate fi însă ușor înlăturată

printr-o alegere judicioasă a temperaturii de reocacere după laminare /107/ sau a unei viteze lente de răcire după laminare astfel încât cuprul să poată redifuza în grăunții învecinați /74/ sau prin alierea oțelului cu cantități mici de nichel sau molibden /47/.

În privința folosirii cuprului ca element de aliere în oțelurile de scule, literatura de specialitate aduce foarte puține date. Deja în a doua jumătate a secolului trecut s-a folosit în Germania cuprul ca element de aliere în oțelurile pentru cilindrii de laminare la rece a metalelor nobile și neferoase, datorită faptului că cuprul asigură o calitate îmbunătățită a suprafeței cilindrului, ducând la mărirea capacității de polizare a acestuia și deci și la o calitate superioară a calității

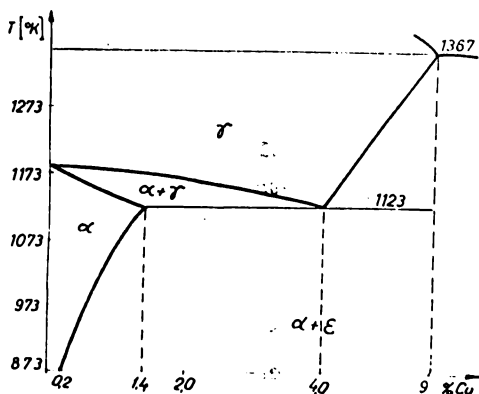
laminatului.

P. van Bleyenberge și colaboratorii /62/ prezintă în anul 1958 la Bruxelles, în cadrul celui de al 25-lea Congres internațional de turnătorie, rezultatele unor cercetări privind îmbunătățirea fontelor și a oțelurilor prin adăsurii de cupru. Se examinează influența cuprului asupra oțelului crom-mangan pentru bile de mări. Oțelul cu 2,00 % Mn și 2,00 % Cu (1,3... 1,6 % C) are o structură austenitică și prezintă după încercări, pierderi în greutate mult mai mici decât oțelul aliat cu crom și mangan, supus aceluiași condiții de lucru. Se remarcă la oțelul aliat cu mangan și cupru o mărire a rezistenței la uzură chiar la o duritate mai redusă.

În lucrările /68/ și /69/ există referiri la un oțel complex aliat și care conține 2,5 ... 3,0 % Cu și cu conținut de carbon în jur de 0,7 %, pentru fabricarea foarfecelor pentru tablă groasă. Soulele de prelucrat table groase sînt solicitate în special la compresiune și încovoiere și ca atare se reclamă oțeluri cu o tenacitate bună și totodată o duritate și rezistență la uzură ridicată.

Aceste caracteristici sînt puternic influențate de prezența cuprului datorită influenței acestuia asupra comportării la tratamentul termic (capacitate de călire în aer, durificarea secundară prin precipitarea fazei ϵ).

Cuprul este un element gamagen avînd o influență asemănătoare cu a carbonului asupra temperaturilor de transformare ale fierului. Se observă din figura 1.3 că cuprul se dizolvă



în cantitate mult mai mare în fierul δ decât în fierul α . Fierul δ poate dizolva maximum 9 % Cu la temperatura de 1367°K (1094°C) și 4 % Cu la 1123°K (850°C). Fierul α dizolvă maximum 1,4 % Cu la temperatura de 1123°K (850°C), solubilitate ce scade pînă la 0,2 %, la temperatura de 873°K (600°C).

Fe - Cu sînt :

- ferită săracă în cupru (0,2 % Cu) numită și faza α

- faza bogată în cupru (1...2 % Fe) numită faza ϵ

Cuprul nu reacționează cu carbonul, nu formează carburi și se dizolvă doar în soluția solidă, durificînd-o.

Datorită solubilității diferite a cuprului în Fe δ și Fe α și a solubilității variabile cu temperatura în Fe α , apar două procedee posibile de durificare prin călire :

a.- Călire din domeniul α . Dacă se încălzește materialul la maximum $1123^{\circ}\text{K}(850^{\circ}\text{C})$ și se aplică apoi o răcire rapidă, cuprul dizolvat în Fe α rămîne. La o reîncălzire la $673...723^{\circ}\text{K}(400...450^{\circ}\text{C})$ excesul de cupru față de cît poate dizolva fierul α în condiții de echilibru la temperatura ambiantă, se separă sub formă de precipitații fine de fază ϵ , cauzînd durificarea aliajului. Durificarea maximă se obține la aliajele cu 1,4 % Cu /47/ ; /55/ ; /67/ ;

b.- Călire din domeniul δ . Prin încălzire în domeniul δ urmată de răcire rapidă soluția solidă δ se transformă în soluția solidă α puternic supra-saturată, caracterizată de o tensionare internă puternică, evidențiată printr-o rezistență ridicată la deformare. La revenire, precipită excesul de cupru sub formă de fază ϵ , ajungîndu-se astfel la o durificare secundară însoțită de o atenuare a fragilității.

În cazul laminatelor, respectiv pieselor forjate se poate obține o durificare suplimentară și o creștere a rezistenței prin simplă reîncălzire la $723...773^{\circ}\text{K}(450...500^{\circ}\text{C})$, cu condiția ca laminatul să fi fost răcit în aer după deformare.

Prezența cuprului în oțel cauzează efecte de aliere foarte interesante. Pe lîngă cele sus amintite, cuprul reduce conținutul în carbon a perlitei și adică deplasează punctul S al diagramei Fe-C spre concentrații mai mici de carbon. Este însă o problemă incertă deoarece prin aliere cu cupru se coboară temperatura de transformare și ca atare este posibil ca viteza mai redusă a transformării să dea doar iluzia unei deplasări a concentrației critice spre procentaje mai mici de carbon /47/.

Curbele de transformare izotermă a austenitei (figura 1.4) și diagrama constituenților (fig.1.5) /37/ evidențiază o scădere continuă a vitezelor de transformare ferito-perlitică și bainitică odată cu creșterea conținutului în cupru și toto-

dată o creștere a cantității de bainită și perlită, fenomen ce

poate fi cauzat atât de modificarea concentrației eutectoide cât și de deplasarea proceselor de transformare spre durate mai lungi. Stabilizarea austenitei și deci scăderea vitezei critice, conduce la o oălibilitate mai bună, mai ales la oțeluri bogate în carbon.

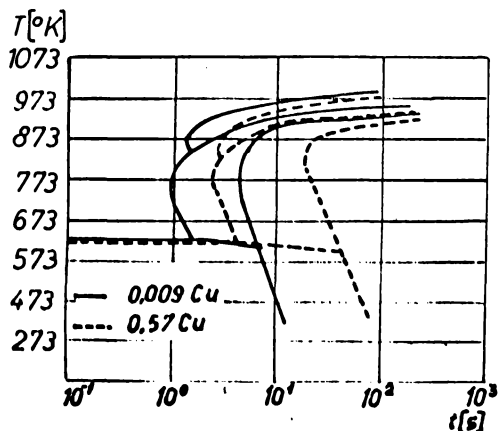


FIG.1.4

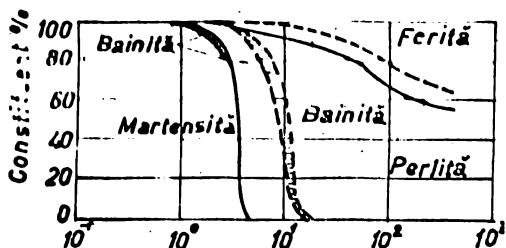


Fig.1.5

Tinând seama de influența complexă a cuprului se pot obține caracteristici bune de rezistență, duritate, rezistență la uzură la oțelurile cu conținut mai redus de carbon, concomitent cu indicii de tenacitate buni.

1.2.2.- Influența cromului în oțel

În oțelurile cercetate, cromul este prezent în proporție de 1...1,12 %. Este un element alfa-gen și la concentrația folosită se dizolvă parțial în soluția solidă, parțial formează cu cemenită o carbură aliată de formă $(FeCr)_3C$.

În literatura de specialitate se arată că cromul, în proporție folosită nu influențează practic concentrația în carbon a eutectoidului și cea maximă a austenitei. În schimb, deja 1,00 % crom mărește rezistența la rupere a oțelului cu 8...10 daN/mm² reducând alungirea specifică doar cu 1,5 % /64/.

Cromul dizolvat diminuează viteza de transformare a austenitei la răcire, reduce viteza critică de călire, mărește

oălibilitatea oțelului, favorizînd și oălirea în aer. Concomitent cu aceste efecte, cromul influențează favorabil și capacitatea de oălire a oțelului, capacitatea de durificare datorită formării carburilor. În fine, prezența cromului în oțel mărește

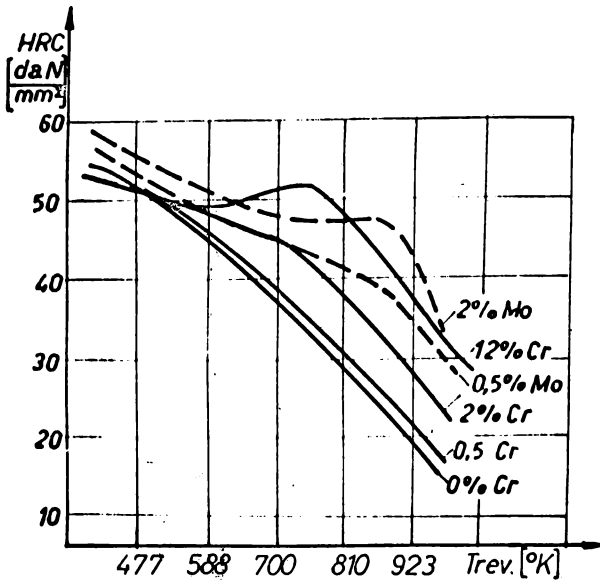


Fig.1.6

stabilitatea la revenire, carburile cu crom avînd o viteză mică de precipitare din soluția solidă supra-saturată. Datorită precipitărilor de carburi cu crom se constată în domeniul temperaturilor 623-773°K (350..500°C) un fenomen de durificare secundară. Acest fenomen devine evident însă numai la procentaje mai mari de 4...5 % fig.1.6.

1.2.3.- Influența molibdenului în oțel

Molibdenul îngustează asemănător cu cromul domeniul fierului δ , ridică temperaturile A_3 și coboară A_4 . În diagrama Fe - Mo, transformarea $\alpha \rightarrow \delta$ este micșorată deja la 2,75 % Mo. În aliajele Fe-C-Mo apar de preferință carburi mixte, adică carburi duble de Fe și Mo mult mai stabile decît cementita /45/ /47/. Cementita propriu zisă dizolvă doar puțin molibden. De asemenea apare o carbură de tip $Fe_{21}Mo_2C_6$ și la conținuturi mărite de molibden, o carbură de forma $(Femo)_6C$. Se presupune însă că compoziția acestor carburi nu este omogenă ci se situează între Fe_3Mo_3C și Fe_4Mo_2C . Rezistența bună la cald și stabilitatea mărită la revenire ale oțelurilor aliate cu molibden se atribuie toamă acestei carburi.

Prezența molibdenului în oțel mărește mult histerezisul

temperato A_{01} și A_{T1} și A_{03} și A_{T3} . Astfel, 1 % Mo într-un oțel cu 0,9 % C coboară punctul A_{T1} , în cazul unei răcirii cu o viteză de aproximativ $8^{\circ}\text{K}/\text{min}$, de la 953°K (685°C) la 843°K (570°C). La o răcire cu o viteză de $90^{\circ}\text{K}/\text{min}$, A_{T} scade de la 923°K (650°C) propriu unui oțel cu 0,9 % C și fără adaos de molibden, la 763°K (490°C) dacă se adaugă 1 % Mo. Valoarea temperaturii A_{T} este, se pare neinfluențată, fiind situată la $453...463^{\circ}\text{K}$ ($180...190^{\circ}\text{C}$). Rezultă că temperaturile A_{T1} și A_{T} sînt puternic deplasate de prezența molibdenului în oțel, chiar pînă în domeniul bainitic (figura 1.7). În figura 1.8 se redă influența carbonului și a molibdenului asupra structurilor obținute la răcire în aer liniștit, de la temperatura de 1173°K (900°C).

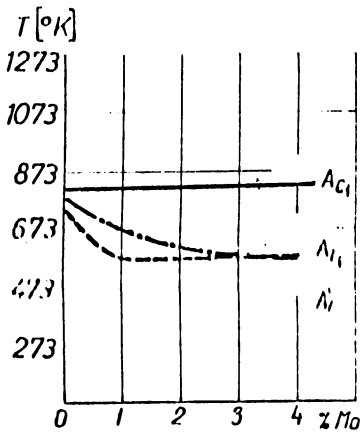


Fig.1.7

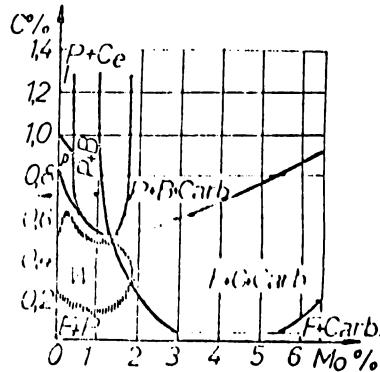


Fig.1.8

Molibdenul stabilizează puternic austonita în treapta perlitică, ridicînd ușor temperatura acosteia. În treapta bainitică însă, stabilitatea austonitei este mai redusă, probabil datorită faptului că această transformare se bazează doar pe difuziunea atomilor de carbon ($D_{\text{mot}} = 0$; $D_0 \neq 0$). Totodată, molibdenul stabilizînd austonita, reduce viteza critică și influențează favorabil oălibilitatea.

Molibdenul, ca și cromul de altfel, influențează puternic și comportarea oțelului la revenire. Oțelurile cu crom și molibden sînt caracterizate de o stabilitate mărită la re-

venire. Aceste elemente influențează totodată și viteza de înmuiere. Aceasta nu mai este o funcție continuă de temperatură. Din figura 1.6 se constată că duritatea descrește la începutul continuu sau creșterea temperaturii de revenire, apoi, la conținuturi mici de crom și molibden, apare doar un interval de stagnare a fenomenelor de revenire, respectiv înmuiere, însă la conținuturi mai mari (2 %) se constată un efect de durificare secundară cauzat de precipitarea carburilor din soluția solidă suprasaturată.

La conținuturi relativ mici de elemente de aliere comparativ cu cantitatea de fier și datorită vitezei mici de difuziune a atomilor elementelor de aliere, în timpul revenirii precipită mai întâi carbura de fier iar scăderea inițial rapidă a durității evidențiază fenomenul de coalescență a acestuia. Pe măsură ce crește durata de menținere, mai ales la temperaturi ridicate de revenire, la care viteza de difuziune a atomilor elementelor de aliere este mărită, încep să precipite și carburile speciale. Întrucât acest proces are loc după ce coalescența carburilor de fier este avansată, apariția celor speciale, foarte fine, are un efect contrar înmuierii, mai ales în oțelurile cu conținut mărit de elemente de aliere.

Trebuie remarcat încă un efect deosebit de favorabil al molibdenului și anume, deja conținuturi de câteva zecimi de procente în oțel, reduc sau anulează fragilitatea la revenire și fragilitatea la cald. La oțeluri de îmbunătățire, de exemplu, molibdenul are un efect dublat față de wolfram, motiv pentru care, acesta din urmă a fost abandonat din punctul de vedere al efectului asupra fragilității la cald sau la revenire ale oțelurilor.

1.2.4.- Necesitatea elaborării unor oțeluri aliate cu cupru, crom și molibden

În paragrafele anterioare s-au expus succint condițiile complexe pe care trebuie să le satisfacă un oțel destinat confecționării sculelor de prelucrare la rece ale materialelor metalice fără degajare de aşchii. Este de remarcat faptul că aceste oțeluri trebuie să prezinte caracteristici de rezistență ridicate, o rezistență bună la uzură concomitent cu indicii de tena-

oitate considerabili. Din cauza acestor caracteristici impuse, materialele folosite pentru confecționarea sculelor sînt diferențiate - de mare duritate, în detrimentul tenacității, de mare tenacitate, în detrimentul durității și a rezistenței la uzură.

Bazat pe influențele aliatoare pe care le au elementele Cr, Mo și Cu asupra unor caracteristici ale oțelurilor, se contează că sorturile oțelate pot fi utilizate pentru un domeniu larg de solicitări. Se pot obține caracteristici de rezistență ridicate, duritate și rezistență la uzură sau îndoi de tenacitate buni însoțiți totodată de valori considerabile de duritate și rezistență la uzură, modificînd conținutul în Cu sau temperatura de revenire după oălire.

C a p i t o l u l 2

2.- ELABORAREA SI FORJAREA OTELULUI ALIAT Cu-Cr-Mo

2.1.- Elaborarea șarjelor de oțel complex aliat

Tinând seama de influențele singulare ale elementelor de aliere, prezentate pe scurt în paragrafele anterioare, asupra caracteristicilor oțelului, s-au elaborat câteva șarje cu conținuturi de C, Cr, Mo, P, S constante și de cupru diferite.

Elaborarea s-a făcut la ICFM, într-un cuptor cu inducție bazic, de capacitate 50 kg (70 000 Hz). La elaborare s-au respectat întotdeauna prevederile instrucțiunilor generale pentru elaborarea și turnarea oțelurilor slab aliate cu proprietăți și destinații speciale.

Încălețitura metalică a fost formată din bucați debitate și pregătite anume în scopul elaborării în cuptorul cu inducție; compoziția materialelor componente a fost :

- fier vechi : 0,46 % C ; 0,91 % Mn ; 0,38 % Si ; urme de P și S ;
- fontă sintetică : 4,39 % C ; 0,15 % Mn , urme de Si ;
- ferrosiliciu : 75 % Si ;
- ferrocrom : 71,2 % Cr ;
- feromolibden : 62 % Mo ;
- cupru electrolitic ;
- aluminiu.

Durata de topire a fost calculată la aproximativ 35 de minute. Imediat după topire s-a îndepărtat zgura și s-a format o zgură nouă din var, magnezită și fluorură de calciu. În această perioadă, temperatura băii măsurată prin imersia unei termocuple, a fost de aproximativ 1803°K (1530°C). Se menționează că temperatura de fluiditate nulă, determinată prin caloul este de 1743°K (1470°C). S-a procedat apoi la desoxidare și aliere. Ca desoxidant puternic s-a folosit aluminiu deoarece asigură și absența porozităților, este economic și practic. Asigură de asemenea îndepărtarea rapidă a suspensiilor de aluminiu, produse ale desoxidării și reduce suspensiile de (SiO₂) și silicați. Deso-

xidarea se conduce prin precipitare. După aproximativ 5 minute după introducerea aluminiului, operația de desoxidare este terminată și se procedează la aliere.

La aliere trebuie ținut seamă de :

- necesarul de element de aliere care depinde de pierderile în zgură și de atmosfera cuptorului ;

- momentul și procedeul de adăugare a lui, cu scopul micșorării pierderilor, asigurării omogenității chimice și a unei productivități înalte ;

- temperatura și intensitatea mișcării băi metalice în momentul și după efectuarea adaosului, scopul fiind același ca mai sus.

Pentru compozițiile utilizate s-a ținut cont de următoarele :

- la carbonul caloulat pentru încălțură, pierderile sînt de 3...5 % ;

- la siliciul și manganul necesar pentru desoxidare, pierderile variază între 10 și 20 % pentru fiecare ;

- la crom, dacă conținutul este mai mic de 5 % pierderile variază între 3...5 %. Pentru a evita segregarea ferocromului în oțelul lichid este bine ca temperatura să fie suficient de ridicată și baia energic amestecată,

- la molibden problema este mai complexă. Acesta este mai puțin avid față de oxigen decît fierul și deci ar putea fi adăugat oricînd. Inșă datorită temperaturii înalte de topire și mai ales a tendinței pronunțate de vaporizare a oxidului său, trebuie introdus în baia metalică, adăugîndu-se feromolibdenul, sub formă de bucăți mici, înainte de desoțire. Pentru concentrația de 1 % Mo pierderile se pot compensa prin mărirea adaosului cu 3 %,

- cuprul are o afinitate mai mică față de oxigen decît fierul și prin urmare poate fi adăugat oricînd. Avînd temperatură relativ mică de topire - 1356°K - și o tensiune de vapori la 1873°K de asemenea mică, se poate considera că nu se produce pierderi prin zgură.

Cînd temperatura a ajuns la $1863...1873^{\circ}\text{K}$ ($1590...1600^{\circ}\text{C}$) s-a trecut la evacuarea și turnarea oțelului, durata fiind de aproximativ trei minute.

Turnarea s-a făcut prin pîlnie intermediară în lingotiere hexagonale, invers conice, cu maselotă. Greutatea netă

a lingoului a fost de 18 kg.

După solidificare, la cca.10 minute de la terminarea turnării, lingourile au fost dezbătute, la o temperatură de peste 1023°K(750°C) și introduse în outii cu nisip cald pentru a li se asigura o răcire lentă.

S-au elaborat în felul acesta șase șarje cu conținuturi variabile de cupru, a căror compoziție este dată în tabelul 2.1.

Tabelul 2.1.

| Sar- ja | Compoziția chimică (%) | | | | | | | |
|------------|------------------------|------|------|-------|-------|------|------|------|
| | C | Si | Mn | P | S | Cr | Mo | Cu |
| A | 0,74 | 0,37 | 0,50 | 0,015 | 0,008 | 1,12 | 0,91 | 1,43 |
| A' | 0,74 | 0,37 | 0,59 | 0,011 | 0,005 | 1,05 | 1,00 | 1,50 |
| B | 0,70 | 0,34 | 0,57 | 0,015 | 0,007 | 1,12 | 0,98 | 2,02 |
| B' | 0,74 | 0,37 | 0,59 | 0,011 | 0,005 | 1,05 | 1,00 | 1,90 |
| C | 0,71 | 0,37 | 0,59 | 0,016 | 0,010 | 1,12 | 1,00 | 2,29 |
| C' | 0,74 | 0,37 | 0,59 | 0,011 | 0,005 | 1,05 | 1,00 | 2,40 |

După răcirea completă, lentă în nisip cald, duritatea s-a menținut încă relativ ridicată - tabelul 2.2.

Tabelul 2.2.

| Șarja | Duritatea după turnare | | |
|-------|------------------------|-------------------|--------------------|
| | HB | HB _{med} | HRQ _{med} |
| A; A' | 388 | 389 | 39,8 |
| | 383 | | |
| | 398 | | |
| B; B' | 464 | 464 | 45,7 |
| | 464 | | |
| | 464 | | |
| C; C' | 398 | 397 | 40,3 |
| | 388 | | |
| | 404 | | |

Lingourile au fost apoi forjate în bare rotunde cu Ø 14...15 mm.

2.2.- Forjarea și recobacerea oțelurilor elaborate

2.2.1.- Forjarea oțelurilor Cu-Cr-Mo . Forjabilitatea

În vederea stabilirii comportării oțelurilor la deformarea plastică la cald s-au executat încercări de forjabilitate conform normativelor în vigoare (STAS 2233-72) pe probe cilindrice cu $L = 2 D$ ($L = 30 \text{ mm}$; $D = 15 \text{ mm}$).

Intervalul optim s-a determinat prin stabilirea plasticității prin refulare liberă. Ca temperatură de început de deformare s-a ales, pe baza diagramelor de echilibru Fe-Cu și Fe-C, ținând seama la aceasta din urmă de titlul fictiv în C (cap.3), temperatura de 1423°K (1150°C).

Temperatura de sfârșit de deformare s-a stabilit prin încercări repetate din 50 în 50°K . S-a obținut astfel un interval optim cuprins între 1423 și 1123°K (1150 și 850°C).

Durata de încălzire, fiind vorba de probe cu diametru mic, s-a determinat după criteriile folosite la paragraful 3.4.

Folosind regiulul sus menționat s-a procedat la reducerea înălțimii cu 33 ; 50 și 66 % a probelor confecționate din șarjele A' ; B' și C'. Refularca a fost executată la o presă cu fricțiune cu cursă reglabilă, printr-o singură lovitură, răcirca făcându-se în aer liniștit.

În condițiile amintite, forjabilitatea este foarte bună nici o probă nu a prezentat fisuri. În fig.2.1 sînt arătate probele la scara 1:1 pe care s-a efectuat o reducere a înălțimii cu 66 %

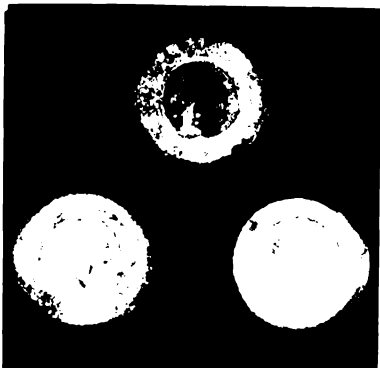


Fig.2.1.

În figurile 2.2 a,b ; 2.3 a,b ; 2.4 a,b sînt redată structurile microscopice obținute pe aceste probe în direcția longitudinală și transversală.

În fig.2.2 a ; 2.3 a și 2.4 a se observă o structură de călire , de martensită fină. Structurile din figurile 2.2 b ; 2.3 b și 2.4 b prezintă o evidentă orientare a formațiunilor aciculare ceea ce dovedește o curgere, o

deformare considerabilă a materialului la temperatura ridicată, la care s-a executat forjarea.



Fig. 2.2 a

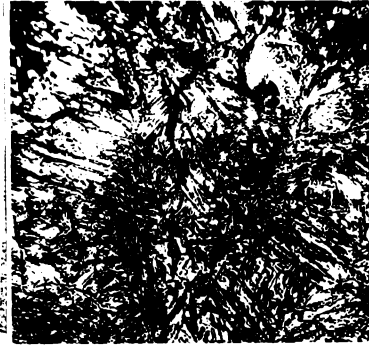


Fig. 2.2 b

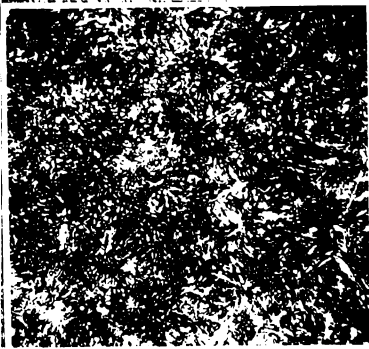


Fig. 2.3 a



Fig. 2.3 b



Fig. 2.4 a



Fig. 2.4 b

Rezultă că dacă se execută corect forjarea, există posibilitatea unei căliri directe în aer urmată de o revenire la o temperatură stabilită în funcție de caracteristicile necesare în exploatare.

Din cele prezentate rezultă un regim optim de forjare și anume :

- intervalul de temperatură : 1423 ... 1123^oK ;
- durata de încălzire : 2 min/mm . La piese mici, cu diametru mai mic de 25 mm se poate efectua o încălzire continuă ; în schimb la piese mai mari este recomandabil să se facă o încălzire mai lentă pînă la 820 ... 870^oK și apoi o încălzire rapidă ;
- întrucît nu au apărut fisuri nici la probele la care s-a redus înălțimea cu 66 %, se recomandă să nu se efectueze reîncălziri multe pentru a evita pierderile prin oxidare .

2.2.2.- Recoacerea oțelurilor elaborate

În urma forjării, ținînd seama și de structurile care rezultă la răcire în aer și pentru a obține o duritate cât mai mică, barele au fost supuse unei recoaceri pendulare cu răcire dirijată. S-au efectuat patru cicluri în intervalul 1113 ... 993^oK (840...720^oC) cu menținere de cîte o oră la fiecare palier. Răcirea s-a făcut conform graficului din figura 2.5.

Temperatura de recoacere s-a ales în funcție de puncte-

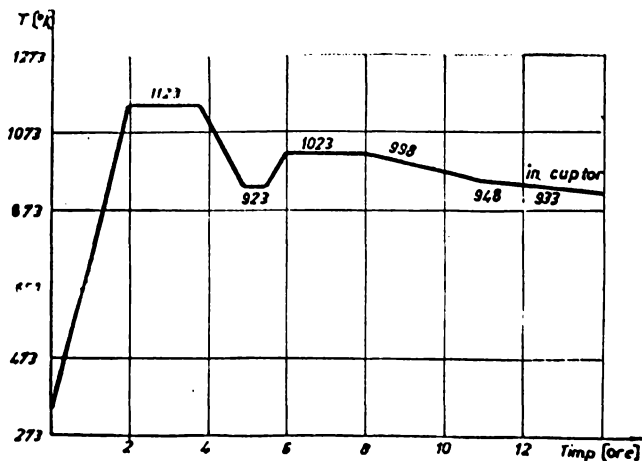


Fig.2.5

le critice stabilite pe cale dilatometrică (cap.3.1).

După forjare și recoacere, barele au prezentat următoarele durități (tabelul 2.3), încă ridicate.

Tabelul 2.3

| Sarja | Duritatea după recoacere | | |
|-------|--------------------------|-------------------|--------------------|
| | HB | HB _{med} | HRC _{med} |
| A;A' | 245 | | |
| | 236 | 239 | 21,00 |
| | 235 | | |
| B;B' | 256 | | |
| | 253 | 256 | 24,00 |
| | 258 | | |
| C;C' | 320 | | |
| | 320 | 325 | 33,20 |
| | 335 | | |

2.3.- Concluzii asupra elaborării și forjării oțelurilor oerocitate

Elaborarea oțelurilor aliate cu conținuturi constante de C, Cr și Mo și variabile de Cu se recomandă să se facă în cuptor bazic cu inducție, de medie frecvență. Materia primă de mare puritate : fier vechi, fontă sintetică, ferossiliciu, ferocrom, feromolibden, cupru electrolit, aluminiu.

Dezoxidarea se face cu un dezoxidant puternic - aluminiu după care se procedează la aliere, ținând seama de pierderile prin zgură, de elemente de aliere. Turnarea se realizează prin pîlnie intermediară în lingotiere hexagonale, invers conice, cu maselotă.

Lingourile trebuie răcite foarte lent pentru a evita apariția structurilor de călire, foarte dure.

În vederea confecționării probelor și pentru a cerceta capacitatea oțelurilor aliate cu Cr, Mo și Cu de a se forja, s-au forjat lingourile. Pentru a cerceta forjabilitatea s-au

confectionat probe cu $L = 2 D$ pe care s-a stabilit intervalul optim de forjare. Temperatura de început de forjare este 1423°K (1150°C) iar cea de sfârșit de prelucrare - 1123°K (850°C).

Inercările s-au efectuat conform STAS 2233-72 reducând înălțimea cu 33 ; 50 și 66 %, fără ca să apară fisuri pe probe (fig.2.1) ; ca atare se recomandă folosirea datelor sus amintite pentru prelucrarea oțelurilor.

Nu este recomandată, după cum se va vedea în capitolele următoare, să se aplice o recoacere pendulară, mai dificilă de executat, întrucât problema principală la aceste oțeluri constă în aplicarea unei viteze foarte lente de răcire pînă la temperaturi relativ joase ($450 \dots 500^{\circ}\text{K}$). Aceasta datorită stabilității considerabile a austenitei, a histerezisului termic mare. În capitolul 3 se insistă pe larg asupra acestui lucru, demonstrîndu-se că o recoacere obișnuită cu răcire foarte lentă este mai adecvată.

Capitolul 3

3.- TRATAMENTE TERMICE APLICATE OTELURILOR Cu-Cr-Mo

3.1.- Punctele critice ale transformărilor de fază la răcire

Datorită alierii cu cupru, crom și molibden, este de așteptat ca punctele critice ale transformărilor de fază să fie puternic afectate.

În vederea determinării influenței compoziției chimice asupra temperaturilor de transformare de fază la răcire, s-au ridicat curbele dilatometrice pentru oțelurile A, B și C. Diagramele astfel obținute sînt reprezentate în figurile 3.1 a, b, c,

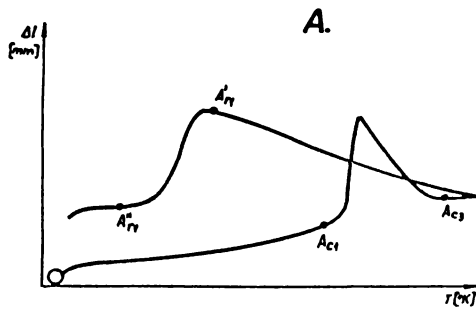


Fig. 3.1 a

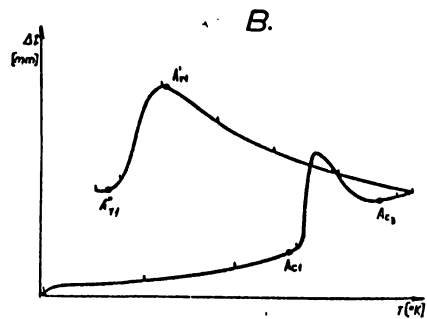


Fig. 3.1 b

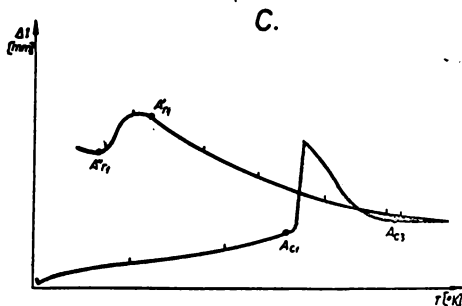


Fig. 3.1 c

iar temperaturile reale de transformare stabilite experimental, sînt trecute în tabelul 3.1.

Tabelul 3.1

| Sarja | Temperaturi de transformare [$^{\circ}\text{K}$] | | | | ΔA_1 [$^{\circ}\text{K}$] | ΔA_3 [$^{\circ}\text{K}$] |
|-------|--|----------|----------|----------|--|--|
| | A_{c1} | A_{c3} | A_{r3} | A_{r1} | | |
| A | 1026 | 1058 | 721 | 603 | 423 | 334 |
| B | 1023 | 1058 | 673 | 593 | 430 | 385 |
| C | 1040 | 1073 | 661 | 563 | 477 | 412 |

Incercărilor dilatometrice evidențează diferențe considerabile între temperaturile de transformare la încălzire și răcire - un puternic histerozis termic.

În literatura de specialitate /45/, /47/, se arată că prezența molibdenului în oțel provoacă un histerozis termic puternic, ceea ce are ca urmare apariția unei structuri de tip intermediar, de tip bainitic, chiar la răcirii cu viteze relativ lente a oțelurilor aliate cu cantități mai mari de Mo.

La oțelurile studiate se constată însă un fenomen cumulativ, dat de prezența cuprului, cromului și molibdenului. În cele trei șarje conținuturile de carbon, crom și molibden sînt constante iar cele de cupru cresc de la șarja A spre C.

Dacă se reprezintă va-

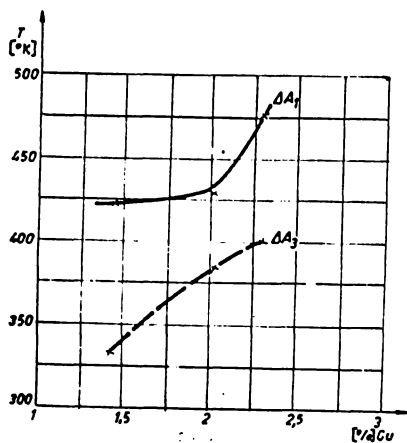


Fig.3.2

riația diferențelor de temperatură $A_{c3} - A_{r3}$, respectiv $A_{c1} - A_{r1}$ în funcție de conținutul în cupru - figura 3.2 - se evidențează o creștere a diferențelor de la oțelul A la C. Diferența de temperatură ΔA_3 crește de la 334 la 412 $^{\circ}\text{K}$ respectiv ΔA_1 , de la 423 la 477 $^{\circ}\text{K}$. De aici se poate conclu-

de că și cuprul are un efect asemănător molibdenului în oțel și anume de întârziere a transformărilor de fază la ră-

tare este de așteptat ca oțelurile complex aliate cu oțel, molibden și cupru să aibă o viteză critică de răcire redusă, o bună oălibilitate și chiar o tendință spre autocălire.

În literatura de specialitate sînt date unele relații care dovedesc preocupare pentru a găsi posibilități de a determina temperaturile de transformare la răcire, pe baza compoziției chimice /51/, /52/, avînd în vedere că încercările dilatometrice reclamă instalații, material și timp. Unele din aceste relații sînt stabilite experimental /51/ iar altele empiric /52/.

Se recomandă :

- pentru temperatura de transformare perlitică :

$$a) T_p = 923 - 11 Mn - 17 Ni + 17 Cr \quad [^{\circ}K]$$

$$b) T_p = 933 - 17 (Ni + Mn - Cr - Mo) \quad [^{\circ}K]$$

- pentru calculul temperaturii de transformare bainitică în condiții izoterme se recomandă relațiile /84/ :

$$T_{B1} = 1103 - 270 C - 90 Mn - 37 Ni - 70 Cr - 83 Mo \quad ^{\circ}K$$

$$T_{B50} = T_{B1} - 60 \quad [^{\circ}K]$$

$$T_{B8} = T_{B1} - 120 \quad [^{\circ}K]$$

iar pentru condiții anizoterme :

$$T'_{B1} = T_{B1} - 20 \quad [^{\circ}K]$$

$$T'_{B50} = T_{B50} - 25 \quad [^{\circ}K]$$

$$T'_{B8} = T_{B8} - 75 \quad [^{\circ}K]$$

- pentru calcularea temperaturilor de transformare martensitică se recomandă în diferite tratate /51/, /52/ relații discrete distincte :

$$a) M_1 = 834 - 474 C - 33 Mn - 17 Ni - 17 Cr - 21 Mo \quad [^{\circ}K]$$

$$M_8 = M_1 - 215 (\pm 15) \quad [^{\circ}K]$$

$$a') M_1 = 785 - 453 C - 16,9 Ni + 15 Cr - 9,5 Mo + \\ + 217 C^2 - 71,5 (C.Mn) - 67,6 (C.Cr) \quad [^{\circ}K]$$

$$b) M_1 = 811 - 317 C - 33 Mn - 18 Cr - 16,5 Ni - 11 Si - \\ 11 Mo - 11 W \quad [^{\circ}K]$$

$$M_6 = M_1 - (200 \dots 300) \text{ [}^\circ\text{K]}$$

Relația a) este valabilă pentru anumite limite ale compoziției chimice și anume : 0,1 ... 0,55 % C ; 0,2...1,7 % Mn; pînă la 5 % Ni ; pînă la 3,5 % Cr și pînă la 1,00 % Mo.

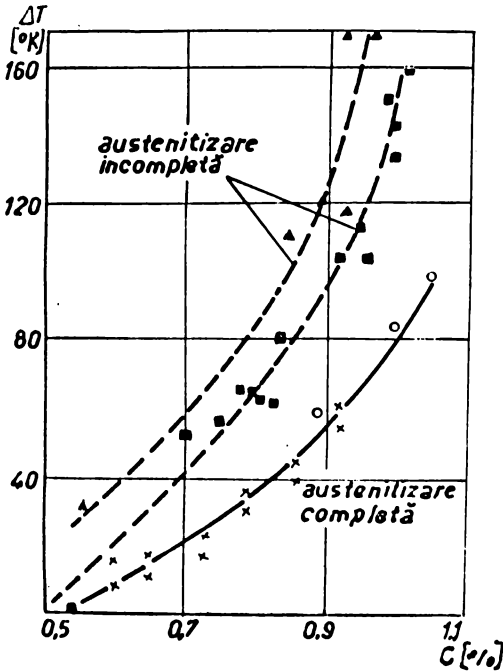


Fig.3.3

în privința temperaturilor perlitico.

Temperaturile A_{T1} stabilite dilatometric variază între 603 și 563 °K (330 și 290 °C) în timp ce calculele au dus la valori situate peste 873 °K (600 °C). Aceste diferențe considerabile se pot atribui efectului cumulativ a elementelor de aliere asupra stabilității austenitei, favorizînd, chiar la răcire lentă, apariția unor structuri diferite de cea perlitică. Intrucît în relațiile recomandate nu apare contribuția cuprului s-a făcut o analogie cu efectul nichelului, analogie evidențiată în mai multe lucrări /51/, /45/, /65/. Se pare însă că în privința transformărilor la temperaturi ridicate, efectul cuprului este mult mai puternic, mai ales în prezența și a al-

Intrucît conținutul în carbon al oțelurilor cercetate depășește limita maximă pentru care este valabilă relația de calcul a temperaturii M_1 , se folosește diagrama de corecție din figura 3.3. /51/.

Valorile calculate cu relațiile sus amintite pentru temperaturile de transformare bainitică și martensitică ale oțelurilor cercetate sînt date în tabelul 3.2-

Comparînd valorile temperaturilor de transformare stabilite dilatometric cu cele obținute prin calcul, se constată diferențe mari

tor elemente de aliere, în special a molibdenului.

Tabelul 3.2.

| Sar- ja | Temp.perlit [°K] | | Temp.bainit. [°K] | | | Temperatura martensit. [°K] | | | | |
|------------|---------------------|-------------------|----------------------|-------------------|------------------|-----------------------------|-------------------|-------------------|------------------|-------------------|
| | A _{r1a)} | A _{r1b)} | T _{B1a)} | T _{B50)} | T _{Bs)} | M _{1a)} | M _{1sa)} | M _{1a')} | M _{1b)} | M _{1sb)} |
| A | 912 | 935 | 631 | 566 | 456 | 430 | 215 | 449 | 502 | 252 |
| B | 901 | 925 | 608 | 543 | 433 | 429 | 214 | 455 | 502 | 252 |
| C | 897 | 920 | 592 | 527 | 417 | 419 | 204 | 436 | 494 | 244 |

Experimental s-a dovedit că transformarea perlitică necesită viteze foarte mici de răcire, în general este estompată de prezența elementelor de aliere și în aceste condiții, nu se poate pune problema comparării temperaturilor transformării perlitice obținute prin caloul și pe cale dilatometrică.

Este de remarcat o bună corespondență între temperaturile de transformare A_{r1} stabilite dilatometric și cele calculate pentru transformarea bainitică, diferențele nu depășesc 30°K. Cercetările structurale efectuate în continuare permit explicarea acestei corespondențe.

Analizând valorile din tabelul 3.2 nu se constată numai o scădere în general a temperaturilor de transformare fazioasă. Se evidențiază și o certă influență a cuprului. Cu creșterea conținutului în Cu, temperaturile de transformare bazată pe descompunerea austenitei scad, fenomen constat de altfel și experimental.

În ceea ce privește temperatura martensitică, problema este diferită. Relațiile de caloul folosite nu evidențiază vreo influență a cuprului asupra temperaturii M₁ respectiv M_s, ceea ce este un lucru pozitiv, mai ales în privința cantității de austenită reziduală. Și alte relații recomandate în literatură /64/, /65/ și cercetate, pe lângă cele de sus amintite, nu au dus la rezultate principial diferite :

- după Stuhlmann /65/ rezultă pentru :

oțelul A : M₁ = 498 °K

oțelul B : M₁ = 503 °K

oțelul C : M₁ = 496 °K

- după A.A.Popov /109/ rezultă pentru :

$$\text{o\text{ț}elul A : } M_1 = 470 \text{ } ^\circ\text{K}$$

$$\text{o\text{ț}elul B : } M_1 = 476 \text{ } ^\circ\text{K}$$

$$\text{o\text{ț}elul C : } M_1 = 470 \text{ } ^\circ\text{K}$$

Analizînd valorile calculate pentru temperaturile de transformare martensitică, se poate presupune că influența carbonului acoperă influența elementelor de aliere la oțeluri slab aliate deoarece toate relațiile de calcul au dus la valori maxime ale punctului M_1 pentru șarja B, șarjă cu conținut minim de carbon.

3.2.- Determinarea carbonului echivalent

În numeroase lucrări publicate /52/, /65 II; III; IV/, se recomandă determinarea echivalentului de carbon pentru caracterizarea aliajelor, atât a oțelurilor carbon cît mai ales a celor aliate, în privința caracteristicilor mecanice, a transformărilor de fază, a sudabilității, etc. În acest sens sînt indicate o serie de relații empirice ce diferă mai mult sau mai puțin discret între ele. Este însă de remarcă că, indiferent de forma relației, toate evidențiază același fenomen.

Cele mai uzuale, publicate în literatură, pentru determinarea echivalentului de carbon sînt :

$$C_{eI} = C + \frac{1}{8}(Si + Mn) + \frac{1}{2}(S + P) + \frac{1}{2}(Ni + Cr)$$

$$C_{eII} = C + \frac{Mn}{6} + \frac{Cr + Mo + V}{5} + \frac{Ni + Cu}{15}$$

$$C_{eIII} = C + \frac{Mo}{4} + \frac{Cr}{5} + \frac{V}{5} + \frac{Mn}{6} + \frac{Ni}{15} + \frac{Cu}{13} + \frac{P}{2}$$

$$C_{eIV} = C + \frac{Mn}{5} + \frac{Cr}{4} + \frac{Mo}{3} + \frac{Ni}{10} + V + \frac{Si - 0.5}{5} + \\ + \frac{W}{10} + \frac{Ti}{5} + \frac{Al}{10}$$

Valorile calculate sînt date în tabelul 3.3, iar variația lor în funcție de conținutul în oțel este reprezentată în figura 3.4.

Tabelul 3.3

| Sarja | Echivalentul de carbon [%] | | | |
|-------|----------------------------|-----------|------------|-----------|
| | C_{eI} | C_{eII} | C_{eIII} | C_{eIV} |
| A | 0,987 | 1,524 | 1,392 | 1,507 |
| B | 0,982 | 1,350 | 1,427 | 1,503 |
| C | 1,113 | 1,386 | 1,453 | 1,576 |

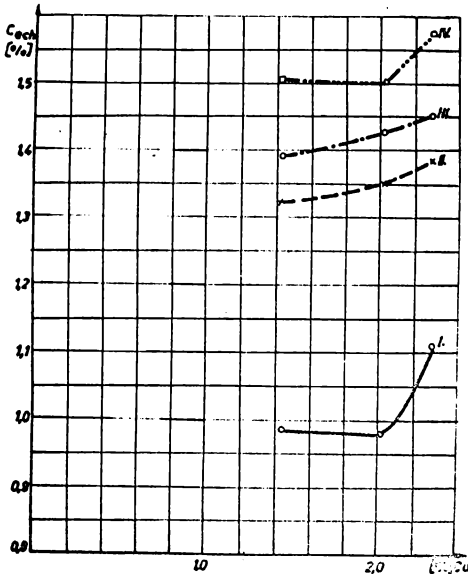


Fig. 3.4

Analizând variația echivalentului de carbon, în sensul creșterii acestuia de la șarja A spre C - mai ales cel calculat cu relațiile C_{eII} și C_{eIII} , în care este cuprinsă și contribuția cuprului - se constată că variația temperaturilor de transformare fazică, atât determinate experimental cât și cele calculate sînt în concordanță cu compoziția chimică a oțelurilor cercetate.

La echivalentul de carbon de 0,98...1,11 % apare o creștere a stabilității austenitei și o coborîre a

temperaturilor critice de transformare, în special în domeniul bainito-martensitic. Rezultă că la aceste valori ale echivalentului de carbon, apare normală situația existenței microstructurilor și a durităților obținute în procesul de reoacere sau de călire și revenire, evidențiate prin cercetarea metalografică ulterioară.

3.3.- Structurile de reoacere ale oțelurilor cercetate

După reoacerea pendulară cu răcire dirijată a barelor

forjate, s-au prelevat eşantioane din fiecare şarjă pentru a determina structura şi duritatea.

Şarja A prezintă o structură fin sorbitică - fig.3.5 -

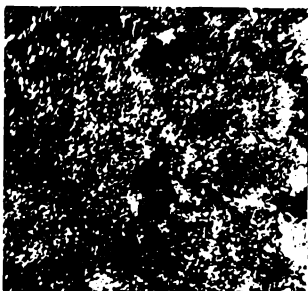


Fig.3.5

conţinutul de cupru în acest oţel fiind 1,43 %, conţinut ce se dizolvă complet în $Fe\alpha$ la temperatura de $1123^{\circ}K$ ($850^{\circ}C$). Este de remarcat că fazele ferito-cementitice sînt foarte fin dispersate (mărirea este de 1080 x) iar duritatea după recoacere este relativ mare - 239 HB (21 HRC).

Şarjele B şi C, cu conţinuturi mai mari de cupru, 2,02 respectiv 2,29 %, prezintă după recoacerea pendulară durităţi mărite, 256 HB (24 HRC) respectiv 325 HB (33,2 HRC). Acest lucru este explicabil dacă se analizează structurile prezentate în figura 3.6 - şarja B şi figura 3.7 - şarja C.



Fig.3.6

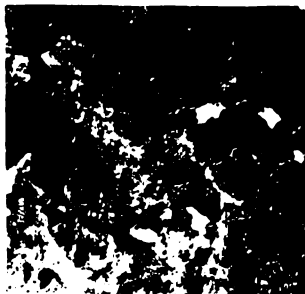


Fig.3.7

În structurile din figurile 3.6 şi 3.7 se observă, pe lângă amestecul ferito-cementitic foarte fin, şi un constituent greu atacabil, greu decelabil la mărirea de 1080 x. De asemenea, se remar-

că, că acest constituent, care în continuare va fi numit convenţional "a" (alb) diferă cantitativ, fiind mai mare în structura oţelului C, mai bogat în cupru. În urma unui atac îndelungat cu nital se evidenţiază că şi acest constituent "alb" este eterogen.

Pentru a stabili în prima instanţă duritatea şi eventual natura lui - eutectoid polifazic sau structură de tip intermediar - s-au determinat durităţile Vickers la sarcini mici, folosind aparatul PMT3 la o încărcare de 150 gr. Valorile obţinute atât pe formaţiunile de constituent "alb" cât şi pe cele ferito-cementitice, notate convenţional cu "n" (negru) sînt trecute în tabelul 3.4.

Tabelul 3.4.

| Sar- ja | Pro- ba Nr. | Diag. medie "a" | | HV _{"a"} | HV _{"a"} med. | Diag. medie "n" | | HV _{"n"} | HV _{"n"} med. |
|------------|-------------------|------------------------------|---------------------|-------------------|---------------------------|------------------------------|---------------------|-------------------|---------------------------|
| | | D _m ^{x)} | D _{m/3,33} | | | D _m ^{x)} | D _{m/3,33} | | |
| A | 1 | - | - | - | - | 86,00 | 25,800 | 279 | 269,5 |
| | 7 | - | - | - | - | 88,95 | 26,70 | 260 | |
| B | 1 | 77,20 | 23,20 | 345 | 349,5 | 89,70 | 26,93 | 256 | 265,0 |
| | 7 | 76,50 | 22,90 | 354 | | 86,50 | 25,98 | 274 | |
| C | 1 | 74,10 | 22,25 | 376 | 379,5 | 79,70 | 23,93 | 325 | 323,5 |
| | 7 | 73,20 | 22,00 | 383 | | 79,90 | 24,00 | 322 | |

x) Valorile diagonalelor D_m reprezintă valorile medii a trei măsurători

Din tabel se constată că apare o diferență considerabilă de duritate - 70...80 unități - între constituentul "a" și constituentul "n", ceea ce permite să se presupună că este vorba de o formațiune de tip intermediar - bainită.

Anterior s-a arătat că temperaturile de transformare la răcire, stabilite dilatometric, sînt relativ joase, sub 723°K (450°C). S-a mai remarcat de asemenea, corespondența bună între aceste temperaturi determinate experimental și cele calculate pentru domeniul transformărilor de tip intermediar. Pe baza și a acestor rezultate, pare justificată afirmația că constituentul "alb" este de natură bainitică.

Dacă se analizează valorile de duritate a constituentului ferito-cementitic din structurile oțelurilor din cele trei categorii de oțeluri cercetate se observă că la șarjele A și B aceste durități sînt comparabile; cele obținute la oțelul C însă sînt considerabil mai mari, diferențele depășind 50 HV. Analizînd microstructurile reiese că fazele au grad mai mare de dispersie, sînt mai fine decît la A și B și formate la temperaturi mai joase.

Prin analizarea variației echivalentului de carbon, a

durității Brinell (tab.2.3) și a valorilor de sus se observă o bună corespondență. Echivalentul de carbon variază discret între șarjele A și B, în schimb crește considerabil pentru șarja C.

În vederea elucidării naturii constituenților structurați obținuți în urma recoacerii pendulare cu răcire dirijată, s-a aplicat o nouă recoacere. În acest scop probele seriilor 1 și 8 din fiecare șarjă s-au împachetat în nisip uscat, într-o cutie de oțel și s-au încălzit cu o viteză de $7^{\circ}\text{K}/\text{min}$ până la 1123°K (850°C). S-au menținut timp de 2 ore la această temperatură și apoi s-au răcit lent în cuptor.

După această recoacere cu răcire lentă în nisip, structurile au fost modificate. Toate probele au evidențiat structuri tipice de recoacere, structuri fin globulare, redată în figurile 3.8 - șarja A ; 3.9 - șarja B și 3.10 - șarja C.



Fig.3.8

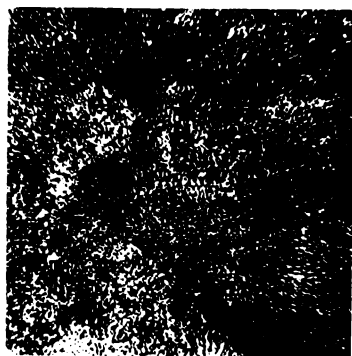


Fig.3.9

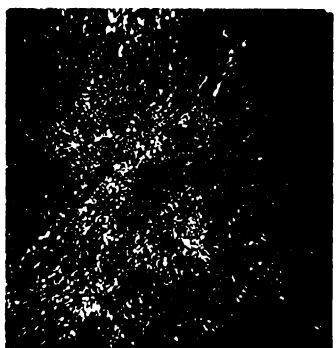


Fig.3.10

Analizând microstructurile, se observă că la nici una din categoriile de oțel nu mai apare constituentul alb "a". Se constată însă că gradul de finețe a carburilor diferă. Astfel, dacă în structura oțelului A carburile sînt fine, în structura oțelului B sînt mai grosolane iar în cea a oțelului C, cu conținut maxim în cupru, sînt foarte fin disper-

sate. Trebuie remarcat că condițiile de lucru nu au putut influența aceste rezultate ; probele au fost reoapte în condiții identice.

Valorile de duritate obținute pe seriile probelor 1 sînt redade în tabelul 3.5 (Se menționează că seriile de probe 8 paralele au fost reținute pentru a stabili dacă structura inițială - după reoacere ou răcire dirijată respectiv după reoacere în nisip - duce la o comportare diferită la oălire adică, dacă influențează rezultatele oălirii).

Tabelul 3.5

| Sarja | Duritatea [HB] | | | HB _{med} | HRC |
|-------|----------------|-------|-------|-------------------|------|
| A | 253 | 250 | 253 | 252 | 23,3 |
| B | 234 | 239 | 234 | 235 | 20,2 |
| C | 297,8 | 297,8 | 297,8 | 297,8 | 30,0 |

Analizînd duritățile, se observă că la șarja A, la oare nu apăruse constituentul de tip intermediar, duritatea nu s-a micșorat după reoacerea în nisip. La celelalte două însă, se constată o discretă reducere a durității iar valorile încă ridicate de duritate ale probelor din șarja C se explică prin gradul înalt de finețe ale fazelor.

3.4.- Călirea și revenirea oțelurilor aliate ou oupru - crom - molibden

3.4.1.- Călirea oțelurilor cerceitate

Pentru a cerceta comportarea la oălire - revenire a oțelurilor Cr-Mo aliate ou oupru, s-au confecționat probe cilindrice de dimensiuni \varnothing 10 mm și înălțimea de 15 mm și \varnothing 15 mm și înălțimea de 30 mm. Probele mari s-au confecționat din șarje noi, ou compoziția identică ou șarjele A, B, și C, doar conținutul în Cu variază discret. În continuare se notă aceste oalități de oțel ou A' ou 1,50 % Cu ; B' ou 1,90 % Cu și C' ou 2,40 % Cu.

Temperatura de încălzire s-a determinat pe baza valorilor obținute la încercările dilatometrice. Dat fiind faptul că

A₀₃ are valorile cuprinse între 1058 și 1073°K (785 și 800°C) s-a ales o temperatură de austenitizare de 1123°K (850°C) care asigură un grad corespunzător de omogenizare a austenitei.

Durata de menținere s-a calculat cu ajutorul relațiilor date în literatură /66/,/52/.

$$t_{\text{tot}} = t_{\text{ino}} + t_{\text{men}} \quad [\text{min}]$$

Pentru a calcula t_{ino} se recomandă relația :

$$t_{\text{ino}} = W_1 K \quad [\text{min}]$$

unde :

W este un indice geometric al corpului ce se încălzește și are pentru piese cilindrice pline și complet încălzite următoarea formă :

$$W = \frac{Dl}{4l + 2D} ;$$

unde :

D - este diametrul piesei în cm ;

l - lungimea piesei în cm.

Acest indice trebuie multiplicat cu 1,4 întrucît nu s-au încălzit probe singulare. Astfel :

$$W = \frac{1 \cdot 1,5}{4 \cdot 1,5 + 2 \cdot 1} \cdot 1,4 = 0,25 ; \text{ respectiv}$$

$$W' = \frac{1,5 \cdot 3}{4 \cdot 3 + 2 \cdot 1,5} \cdot 1,4 = 0,45$$

K este un factor fizic însumat ce caracterizează atât condițiile de încălzire cât și compoziția chimică. Este dat în literatură și anume se recomandă pentru oțeluri aliate, încălzite în cuptor în intervalul de temperatură 1072...1173°K (800...900°C), valoarea de 45. Astfel :

$$t_{\text{ino}} = 0,25 \cdot 45 = 11,25 \text{ min} \quad \text{respectiv}$$

$$t'_{\text{ino}} = 0,45 \cdot 45 = 20,25 \text{ min}$$

Durata de menținere se recomandă aproximativ 0,25 din durata de încălzire, astfel încît s-a ales drept durată totală

valoarea de 15 respectiv 25 min.

Drept mediu de răcire s-au folosit apa la 293°K, uleiul și aerul. În prima instanță, pentru a stabili mediul optim de răcire (mediul cu viteza minimă care duce la structură martenitică) s-au oălit paralel probe mici (\emptyset 10 și 1 = 15 mm din primul lot și probele mari (\emptyset 15 și 1 = 30 mm) din al doilea lot. Rezultatele obținute sînt trecute în tabelul 3.6.

Tabelul 3.6

| Sar-ja | T _{ino} [°K] | Med. răcire | Duritatea ^{x)} [HRC] | HRC _{med} | Observații |
|--------|--------------------------|-------------|----------------------------------|--------------------|--------------|
| A | 1123 | apă | 64,0; 65,0; 64,0; 65,0; 65,0 | 64,6 | probe martor |
| A' | | | - | - | fisurat |
| A | | ulei | 65,5; 65,0; 65,5 | 65,3 | |
| A' | | | 66,0; 63,0; 64,0; 64,0; 63,5 | 64,0 | probe martor |
| A | | aer | 65,0; 65,0; 66,0 | 65,3 | |
| A' | | | 63,0; 63,5; 63,0 | 63,2 | |
| B | | apă | 63,5; 64,5; 64,0 | 64,0 | |
| B' | | | 64,0; 63,5; 64,5 | 64,0 | |
| B | | ulei | 63,0; 63,0; 63,5 | 63,2 | |
| B' | | | 63,0; 62,0; 61,5; 63,0 | 62,6 | probe martor |
| B | | aer | 64,5; 65,5; 65,0 | 65,0 | |
| B' | | | 64,5; 63,0; 63,0; 62,0; 63,0 | 63,0 | probe martor |
| C | | apă | 63,0; 62,0; 61,0 | 62,0 | |
| C' | | | 62,5; 63,5; 63,0 | 63,0 | |
| C | | ulei | 62,8; 63,0; 63,0 | 62,9 | |
| C' | | | 61,0; 63,0; 62,0 | 62,0 | |
| C | | aer | 62,5; 64,0; 63,0; 63,0 | 63,1 | probe martor |
| C' | | | 62,5; 63,0; 63,0; 63,5; 63,0 | 63,0 | probe martor |

x) Valorile din tabel sînt valori medii pe șarjă

Analizând rezultatele obținute se observă că atât la probele mici cât și la cele mari duritățile corespund structurilor de călire pentru toate mediile de răcire folosite, diferențele se înscriu în domeniul de toleranțe admise ($\pm 1,5$ HRC) ale aparatului. Reiese clar că aceste oțeluri se călesc excepțional prin răcire în aer. Din acest motiv nu s-au mai folosit, pentru tratamentul probelor necesare cercetării influenței revenirii și a celor necesare determinării unor caracteristici de rezistență, alte medii de răcire.

La regiunea de călire astfel stabilit s-au tratat seriile de probe 2 ; 3 ; 5 ; 6 ; 7 ; 9 și câteva probe martor sau de control la unele șarje și serii. De asemenea s-au călit seriile probelor 4 și 8 , 4 - în stare recoaptă cu răcire dirijată și 8 - în stare recoaptă cu răcire continuă în nisip, pentru a stabili dacă structurile inițiale influențează rezultatele călirii și în ce măsură. După călire s-a determinat duritatea și s-a cercetat structura obținută. Valorile de duritate sînt date în tabelul 3.7 iar microstructurile în figurile 3.11 ... 3.16.

Tabelul 3.7

| Sarja | Seria probe | Duritatea [HRC] | HRC _{med} | Observații |
|-------|-------------|--------------------|--------------------|------------|
| A | 4 | 65,0 ; 66,0 ; 65,5 | 65,5 | |
| | 8 | 65,5 ; 65,0 ; 66,0 | 65,5 | |
| B | 4 | 64,0 ; 65,0 ; 66,0 | 65,0 | |
| | 8 | 63,5 ; 63,5 ; 64,5 | 63,5 | |
| C | 4 | 64,0 ; 63,0 ; 63,5 | 63,5 | |
| | 8 | 64,0 ; 65,5 ; 64,5 | 64,5 | |

Analizând valorile de duritate obținute pe seriile de probe 4 și 8 se constată că sînt reprezentative pentru starea călită. De asemenea, este de remarcat că nu se evidențiază diferențe de duritate în funcție de structura inițială.

Microstructurile din figurile 3.11...3.16 sînt caracteristice tratamentului termic de călire-martensită. În micrografia electronică - fig.3.17, mărirea 17000x se observă și exis-

tența unor precipitări foarte fine, sub $0,01 \mu\text{m}$ dar orientate.



Fig. 3.11

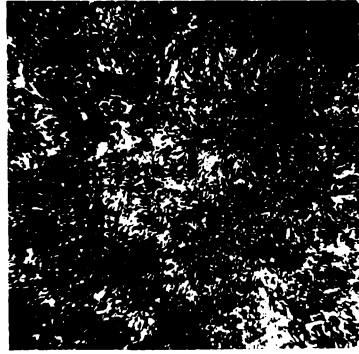


Fig. 3.12

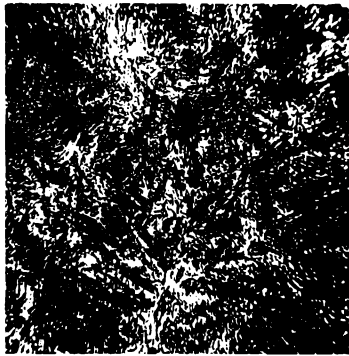


Fig. 3.13

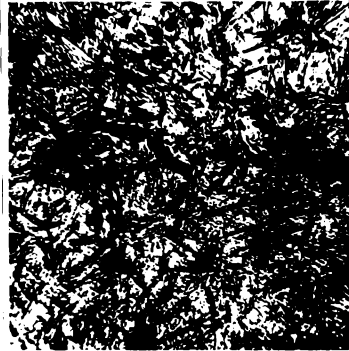


Fig. 3.14



Fig. 3.15

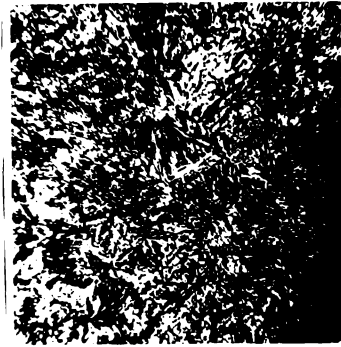


Fig. 3.16

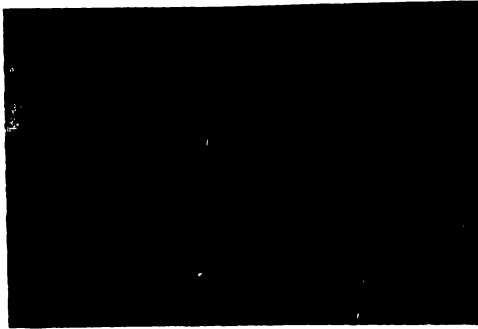


Fig.3.17

3.4.2.- Revenirea oțelurilor oălite

Stiind că fenomenele la revenire sînt fenomene de difuziune, este normal ca pe lîngă temperatura de încălzire, să importe considerabil, durata de revenire.

Pentru a determina durata necesară desăvârșirii revenirii, s-au încălzit seriile probelor 2 și 3 din fiecare șarjă la temperatura cea mai mică folosite - 473°K (200°C) și s-a variat timpul de menținere. Seriiile probelor 2 s-au menținut 30 de minute iar a probelor 3, 60 de minute. Duritățile măsurate după răcire sînt date în tabelul 3.8.

Tabelul 3.8

| Sarja | Seria de probe | t_{rev} [min] | Duritatea după rev. [HRC] | HRC _{med} | Obs. |
|-------|----------------|---------------------------|------------------------------|--------------------|------|
| A | 2 | 30 | 59,0 ; 60,0 ; 61,0 | 60,00 | |
| | 3 | 60 | 61,0 ; 61,0 ; 60,0 | 60,70 | |
| B | 2 | 30 | 57,0 ; 60,0 ; 60,0 | 59,00 | |
| | 3 | 60 | 59,0 ; 60,0 ; 58,0 | 59,00 | |
| C | 2 | 30 | 58,0 ; 57,0 ; 59,0; 61,0 | 58,75 | |
| | 3 | 60 | 56,0 ; 57,0 ; 58,0 | 57,00 | |

Din tabelul 3.8 se observă că diferențele de duritate în funcție de durata de revenire sînt foarte mici, situîndu-se chiar în domeniul erorilor de măsurare ale aparatului Rockwell ($\pm 1,5$ HRC). Rezultă că după încălzirea la $473^{\circ}\text{K}(200^{\circ}\text{C})$, timp de 30 de minute, fenomenul de revenire este deja stabilizat.

În vederea determinării influenței temperaturii de revenire, s-au folosit seriile probelor 5 ; 6 ; 7 ; 9 și o serie de probe de control. Temperaturile de încălzire cercetate au fost: $473^{\circ}\text{K}(200^{\circ}\text{C})$; $573^{\circ}\text{K}(300^{\circ}\text{C})$; $673^{\circ}\text{K}(400^{\circ}\text{C})$; $723^{\circ}\text{K}(450^{\circ}\text{C})$; $773^{\circ}\text{K}(500^{\circ}\text{C})$; $823^{\circ}\text{K}(550^{\circ}\text{C})$; $873^{\circ}\text{K}(600^{\circ}\text{C})$ și $923^{\circ}\text{K}(650^{\circ}\text{C})$ iar durata de 50 ... 60 de minute.

Valorile de duritate stabilite sînt trecute în tabelul 3.9 și în figura 3.18.

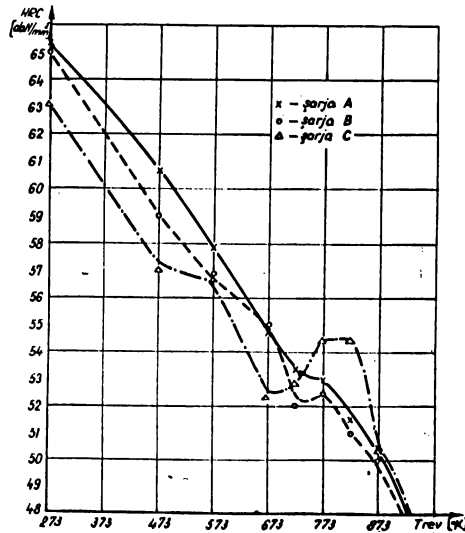


Fig.3.18

Tabelul 3.9

| Sar- ja | Seria probe | T _{rev} [°K] | Duritatea după revenire [HRC] | HRC _{med} | Observații |
|------------|----------------|--------------------------|--|--------------------|--|
| A | 3 | 473 | 61,0 ; 61,0 ; 60,0 | 60,70 | |
| | 5 | 573 | 51,5 ^x) ; 57,5 ; 53,5 ^x) | 57,90 | x)Valori extreme, neconsi- derate |
| | 5' | | 59,0 ; 57,5 ; 57,5 | | |
| | 6 | 673 | 55,5 ; 54,5 ; 54,5 | 54,75 | |
| | 6' | | 53,5 ; 55,0 ; 55,5 | | |
| | 7 | 723 | 53,5 ; 53,5 ; 53,0 | 53,30 | |
| | 9 | 773 | 53,5 ; 52,5 ; 53,0 | 53,00 | |
| | P ₁ | 823 | 49,7;51,0;52,5;50,5;52,0 | 51,50 | |
| | P ₂ | 873 | 50,2 ; 50,7 ; 49,5 ; 51,5 | 50,50 | |
| | P ₃ | 923 | 48,0 ; 47,0 ; 48,5 ; 48,5 | 48,00 | |
| B | 3 | 473 | 58,0 ; 60,0 ; 59,0 | 59,00 | |
| | 5 | 573 | 57,5 ; 56,5 ; 57,5 | 56,85 | |
| | 5' | | 55,5 ; 57,5 ; 57,0 ; 56,7 | | |
| | 6 | 673 | 55,0 ; 55,5 ; 56,5 | 55,00 | |
| | 6' | | 54,5 ; 54,5 ; 54,5 | | |
| | 7 | 723 | 52,0 ; 52,0 ; 52,0 | 52,00 | |
| | 9 | 773 | 51,0 ; 53,0 ; 52,5 ; 53,5 | 52,50 | |
| | P ₁ | 823 | 52,5;50,5;51,5;50,5;51,5 | 51,00 | |
| | P ₂ | 873 | 49,3 ; 50,2 ; 50,5 ; 50,5 | 50,00 | |
| | P ₃ | 923 | 47,0 ; 47,5 ; 46,5 ; 46,5 | 46,90 | |
| 0 | 3 | 473 | 56,0 ; 57,0 ; 58,0 | 57,00 | |
| | 5 | 573 | 55,5 ; 56,5 ; 57,00 ; 56,7 | 56,65 | |
| | 5' | | 57,0 ; 57,5 ; 54,5 | | |

| Sarja | Seria probe | T _{rev} [°K] | Duritatea după revenire [HRC] | HRC _{med} | Observații |
|-------|----------------|--------------------------|----------------------------------|--------------------|------------|
| C | 6 | 673 | 52,5 ; 52,5 ; 51,5 | 52,40 | |
| | 6' | | 52,5 ; 53,5 ; 52,0 | | |
| | 7 | 723 | 51,5 ; 54,0 ; 52,5 ; 53,5 | 52,90 | |
| | 9 | 773 | 53,5 ; 54,5 ; 55,0 ; 54,5 | 54,50 | |
| | P ₁ | 823 | 54,2 ; 53,5 ; 55,5 ; 54,5 | 54,50 | |
| | P ₂ | 873 | 50,0 ; 50,7 ; 50,2 | 50,30 | |
| | P ₃ | 923 | 46,5 ; 47,2 ; 45,5 ; 47,0 | 46,50 | |

Valorile de duritate, obținute după tratamentul de revenire, evidențiază o comportare diferențiată a celor trei calități de oțeluri cercetate.

Pentru șarja A - cu conținut minim de oupru (1,43 %) - curba de variație a durității indică, pentru temperaturi mici, o scădere continuă, practic liniară a acestei caracteristici până la aproximativ 723°K (450°C). Intre 723 și 773°K scăderea durității e discretă - 0,30 HRC - valoare ce poate fi atribuită și unor erori de măsurare. La temperaturi de revenire mai mari de 773°K (500°C), duritatea continuă din nou să scadă, proporțional cu creșterea temperaturii.

Analiza microstructurilor optice ale probelor din șarja A nu evidențiază transformări structurale accentuate în intervalul de temperaturi de revenire folosite - figurile 3.19 a...h.

Structura obținută după revenire la 473°K (fig. 3.19 a) se caracterizează prin formațiuni aciculare evidente, de mar-tensită de revenire. La următoarele patru temperaturi - 573°K (fig. 3.19 b), 673°K (fig. 3.19 c), 723°K (fig. 3.19 d) și 773°K (fig. 3.19 e) - nu apar diferențe considerabile de structură la mărirea de 1080x. Totuși, analizând atent setul de structuri, se constată că microstructura din fig. 3.19 e are o compactitate sau mai bine zis o omogenitate mai mare a precipitărilor fiind ceea ce ar putea explica încetinirea scăderii durității în intervalul de temperaturi 723...773°K. La temperaturi de reve-

nire mai mari, scăderea durității este confirmată de creșterea formațiunilor precipitate.

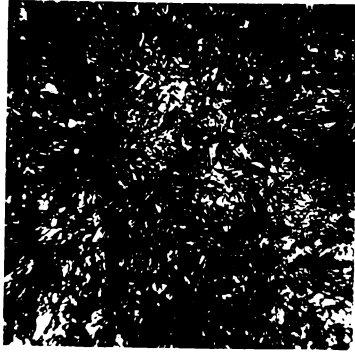


Fig.3.19 a

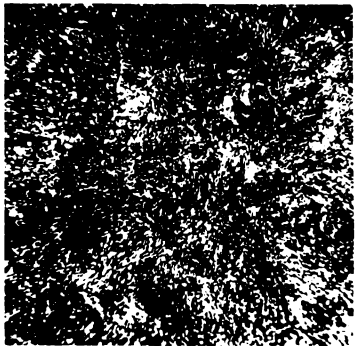
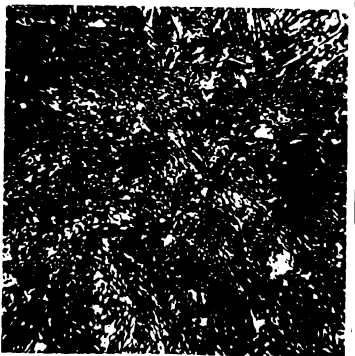


Fig.3.19 b



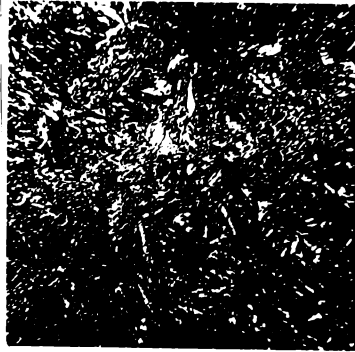
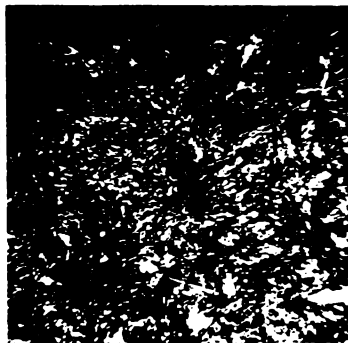


Fig. 3.19 d



Fig. 3.19 e



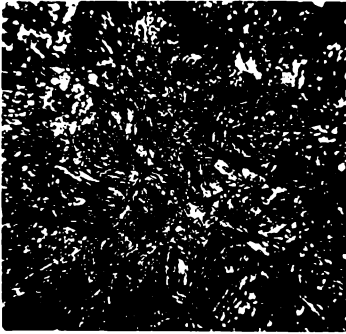


Fig. 3.19 g

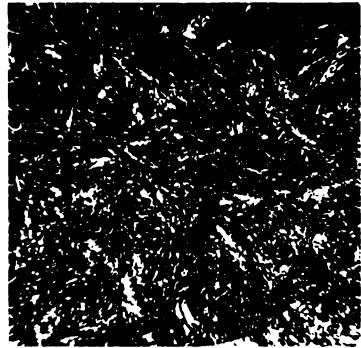


Fig. 3.19 h

Șarja B, cu conținut mai mare de cupru (2,02%) se comportă asemănător la revenire, doar că fenomenele sînt mai accentuate. Astfel, duritatea scade continuu cu creșterea temperaturii de revenire pînă la 723°K (450°C), apoi crește discret (fig. 3.18). Practic se poate considera că în intervalul $723 \dots 823^{\circ}\text{K}$ ($450 \dots 550^{\circ}\text{C}$) duritatea rămîne aproximativ constantă, adică în acest interval, înmuierea nu continuă proporțional cu temperatura ; cu alte cuvinte, se produce separarea unor precipitări de fază secundare care duc la durificare.

Analizînd microstructurile probelor șarjei B, revenite în intervalul $473 \dots 923^{\circ}\text{K}$ ($200 \dots 650^{\circ}\text{C}$), se observă doar o influență foarte discretă a temperaturii - figura 3.20 a...h.



Fig. 3.20 a

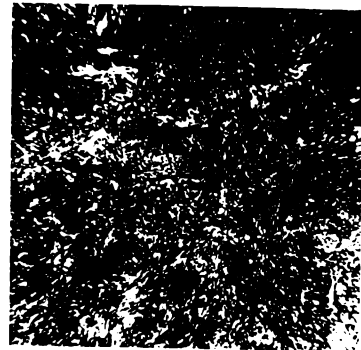


Fig. 3.20 b

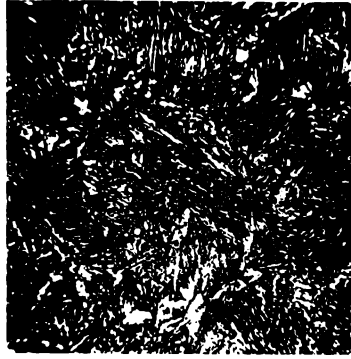


Fig. 3.20 c

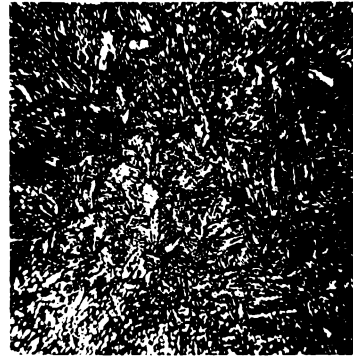


Fig. 3.20 d

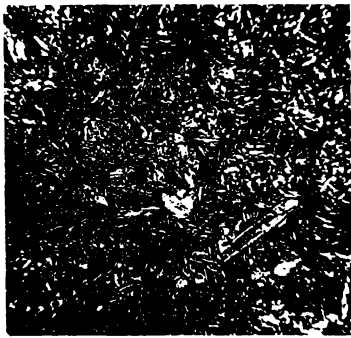


Fig. 3.20 e

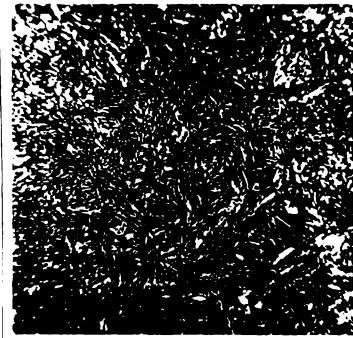


Fig. 3.20 f

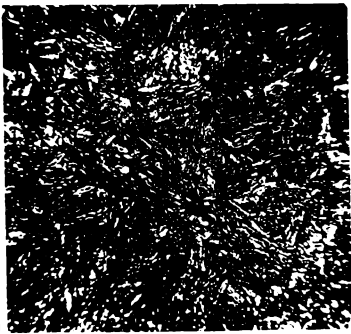


Fig. 3.20 g

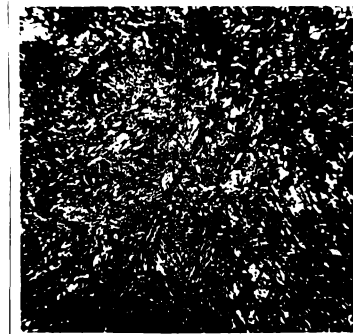


Fig. 3.20 h

Structurile probelor revenite la 473 ; 573 și 673^oK(fig.3.20 a, b, c) prezintă formațiuni pregtant acioulare, iar cele revenite la temperaturi mai mari, începînd de la 723^oK(fig.3.20 d), formațiuni mai fine, cu tendință de siabă globulizare sau mai precis, apar precipitări fine. Dacă în structurile din figurile 3.20 d...g, precipităriile sînt încă orientate în direcția fogțelor ace de martensită, la proba 3.20 h - revenită la 923^oK (650^oC) - orientarea este oarecum anulată. Menținerea orientării pînă la temperaturi mari de revenire - 773...873^oK - și gradul mare de finețe, dovedesc o bună stabilitate la revenire a oțelului cercetat.

Fenomenul de durificare secundară este evident la șarja C cu un conținut de 2,29 % Cu. Din fig.3.18 se constată o scădere continuă a durității în funcție de temperatura de revenire pînă la 673^oK(400^oC), apoi o creștere pînă la 823^oK(550^oC) și la temperaturi mai mari , din nou o scădere continuă, proporțional cu creșterea temperaturii de revenire.

Microstructurile probelor șarjei C sînt redade în figura 3.21 a...h. Structura probelor rovenite la 473 respectiv 573^oK este acioulară, de martensită de revenire (fig.3.21 a și 3.21 b). Structurile din figurile 3.21 c...f nu evidențiază diferențe considerabile la mărirea de 1080 x folosită - apar precipitări fine, și orientate. O tendință ușoară de aglomerare a precipităriilor se observă în fig.3.21 g și h, adică pe probele revenite la 873 și 923^oK.

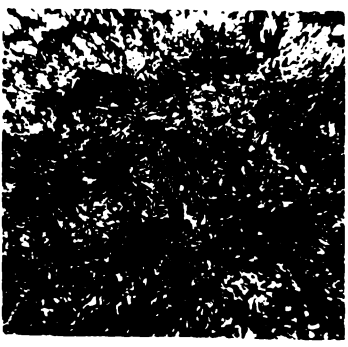


Fig.3.21 a

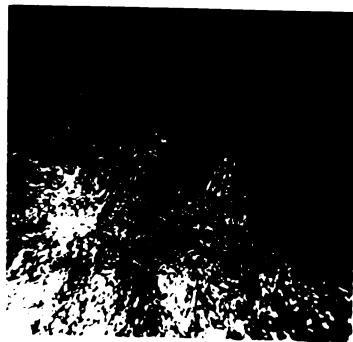


Fig.3.21 b



Fig. 3.21 c

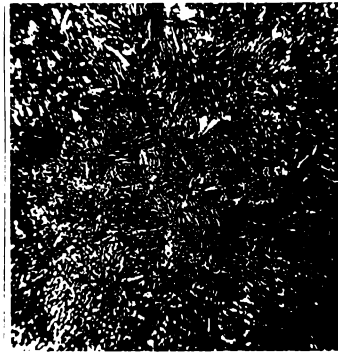


Fig. 3.21 d

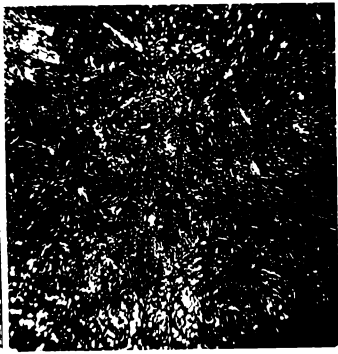


Fig. 3.21 e

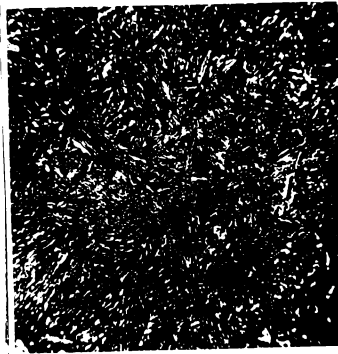


Fig. 3.21 f

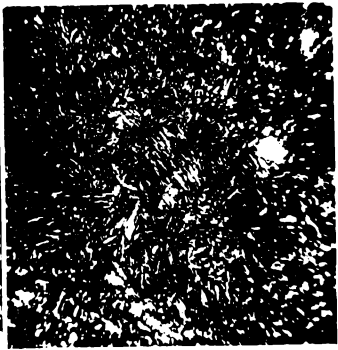


Fig. 3.21 g

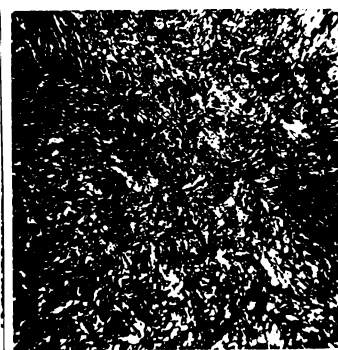
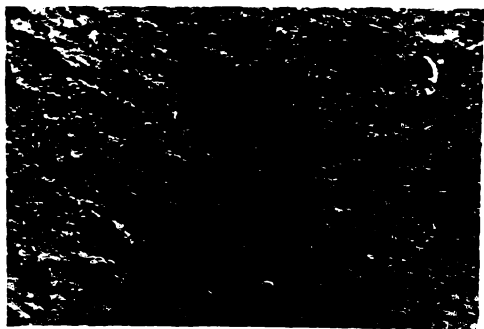


Fig. 3.21 h

În figura 3.22 se vede microstructura electronică a



unei probe din șarja C călită și revenită la 473°K. Se observă existența unor precipitații fine de carburi (0,05...0,1 μm) clasice pentru revenirea joasă.

În fig.3.23 a și b este redată microstructura electronică a unei probe din aceeași șarjă, dar revenită la 673°K (a - 2740 x ;

Fig.3.22
b - 5700 x). Este de remarcat menținerea orientării precipitațiilor de carburi în direcția foștelor ace de martensită.

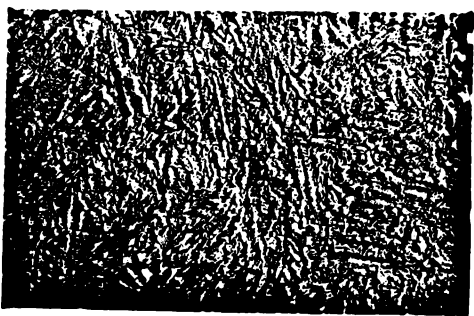


Fig.3.23 a

Fig.3.23 b

În fig.3.24 a și b sînt redate microstructurile electronice a probelor revenite la 673°K din oțelul C.

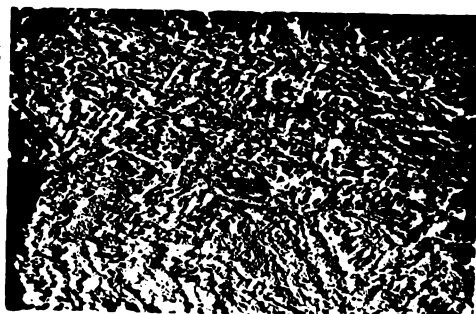
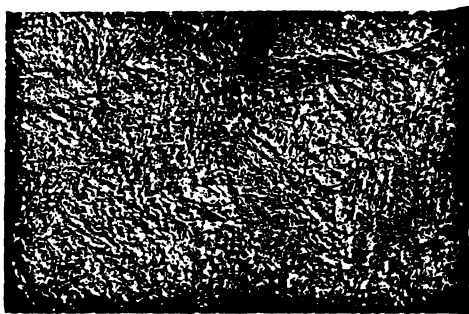


Fig.3.24 a

Fig.3.24 b

Se observă că se menține și la această temperatură orientarea formațiunilor de carburi, dar pe lângă acestea apar în matrice numeroase precipitări de o deosebită finețe, de fază ζ bogată în cupru și care provoacă probabil durificarea secundară.

Este cunoscut efectul de durificare secundară a oțelului datorită prezenței cromului și a molibdenului. În literatura de specialitate /45/ , /47/ reiese însă că, în ceea ce privește cromul, efectul nu este evident la conținuturi relativ mici, pînă la 1,0 ... 1,5 %. Pentru molibden, acest efect este ceva mai accentuat pentru intervalul temperaturilor de revenire 723 ... 873°K (450 ... 600°C) - figura 1.7.

În această diagramă se observă că efectul de durificare secundară este evident la conținuturi de Cr și Mo mai mari decît cele utilizate în oțelurile cercetate. În afară de asta, dacă creșterea durității în domeniul de temperatură 723 ... 823°K s-ar datora prezenței cromului și a molibdenului, fenomenul ar trebui să se manifeste identic la toate calitățile de oțeluri cercetate, întrucît concentrațiile în aceste elemente sînt aceleași. Durificarea fiind însă progresivă, de la stagnarea înmuierii la șarja A și pînă la o creștere netă la șarja C, înseamnă că se datorește unor precipitări durificatoare cauzate de prezența cuprului, care crește de la 1,43 % la 2,29 %.

În literatura de specialitate /47/, /45/ se arată că exoesul de Cu față de cît poate dizolva Fe α (1,4 % la 1123°K și 0,3 % la 293°K) se separă la reîncălzire, la aproximativ 723°K, după normalizare (călire în aer) sub formă de fază ζ bogată în cupru și care duce la durificarea oțelului.

3.5.- Concluzii asupra regimurilor de tratament termic și a transformărilor de fază

În urma cercetărilor efectuate asupra comportării la recoacere se constată că nu se recomandă recoacerea pendulară ou răcire dirijată, structurile obținute nefiind apropiate de cele de echilibru, iar duritățile rezultate sînt destul de ri-

dicate. Este totodată un tratament neeconomic. Ținând seama că austenita este puternic stabilizată la aceste oțeluri complex aliate este mai indicată o recoacere obișnuită la temperaturi de $1123 \dots 1173^{\circ}\text{K}$ ($850 \dots 900^{\circ}\text{C}$) urmată de o răcire continuă dar lentă, în special în domeniul temperaturilor joase.

Cercetările privind capacitatea de călire au demonstrat că oțelurile aliate cu Mo, Cr și Cu se călesc excepțional dacă se încălzesc la temperaturi de $1123 \dots 1153^{\circ}\text{K}$, cu o durată de încălzire de 1,5 min/mm urmând apoi o răcire în aer. Viteze mai mari de răcire (apă sau ulei) nu modifică fenomenul călirii și nici rezultatele acestuia. Răcirea în aer este optimă și datorită faptului că nu duce la deformarea sau strâmbarea pieselor tratate.

Regimul de revenire se recomandă să fie ales în funcție de caracteristicile cerute sculei în exploatare. Deși duritatea probelor revenite, chiar la temperaturi mari - 773°K - este încă ridicată tenacitatea este foarte bună, după cum dovedesc cercetările în continuare.

C a p i t o l u l 4

4.- PROPRITATELE FIZICO-MECANICE ALE OTELURILOR

Cu - Cr - Mo

Soulele folosite pentru deformarea plastică a materialelor metalice trebuie să prezinte pe lângă o rezistență mare la uzură și importante caracteristici de tenacitate, dat fiind faptul că în timpul exploatarei sînt supuse unor complexe sollicitări dinamice. De asemenea, soula de deformare plastică trebuie să prezinte valori ridicate de rezistență la rupere și de duritate - lucru ce se realizează prin alegerea adecvată a compoziției chimice și a tratamentului termic.

4.1.- Caracteristicile electrice și magnetice ale oțelurilor cercetate

Tinînd seama de variația durității probelor oălite și revenite la diferite temperaturi, s-a ridicat problema dacă în intervalul de temperaturi de revenire $673...823^{\circ}\text{K}$ ($400...550^{\circ}\text{C}$) continuă precipitarea din soluția suprasaturată sau stagnează. De asemenea, se pune problema, în cazul în care și în acest interval au loc precipitări însoțite de o oarecare durificare secundară, acestea nu provoacă cumva o fragilizare a oțelului.

În vederea elucidării primei probleme, avînd în vedere că prin analiza structurală nu se sesizează modificări, s-a recurs la analiza unor caracteristici electrice și magnetice, întrucît acestea variază sensibil cu gradul de suprasaturare a soluției solide.

Este cunoscut că soluțiile solide, în general, prezintă o rezistivitate electrică ridicată, rezistivitate proporțională cu concentrația lor. Înseamnă că structura obținută după oălire trebuie să se caracterizeze printr-o rezistivitate electrică mare, iar cu creșterea temperaturii de revenire, prin care se intensifică fenomenele de precipitare, aceasta trebuie să scadă proporțional cu micșorarea gradului de suprasaturație.

Transformările fizice din unele materiale metalice sînt însoțite totodată și de modificarea unor caracteristici magnetice, în funcție de cantitatea de fază feromagnetică și de compoziția acesteia. Rezultă că și determinarea acestor caracteristici - cîmpul coercitiv H_C și magnetismul remanent B_R - la probele călite și revenite la diferite temperaturi, permit să se urmărească gradul de precipitare din martensită în timpul revenirii.

Determinările de rezistivitate s-au făcut pe probe cilindrice cu $\varnothing = 7$ mm și lungimea efectivă $L = 80,3$ mm, cu ajutorul unui dispozitiv construit în laboratorul Catedrei de măsuri electrice al Facultății de electrotehnică iar cele magnetice, cu ajutorul unui Ferometru tip "Orion". Probele s-au călit și s-au supus revenirii la diferite temperaturi. Rezultatele măsurătorilor sînt date în tabelele 4.1 ; 4.2 și 4.3 . S-a lucrat cu un curent de 20 A. Astfel :

$$\rho = R \frac{\pi D^2}{4 L} = R \frac{\pi \cdot 0,007^2}{4 \cdot 0,0803} = 4,79 \cdot 10^{-4} \cdot R \quad [\Omega \text{ m}]$$

În fig.4.1 este reprezentată variația rezistivității

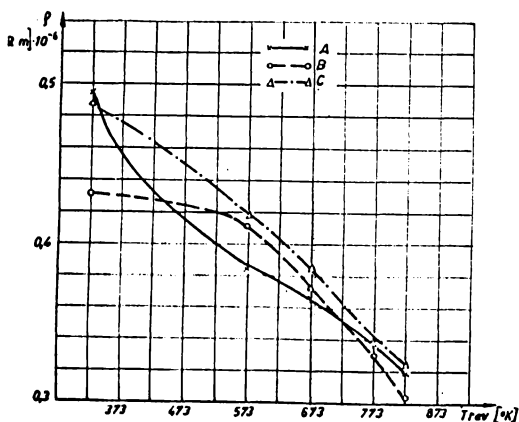


Fig.4.1

electrice în funcție de temperatura de revenire. Alura curbelor evidențiază că fenomenul de precipitare din soluția solidă supra-saturată, continuă și în domeniul temperaturilor 723...873°K. Pentru a avea certitudine, s-au determinat și caracteristicile magnetice care de asemenea evidențiază modificarea gradului de saturație al soluției solide.

Determinările s-au executat pe probe cilindrice similare cu cele folosite la determinarea caracteristicilor electrice.

Tabelul 4.1

Sarja A

| Proba Nr. | Trat. termico aplico. | R [Ω] | ρ [Ω m] | Observații |
|-----------|-----------------------|-----------------------|-------------------------|---------------------|
| 73 | 1123/15/aer | $10,36 \cdot 10^{-4}$ | $0,4962 \times 10^{-6}$ | |
| 25 | 1123/15/aer | $7,98 \cdot 10^{-4}$ | $0,3822 \times 10^{-6}$ | defecte de laminare |
| 26 | 573/50/aer | $8,30 \cdot 10^{-4}$ | $0,3976 \times 10^{-6}$ | |
| 27 | | $8,06 \cdot 10^{-4}$ | $0,3861 \times 10^{-6}$ | |
| 28 | | $7,94 \cdot 10^{-4}$ | $0,3803 \times 10^{-6}$ | |
| 29 | | $8,03 \cdot 10^{-4}$ | $0,3846 \times 10^{-6}$ | |
| 30 | | $8,03 \cdot 10^{-4}$ | $0,3846 \times 10^{-6}$ | |
| Media | | $8,07 \cdot 10^{-4}$ | $0,3859 \times 10^{-6}$ | |
| 61 | 1123/15/aer | $7,66 \cdot 10^{-4}$ | $0,3669 \times 10^{-6}$ | |
| 62 | 673/50/aer | $7,65 \cdot 10^{-4}$ | $0,3664 \times 10^{-6}$ | |
| 63 | | $7,63 \cdot 10^{-4}$ | $0,3655 \times 10^{-6}$ | |
| 64 | | $7,61 \cdot 10^{-4}$ | $0,3645 \times 10^{-6}$ | |
| 65 | | $7,76 \cdot 10^{-4}$ | $0,3717 \times 10^{-6}$ | |
| 66 | | $7,67 \cdot 10^{-4}$ | $0,3764 \times 10^{-6}$ | |
| Media | | $7,66 \cdot 10^{-4}$ | $0,3676 \times 10^{-6}$ | |
| 7 | 1123/15/aer | $7,05 \cdot 10^{-4}$ | $0,3377 \times 10^{-6}$ | |
| 8 | 773/50/aer | $7,04 \cdot 10^{-4}$ | $0,3372 \times 10^{-6}$ | |
| 9 | | $7,00 \cdot 10^{-4}$ | $0,3353 \times 10^{-6}$ | |
| 10 | | $7,00 \cdot 10^{-4}$ | $0,3353 \times 10^{-6}$ | |
| 11 | | $7,16 \cdot 10^{-4}$ | $0,3430 \times 10^{-6}$ | |
| 12 | | $6,98 \cdot 10^{-4}$ | $0,3343 \times 10^{-6}$ | |
| Media | | $7,04 \cdot 10^{-4}$ | $0,3371 \times 10^{-6}$ | |

Sarja A

| Proba Nr. | Trat. termic aplic. | R [Ω] | ρ [Ω m] | Observații |
|-----------|---------------------|-------------------------|-------------------------|------------|
| 67 | 1123/15/aer+ | 6,52 · 10 ⁻⁴ | 0,3123x10 ⁻⁶ | |
| 68 | 823/50/aer | 6,56 · 10 ⁻⁴ | 0,3142x10 ⁻⁶ | |
| 69 | | 6,89 · 10 ⁻⁴ | 0,3300x10 ⁻⁶ | |
| 70 | | 6,54 · 10 ⁻⁴ | 0,3133x10 ⁻⁶ | |
| 71 | | 7,07 · 10 ⁻⁴ | 0,3386x10 ⁻⁶ | |
| 72 | | 6,46 · 10 ⁻⁴ | 0,3099x10 ⁻⁶ | |
| Media | | | 6,67 · 10 ⁻⁴ | |

Tabelul 4.2

Sarja B

| Proba Nr. | Trat. termic aplic. | R [Ω] | ρ [Ω m] | Observații | |
|-----------|---------------------|-------------------------|-------------------------|-------------------------|-------------------------|
| 74 | 1123/15/aer | 9,64 · 10 ⁻⁴ | 0,4317x10 ⁻⁶ | | |
| 1 | 1123/15/aer+ | 8,47 · 10 ⁻⁴ | 0,4057x10 ⁻⁶ | | |
| 2 | 573/50/aer | 8,70 · 10 ⁻⁴ | 0,4167x10 ⁻⁶ | | |
| 3 | | 8,68 · 10 ⁻⁴ | 0,4158x10 ⁻⁶ | | |
| 4 | | 8,42 · 10 ⁻⁴ | 0,4033x10 ⁻⁶ | | |
| 5 | | 8,60 · 10 ⁻⁴ | 0,4119x10 ⁻⁶ | | |
| 6 | | 8,73 · 10 ⁻⁴ | 0,4182x10 ⁻⁶ | | |
| Media | | | 8,60 · 10 ⁻⁴ | | 0,4119x10 ⁻⁶ |
| 37 | 1123/15/aer+ | 7,55 · 10 ⁻⁴ | 0,3616x10 ⁻⁶ | | defecte de laminare |
| 38 | 673/50/aer | 7,66 · 10 ⁻⁴ | 0,3669x10 ⁻⁶ | | |
| 39 | | 8,03 · 10 ⁻⁴ | 0,3846x10 ⁻⁶ | | |
| 40 | | 7,70 · 10 ⁻⁴ | 0,3688x10 ⁻⁶ | | |
| 41 | | 7,82 · 10 ⁻⁴ | 0,3746x10 ⁻⁶ | | |
| 42 | | 7,80 · 10 ⁻⁴ | 0,3762x10 ⁻⁶ | | |
| Media | | | 7,76 · 10 ⁻⁴ | 0,3717x10 ⁻⁶ | |

Sarja B

| Proba Nr. | Trat. termio aplic. | $R[\Omega]$ | $\rho[\Omega \text{ m}]$ | Observații |
|-----------|---------------------|----------------------|--------------------------|---------------------|
| 49 | 1123/15/aer+ | $6,88 \cdot 10^{-4}$ | $0,3295 \times 10^{-6}$ | defecte de laminare |
| 50 | 773/50/aer | $6,90 \cdot 10^{-4}$ | $0,3305 \times 10^{-6}$ | |
| 51 | | $7,15 \cdot 10^{-4}$ | $0,3425 \times 10^{-6}$ | |
| 52 | | $6,47 \cdot 10^{-4}$ | $0,3090 \times 10^{-6}$ | |
| 53 | | $6,97 \cdot 10^{-4}$ | $0,3339 \times 10^{-6}$ | |
| 54 | | $6,94 \cdot 10^{-4}$ | $0,3324 \times 10^{-6}$ | |
| Media | | $6,88 \cdot 10^{-4}$ | $0,3294 \times 10^{-6}$ | |
| 31 | 1123/15/aer+ | $6,36 \cdot 10^{-4}$ | $0,3046 \times 10^{-6}$ | |
| 32 | 823/50/aer | $6,16 \cdot 10^{-4}$ | $0,2951 \times 10^{-6}$ | |
| 33 | | $6,35 \cdot 10^{-4}$ | $0,3042 \times 10^{-6}$ | |
| 34 | | $6,39 \cdot 10^{-4}$ | $0,3061 \times 10^{-6}$ | |
| 35 | | $6,49 \cdot 10^{-4}$ | $0,3109 \times 10^{-6}$ | |
| 36 | | $6,26 \cdot 10^{-4}$ | $0,2998 \times 10^{-6}$ | |
| Media | | $6,33 \cdot 10^{-4}$ | $0,3034 \times 10^{-6}$ | |

Tabelul 4.3

Sarja C

| Proba Nr. | Trat. termio aplic. | $R[\Omega]$ | $\rho[\Omega \text{ m}]$ | Observații |
|-----------|---------------------|-----------------------|--------------------------|------------|
| 75 | 1123/15/aer | $10,20 \cdot 10^{-4}$ | $0,4886 \times 10^{-6}$ | |
| 19 | 1123/15/aer+ | $8,61 \cdot 10^{-4}$ | $0,4124 \times 10^{-6}$ | |
| 20 | 573/50/aer | $8,85 \cdot 10^{-4}$ | $0,4239 \times 10^{-6}$ | |
| 21 | | $8,79 \cdot 10^{-4}$ | $0,4210 \times 10^{-6}$ | |
| 22 | | $8,84 \cdot 10^{-4}$ | $0,4234 \times 10^{-6}$ | |
| 23 | | $8,52 \cdot 10^{-4}$ | $0,4080 \times 10^{-6}$ | |
| 24 | | $8,86 \cdot 10^{-4}$ | $0,4244 \times 10^{-6}$ | |
| Media | | $8,75 \cdot 10^{-4}$ | $0,4189 \times 10^{-6}$ | |

Serie C

| Proba Nr. | Trat. termico aplico. | R[Ω] | ρ [Ω m] | Observații |
|-----------|-----------------------|----------------------|-------------------------|---------------------|
| 55 | 1123/15/aer+ | $8,37 \cdot 10^{-4}$ | $0,4009 \times 10^{-6}$ | |
| 56 | 673/50/aer | $8,05 \cdot 10^{-4}$ | $0,3856 \times 10^{-6}$ | |
| 57 | | $7,88 \cdot 10^{-4}$ | $0,3774 \times 10^{-6}$ | |
| 58 | | $8,07 \cdot 10^{-4}$ | $0,3866 \times 10^{-6}$ | |
| 59 | | $8,01 \cdot 10^{-4}$ | $0,3837 \times 10^{-6}$ | |
| 60 | | $7,95 \cdot 10^{-4}$ | $0,3808 \times 10^{-6}$ | |
| Media | | | $8,05 \cdot 10^{-4}$ | |
| 13 | 1123/15/aer+ | $7,15 \cdot 10^{-4}$ | $0,3425 \times 10^{-6}$ | |
| 14 | 773/50/aer | $7,31 \cdot 10^{-4}$ | $0,3501 \times 10^{-6}$ | |
| 15 | | $6,97 \cdot 10^{-4}$ | $0,3339 \times 10^{-6}$ | |
| 16 | | $7,06 \cdot 10^{-4}$ | $0,3382 \times 10^{-6}$ | |
| 17 | | $7,07 \cdot 10^{-4}$ | $0,3386 \times 10^{-6}$ | |
| 18 | | $7,08 \cdot 10^{-4}$ | $0,3391 \times 10^{-6}$ | |
| Media | | | $7,11 \cdot 10^{-4}$ | |
| 43 | 1123/15/aer+ | $6,87 \cdot 10^{-4}$ | $0,3291 \times 10^{-6}$ | includiuni de zgura |
| 44 | 823/50/aer | $6,76 \cdot 10^{-4}$ | $0,3238 \times 10^{-6}$ | |
| 45 | | $6,75 \cdot 10^{-4}$ | $0,3233 \times 10^{-6}$ | |
| 46 | | $6,53 \cdot 10^{-4}$ | $0,3128 \times 10^{-6}$ | |
| 47 | | $6,97 \cdot 10^{-4}$ | $0,3338 \times 10^{-6}$ | |
| 48 | | $6,88 \cdot 10^{-4}$ | $0,3295 \times 10^{-6}$ | |
| Media | | | $6,79 \cdot 10^{-4}$ | |

S-a lucrat cu $H_s = 300 \cdot \frac{10^3}{4\pi}$ [A/m] și cu o precizie de :

- pentru H_0 - ($\pm 1,2$)
- pentru B_r și B_s - (± 150)

Valorile obținute sînt trecute în tabelele 4.4 ; 4.5 și 4.6 și reprezentate în figura 4.2.

Tabela 4.4

Sarja A

| Proba Nr. | Trat.ter-mio aplic. | H ₀ [$\frac{A}{m}$] | B _r [T] | B _s [T] | Observații |
|-----------|----------------------------|----------------------------------|-----------------------|------------------------|-------------------------|
| 25 | 1123/15/aer+ 573/50/aer | $58,8 \cdot \frac{10^3}{4\pi}$ | 7450×10^{-4} | 15400×10^{-4} | |
| 26 | | $58,8 \cdot \frac{10^3}{4\pi}$ | 7700×10^{-4} | 14600×10^{-4} | defecte de forjare |
| 27 | | $58,8 \cdot \frac{10^3}{4\pi}$ | 7700×10^{-4} | 14900×10^{-4} | |
| 28 | | $58,8 \cdot \frac{10^3}{4\pi}$ | 8210×10^{-4} | 15100×10^{-4} | |
| 29 | | $58,8 \cdot \frac{10^3}{4\pi}$ | 8210×10^{-4} | 15400×10^{-4} | |
| 30 | | $58,8 \cdot \frac{10^3}{4\pi}$ | 7950×10^{-4} | 15400×10^{-4} | |
| media | | $58,8 \cdot \frac{10^3}{4\pi}$ | 7870×10^{-4} | 15133×10^{-4} | |
| 61 | 1123/15/aer+ 673/50/aer | $64,0 \cdot \frac{10^3}{4\pi}$ | 7700×10^{-4} | 14100×10^{-4} | |
| 62 | | $64,0 \cdot \frac{10^3}{4\pi}$ | 7950×10^{-4} | 14350×10^{-4} | |
| 63 | | $64,0 \cdot \frac{10^3}{4\pi}$ | 7700×10^{-4} | 14350×10^{-4} | |
| 64 | | $62,8 \cdot \frac{10^3}{4\pi}$ | 7700×10^{-4} | 14350×10^{-4} | suprapunerii de forjare |
| 65 | | $64,8 \cdot \frac{10^3}{4\pi}$ | 7700×10^{-4} | 14100×10^{-4} | |
| 66 | | $64,8 \cdot \frac{10^3}{4\pi}$ | 7700×10^{-4} | 14350×10^{-4} | |
| media | | $64,5 \cdot \frac{10^3}{4\pi}$ | 7750×10^{-4} | 14250×10^{-4} | |

Sarja A

| Proba Nr. | Trat. termic aplic. | $H_0 \left[\frac{A}{m} \right]$ | $B_r [T]$ | $B_s [T]$ | Observații | |
|-----------|----------------------------|----------------------------------|-----------------------|------------------------|------------|-----------------------|
| 7 | 1123/15/aer+ 773/50/aer | $68,8 \cdot \frac{10^3}{4\pi}$ | 9000×10^{-4} | 15400×10^{-4} | | |
| 8 | | $68,8 \cdot \frac{10^3}{4\pi}$ | 8700×10^{-4} | 15400×10^{-4} | | |
| 9 | | $67,6 \cdot \frac{10^3}{4\pi}$ | 8700×10^{-4} | 15400×10^{-4} | | |
| 10 | | $68,8 \cdot \frac{10^3}{4\pi}$ | 8700×10^{-4} | 14900×10^{-4} | | |
| 11 | | $68,8 \cdot \frac{10^3}{4\pi}$ | 8700×10^{-4} | 14900×10^{-4} | | |
| 12 | | $68,8 \cdot \frac{10^3}{4\pi}$ | 8700×10^{-4} | 14900×10^{-4} | | |
| Media | | $68,6 \cdot \frac{10^3}{4\pi}$ | 8750×10^{-4} | 15150×10^{-4} | | |
| 67 | 1123/15/aer+ 823/50/aer | $73,6 \cdot \frac{10^3}{4\pi}$ | 9240×10^{-4} | 15400×10^{-4} | | defecte de forjare |
| 68 | | $73,6 \cdot \frac{10^3}{4\pi}$ | 9000×10^{-4} | 15400×10^{-4} | | |
| 69 | | $74,4 \cdot \frac{10^3}{4\pi}$ | 8700×10^{-4} | 14900×10^{-4} | | |
| 70 | | $73,6 \cdot \frac{10^3}{4\pi}$ | 9240×10^{-4} | 15400×10^{-4} | | |
| 71 | | $70,0 \cdot \frac{10^3}{4\pi}$ | 8700×10^{-4} | 14900×10^{-4} | | |
| 72 | | $73,6 \cdot \frac{10^3}{4\pi}$ | 9000×10^{-4} | 14900×10^{-4} | | |
| Media | | $73,1 \cdot \frac{10^3}{4\pi}$ | 8960×10^{-4} | 15150×10^{-4} | | |

Tabelul 4.5

Sarja B

| Proba Nr. | Trat. termio aplico. | $H_0 \left[\frac{A}{m} \right]$ | $B_r [T]$ | $B_s [T]$ | Observații |
|-----------|----------------------------|-------------------------------------|-----------------------|------------------------|-----------------------------------|
| 1 | 1123/15/aer+ 573/50/aer | $60,0 \cdot \frac{10^3}{4\sqrt{H}}$ | 7700×10^{-4} | 14370×10^{-4} | |
| 2 | | $60,0 \cdot \frac{10^3}{4\sqrt{H}}$ | 7700×10^{-4} | 14370×10^{-4} | |
| 3 | | $60,0 \cdot \frac{10^3}{4\sqrt{H}}$ | 7700×10^{-4} | 13850×10^{-4} | |
| 4 | | $60,0 \cdot \frac{10^3}{4\sqrt{H}}$ | 7700×10^{-4} | 13850×10^{-4} | |
| 5 | | $60,0 \cdot \frac{10^3}{4\sqrt{H}}$ | 7700×10^{-4} | 13850×10^{-4} | |
| 6 | | $60,0 \cdot \frac{10^3}{4\sqrt{H}}$ | 7700×10^{-4} | 14370×10^{-4} | |
| Media | | $60,0 \cdot \frac{10^3}{4\sqrt{H}}$ | 7700×10^{-4} | 14110×10^{-4} | |
| 37 | 1123/15/aer+ 678/50/aer | $66,0 \cdot \frac{10^3}{4\sqrt{H}}$ | 8450×10^{-4} | 14900×10^{-4} | |
| 38 | | $66,0 \cdot \frac{10^3}{4\sqrt{H}}$ | 8210×10^{-4} | 14370×10^{-4} | |
| 39 | | $63,2 \cdot \frac{10^3}{4\sqrt{H}}$ | 7180×10^{-4} | 12800×10^{-4} | defecte de forjare |
| 40 | | $66,0 \cdot \frac{10^3}{4\sqrt{H}}$ | 8210×10^{-4} | 14370×10^{-4} | |
| 41 | | $66,0 \cdot \frac{10^3}{4\sqrt{H}}$ | 8210×10^{-4} | 14370×10^{-4} | |
| 42 | | $66,0 \cdot \frac{10^3}{4\sqrt{H}}$ | 8210×10^{-4} | 14370×10^{-4} | |
| Media | | $66,0 \cdot \frac{10^3}{4\sqrt{H}}$ | 8260×10^{-4} | 14478×10^{-4} | $H_0^x = 65,5;$ $B_r^x = 8080$ |

Sarja B

| Proba Nr. | Trat. termio aplic. | $H_0 \left[\frac{A}{m} \right]$ | $B_r [T]$ | $B_s [T]$ | Observații |
|-----------|----------------------------|----------------------------------|-----------------------|------------------------|------------|
| 49 | 1123/15/aer+ 773/50/aer | $68,0 \cdot \frac{10^3}{4\pi}$ | 8730×10^{-4} | 14900×10^{-4} | |
| 50 | | $66,8 \cdot \frac{10^3}{4\pi}$ | 8470×10^{-4} | 14900×10^{-4} | |
| 51 | | $68,0 \cdot \frac{10^3}{4\pi}$ | 8730×10^{-4} | 15400×10^{-4} | |
| 52 | | $66,8 \cdot \frac{10^3}{4\pi}$ | 8730×10^{-4} | 14900×10^{-4} | |
| 53 | | $70,0 \cdot \frac{10^3}{4\pi}$ | 8730×10^{-4} | 15400×10^{-4} | |
| 54 | | $68,0 \cdot \frac{10^3}{4\pi}$ | 8730×10^{-4} | 15400×10^{-4} | |
| Media | | $67,9 \cdot \frac{10^3}{4\pi}$ | 8687×10^{-4} | 15150×10^{-4} | |
| 31 | 1123/15/aer+ 823/50/aer | $74,0 \cdot \frac{10^3}{4\pi}$ | 9240×10^{-4} | 15400×10^{-4} | |
| 32 | | $76,8 \cdot \frac{10^3}{4\pi}$ | 9500×10^{-4} | 15400×10^{-4} | |
| 33 | | $78,0 \cdot \frac{10^3}{4\pi}$ | 9000×10^{-4} | 14900×10^{-4} | |
| 34 | | $76,8 \cdot \frac{10^3}{4\pi}$ | 9240×10^{-4} | 15400×10^{-4} | |
| 35 | | $76,0 \cdot \frac{10^3}{4\pi}$ | 9240×10^{-4} | 15400×10^{-4} | |
| 36 | | $74,0 \cdot \frac{10^3}{4\pi}$ | 9240×10^{-4} | 15400×10^{-4} | |
| Media | | $75,9 \cdot \frac{10^3}{4\pi}$ | 9247×10^{-4} | 15367×10^{-4} | |

Tabelul 4.6

Sarja C

| Proba Nr. | Trat. termico aplic. | $H_c \left[\frac{A}{m} \right]$ | $B_r [T]$ | $B_s [T]$ | Observații |
|-----------|----------------------------|----------------------------------|----------------|-----------------|------------|
| 19 | 1123/15/aer+ 573/50/aer | $60,0 \cdot \frac{10^3}{4\pi}$ | $7700x10^{-4}$ | $14350x10^{-4}$ | |
| 20 | | $60,0 \cdot \frac{10^3}{4\pi}$ | $7700x10^{-4}$ | $14850x10^{-4}$ | |
| 21 | | $60,0 \cdot \frac{10^3}{4\pi}$ | $7700x10^{-4}$ | $14350x10^{-4}$ | |
| 22 | | $60,0 \cdot \frac{10^3}{4\pi}$ | $7700x10^{-4}$ | $14350x10^{-4}$ | |
| 23 | | $60,0 \cdot \frac{10^3}{4\pi}$ | $7700x10^{-4}$ | $14350x10^{-4}$ | |
| 24 | | $60,0 \cdot \frac{10^3}{4\pi}$ | $7700x10^{-4}$ | $14350x10^{-4}$ | |
| Media | | $60,0 \cdot \frac{10^3}{4\pi}$ | $7700x10^{-4}$ | $14433x10^{-4}$ | |
| 13 | 1123/15/aer+ 773/50/aer | $68,0 \cdot \frac{10^3}{4\pi}$ | $9000x10^{-4}$ | $14900x10^{-4}$ | |
| 14 | | $67,0 \cdot \frac{10^3}{4\pi}$ | $8730x10^{-4}$ | $14900x10^{-4}$ | |
| 15 | | $68,0 \cdot \frac{10^3}{4\pi}$ | $9000x10^{-4}$ | $14900x10^{-4}$ | |
| 16 | | $68,0 \cdot \frac{10^3}{4\pi}$ | $9000x10^{-4}$ | $14900x10^{-4}$ | |
| 17 | | $68,0 \cdot \frac{10^3}{4\pi}$ | $9000x10^{-4}$ | $14900x10^{-4}$ | |
| 18 | | $68,0 \cdot \frac{10^3}{4\pi}$ | $9000x10^{-4}$ | $14900x10^{-4}$ | |
| Media | | $67,8 \cdot \frac{10^3}{4\pi}$ | $8955x10^{-4}$ | $14900x10^{-4}$ | |

Sarja C

| Proba Nr. | Trat. termico aplico. | H ₀ [$\frac{A}{m}$] | B _T [T] | B _S [T] | Observații |
|-----------|----------------------------|-------------------------------------|-------------------------------------|------------------------|------------------------|
| 43 | 1123/15/aer+ 823/50/aer | $68,0 \cdot \frac{10^3}{4\sqrt{H}}$ | 9250×10^{-4} | 15400×10^{-4} | inoluziuni de zgară |
| 44 | | $68,0 \cdot \frac{10^3}{4\sqrt{H}}$ | 9250×10^{-4} | 15400×10^{-4} | |
| 45 | | $68,0 \cdot \frac{10^3}{4\sqrt{H}}$ | 9250×10^{-4} | 15400×10^{-4} | |
| 46 | | $68,0 \cdot \frac{10^3}{4\sqrt{H}}$ | 9250×10^{-4} | 15400×10^{-4} | |
| 47 | | $65,2 \cdot \frac{10^3}{4\sqrt{H}}$ | 9000×10^{-4} | 15400×10^{-4} | |
| 48 | | $68,0 \cdot \frac{10^3}{4\sqrt{H}}$ | $9250 \cdot 10^{-4}$ | 15400×10^{-4} | |
| Media | | | $68,0 \cdot \frac{10^3}{4\sqrt{H}}$ | $9250 \cdot 10^{-4}$ | |

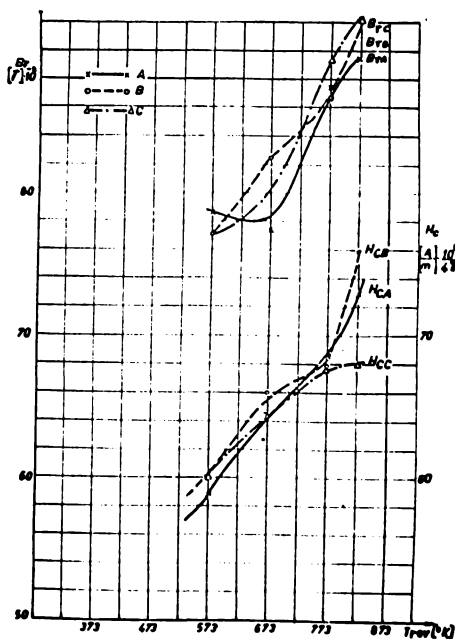


Fig.4.2

Ca și variația rezistivității electrice și variația cîmpului coercitiv și a magnetismului remanent cu temperatura de revenire, indică o separare permanentă de precipitări din soluția solidă suprasaturată.

Analizînd variațiile lui ρ și H_0 în funcție de temperatura de revenire, se observă că șarjele B și C se comportă asemănător, adică ρ scade pe măsura ridicării temperaturii de revenire, iar H_0 crește mai accentuat decât la șarja A ceea ce denotă o mai intensă precipitare din soluția solidă suprasaturată la șarjele mai bogate în cupru.

Deși și prin măsurători ale caracteristicilor electrice și magnetice ale oțelurilor cercetate s-a confirmat, că în timpul revenirii au loc precipitări de faze secundare, că aceste precipitări sînt mai intense la oțelurile cu conținut mai mare în cupru. Pe măsura creșterii conținutului în cupru durificarea secundară este mai accentuată, lucru de care va trebui să se țină seama la tratamentul termic al sculelor.

4.2.- Proprietățile mecanice ale oțelurilor tratate

4.2.1.- Încercarea la încovoiere, Tenacitatea oțelurilor cercetate

Se pune problema dacă durificarea secundară, datorată precipitărilor din zona de temperaturi de revenire discutată, este sau nu însoțită de o fragilizare. Într-o serie de lucrări /20/, /22/, /23/, /25/, /42/, /53/ se recomandă diferite încercări de rezistență pentru caracterizarea oțelurilor de scule în privința comportării tenace sau fragile. Dintre aceste încercări, se recomandă torsiunea statică și dinamică pentru oțelurile destinate sculelor ce sînt solicitate la torsiune (burghie, tarozi) și încercarea la încovoiere pentru oțelurile destinate altor scule și celor de deformare plastică.

Din oțelurile cercetate s-au confecționat probe cu \varnothing 7 mm și lungimea $L = 140$ mm, care după călire au fost supuse revenirii la diverse nivele de temperaturi. S-au făcut apoi încercările de încovoiere, înregistrîndu-se curbele solicitare - deformare - fig.4.3.

Cu ajutorul acestui tip de diagramă /23/, /45/, se pot

determina o serie de caracteristici ca :

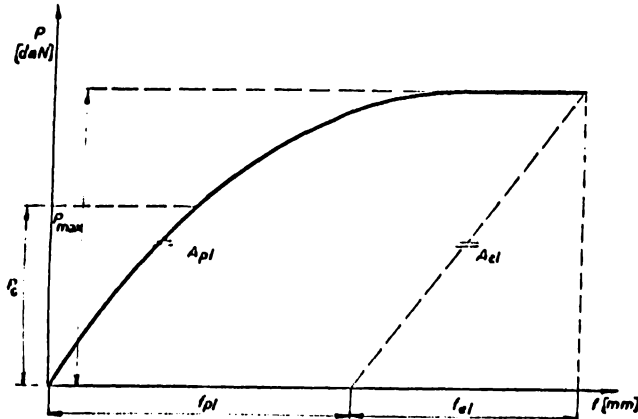


Fig.4.3

- P_0 [daN] ; σ_{i0} [daN/mm²] - sarcina și rezistența la curgere ;
- P_{max} [daN] ; σ_1 [daN/mm²] - sarcina și rezistența la rupere ;
- f_{tot} [mm] - săgeata la încovoiere ;
- f_{01} [mm] - săgeata elastică ;
- f_{p1} [mm] - săgeata plastică ;
- A_{tot} [J] - lucrul mecanic de rupere ;
- A_{e1} [J] - lucrul mecanic elastic ;
- A_{p1} [J] - lucrul mecanic plastic.

S-a determinat totodată indicele de încovoiere /45/ care dă indicații asupra rigidității materialului conform relației :

$$F = \frac{\sigma_1}{f_{tot}} \cdot \frac{D}{30} \quad [\text{daN/mm}^2]$$

Distanța dintre reacții a fost calculată la 102 mm, în funcție de diametrul probelor /45/ :

$$\frac{D_1}{D_2} = \frac{I_1^2}{I_2^2} \frac{D_2}{D_1} \quad \text{unde : . . .}$$

- D_1 - diametrul standardizat corespunzător distanței dintre reazime standardizată L_1 ;
- D_2 - diametrul probelor folosite ;
- L_2 - distanța dintre reazime corespunzătoare diametrului D_2 ;

$$L_2^2 = \frac{L_1^2 \cdot D_2^2}{D_1^2} = \frac{80^2 \cdot 7^2}{5,5^2} = 10.367$$

rezultă:

$$L_2 = 102 \text{ mm.}$$

Probele de încovoiere au fost călitate de la 1123°K în aer și apoi revenite la 573 ; 673 ; 773 și 823°K . Pentru a obține valori edificatoare s-au confecționat oște șase probe pe fiecare șarjă și regim de tratament termic, menționez că pe aceste probe, înainte de încercare la încovoiere s-au determinat și caracteristicile electrice și magnetice.

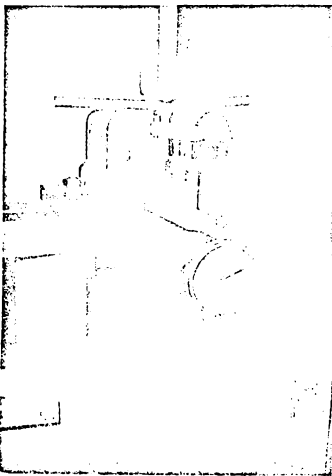


Fig.4.4

Încercările s-au făcut la o mașină universală de 10 tf cu posibilitate de acționare manuală. S-a lucrat cu o viteză de 0,062 mm pe secundă, pe scara de 2000 kgf și cu următoarele valori :

$$L_2 = 102 \text{ mm ;}$$

$$D_{\text{rolă}} = 20 \text{ mm ;}$$

$$D_{\text{lămă}} = 5 \text{ mm .}$$

Pentru a avea o precizie mai mare s-a înregistrat diagrama solicitare - deformare (săgeata) cu dispozitivul mașinii și totodată direct, prin punctare, cu ajutorul unui dispozitiv construit în laboratorul de încercări - figura 4.4. Acesta din urmă a permis,

prin intermediul unui comparator, în contact direct cu proba în imediata vecinătate a lamei de încovoiere, să se măsoare continuu deformarea reală a probei.

S-au ridicat apoi diagramele de încovoiere pentru cele

75 de probe, citindu-se forța și săgeata la intervale egale de deformare (0,2 mm).

Valorile obținute s-au preluat, determinându-se valorile medii pe șarjă și tratament termic - tabelele 4.7(a,b); 4.8(a,b) ; 4.9(a,b). Pentru a avea o privire de ansamblu, se redau în tabelul 4.10 valorile medii centralizate pentru toate calitățile de oțel cercetate.

Tabelul 4.7 a

Sarja A

| Pro- bă Nr. | Trat.termic aplicat | P ₀ [daN] | σ ₁₀ [$\frac{daN}{mm^2}$] | P _{max} [daN] | σ ₁ [$\frac{daN}{mm^2}$] | $\frac{\sigma_{10}}{\sigma_1}$ | f [mm] | F [$\frac{daN}{mm^2}$] | Observații |
|-------------------|------------------------|-------------------------|---|---------------------------|--|--------------------------------|-----------|-----------------------------|----------------------|
| 73 | 1123/aer | 160 | 121 | 165 | 125 | 0,96 | 1,5 | 19,16 | |
| 25 | 1123/aer | 386 | 292 | 430 | 325 | | 3,15 | 23,69 | x)defecte de forjare |
| 26 ^{x)} | 573/60/a | 305 | 231 | 340 | 257 | | 2,70 | 21,85 | |
| 27 | | 356 | 269 | 432 | 327 | | 3,30 | 22,77 | |
| 28 | | 372 | 282 | 505 | 381 | | 4,20 | 20,86 | |
| 29 | | 387 | 293 | 513 | 388 | | 4,10 | 21,76 | |
| 30 | | 361 | 273 | 392 | 297 | | 2,90 | 23,46 | |
| Med | | 372 | 282 | 454 | 343,6 | 0,82 | 3,53 | 22,40 | 361;273; 435;329 |
| 61 | 1123/aer | 262 | 198 | 567 | 429 | | 7,90 | 12,49 | x)defecte de forj. |
| 62 | 673/60/a | 297 | 225 | 495 | 375 | | 4,80 | 17,94 | |
| 63 | | 287 | 218 | 550 | 416 | | 7,20 | 13,29 | |
| 64 ^{x)} | | - | - | 417 | 316 | | 3,05 | - | |
| 65 | | 258 | 195 | 487 | 369 | | 5,10 | 16,64 | |
| 66 | | 293 | 221 | 553 | 419 | | 7,30 | 13,18 | |
| Med | | 279 | 211 | 530 | 402 | 0,52 | 6,46 | 14,71 | |

| Proba Nr. | Tratament termic | P_0 [daN] | σ_{10} [$\frac{daN}{mm^2}$] | P_{max} [daN] | σ_1 [$\frac{daN}{mm^2}$] | $\frac{\sigma_{10}}{\sigma_1}$ | f [mm] | R [$\frac{daN}{mm^2}$] | Observații |
|-----------|------------------|----------------|---|--------------------|--------------------------------------|--------------------------------|-----------|-----------------------------|------------|
| 7 | 1123/aer+ | 305 | 231 | 557 | 422 | | 8,10 | 11,98 | |
| 8 | 773/60/a | 325 | 246 | 520 | 394 | | 5,80 | 15,59 | |
| 9 | | 278 | 210 | 550 | 416 | | 8,15 | 11,73 | |
| 10 | | 297 | 225 | 555 | 420 | | 9,40 | 10,28 | |
| 11 | | 256 | 194 | 561 | 425 | | 11,60 | 8,42 | |
| 12 | | 275 | 208 | 532 | 403 | | 7,10 | 13,05 | |
| Med | | 289 | 219 | 546 | 413 | 0,53 | 8,35 | 11,84 | |
| 67 | 1123/aer+ | 280 | 212 | 557 | 422 | | 11,65 | 8,33 | |
| 68 | 823/60/a | 273 | 206 | 560 | 424 | | 12,40 | 7,87 | |
| 69 | | 257 | 194 | 540 | 409 | | 14,40 | 6,53 | |
| 70 | | 332 | 251 | 537 | 406 | | 7,95 | 11,73 | |
| 71 | | 287 | 218 | 547 | 414 | | 9,20 | 10,35 | |
| 72 | | 307 | 232 | 522 | 395 | | 7,35 | 12,36 | |
| Med | | 289 | 219 | 544 | 412 | 0,53 | 10,50 | 9,53 | |

Tabelul 4.7 b

| Proba Nr. | f [mm] | f_{e1} [mm] | f_{p1} [mm] | A [$J \cdot 10^{-2}$] | A_{e1} [$J \cdot 10^{-2}$] | A_{p1} [$J \cdot 10^{-2}$] |
|-----------|-----------|------------------|------------------|----------------------------|-----------------------------------|-----------------------------------|
| 73 | 1,50 | 1,40 | 0,10 | 122,25 | 115,50 | 6,75 |
| 25 | 3,15 | 2,95 | 0,20 | 680,00 | 634,25 | 45,75 |
| 26 | 2,70 | - | - | - | - | - |
| 27 | 3,30 | 3,10 | 0,20 | 711,50 | 669,50 | 42,00 |
| 28 | 4,20 | 3,70 | 0,50 | 1120,75 | 930,50 | 190,25 |
| 29 | 4,10 | 3,55 | 0,55 | 1121,50 | 908,00 | 213,50 |

| Proba Nr. | f [mm] | f _{e1} [mm] | f _{p1} [mm] | A [J.10 ⁻²] | A _{e1} [J.10 ⁻²] | A _{p1} [J.10 ⁻²] |
|------------------|-----------|-------------------------|-------------------------|----------------------------|--|--|
| 30 | 2,90 | 2,70 | 0,20 | 567,50 | 529,25 | 38,25 |
| Med. | 3,53 | 3,20 | 0,33 | 840,25 | 734,30 | 105,95 |
| 61 | 7,90 | 4,20 | 3,70 | 2986,25 | 1190,75 | 1795,50 |
| 62 | 4,80 | 3,45 | 1,35 | 1387,50 | 853,75 | 533,75 |
| 63 | 7,20 | 3,85 | 3,35 | 2591,25 | 1058,75 | 1532,50 |
| 64 ^{x)} | 3,05 | - | - | - | - | - |
| 65 | 5,10 | 3,50 | 1,60 | 1475,00 | 852,25 | 622,75 |
| 66 | 7,30 | 4,20 | 3,10 | 2661,25 | 1161,25 | 1500,00 |
| Med. | 6,46 | 3,84 | 2,62 | 2220,25 | 1023,35 | 1196,90 |
| 7 | 8,10 | 3,90 | 4,20 | 3143,00 | 1086,25 | 2056,75 |
| 8 | 5,80 | 3,70 | 2,10 | 1901,25 | 974,50 | 926,75 |
| 9 | 8,15 | 4,00 | 4,15 | 3130,25 | 1100,00 | 2030,25 |
| 10 | 9,40 | 3,95 | 5,45 | 3758,75 | 1097,50 | 2661,25 |
| 11 | 11,60 | 4,25 | 7,35 | 4786,00 | 1051,75 | 3734,25 |
| 12 | 7,10 | 3,75 | 3,35 | 2536,75 | 997,50 | 1539,25 |
| Med. | 8,35 | 3,93 | 4,43 | 3209,33 | 1051,25 | 2158,08 |
| 67 | 11,65 | 3,80 | 7,85 | 4958,25 | 1058,25 | 3900,00 |
| 68 | 12,40 | 3,85 | 8,55 | 5325,00 | 1134,00 | 4191,00 |
| 69 | 14,40 | 4,00 | 10,40 | 6130,00 | 1080,00 | 5050,00 |
| 70 | 7,95 | 3,70 | 4,25 | 2915,50 | 993,50 | 1922,00 |
| 71 | 9,20 | 4,05 | 5,15 | 3665,00 | 1107,75 | 2557,25 |
| 72 | 7,35 | 3,65 | 3,70 | 2705,75 | 952,75 | 1753,00 |
| Med. | 10,50 | 3,84 | 6,66 | 4283,25 | 1054,37 | 3228,88 |

Tabelul 4.8 a

Sarja B

| Proba Nr. | Tratament termic | P_0 [daN] | σ_{i0} [$\frac{daN}{mm^2}$] | P_{max} [daN] | σ_i [$\frac{daN}{mm^2}$] | $\frac{\sigma_{i0}}{\sigma_i}$ | r [mm] | F [$\frac{daN}{mm^2}$] | Observații |
|------------------|------------------|----------------|---|--------------------|--------------------------------------|--------------------------------|-------------|-------------------------------|------------|
| 74 | 1123/aer | 181 | 137 | 247 | 187 | 0,73 | 2,00 | 21,50 | |
| 1 | 1123/aer+ | 337 | 255 | 418 | 316 | | 3,35 | 21,69 | |
| 2 | 573/60/a | 282 | 213 | 567 | 429 | | 6,70 | 14,72 | |
| 3 | | 298 | 225 | 357 | 270 | | 2,95 | 21,04 | |
| 4 | | 348 | 263 | 547 | 404 | | 5,30 | 17,53 | |
| 5 | | 296 | 224 | 503 | 380 | | 5,00 | 17,48 | |
| 6 | | 335 | 253 | 446 | 338 | | 3,80 | 20,45 | |
| Med | | 316 | 239 | 473 | 356 | 0,67 | 4,50 | 18,82 | |
| 37 | 1123/aer+ | 329 | 249 | 423 | 320 | | 3,35 | 21,96 | |
| 38 | 673/60/a | 319 | 241 | 530 | 401 | | 5,75 | 16,03 | |
| 39 | | 300 | 227 | 497 | 376 | | 5,30 | 16,31 | |
| 40 | | 307 | 232 | 530 | 401 | | 6,15 | 15,00 | |
| 41 | | 300 | 227 | 540 | 409 | | 7,40 | 12,70 | |
| 42 | | 277 | 210 | 523 | 396 | | 6,40 | 13,24 | |
| Med | | 305 | 231 | 507 | 384 | 0,595 | 5,72 | 15,87 | |
| 49 | 1123/aer+ | 335 | 253 | 551 | 417 | | 7,80 | 12,29 | |
| 50 | 773/60/a | 317 | 240 | 516 | 391 | | 5,85 | 15,36 | |
| 51 | | 297 | 225 | 455 | 344 | | 4,70 | 16,84 | |
| 52 | | 323 | 244 | 497 | 376 | | 5,50 | 15,73 | |
| 53 ^{x)} | | 274 | 207 | 437 | 331 | | 4,20 | 18,12 | defecte |
| 54 | | 328 | 248 | 531 | 402 | | 7,00 | 13,66 | |
| Med | | 320 | 240 | 510 | 386 | 0,62 | 6,17 | 14,77 | |

| Proba Nr. | Tratament termic | P_0 [daN] | σ_{i0} [$\frac{daN}{mm^2}$] | P_{max} [daN] | σ_i [$\frac{daN}{mm^2}$] | $\frac{\sigma_{i0}}{\sigma_i}$ | f [mm] | F [$\frac{daN}{mm^2}$] | obs. |
|-----------|------------------|----------------|---|--------------------|--------------------------------------|--------------------------------|-----------|-----------------------------|------|
| 31 | 1123/aer | 290 | 219 | 540 | 409 | | 11,10 | 8,46 | |
| 32 | 823/60/a | 310 | 235 | 544 | 412 | | 13,30 | 7,13 | |
| 33 | | 290 | 219 | 528 | 400 | | 15,00 | 6,13 | |
| 34 | | 282 | 213 | 526 | 398 | | 9,10 | 10,05 | |
| 35 | | 287 | 218 | 545 | 412 | | 11,20 | 8,46 | |
| 36 | | 301 | 228 | 545 | 413 | | 16,80 | 5,65 | |
| Med | | 293 | 222 | 538 | 407 | 0,54 | 12,75 | 7,64 | |

Tabelul 4.8 b

| Proba Nr. | f [mm] | f_{e1} [mm] | f_{p1} [mm] | A [$J \cdot 10^{-2}$] | A_{e1} [$J \cdot 10^{-2}$] | A_{p1} [$J \cdot 10^{-2}$] | Obs. |
|-----------|-----------|------------------|------------------|----------------------------|-----------------------------------|-----------------------------------|------|
| 74 | 2,00 | 1,85 | 0,15 | 242,75 | 229,25 | 13,50 | |
| 1 | 3,35 | 3,10 | 0,25 | 708,25 | 647,75 | 60,50 | |
| 2 | 6,70 | 4,65 | 2,05 | 2579,00 | 1308,25 | 1270,75 | |
| 3 | 2,95 | 2,75 | 0,20 | 521,00 | 488,00 | 33,00 | |
| 4 | 5,30 | 4,00 | 1,30 | 1677,25 | 1094,00 | 583,25 | |
| 5 | 5,00 | 3,90 | 1,10 | 1402,50 | 975,00 | 427,50 | |
| 6 | 3,80 | 3,35 | 0,45 | 898,75 | 747,00 | 151,75 | |
| Med | 4,50 | 3,62 | 0,88 | 1297,80 | 876,67 | 421,12 | |
| 37 | 3,35 | 2,95 | 0,40 | 745,00 | 624,00 | 121,00 | |
| 38 | 5,75 | 4,10 | 1,65 | 2144,50 | 1086,50 | 1058,00 | |
| 39 | 5,30 | 3,85 | 1,45 | 1516,25 | 957,75 | 558,50 | |
| 40 | 6,15 | 4,00 | 2,15 | 2016,50 | 1060,00 | 956,50 | |

| Proba Nr. | \bar{P} [mm] | f_{e1} [mm] | f_{p1} [mm] | A [J.10 ⁻²] | A_{e1} [J.10 ⁻²] | A_{p1} [J.10 ⁻²] | Observații |
|------------------|-------------------|------------------|------------------|------------------------------|-----------------------------------|-----------------------------------|------------|
| 41 | 7,40 | 4,15 | 3,25 | 2612,50 | 1120,50 | 1492,00 | |
| 42 | 6,40 | 4,05 | 2,35 | 2095,00 | 1053,00 | 1042,00 | |
| Med | 5,72 | 3,85 | 1,87 | 1854,92 | 983,60 | 871,34 | |
| 49 | 7,80 | 4,15 | 3,65 | 2755,00 | 1141,25 | 1613,75 | |
| 50 | 5,85 | 3,55 | 2,30 | 1925,00 | 914,25 | 1010,75 | |
| 51 | 4,70 | 3,55 | 1,15 | 1232,50 | 807,50 | 425,00 | |
| 52 | 5,50 | 3,55 | 1,95 | 1700,00 | 882,25 | 817,75 | |
| 53 ^{x)} | 4,20 | 3,40 | 0,80 | 1029,25 | 742,75 | 286,50 | defecte |
| 54 | 7,00 | 4,10 | 2,90 | 2428,75 | 1086,50 | 1342,25 | |
| Med | 6,17 | 3,76 | 2,41 | 2008,25 | 966,32 | 1041,93 | |
| 31 | 11,10 | 3,90 | 7,20 | 4194,50 | 1053,00 | 3141,50 | |
| 32 | 13,30 | 3,70 | 9,60 | 5768,25 | 1006,50 | 4761,75 | |
| 33 | 15,00 | 3,80 | 11,20 | 6425,00 | 884,50 | 5540,50 | |
| 34 | 9,10 | 4,00 | 5,10 | 3406,25 | 1052,00 | 2354,25 | |
| 35 | 11,20 | 4,00 | 7,20 | 4565,00 | 1090,00 | 3475,00 | |
| 36 | 16,80 | 3,80 | 13,00 | 7125,00 | 1035,50 | 6089,50 | |
| Med | 12,75 | 3,87 | 8,88 | 5247,33 | 1020,25 | 4227,08 | |

Tabelul 4.9 a

Sarja C

| Proba Nr. | Tratament termic | P ₀ [daN] | σ ₁₀ [$\frac{daN}{mm^2}$] | P _{max} [daN] | i [$\frac{daN}{mm^2}$] | $\frac{\sigma_{10}}{\sigma_1}$ | f [mm] | F [$\frac{daN}{mm^2}$] | Observații |
|-----------------|------------------|-------------------------|---|---------------------------|-----------------------------|--------------------------------|-----------|-----------------------------|-----------------------------|
| 75 | 1123/aer | 232 | 176 | 260 | 197 | 0,89 | 2,30 | 19,70 | |
| 19 | 1123/aer+ | 424 | 321 | 636 | 481 | | 7,50 | 14,75 | |
| 20 ^x | 573/60/a | - | - | 280 | 212 | | 2,35 | 20,70 | |
| 21 ^x | | 360 | 272 | 642 | 486 | | 10,60 | 10,53 | |
| 22 | | 300 | 227 | 470 | 356 | | 4,75 | 17,25 | |
| 23 | | 350 | 265 | 560 | 424 | | 6,20 | 15,73 | |
| 24 | | 318 | 231 | 540 | 409 | | 5,95 | 15,80 | |
| med | | 330 | 252 | 551 | 417 | 0,604 | 6,10 | 15,88 | |
| 55 | 1123/aer+ | 270 | 204 | 420 | 318 | | 4,00 | 18,30 | nu s-a înregistrat diagrama |
| 56 | 673/60/a | 271 | 205 | 427 | 323 | | 4,15 | 17,89 | |
| 57 | | 280 | 212 | 515 | 390 | | 6,10 | 14,72 | |
| 58 | | - | - | 520 | 394 | | 7,00 | 12,95 | |
| 59 | | 300 | 227 | 468 | 354 | | 4,37 | 18,63 | |
| 60 | | 317 | 240 | 521 | 395 | | 5,60 | 16,21 | |
| med | | 287 | 218 | 480 | 362 | 0,60 | 5,20 | 16,45 | |
| 13 | 1123/aer+ | 280 | 212 | 535 | 405 | | 7,10 | 13,11 | |
| 14 | 773/60/a | 299 | 226 | 490 | 372 | | 5,50 | 15,55 | |
| 15 | | 286 | 216 | 547 | 414 | | 7,15 | 13,32 | |
| 16 | | 261 | 198 | 506 | 383 | | 6,60 | 13,34 | |
| 17 | | 307 | 232 | 580 | 439 | | 8,75 | 11,50 | |
| 18 | | 286 | 216 | 575 | 435 | | 8,70 | 11,50 | |
| med | | 288 | 219 | 538 | 408 | 0,54 | 7,30 | 13,05 | |

| Proba Nr. | Tratament termic | P _o [daN] | σ ₁₀ [$\frac{daN}{mm^2}$] | P _{max} [daN] | 1 [$\frac{daN}{mm^2}$] | $\frac{\sigma_{10}}{\sigma_1}$ | f [mm] | F [$\frac{daN}{mm^2}$] | Observații |
|------------------|------------------|-------------------------|---|---------------------------|-----------------------------|--------------------------------|-----------|-----------------------------|------------------|
| 43 | 1123/aer+ | 287 | 218 | 565 | 428 | | 8,40 | 11,73 | |
| 44 | 823/60/a | 307 | 232 | 576 | 436 | | 14,70 | 6,82 | |
| 45 | | 282 | 213 | 566 | 428 | | 14,00 | 7,015 | |
| 46 | | 310 | 235 | 565 | 428 | | 13,40 | 7,36 | |
| 47 ^{x)} | | - | - | 488 | 369 | | 5,60 | - | includ. de zgură |
| 48 | | 286 | 216 | 550 | 416 | | 7,70 | 12,42 | |
| Med | | 294 | 222 | 564 | 427 | 0,52 | 11,64 | 9,07 | |

Tabelul 4.9 b

| Proba Nr. | f [mm] | f _{e1} [mm] | f _{p1} [mm] | A [$J \cdot 10^{-2}$] | A _{e1} [$J \cdot 10^{-2}$] | A _{p1} [$J \cdot 10^{-2}$] | Observații |
|------------------|-----------|-------------------------|-------------------------|----------------------------|--|--|------------|
| 75 | 2,30 | 2,15 | 0,15 | 324,00 | 279,50 | 44,50 | |
| 19 | 7,50 | 4,50 | 3,00 | 3047,50 | 1431,00 | 1616,50 | |
| 20 ^{x)} | 2,35 | 2,20 | 0,15 | 315,50 | 308,00 | 7,50 | |
| 21 ^{x)} | 10,60 | 4,85 | 5,75 | 4840,00 | 1554,50 | 3285,50 | |
| 22 | 4,75 | 4,00 | 0,75 | 1233,75 | 940,50 | 293,25 | |
| 23 | 6,20 | 4,35 | 1,85 | 2095,00 | 1215,50 | 879,50 | |
| 24 | 5,95 | 4,30 | 1,65 | 1923,75 | 1161,00 | 762,75 | |
| Med | 6,10 | 4,29 | 1,81 | 2075,00 | 1186,90 | 888,10 | |
| 55 | 4,00 | 3,35 | 0,65 | 918,50 | 703,50 | 215,00 | |
| 56 | 4,15 | 3,15 | 1,00 | 1013,75 | 688,25 | 325,50 | |
| 57 | 6,10 | 3,95 | 2,15 | 1961,50 | 1017,00 | 944,50 | |
| 58 | 7,00 | - | - | - | - | - | |
| 59 | 4,37 | 3,55 | 0,85 | 1128,75 | 830,75 | 298,00 | |

| Proba Nr. | f [mm] | f _{e1} [mm] | f _{p1} [mm] | A [J.10 ⁻²] | A _{e1} [J.10 ⁻²] | A _{p1} [J.10 ⁻²] | Obs. |
|-----------|--------|----------------------|----------------------|-------------------------|---------------------------------------|---------------------------------------|------|
| 60 | 5,60 | 3,70 | 1,90 | 1772,00 | 963,75 | 808,25 | |
| Med | 5,20 | 3,54 | 1,66 | 1358,90 | 840,65 | 518,25 | |
| 13 | 7,10 | 4,05 | 3,05 | 2462,50 | 1083,25 | 1379,25 | |
| 14 | 5,50 | 3,80 | 1,70 | 1631,25 | 931,00 | 700,25 | |
| 15 | 7,15 | 4,55 | 2,60 | 2465,00 | 1244,50 | 1220,50 | |
| 16 | 6,60 | 4,20 | 2,40 | 2090,00 | 1176,00 | 914,00 | |
| 17 | 8,75 | 4,45 | 4,30 | 3451,25 | 1290,50 | 2160,75 | |
| 18 | 8,70 | 4,05 | 4,65 | 3407,50 | 1164,50 | 2243,00 | |
| Med | 7,30 | 4,18 | 3,12 | 2584,58 | 1148,29 | 1436,29 | |
| 43 | 8,40 | 4,20 | 4,20 | 3228,75 | 1186,50 | 2042,25 | |
| 44 | 14,70 | 4,30 | 10,40 | 6600,00 | 1238,50 | 5361,50 | |
| 45 | 14,00 | 4,20 | 9,80 | 6167,50 | 1188,50 | 4979,00 | |
| 46 | 13,40 | 4,20 | 9,20 | 5856,25 | 1186,50 | 4669,75 | |
| 47 | 5,60 | - | - | - | - | - | |
| 48 | 7,70 | 4,00 | 3,70 | 2810,25 | 1100,00 | 1710,25 | |
| Med | 11,64 | 4,18 | 7,46 | 4932,55 | 1180,00 | 3725,55 | |

În figurile 4.5 a, b, c, d, e ; 4.6 a...e ; 4.7 a...e sînt reprezentate cîte o diagramă de încovoiere pentru fiecare serie de probe (tratament termic și șarjă) pe baza datelor înregistrate prin punctare, pînă la rupere.

Din diagrame s-au determinat : săgeata de rupere (f), săgeata elastică (f_{e1}) și plastică (f_{p1}) și prin planimetrare, lucrul mecanic de rupere (A), cota parte elastică (A_{e1}) și cea plastică (A_{p1}). Aceste elemente (f ; f_{e1} ; f_{p1} ; A ; A_{e1} ; A_{p1}) și valorile de rezistență sînt reprezentate în funcție de temperatura de revenire în figurile 4.8 a,b,c ; 4.10 a,b,c ; 4.12 a,b,c.

Tabel 4.15

| Sarja | Treatment termic | G_e [daN/mm ²] | G_i [daN/mm ²] | E [daN/mm ²] | f [mm] | f_{el} [mm] | f_{pl} [mm] | A [$J \cdot 10^{-3}$] | A_{el} [$J \cdot 10^{-3}$] | A_{pl} [$J \cdot 10^{-3}$] | ρ [$\Omega m \cdot 10^{-6}$] | H_c [$\frac{A}{m} \cdot 10^3$] | E_c [$\frac{N}{mm^2}$] |
|-------|------------------|---------------------------------|---------------------------------|-------------------------------|-------------|------------------|------------------|------------------------------|-----------------------------------|-----------------------------------|--|---------------------------------------|-------------------------------|
| A | 850/a | 121 | 125 | 19,16 | 150 | 1,40 | 0,10 | 122,25 | 115,50 | 675 | 0,4962 | — | — |
| | C+300/60/a | 282 | 344 | 22,40 | 3,53 | 3,20 | 0,33 | 840,25 | 734,30 | 105,95 | 0,3859 | 58,80 | 7575 |
| | C+400/60/a | 211 | 402 | 14,71 | 6,46 | 3,84 | 2,62 | 2220,25 | 1023,35 | 1196,90 | 0,3676 | 64,5 | 7755 |
| | C+500/60/a | 219 | 413 | 11,84 | 8,35 | 3,93 | 4,43 | 3209,33 | 1051,25 | 2158,08 | 0,3373 | 68,6 | 8755 |
| | C+550/60/a | 219 | 412 | 9,53 | 10,50 | 3,84 | 6,66 | 4283,25 | 1054,37 | 3228,88 | 0,3197 | 73,1 | 8555 |
| B | 850/a | 137 | 187 | 21,50 | 200 | 1,65 | 0,15 | 242,75 | 229,25 | 13,50 | 0,4317 | — | — |
| | C+300/60/a | 239 | 356 | 18,82 | 4,50 | 3,62 | 0,88 | 1297,80 | 876,67 | 421,12 | 0,4119 | 60,0 | 7755 |
| | C+400/60/a | 231 | 384 | 15,87 | 5,72 | 3,85 | 1,87 | 1854,92 | 983,60 | 871,34 | 0,3717 | 66,0 | 8255 |
| | C+500/60/a | 240 | 386 | 14,77 | 6,17 | 3,76 | 2,41 | 2008,25 | 966,32 | 1041,93 | 0,3294 | 67,9 | 8555 |
| | C+550/60/a | 222 | 407 | 7,64 | 12,75 | 3,87 | 8,88 | 5247,33 | 1020,25 | 4227,08 | 0,3034 | 75,9 | 8255 |
| C | 850/a | 176 | 197 | 19,70 | 230 | 2,15 | 0,15 | 324,00 | 279,50 | 44,50 | 0,4886 | — | — |
| | C+300/60/a | 252 | 417 | 15,88 | 6,10 | 4,29 | 1,81 | 2075,00 | 1186,90 | 888,10 | 0,4189 | 60,0 | 7755 |
| | C+400/60/a | 218 | 362 | 16,45 | 5,20 | 3,54 | 1,62 | 1358,90 | 840,65 | 518,25 | 0,3858 | — | — |
| | C+500/60/a | 219 | 408 | 13,05 | 7,30 | 4,18 | 3,12 | 2584,58 | 1148,29 | 1436,29 | 0,3404 | 67,8 | 8555 |
| | C+550/60/a | 222 | 427 | 9,07 | 11,64 | 4,13 | 7,46 | 4932,55 | 1180,00 | 3725,55 | 0,3254 | 68,0 | 8555 |

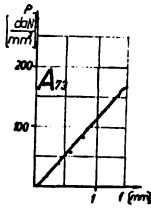


Fig.4.5 a

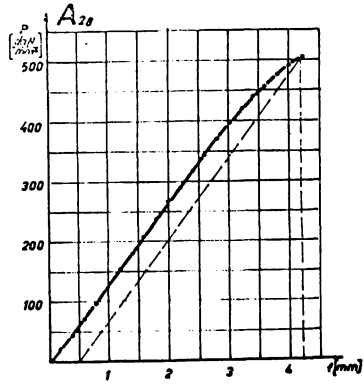


Fig.4.5 b

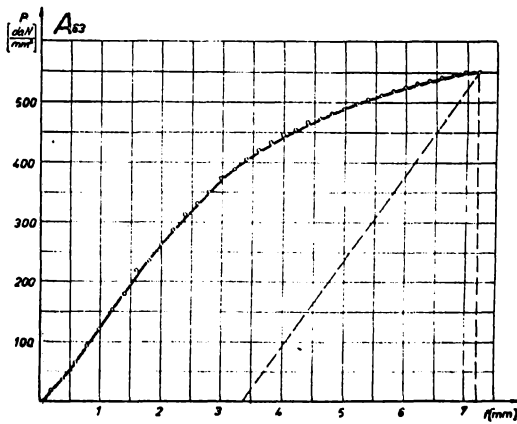


Fig.4.5 c

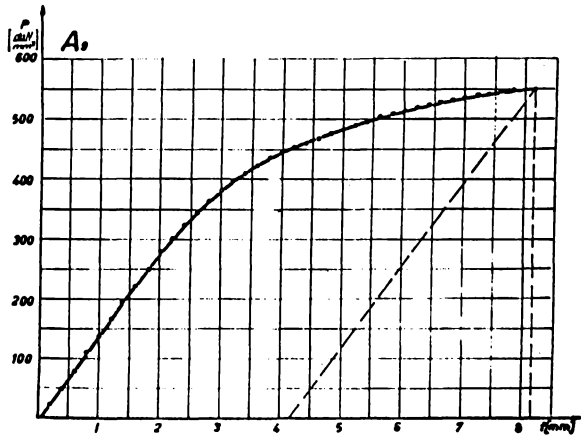
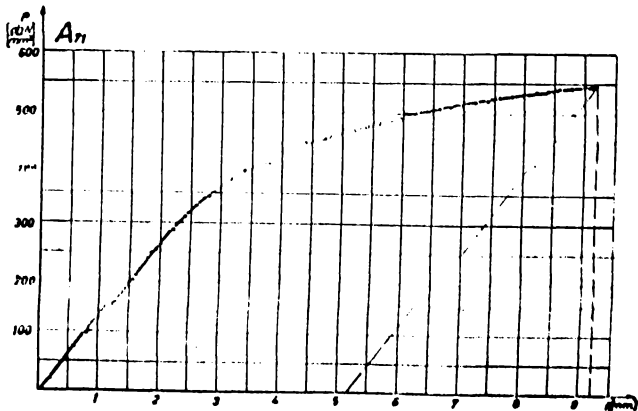


Fig.4.5 d



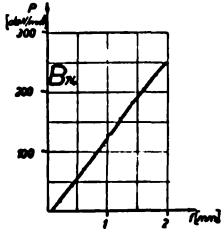


Fig. 4.6 a

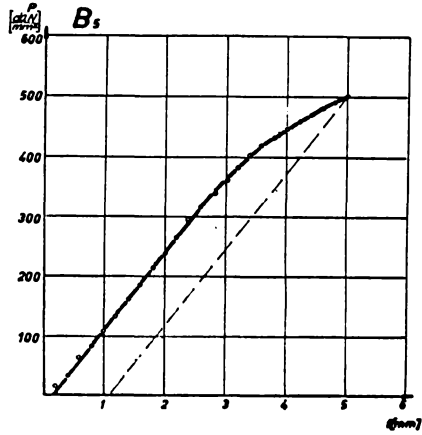


Fig. 4.6 b

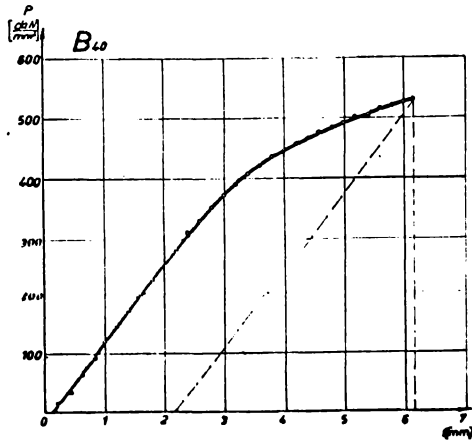


Fig. 4.6 c

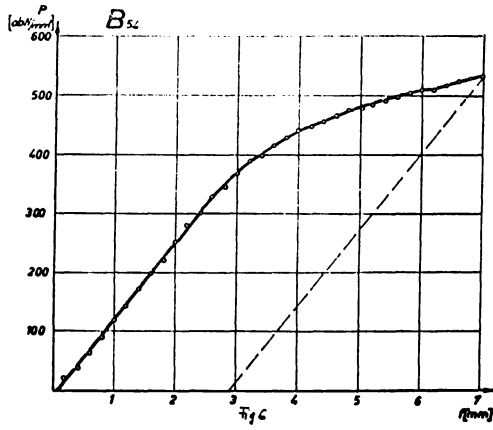


Fig.4.6 d

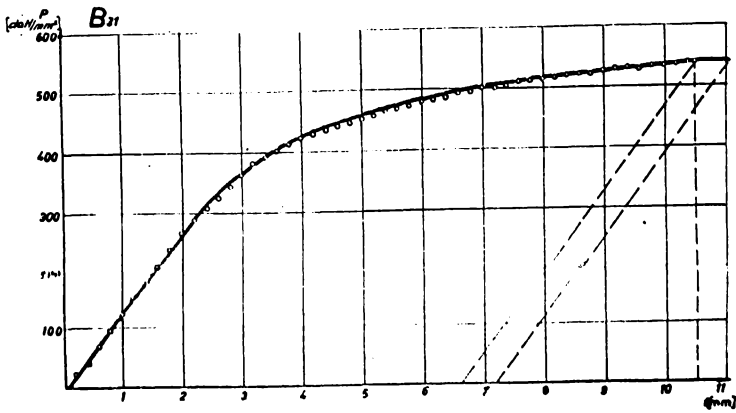


Fig.4.6 o

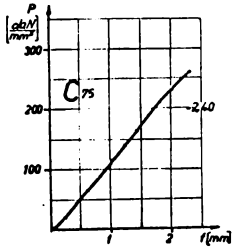


Fig.4.7 a

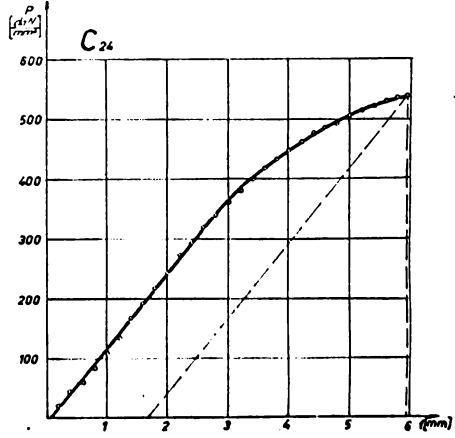


Fig.4.7 b

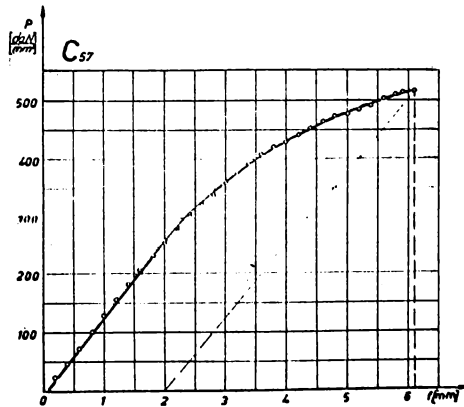


Fig.4.7 o

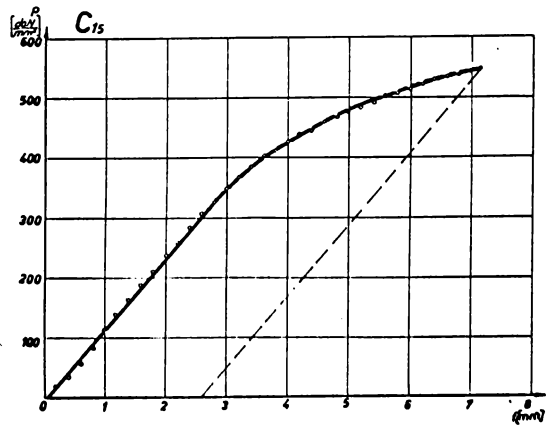


Fig.4.7 d

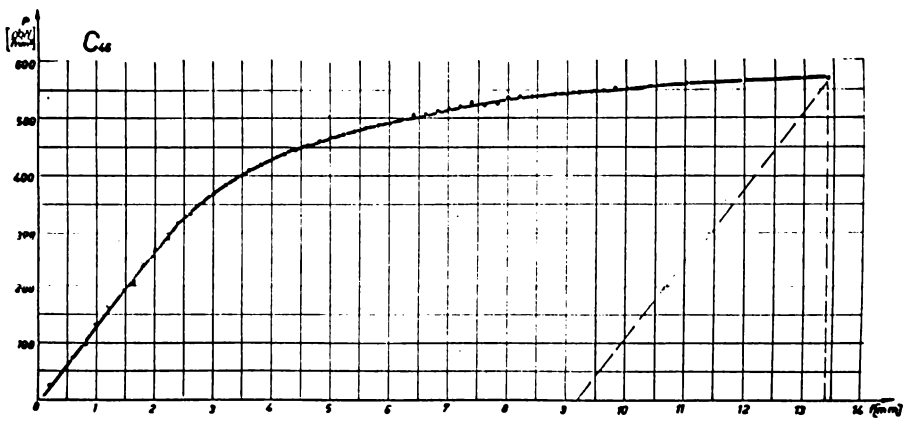


Fig.4.7 o

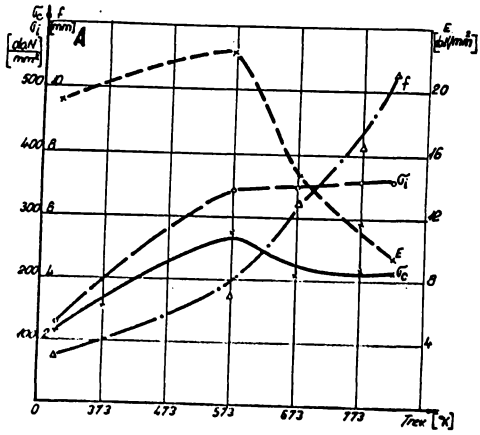


Fig.4.8 a

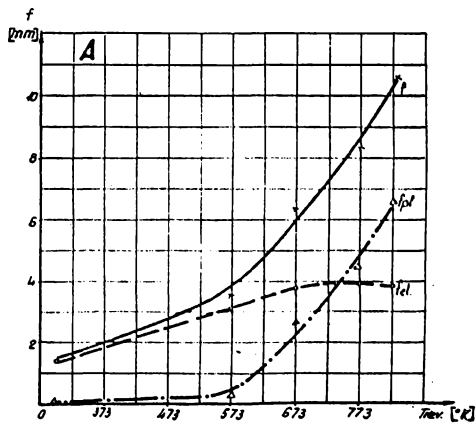


Fig.4.8 b

INSTITUTUL NAȚIONAL DE
 REȘEA DE
 BIBLIOTECA CENTRALĂ

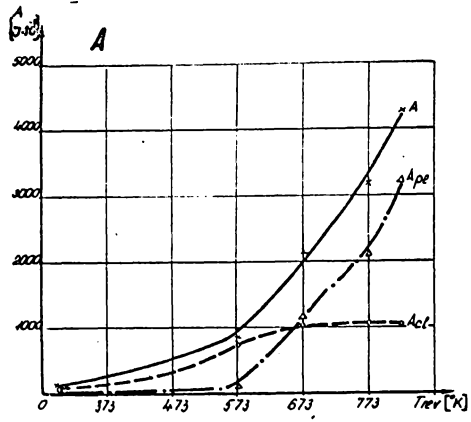


Fig.4.8 o



Fig.4.9 a



Fig.4.9 b



Fig.4.9 o

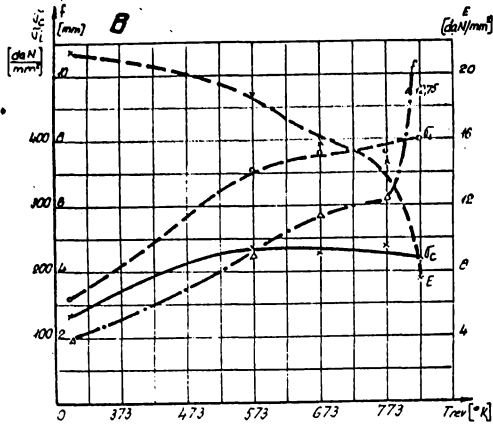


Fig.4.10 a

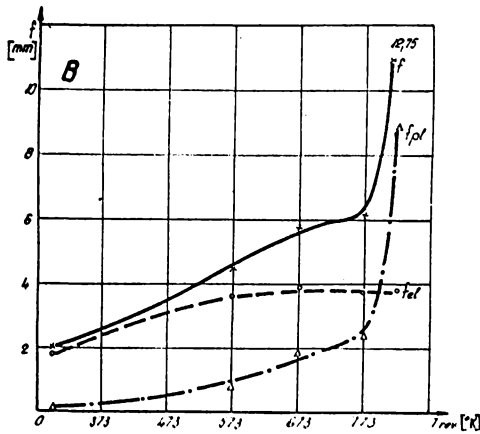


Fig.4.10 b

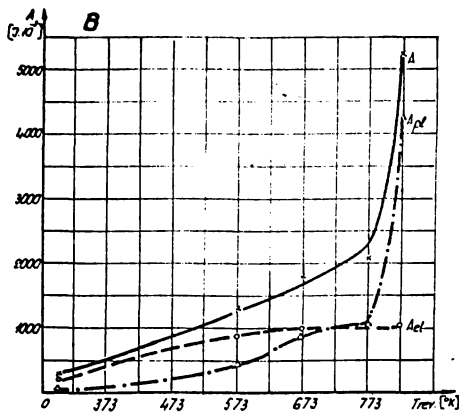


Fig.4.10 c

În figura 4.8 a se constată că atât rezistența la încovoiere cât și limita de curgere cresc odată cu mărirea temperaturii de revenire. Este de remarcat faptul că apare o accentuată creștere a rezistenței la încovoiere până la temperatura de revenire de 573°K (300°C) după care apare aproape o stagnare. Limita de curgere prezintă un maxim la această temperatură, de altfel și coeficientul de rigiditate E evidențiază același fenomen. Săgeata la rupere manifestă o creștere mai mică până la 573°K , după care creșterea este considerabilă.

Se remarcă faptul că oțapartea elastică a săgeții rămâne practic neafectată de temperatura de revenire - fig.4.8 b și același lucru se constată și pentru lucrul mecanic elastic - fig. 4.8 c.

Faptul că, deși indicii de plasticitate - săgeata și lucrul mecanic de încovoiere - cresc, rezistența la rupere și oțapărțile elastice ale săgeții și a lucrului mecanic nu se modifică pare să fie o anomalie, o abatere a comportării oțelului din punct de vedere al rezistenței materialelor. Această comportare se poate atribui procesului de separare a precipitărilor foarte fine, începând de la 673°K , de fază ϵ' bogată în cupru și care provoacă creșterea valorilor de rezistență. Acest fenomen domină procesul de înmuiere datorat creșterii cantității de carburi precipitate.

Scăderea stării de tensiuni datorată gradului de supra-saturare ridicat al martensitei și deci atenuarea fragilității este confirmată și de variația cîmpului coercitiv H_c (fig.4.2), care are o alură paralelă, în funcție de temperatura de revenire, cu săgeata totală. Menținerea valorilor ridicate și constante pentru oțapărțile elastice ale săgeții, ale lucrului mecanic, este atestată și de analizele microfractografice. În figurile 4.9 a, b, c sînt redate microfractografiile executate pe probe revenite la 573 , 673 și 820°K . Este de remarcat că, chiar și la temperaturi ridicate de revenire (fig. 4.9 c) persistă rupere tipică pentru martensită. Comparînd însă structurile se constată că oțapartea ductilă se accentuează de la probele revenite la temperaturi joase spre cele revenite la temperaturi ridicate. La ultimele, care au săgeata la rupere relativ mare, aspectul șistos al rupturii este mai puțin pronunțat.

Oțelul B, ale cărui caracteristici de rezistență sînt ilustrate în figura 4.10 a,b,c , are o comportare asemănătoare. Se constată însă o oarecare inerție a deformației, evidențiată prin săgeata la încovoiere, care pînă la 773°K temperatură de revenire are creșteri mici, după care crește considerabil fără ca celelalte valori - σ_{10} ; σ_1 ; f_{e1} ; A_{e1} - să fie afectate. De altfel, nici structural nu apar deosebiri considerabile (fig. 3.20 d...h).

Coefficientul de rigiditate E are variație confirmatoare, scade puternic abia la temperaturi peste 773°K . Rezultă sau se confirmă că începînd de la temperaturi de revenire mai mari de 673°K se manifestă un fenomen - precipitare de fază - care contribuie la ridicarea valorilor de rezistență simultan cu creșterea plasticității - creșterea săgeții și a lucrului mecanic.

Analiza microfractografică fig.4.11 a,b confirmă variația caracteristicilor de rezistență în sensul că se evidențiază rupere martensitică, dar cu un caracter mai puțin fragil la temperatura de revenire mai ridicată.



Fig.4.11 a

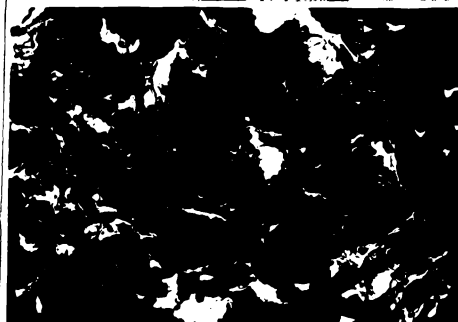


Fig.4.11 b

Si șarja C, în conținut maxim de cupru - 2,29 % - are o comportare asemănătoare. Spre deosebire de calitățile de oțeluri mai sărace în cupru, aici creșterea caracteristicilor de rezistență σ_1 și σ_{10} la temperatură mai mare de 573°K , este însoțită de o creștere a celor de plasticitate f și A și de scăderea indicelui de rigiditate (fig.4.12 a,b,c). Este însă de presupus că nu acestea sînt fenomenele predominante, ci cele care se manifestă începînd de la temperatura de 673°K (400°C), temperatură la care, după cum reiese și din curbele de variație ale

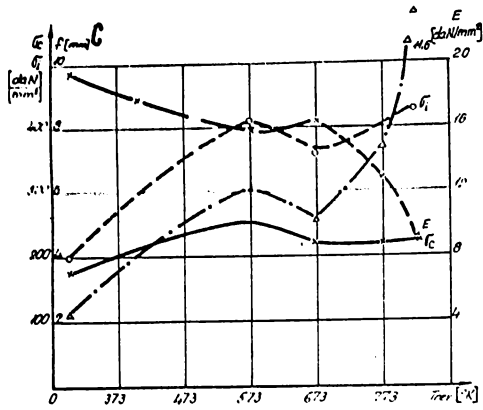


Fig. 4.12 a

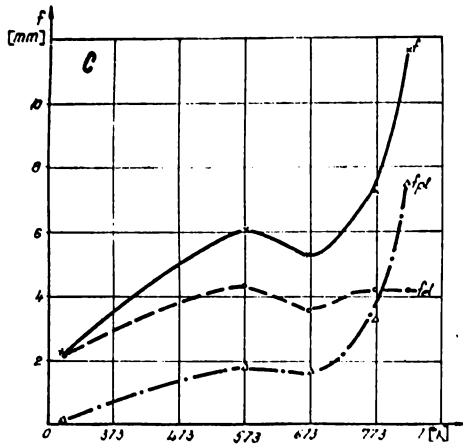


Fig. 4.12 b

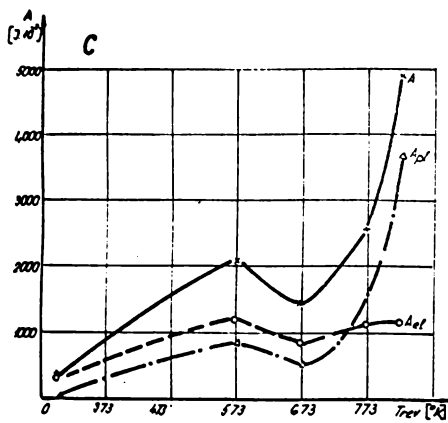


Fig. 4.12 c

durității (fig.3.18) apare un fenomen de durificare datorită precipitării unei cantități mărite de fază ξ , fără a cauza o fragilizare. Microstructura electronică confirmă acest lucru (fig. 3.23 și 3.24).



Fig.4.13 a

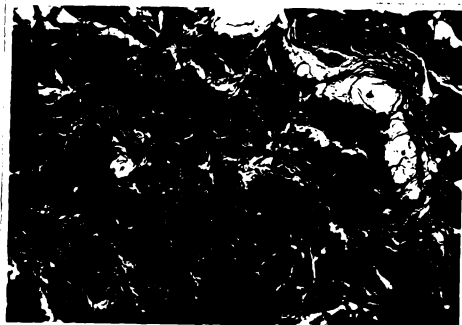


Fig.4.13 b

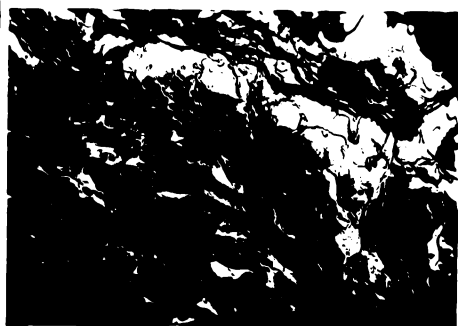


Fig.4.13 c

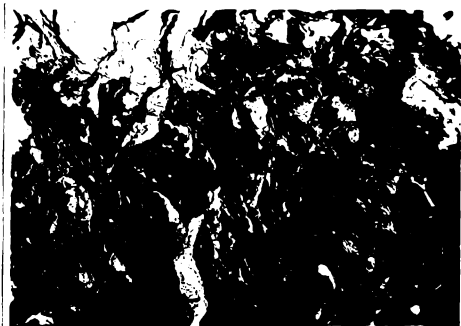


Fig.4.13 d

În fig.4.13 a,b,c,d sînt prezentate microfractografiile probelor șarjei C. Este de remarcă ruperea pregnant și stoasă la probele călite (fig.4.13 a) și atenuarea acestui caracter cu creșterea temperaturii de revenire, în concordanță cu variația valorilor determinate la încercările efectuate - creșterea cota-părților plastice, fără ca să scadă cele elastice.

Este important de observat că la toate șarjelo cercetate, cu creșterea temperaturii de revenire, crește atât caracteristicile de rezistență cît și cele de plasticitate, dar cota-părțile elastice - importante pentru oțelurile de soule - rămîn practic constante. Fenomenul de înmuiere excesivă cu creșterea

temperaturii de revenire datorat precipitării carburilor din martensită, este echilibrat de separarea formațiunilor foarte fine de fază ϵ , începînd de la aproximativ 673°K . Astfel oțelurile aliate cu cupru ating caracteristici de rezistență ridicată fără a fi fragile, iar oțelurile complex aliate cu Cr, Mo și Cu au rezistență și duritate ridicată într-un interval larg de temperaturi de revenire și totodată buni indici de tenacitate.

4.2.2.- Încercare de reziliență. Analiza microfraotografică

Pentru a cerceta comportarea oțelurilor complex aliate cu Cr, Mo și Cu la solicitări prin șoc s-au efectuat încercări de reziliență pe probe Mesnager (ou orestătură rotundă). La aceste încercări sînt folosite oțelurile din șarjele A', B' și C' cu conținut de cupru de 1,50 ; 1,90 și respectiv 2,40 %.

Probele rectificate s-au călit (răcire în aer) și s-au supus revenirii la 473 ; 573 ; 673 ; 773 și 823°K (200 ; 300 ; 400 ; 500 ; 550°C).

Valorile obținute sînt redată în tabelul 4.11 și în fig.4.14. Din lipsă de material s-au efectuat încercări de re-

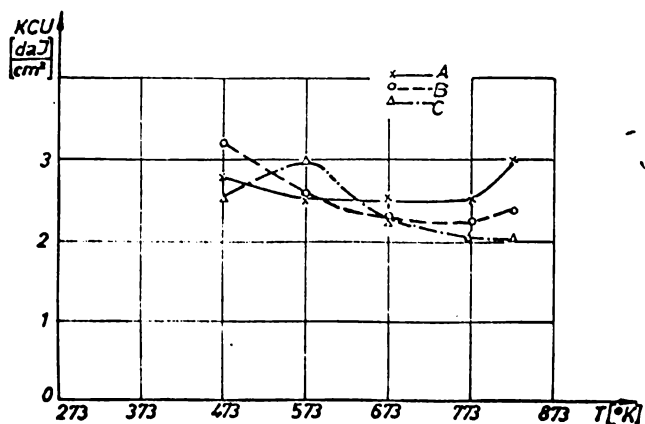


Fig.4.14

ziliență numai pe șarje A', B', C'. Se observă din analiza rezultatelor că reziliența variază puțin cu temperatura de reve-

nire. La șarja A', cu conținut mai redus de Cu, se constată doar o foarte discretă scădere a rezilienței, practic neglijabilă, intrând în domeniul erorilor posibile, la temperaturi de revenire mijlocii și o creștere oarecare, de la 2,50 la 3,03 daJ/cm² la temperatura de revenire de 823^oK, temperatură la care detensiunea structurală este completă.

La șarja B se constată o scădere discretă a rezilienței ou creșterea temperaturii de revenire, mai ales începând de la temperatura de 673^oK (400^oC). Trebuie ținut seama însă că începând de la această valoare se evidențiază fenomenul de separare a formațiunilor ϵ , fenomen ce se opune înmuierii datorată precipitării carburilor din soluția suprasaturată.

La șarja mai bogată în Cu - 2,30 % - și unde gradul de precipitare a fazei ϵ este mărit, se constată și o discretă reducere treptată a rezilienței ; de la 2,98 [daJ/cm²] la 2,06 [daJ/cm²].

Tabelul 4.11

| Sarja | Proba Nr. | Tratament termic aplicat | L [daJ] | KCU [$\frac{daJ}{cm^2}$] | KCU _{med} [$\frac{daJ}{cm^2}$] | Observații |
|-------|-----------|--------------------------|---------|----------------------------|---|------------|
| A' | 1 | 1123/aer+ | 2,80 | 3,50 | | |
| | 2 | 473/aer | 1,60 | 2,00 | 2,80 | |
| | 3 | | 2,40 | 3,00 | | |
| | 7 | 1123/aer+ | 1,90 | 2,38 | | |
| | 8 | 573/aer | 2,00 | 2,50 | 2,58 | |
| | 9 | | 2,30 | 2,87 | | |
| | 10 | 1123/aer+ | 1,70 | 2,12 | | |
| | 11 | 673/aer | 2,00 | 2,50 | 2,58 | |
| | 12 | | 2,50 | 3,10 | | |

| Sarja | Proba Nr. | Tratament termic aplicat | L [daJ] | KCU [$\frac{daJ}{cm^2}$] | KCU _{med} [$\frac{daJ}{cm^2}$] | Observații |
|-------|-----------|--------------------------|------------|-------------------------------|--|--------------------|
| A' | 13 | 1123/aer+ | 2,60 | 3,25 | | |
| | 14 | 773/aer | 1,80 | 2,25 | 2,50 | |
| | 15 | | 1,60 | 2,00 | | |
| | 4 | 1123/aer+ | 2,50 | 3,10 | | |
| | 5 | 823/aer | 2,10 | 2,62 | 3,03 | |
| | 6 | | 2,70 | 3,38 | | |
| C' | 1 | 1123/aer+ | 2,10 | 2,62 | | defecte de forjare |
| | 2 | 473/aer | 1,70 | 2,12 | 2,54 | |
| | 3 | | 2,30 | 2,80 | | |
| | 7 | 1123/aer+ | 2,40 | 3,00 | | |
| | 8 | 573/aer | 2,20 | 2,75 | 2,98 | |
| | 9 | | 2,55 | 3,20 | | |
| | 10 | 1123/aer+ | 1,55 | 1,94 | | |
| | 11 | 673/aer | 2,20 | 2,75 | 2,23 | |
| | 12 | | 1,60 | 2,00 | | |
| | 13 | 1123/aer+ | 1,65 | 2,06 | | |
| | 14 | 773/aer | 1,75 | 2,20 | 2,17 | |
| | 15 | | 1,80 | 2,25 | | |
| | 4 | 1123/aer+ | 1,50 | 1,87 | | |
| | 5 | 823/aer | 1,80 | 2,25 | 2,06 | |
| | 6 | | - | - | | |

| Sarja | Proba Nr. | Tratament termic aplicat | L [daJ] | KCU [daJ cm ²] | KCU _{med} [daJ cm ²] | Observații |
|-------|--------------|--------------------------------|------------|----------------------------------|---|------------|
| B' | 1 | 1123/aer+ | 2,10 | 2,62 | | |
| | 2 | 473/aer | 2,90 | 3,66 | 3,22 | |
| | 3 | | 2,70 | 3,38 | | |
| | 7 | 1123/aer+ | 1,90 | 2,38 | | |
| | 8 | 573/aer | 2,20 | 2,75 | 2,54 | |
| | 9 | | 2,00 | 2,50 | | |
| | 10 | 1123/aer+ | 1,70 | 2,12 | | |
| | 11 | 673/aer | 1,50 | 1,875 | 2,16 | |
| | 12 | | 2,00 | 2,50 | | |
| | 13 | 1123/aer+ | 1,80 | 2,25 | | |
| | 14 | 773/aer | 1,60 | 2,00 | 2,25 | |
| | 15 | | 2,00 | 2,50 | | |
| | 4 | 1123/aer+ | 2,20 | 2,75 | | |
| | 5 | 823/aer | 1,60 | 2,00 | 2,33 | |
| | 6 | | 1,80 | 2,25 | | |

Pentru a cerceta mai temeinic comportarea la sollicitări prin șoc și natura ruperii s-a recurs la microfractografie, cunoscut fiind faptul că prin această metodă de analiză se pot obține informații privind originea și amorsarea precum și propagarea fisurilor în timpul încercării. La oțelurile de înaltă rezistență, natura ruperii dă adeseori indicații asupra limitelor de utilizare efectivă a acestora.

Cercetările microfractografice au fost efectuate la microscopul electronic BS 613, la mărire medie de 17 000x, pe replică dublă colodiu - carbon.

In figurile 4.15 ; 4.16 ; 4.17 sînt redade cîteva microfractografii ale unor probe de reziliență încercate :

- 4.15 a - structura probei A'-2
- b - structura probei A'-11
- c - structura probei A'-4
- 4.16 a - structura probei B'-2
- b - structura probei B'-10
- c - structura probei B'-6
- 4.17 a - structura probei C'-1 x17831' ; x8500" ;
x4100"
- b - structura probei C'-11
- c - structura probei C'-5



Fig.4.15 a

Din analiza acestora se desprind următoarele observații :

- la șarjele A' și B' , în toate condițiile de tratament termic, rupțura are un caracter ductil ; la temperaturi mai mari de revenire, apare evidentă forma con-cupă a rupțurii (fig.4.12 b și 4.13 c). Acest lucru este normal, avînd în vedere efectul avansat de detensionare cauzat de procesul de revenire ;



Fig.4.15 b



Fig.4.15 o



Fig.4.16 a



Fig.4.16 b

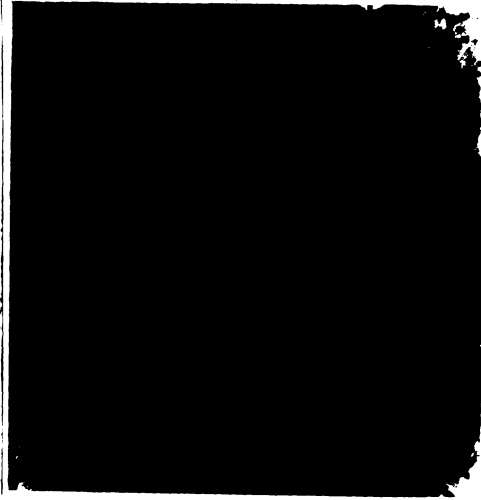


Fig.4.16 o



Fig.4.17 a'



Fig.4.17 a''



Fig.4.17 a'''



Fig.4.17 b

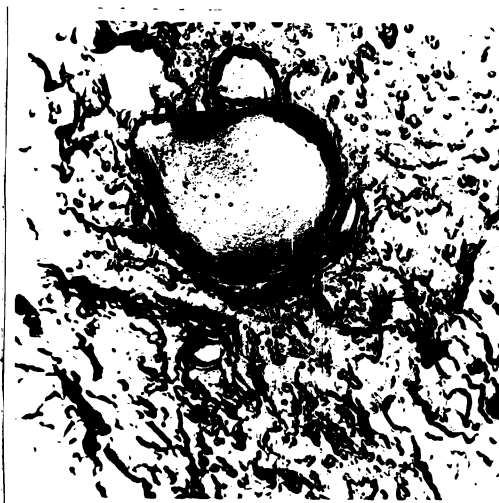


Fig.4.17 c

- la probele de reziliență din șarja C', rupturile au un caracter ductil-fragil , probabil o consecință a conținutului mai ridicat de cupru, respectiv a formării unei cantități mai mari de precipitate de fază ϵ ;

- în toate cazurile cercetate, amorsele de rupere sînt asociate precipităților de fază, separate în timpul revenirii.

În concluzie, reziliența la temperatura ambiantă a oțelurilor aliate cu crom, molibden și cupru este slab influențată de regimul de revenire. Cele cu conținut mai ridicat de Cu au reziliență mai mică, lucru ce se explică prin separarea unei cantități mai mari de fază ϵ .

4.3.- Concluzii asupra proprietăților fizico-mecanice ale oțelurilor cercetate

Analizînd variația durității probelor călite și revenite la diferite temperaturi, se presupune că în intervalul 673... 823^oK, interval în care duritatea nu scade, respectiv crește la șarjele mai bogate în cupru, au loc precipitări de fază ϵ din soluția solidă suprasaturată, precipitări care cauzează durifi-

carea.

Prin determinarea rezistivității electrice, a cîmpului coercitiv și a magnetismului remanent s-a evidențiat că în întregul interval de temperaturi de revenire cercetat, au loc fenomene continue de precipitare, de modificare a gradului de saturare a martensitei. Astfel rezistivitatea electrică scade continuu în funcție de temperatura de revenire iar cîmpul coercitor și magnetismul remanent variază de asemenea confirmativ.

Încercările de încovoiere efectuate pe probe călite și revenite la diferite temperaturi, au evidențiat că rezistența la rupere și curgere nu scade cu creșterea temperaturii de revenire în timp ce cotapărțile plastice cresc fără însă a afecta limitele elastice ale indicilor de plasticitate. Șarjele A și A' au conținut mai puțin în cupru prezintă rezistență mecanică și duritate la 473°K temperatură de revenire, mari în timp ce șarjele mai bogate în cupru prezintă valori optime de rezistență, duritate și tenacitate la temperaturi ridicate de revenire, în jur de 723...773°K.

Pentru a obține informații și asupra comportării oțelurilor la solicitări cu șoc s-au executat încercări de reziliență pe probe Mesnager călite și revenite la temperaturi cuprinse între 473 și 823°K. Reziliența variază doar foarte discret cu temperatura de revenire, între 2,06 și 3,22 [daJ/cm²]. Analizele microfractografice executate atât pe probe solicitate la încovoiere staționară cât și pe probe de reziliență duc la concluzia că, deși valorile de rezistență rămân ridicate chiar și la temperaturi înalte de revenire, ruperea are în general un caracter fragil-ductil. Ținând seamă de acest lucru și totodată de limitele înalte ale caracteristicilor de elasticitate, se poate presupune că aceste oțeluri se vor comporta foarte bine față de solicitările din exploatare.

Capitolul 5

5.- COMPORTAREA IN EXPLOATARE A OTELURILOR ALIATE

Cu - Cr - Mo

Caracteristicile tehnologice și de exploatare ale materialelor pentru executarea sculelor de prelucrare la rece fără degajare de așchii, sînt impuse de condițiile propriu zise de lucru. Solicitățile care apar sînt complexe și pot fi grupate în mecanice, termice și de uzură.

Părțile active ale sculelor sînt supuse, mai ales mușchile sau suprafețele de lucru, la solicitări de încovoiere și torsiune care pot provoca deformarea și ruperea elementelor active și astfel scoaterea prematură a sculelor din uz.

De asemenea, dacă frecvența ciclului de lucru este mare, apar solicitări termice în sensul că prin încălzire în timpul lucrului se provoacă descompunerea martensitei și ca atare înmuierea, scăderea durității părților active ale sculei.

În sfîrșit, uzura apare atît la materialele de prelucrat dure cît și la cele moi, la prelucrarea acestora din urmă, particulele de material se lipsesc de zonele active ale sculei ceea ce favorizează uzura.

Din cele de sus rezultă că materialele destinate confecționării părților active ale sculelor de prelucrare la rece fără degajare de așchii trebuie să prezinte o serie de proprietăți, ca:

- duritate și rezistență ridicată ;
- tenacitate bună, mai ales cele destinate matrițelor care lucrează în condiții de solicitare la șoc ;
- stabilitate la cald deoarece în unele cazuri, datorită vitezelor de lucru și a solicitărilor, părțile active pot ajunge la 450...600°K,
- rezistență la uzură pentru a menține capacitatea de prelucrare a sculei și a asigura forma și dimensiunile produsului.

Materialele folosite pentru confecționarea elementelor componente ale stanșelor pot fi grupate în mai multe categorii:

- a) Fontă cenușie și oțel turnat. Pentru confecționarea

plăcilor de bază sau a plăcilor de oap, a poansonelor și plăcilor de deformare, pentru prese mari și mijloicii se pot folosi fonte cenușii aliate cu crom, mangan și nichel. Oțelul turnat este folosit doar pentru plăcile de bază sau de oap.

b) Oțel carbon și oțeluri aliate. Din categoria oțelurilor carbon de soule se utilizează cele de mare tenacitate, la care se asigură un strat dur, rezistent la uzură și miez rezistent la șoc, OSC 7-9 și OSC 10-12. Din categoria celor aliate sînt utilizate mai multe calități, cele slab aliate, în cazul în care se impune o tenacitate bună și înalt aliate, pentru soule la care abaterile dimensionale și de formă în urma tratamentului termic, trebuie să fie minime. Cele mai utilizate sînt cele aliate cu crom, CrMn și CrW. Oțelurile cu crom folosite sînt de două categorii - de mare tenacitate cu 0,8...1,5 % C și 0,9...2 % Cr și de mare rezistență cu 1,8...2,2 % C și 9...14 % Cr. Oțelurile CrMn cu max. 1,0 % C ; 0,3 % Cr și 2...3 % Mn se pot căli în aer și deci prezintă deformări minime după tratamentul termic.

c) Aliaje dure. Sînt folosite pentru placarea elementelor active ale soulelor, pentru a mări durabilitatea mai ales la prelucrarea tablălor silicioase, tălerea tablei cu conținut mare în carbon, a benzilor groase de oțel.

d) Materiale sintetice.

5.1.- Rezistența la uzură a oțelurilor aliate

Cr - Mo - Cu

În privința caracteristicilor impuse materialelor destinate confecționării soulelor de prelucrare la rece fără degajare de așchii, s-au obținut relații în urma cercetărilor tratate în capitolele 3 și 4.

Analizînd valorile de duritate din tabelul 3.9 în funcție de tratamentul termic aplicat, se constată că există largi posibilități de utilizare a acestor oțeluri în sensul că în funcție de condițiile de lucru se poate alege un regim de tratament care să asigure o funcționare optimă. De exemplu, pentru soule ce trebuie să prezinte și o tenacitate bună se impun durități cuprinse între 54 și 58 HRC.

Cercetările tratate în capitolul 4 dau relații asupra

rezistenței mecanice și a tenacității oțelurilor în funcție de temperatura de revenire.

Pentru a obține în prima instanță indicații și asupra comportării la uzură a oțelurilor oerotate s-au făcut încercări la uzură abrazivă, la o mașină rotativă, prevăzută cu discuri de granulație HCR 16, la o presiune specifică de 5,1 daN/cm². Forma și dimensiunile probelor utilizate sînt date în figura 5.1.

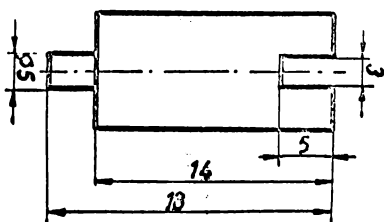


Fig.5.1

Probele au fost oălite în aer și apoi revenite la 473, 673 și 773⁰K. Drept material de referință s-au folosit epruvete normalizate din C 120. Rezultatele încercărilor sînt redată în tabelul 5.1.

Evaluările s-au făcut gravimetric, determinîndu-se prin cîntărire greutatea probelor și a etaloanelor la intervale egale de timp.

Tabelul 5.1

| Sar- ja | Tratam. terniu aplic | Greut. inițială | | Greut. finală | | Dif. de greut. | | ΔG_0 ΔG_0 |
|------------|----------------------------|-----------------|---------|---------------|---------|----------------|--------|------------------------------|
| | | Proba | Etalon | Proba | Etalon | Proba | Etalon | |
| A' | 1123/a+ 473/a | 7,7871 | 16,2786 | 7,4949 | 15,9631 | 0,2922 | 0,3155 | 0,926 |
| | 1123/a+ 673/a | 7,7695 | 15,9631 | 7,4507 | 15,6328 | 0,3188 | 0,3303 | 0,965 |
| | 1123/a+ 773/a | 7,8433 | 16,3645 | 7,5478 | 16,0242 | 0,2955 | 0,3403 | 0,868 |
| B' | 1123/a+ 473/a | 7,8709 | 16,1108 | 7,6976 | 15,9250 | 0,1733 | 0,1858 | 0,932 |
| | 1123/a+ 673/a | 7,8870 | 16,0242 | 7,7300 | 15,8430 | 0,1570 | 0,1812 | 0,866 |
| | 1123/a+ 773/a | 7,8986 | 16,3702 | 7,5981 | 16,0306 | 0,3005 | 0,3396 | 0,885 |

| Sar- ja | Tratam. termic aplic | Greut. inițial. | | Greut. finală | | Dif. de greut. | | $\frac{\Delta G_p}{\Delta G_e}$ |
|------------|----------------------------|-----------------|---------|---------------|---------|----------------|--------|---------------------------------|
| | | Proba | Etalon | Proba | Etalon | Proba | Etalon | |
| C' | 1123/a+ 473/a | 7,8513 | 16,1856 | 7,5680 | 15,8852 | 0,2833 | 0,3004 | 0,943 |
| | 1123/a+ 673/a | 7,7113 | 15,8852 | 7,3904 | 15,5664 | 0,3209 | 0,3188 | 1,007 |
| | 1123/a+ 773/a | 7,7620 | 16,0306 | 7,4299 | 15,6911 | 0,3321 | 0,3395 | 0,978 |

Analizând valorile din tabel se observă că raportul dintre uzura probelor și a etalonului este subunitar pentru aproape toate cazurile, ceea ce dă notă unei bune comportări la uzură. Doar la șarja C' se observă o comportare ceva mai slabă, valoarea raportului u_p/u_o este practic 1, pentru probele revenite la temperaturi mari de 673 și 773°K. Trebuie ținut seamă însă că la aceste temperaturi caracteristicile de tenacitate ale oțelului mai bogat în cupru, sînt ridicate.

5.2.- Rezultate din exploatare

Pentru a obține indicații confirmatoare sau infirmatoare asupra comportării oțelurilor aliate cu cupru, crom, molibden în exploatare s-au executat două tipuri de soule, la Intreprinderea ELBA :

- a) ștanță de decupat lamela negativă pentru bateria 3 R12 - la secția de elemente și
- b) ștanță de găurit și decupat placă suport balast CDIF-CH.

Primul produs este din alama Am 63 de grosime 0,3 mm, livrată în benzi. Se execută curent la o presă cu fricțiune, cu 110 bătăi pe minut sau la o presă rapidă. Atît poansonul oît și placa activă se execută din C 120 sau W 2080, călit și revenit la duritatea de 56 - 58 HRC. În fig. 5.2 a, b și c sînt reprezentate poansonurile de decupat, executate din oțelurile oerectate oît și ștanța în care au fost montate. Acestea se fac curent din C 120 călit și revenit.

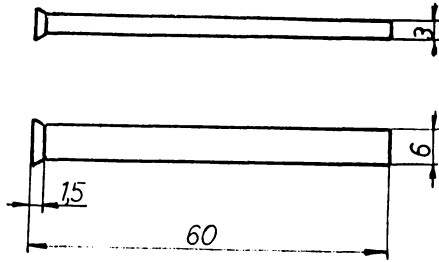


Fig.5.2 a

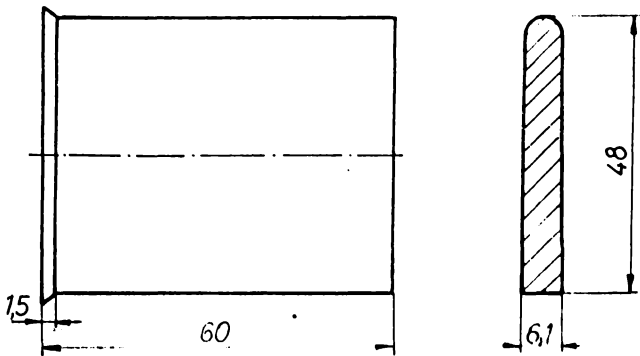


Fig.5.2 b

Reperul finit este redat în figura 5.3 iar banda din care se decupează în figura 5.4.

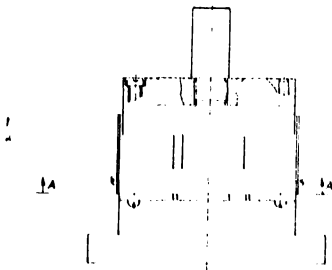


Fig.5.2c

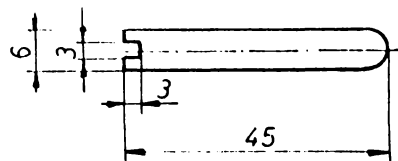


Fig.5.3

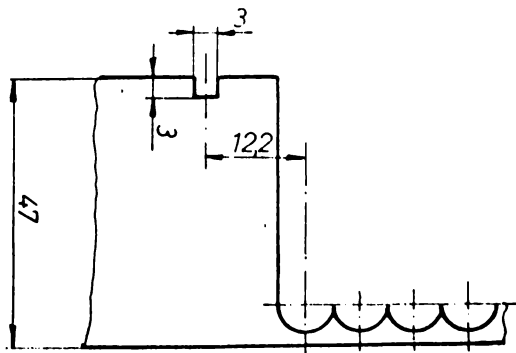


Fig.5.4

Produsul placa suport balast CDIF-GM se execută în mai multe faze, șlițuire, găurire, berezuire și retezare. Forma produsului și fazele de prelucrare sînt redată în figura 5.5 și 5.6.

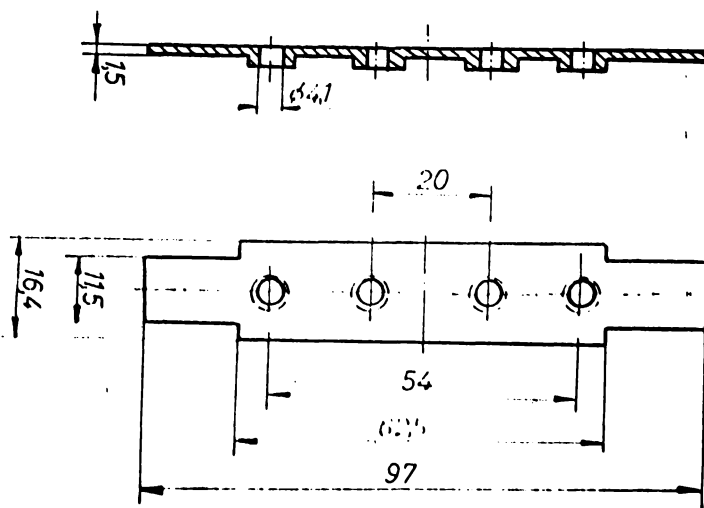


Fig.5.5

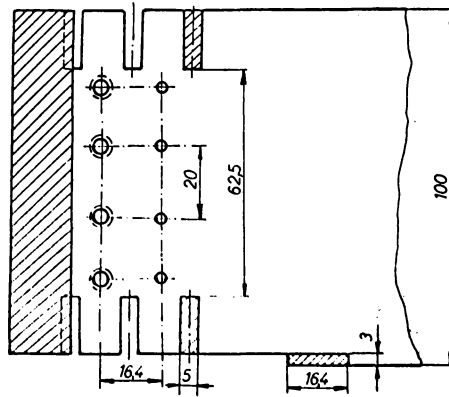


Fig.5.6

Acest produs se execută din bandă Am-MT sau fișii St 5 (similar cu OL 50) 1,5 x 100. Din ansamblul ștanței s-au confecționat, din oțelurile cercetate, elementele din fig.5.7 a (poanson de șlițuit) 5.7 b (poanson \varnothing 2,2) și 5.7 c (poanson de bercluit)

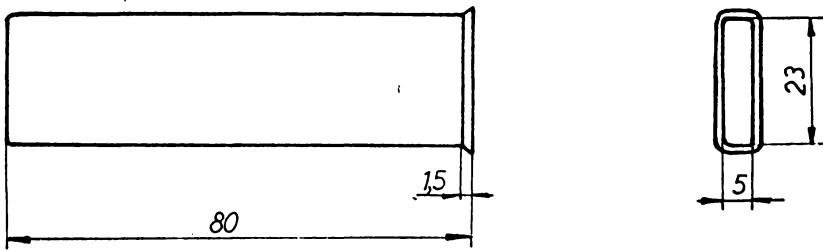


Fig.5.7 a

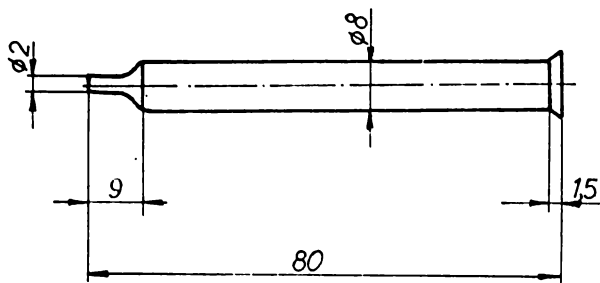


Fig.5.7 b

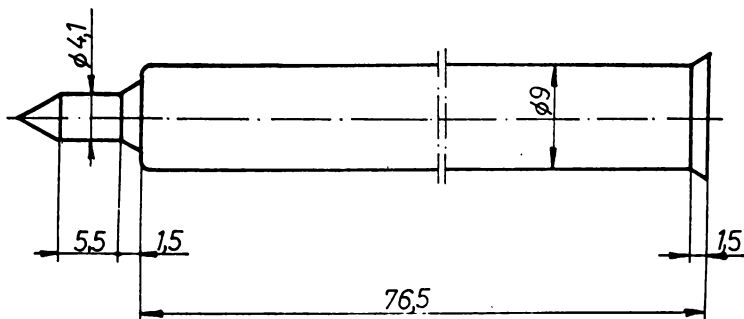


Fig.5.7 c

Pentru confecționarea sculelor din fig.5.2 s-a folosit oțelul B iar pentru cele din fig.5.7 oțelul C.

Poansoanele pentru decupat lamela negativă s-au călit în aer de la 1143°K și s-au supus revenirii la $470...480^{\circ}\text{K}$, timp de 90 minute.

Ștanța a fost montată pe o presă cu fricțiune și a executat continuu, conform fișei de lucru oca.83 de mii decupări, după care s-a cercetat aspectul tăișului. Nu s-au remarcat semne de uzură. Totuși s-au rectificat elementele active, s-au tratat din nou termic și au intrat din nou în ciclul de lucru.

Elementele pentru ștanța de decupat placa suport balast au fost tratate similar, doar poanscul din fig.5.7 c a fost supus unei reveniri la 723°K timp de 2 ore. Ștanța a fost montată pe o presă cu fricțiune de 25 tf. După 25 de mii lovituri nici

unul din poansonane nu a prezentat uzură înaintată. Au fost totuși recondiționate, adică rectificate și reintroduse în ciclul de lucru. S-au mai cercetat apoi de două ori, după câte 10000 de lovituri poansonanele ștanței confecționate din oțelurile aliate cu Cu-Cr-Mo, fiindu-se sesizat o uzură a acestor piese care să reclame scoaterea din lucru.

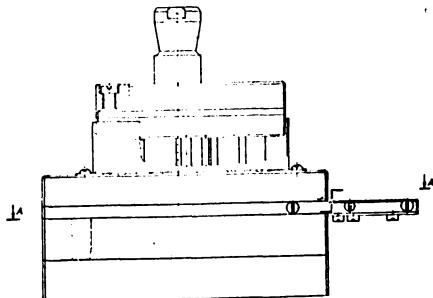
Trebuie menționat că în fiecare caz, atât la decuparea lamel-
lelor negative cât și a plăcilor suport balast, plăcile de tăiere,
deci perechile complementare au fost confecționate din oțelul bogat
în crom C 1200.

5.3.- Concluzii

Încercările de exploatare au fost relativ restrânse, în primul
rând datorită cantităților de materie primă pentru confecționarea
sculelor, limitate. Mai ales în privința comportării oțelurilor în
funcție de tratamentul termic, în deosebi în funcție de temperatura
de revenire, mai trebuie continuate cercetările, deoarece rezulta-
tele obținute în laborator permit să se presupună că domeniul de
utilizare posibilă a oțelurilor aliate cu cupru, poate fi mult
mărit.

Valorile de duritate și de uzură relativă, indicii de tenaci-
tate și caracteristicile de rezistență, stabilite în laborator, con-
firmate de rezultatele obținute în exploatare, demonstrează o compor-
tare bună, comparabilă cu cea a oțelurilor bogat aliate. Trebuie
remarcat, de exemplu, că oțelurile cu conținut mai mic de cupru,
garjele A și B au duritate și rezistență la uzură 'bune' concomitent
cu o tenacitate corespunzătoare la un regim de tratament termic fi-
nal compus din călire în aer și revenire la $470...570^{\circ}\text{K}$ ($200...300^{\circ}\text{C}$).
În schimb oțelul cu conținut mai mare în cupru prezintă calități
bune de duritate și rezistență la uzură și excepționale de tenacitate
dacă se aplică după călire în aer o revenire la temperaturi în jur
de 773°K (500°C).

Fig. 5.7



Capitolul 6

6.- CONCLUZII FINALE

6.1.- Elaborarea și prelucrarea laminată a oțelurilor

Cu - Cr - Mo

Elaborarea oțelurilor aliate cu crom, molibden și cupru nu ridică probleme deosebite de modul de elaborare a altor oțeluri. Se recomandă folosirea cuptoarelor cu inducție de frecvență medie, acide sau bazice, respectându-se prevederile instrucțiunilor generale pentru elaborarea oțelurilor slab aliate cu destinație și proprietăți speciale. Folosirea cuprului ca element de aliere nu duce la complicații; este un element mai puțin avid față de oxigen decât fierul, are punct de topire relativ scăzut și tensiunea de vapori de asemenea, astfel încât, poate fi oricând introdus în baia metalică fără să existe pierderi prin zgură. Temperatura optimă de turnare stabilită a fost $1873... 1893^{\circ}\text{K}$ (1600°C).

După turnare trebuie asigurată o răcire lentă întrucât, fiind vorba de oțeluri autoșălibile, apare chiar la răcire în aer, o structură dură de călire.

Oțelurile cercetate, cu un conținut de cupru cuprins între 1,5 și 2,40 %, se prelucerează ușor prin forjare în intervalul de temperatură $1423... 1123^{\circ}\text{K}$ ($1150... 850^{\circ}\text{C}$). Durata de încălzire este funcție de grosimea materialului 1,5...2 min/mm grosime.

După forjare, dacă urmează un alt tip de prelucrare, trebuie să se asigure de asemenea o răcire lentă, pe cât posibil în materiale izolante, nisip sau cenușă.

În urma cercetărilor efectuate s-a constatat că nu este recomandabil să se aplice pentru înmuiere, recoacere pendulară cu răcire dirijată întrucât duce la apariția, în cazul conținuturilor mai mari în cupru, la apariția unei structuri sirbito-bainitice foarte fine și cu duritate relativ ridicată.

În urma încercărilor efectuate s-a ajuns la structuri de sorbită globulală (297 HB) printr-o recoacere obișnuită cu răcire lentă în cuptor.

6.2.- Transformările structurale în oțelurile

Cu - Cr - Mo

Pentru a cerceta comportarea oțelurilor la încălzire și răcire s-au stabilit în primul rând punctele critice prin analiză dilatometrică. S-a constatat existența unui mare histeresis termic (peste 400°K) cauzat de Mo și accentuat considerabil de prezența cuprului. Temperaturile joase de transformare și stabilitatea austenitei explică apariția bainitei în structură la viteze de răcire relativ mici.

Pe baza temperaturilor de transformare reale, s-a stabilit regimul optim de călire care constă în încălzire la $1123\dots1153^{\circ}\text{K}$ urmată de răcire în aer. Folosirea uleiului sau a apei nu duce la obținere de durități mai mari. Răcite în aer, oțelurile prezintă structuri de călire, structuri martensitice cu durități cuprinse între 63 și 65 HRC (tab.3.6).

În urma revenirii probelor oălite la temperaturi cuprinse între 473 și 923°K ($200\dots650^{\circ}\text{C}$) s-a observă pe structurile analizate la microscopul optic, transformări structurale evidente (fig. 3.19 ; 3.20 ; 3.21), se mențin structuri acioulare de tip martensitic cu precipitări foarte fine pîgă la temperaturi ridicate de revenire. La mărimi mari, obținute la microscopul electronic, se constată oă la temperaturi de revenire în jur de 670°K încep să apară precipitări de fază ϵ de mare finețe. La 870°K cantitatea de fază ϵ precipitată este mai mare (fig.3.22 ; 3.23 ; 3.24). Analizînd variația durității în funcție de temperatura de revenire (fig.3.18) se observă apariția unui fenomen de durificarea secundară începînd de la temperatura de 670°K care se opune înmuierii datorită separării carburilor din martensită, cauzat tocmai de precipitarea fazei ϵ din soluția suprasaturată. Astfel se obțin la oțelul C - 2,30 % Cu - durități ridicate, peste 54 HRC la temperaturi de revenire în jur de 773°K . Determinarea unor caracteristici electrice și magnetice a confirmat continua modificare a compoziției martensitei cu creșterea temperaturii de revenire.

6.3.- Proprietățile mecanice ale oțelurilor

Cu - Cr - Mo

Pe lângă încercările de duritate s-au determinat o serie de indici de rezistență prin încercări la încovoiere și de reziliență, efectuate pe probe oălite și revenite la diferite temperaturi cuprinse între 473 și 823°K.

În urma încercărilor la încovoiere se obțin valori ridicate pentru limita de curgere și de rupere la încovoiere simultan cu cifre bune de plasticitate. Limita de curgere și rezistența de rupere cresc cu creșterea temperaturii de revenire până la aproximativ 670°K după care rămân practic constante. Valorile sînt ridicate și anume $\sigma_0 > 200 \text{ daN/mm}^2$ iar $\sigma_r > 350 \text{ daN/mm}^2$. Indicii care dau relații asupra tenacității - săgeata și lucrul mecanic de încovoiere - cresc continuu cu creșterea temperaturii de revenire. Rezultă că în zona de temperaturi de revenire în care apar fenomene de durificare secundară, oțelurile nu manifestă tendință spre fragilizare (fig.4.8 ; 4.9 ; 4.12).

Cunoscînd variația durităților și a caracteristicilor de rezistență și de tenacitate a oțelurilor Cu - Cr - Mo cu temperatura de revenire, se poate alege, pe baza proprietăților cerute în exploatare, regimul optim de tratament termic final.

Încercările de reziliență efectuate nu evidențiază nici ele vreo sensibilitate a oțelurilor cercetate față de temperatura de revenire iar analizele microfractografice, făcute pe probele de reziliență, indică în general forme de con - ouă, caracteristice rupturilor ductile sau semiductile. Nici o probă nu prezintă ruptură fragilă. Fractografiile probelor rupte la încovoiere statică indică apariția olivajului, mai accentuat la probele oălite și din ce în ce mai atenuat, cu o creștere a temperaturii de revenire.

6.4.- Fiabilitatea sculelor de prelucrare la rece executate din oțelurile Cu - Cr - Mo

Încercările la uzură abrazivă executate în laborator, evidențiază o comportare comparabilă a oțelurilor cercetate,

slab aliate, ou a celor bogat aliate de tip C 120.

Soula executată pentru ştanţarea lamelei negative de la bateria 3 R 12, a dovedit în exploatare de asemenea o comportare comparabilă cu cele din oţeluri bogat aliate cu crom.

Stanţa de perforat şi decupat suportul balast CDIF a fost solicitată mai complex datorită caracteristicilor materialului prelucrat, atât caracteristicii de rezistenţă cât şi grosimea tablei.

Cercetările efectuate în exploatare sînt încă insuficiente pentru a cuprinde întregul domeniu de utilizare posibilă a oţelurilor Cu - Cr - Mo, oţeluri de înaltă rezistenţă şi tenacitate ridicată. Inşă prin corelarea rezultatelor obţinute, cu caracteristicile mecanice determinate în laborator, în funcţie de temperatura de revenire, apare posibilitatea de a alege oţelul şi tratamentul termic optim pentru mai multe repere şi soule de prelucrare la rece a materialelor. Rămîne de asemenea deschisă problema capacităţii de prelucrare la cald, avînd în vedere că duritatea oţelurilor cercetate rămîne ridicată - peste 50 HRC - pînă la temperaturi de revenire de 823°K.

BIBLIOGRAPHIE

- 1.- W.Köster : Stahl und Eisen 49 (1929) 5
- 2.- G.Massing : Stahl und Eisen 48 (1928) p.1472
- 3.- F.Nehl : Stahl und Eisen 50 (1930) p.678
- 4.- F.Söhnchen ; E.Piwowski : Giesserei 22 (1935) p.96
- 5.- K.Daevies ; K.Trapp : Stahl und Eisen 58 (1938) p.245
- 6.- E.Houdremont ; H.Schrader : Techn.Mitt.Krupp.Forschungs-
berichte A₂ (1939)
- 7.- W.Koch ; H.J.Wiester : Stahl und Eisen 69 (1949) p.80
- 8.- F.Rapatz : Die Edelstähle.Berlin/Güttingen/Heidelberg
Springer Verlag 1951
- 9.- H.Juretzek : Giesserei 29 (1942) p.217-243
- 10.- F.Weaver ; A.Rose ; W.Strassburg : Max - Plank Inst.für
Eisenforschung (1955)
Heft 143
- 11.- H.Schenk ; F.Schmidtman ; H.Brandis : Inst.für Eisen-
hüttenwesen der Rhein - Westf. T.H.Aachen
(1961) Heft 957
- 12.- H.Krainer : Archiv für das Eisenhüttenwesen 21 (1950) p.39
- 13.- K.Bungardt ; O.Mülders ; W.Schmidt : Stahl und Eisen 81
(1961) p.670
- 14.- K.Sieber : Draht 3 (1952) nr.1
- 15.- H.Heine : Werkstattstechnik und Masch.-Bau 40 (1950) p.214
- 16.- K.A.Krekeler : Stahl und Eisen 76 (1956) p.1360
- 17.- K.A.Krekeler : Stahl und Eisen 78 (1958) p.1575
- 18.- F.Zmhorski : Härterei Techn.mitt. 15 (1960) nr.4
- 19.- - - - - Anonym Journ.Metals 13 (1961) nr.9
- 20.- S.Wilmes : Stahl und Eisen 81 (1961) p.676
- 21.- G.Lucas : Materialprüfung III (1961) Nr.11
- 22.- K.Bungardt : Stahl und Eisen 77 (1957) Nr.26
- 23.- K.Bungardt : Stahl und Eisen 79 (1959) Nr.18
- 24.- F.Faller : Werkstatt und Betrieb 89 (1956) p.553
- 25.- F.Rapats : Stahl und Eisen 76 (1956) Nr.6
- 26.- G.Steven : Metal Progress 75 (1959) p.76
- ✓ 27.- O.Dürrenberg ; O.Mülders : Stahl und Eisen 84 (1964) p.26

- 28.- K.O.Bungardt : Stahl und Eisen 76 (1956) p.689
- 29.- - - - - Atlas für Wärmebehandlung der Stähle
- 30.- A.Rose ; L.Rademacher : Stahl und Eisen 77 (1957) p.409
- 31.- A.Schrader ; F.Weaver : Arch.Eisenhüttenw. 23 (1952) p.489
- 32.- W.Jellinghaus ; E.Houdremont : Arch.Eisenhüttenw.25 (1954)
p.263
- 33.- A.Rose ; W.Strassburg : Stahl und Eisen 75 (1955) p.1472
- 34.- A.Rose ; W.Strassburg : Stahl und Eisen 76 (1956) p.976 ;
p.996.
- 35.- A.Rose ; W.Strassburg : Archiv Eisenhüttenw. 27 (1956)
p.573
- 36.- K.O.Bungardt : Stahl und Eisen 75 (1955) p.1035
- 37.- A.Rose ; A.Kirsch : Stahl und Eisen 80 (1960) Nr.15
- 38.- A.Rose : Stahl und Eisen 85 (1965) Nr.20
- 39.- H.K.Görlieh : Arch.Eisenhüttenw. 27 (1956) Nr.2
- 40.- H.Beisswenger ; E.Scheil : Arch. f.d. Eisenhüttenw. 27
(1956) Nr.6
- 41.- W.Jellinghaus : Arch.Eisenhüttenw. 27 (1956) Nr.7
- 42.- R.Dies. : Werkstatt u. Betrieb 89 (1956) Nr.4
- 43.- W.Lueg ; H.G.Müller : Stahl und Eisen 76 (1956) Nr.14
- 44.- A.Rose ; L.Rademacher : Stahl und Eisen 80 (1960) Nr.17
- 45.- P.Roll : Handbuch der Giessereitechnik.Springer-Verl.
Berlin 1959
- 46.- A.Rose : Arch. f.d. Eisenhüttenw. 35 (1964) p.209.
- 47.- H.Houdremont : Handbuch der Sonderstahlkunde.Springer-Verl
Berlin 1959
- 48.- F.Nehl : Stahl und Eisen 72 (1952) p.1261
- 49.- H.Schumann : Metallurgie und Giess.Techn. 4 (1954) p.474
- 50.- J.L.Hurley ; C.H.Shelton : ASM metals Engng quart.
6 (1966) mai (25 - 31)
- 51.- A.G.Haynes : Nickel - Berichte 25 (1967) Nr.8
- 52.- M.Trusculescu : Studiul metalelor.Ed.Ped.și Did.Buc.1971
- 53.- F.Rapatz : Die Edelmetalle V.Aufl.Springer Verl.B/G/H 1962
- 54.- H.Colan : Cercetări privind influența și difuz. Cu în oțeluri
și aliaje Fe-C sinterizate 1961 Cluj
- 55.- H.Kreye ; E.Hornbogen ; F.Hässner : Archiv f.d. Eisen-
hüttenw. 41 (1970) Nr.5
- 56.- K.W.Lange ; H.Schenk : Archiv f.d. Eisenhüttenw. 41
(1970) Nr.7

- 57.- R.Mitsche ; K.L.Maurer : Archiv f.d. Eisenhüttenw. 26.
(1955) Nr.9
- 58.- A.Randak ; K.Vetter : Archiv f.d. Eisenhüttenw. 40
(1969) p.285
- 59.- H.Hubert : Metalurgia (1965) Nr.6.
- 60.- H.Hubert : Metalurgia (1965) Nr.11
- 61.- B.Gaiou ; H.Hubert : Studii și cercetări de met. (1966)
vol.11 Nr.2
- 62.- P.van Bleyenberge ; K.Cousemont : Culegere de lucr.-25
Congres internațional de turnătorie
Bruxelles 1958 - vol.III
- 63.- E.Jovițiu ; A.M.Tache : Influența conținutului de Cu asupra
ra propr. oțelului OLC 35. Protocol
1961
- 64.- H.Schuman : Metallographie.VEB D.Verlag Grundstoffind.
Leipzig.1969
- 65.- H.J.Fokstein : Eisenwerkstaffe.VEB D.Verlag Grundstoffind.
Leipzig 1971
- 66.- A.P.Guleaev : Tratatul termic al oțelului. Ed.Tehn.
București 1962
- 67.- W.Küntsoher ; K.Werner : Technische Arbeitsstähle.Ed.III
VEB Verlag - Technik Berlin
- 68.- N.J.Culp ; J.S.Pendelton : Metal Progress 77 (1960) Nr.5
- 69.- N.J.Culp ; J.Neil : Metal Progress 79 (1961) Nr.6
- 70.- F.Nehl ; A.Rose : Stahl und Eisen 74 (1954) p.1054
- 71.- H.Born : Stahl und Eisen 73 (1953) Nr.20
- 72.- M.Feller : Stahl und Eisen 82 (1962) Nr.21
- 73.- F.Eisenstecken ; W.Stinnes : Archiv f.d. Eisenhüttenw. 27
(1956) Nr.7
- 74.- W.Oelsen ; E.Schürmann : Archiv f.d. Eisenhüttenw. 30
(1959) Nr.11
- 75.- K.Gerischer : mech.Versuchsanstalt DR Kirchmäser
- 76.- O.Dürrenberg ; O.Mülders : Stahl und Eisen 84 (1964) Nr.26
- 77.- F.Labonek : Hutn.Listy 17 (1962) Nr.8
- 78.- Thonnangamath Ramchandran : Archiv f.d. Eisenhüttenw. 32
(1961) Nr.3.
- 79.- St.Mantea și C. : Teoria și practica trat.termic. Ed.tehn.
București 1966

- 80.- St.Mantea și C. : Metalurgie fizică. Ed.tehn.București
1970
- 81.- N.Geru : Propr.met și met.fizice de control.FDP
București 1967
- 82.- C.Cosneanu ; V.Covacevici ; V.Dumitrescu ; C.Vinnoenz :
Elaborarea aliajelor de turnătorie în ouptoare
electrice cu inducție. Ed.tehn.Buc.1974
- 83.- I.Munteanu ; V.Olariu ; S.Basoa : Presarea la rece. Ed.tehn.
București 1965
- 84.- A.Cirillo ; Const.Picoș ; C.Bohosievici : Tehnologia matri-
țării și ștanțării la rece.FDP Buc.1966
- 85.- I.Lăzărescu ; G.Stetiu : Proiectarea ștanțelor și matrițe-
lor.FDP Buc.1973
- 86.- I.Drăgan : Tehnologia forjării și matrițării. FDP Buc.1961
- 87.- George E.Dieter : Metalurgie mecanică (trad.engl).Ed.tehn.
București 1970
- 88.- I.Tripșa, I.Dragomir : Teoria proceselor siderurgice,
FDP Buc. 1972
- 89.- V.G.Agheenkov, G.Ia.Mihin ? Calouie Metalurgice (1.rusă)
Ed. tehn. 1964
- 90.- Al.Rău : Elaborarea oțelurilor, Ed.tehn.Buc.1959

LISTA FIGURILOR

- Fig.1.1.- Influența cuprului asupra caracteristicilor de rezistență ale fierului
- Fig.1.2.- Influența cuprului asupra rezilienței oțelului OLC 35
- Fig.1.3.- Diagrama de echilibru Fe - Cu
- Fig.1.4.- Influența conținutului în Cu asupra diagramei CCT a unui oțel cu 0,45 % C
- Fig.1.5.- Influența conținutului în Cu asupra diagramei constituenților
- Fig.1.6.- Influența cromului și a molibdenului asupra comportării oțelurilor la revenire
- Fig.1.7.- Influența conținutului de Mo în oțel asupra temperaturilor de transformare la răcire
- Fig.1.8.- Diagrama constituenților din oțeluri în funcție de conținutul de C și de Mo
- Fig.2.1.- Probe de forjabilitate. Înălțimea a fost redusă cu $\frac{2}{3}$. 1:1
- Fig.2.2.- Structuri de forjare , șarja A (x 600) :
- a.- secțiune transversală
 - b.- secțiune longitudinală
- Fig.2.3.- Structuri de forjare, șarja B (x 600) :
- a.- secțiune transversală
 - b.- secțiune longitudinală
- Fig.2.4.- Structuri de forjare, șarja C (x 600) :
- a.- secțiune transversală
 - b.- secțiune longitudinală
- Fig.2.5.- Diagrama de recoacere pendulară cu răcire dirijată
- Fig.3.1.- Diagrame dilatometrice :
- a.- șarja A
 - b.- șarja B
 - c.- șarja C
- Fig.3.2.- Variația diferenței temperaturilor de transformare la încălzire și răcire - ΔA_1 respectiv ΔA_3 - în funcție de conținutul în Cu
- Fig.3.3.- Coeficientul ΔT pentru corectarea temperaturii critice calculate

Fig.3.4.- Variația carbonului echivalent în funcție de conținutul în Cu

Fig.3.5.- Structura de recoacere pendulară a șarjei A(x 1080)

Fig.3.6.- Structura de recoacere pendulară a șarjei B(x 1080)

Fig.3.7.- Structura de recoacere pendulară a șarjei C(x 1080)

Fig.3.8.- Structura de recoacere obișnuită a șarjei A(x 1080)

Fig.3.9.- Structura de recoacere obișnuită a șarjei B(x 1080)

Fig.3.10.- Structura de recoacere obișnuită a șarjei C(x 1080)

Fig.3.11.- Structura de călire a seriei A-4 (x 1080)

Fig.3.12.- Structura de călire a seriei A-8 (x 1080)

Fig.3.13.- Structura de călire a seriei B-4 (x 1080)

Fig.3.14.- Structura de călire a seriei B-8 (x 1080)

Fig.3.15.- Structura de călire a seriei C-4 (x 1080)

Fig.3.16.- Structura de călire a seriei C-8 (x 1080)

Fig.3.17.- Microstructură electronică din seria C-4 (x 17 000)

Fig.3.18.- Variația durității în funcție de temperatura de revenire

Fig.3.19.- Structuri de revenire, șarja A (x 1080) :

a.- revenit la 473^oK

b.- revenit la 573^oK

c.- revenit la 673^oK

d.- revenit la 723^oK

e.- revenit la 773^oK

f.- revenit la 823^oK

g.- revenit la 873^oK

h.- revenit la 923^oK

Fig.3.20.- Structuri de revenire, șarja B (x 1080) :

a.- revenit la 473^oK

b.- revenit la 573^oK

c.- revenit la 673^oK

d.- revenit la 723^oK

e.- revenit la 773^oK

f.- revenit la 823^oK

g.- revenit la 873^oK

h.- revenit la 923^oK

Fig.3.21.- Structuri de revenire, șarja C (x 1080);

a.-revenit la 473^oK

b.-revenit la 573^oK

c.-revenit la 673^oK

d.-revenit la 723^oK

e.-revenit la 773^oK

f.-revenit la 823^oK

g.-revenit la 873^oK

h.-revenit la 923^oK

Fig.3.22.- Microstructura electronică a probelor C-3

($T_{rev} = 473^{\circ}K$)

Fig.3.23.- Microstructura electronică a probelor din șarja C, revenite la 673^oK:

a.-x 2740

b.-x 5700

Fig.3.24.- Microstructura electronică a probelor din șarja C, revenite la 873^oK:

a.-x 2740

b.-x 5700

Fig.4.1.- Variația rezistivității electrice în funcție de temperatura de revenire

Fig.4.2.- Variația cîmpului coercitiv și a magnetismului remanent în funcție de temperatura de revenire

Fig.4.3.- Diagrama de încovoiere

Fig.4.4.- Dispozitiv de măsurare directă a săgeții la încovoiere

Fig.4.5.- Diagrame de încovoiere - șarja A:

a.-probă călită

b.-probă călită și revenită la 573^oK

c.-probă călită și revenită la 673^oK

d.-probă călită și revenită la 773^oK

e.-probă călită și revenită la 823^oK

Fig.4.6.- Diagrame de încovoiere - șarja B:

a.-probă călită

b.-probă călită și revenită la 573^oK

c.-probă călită și revenită la 673^oK

d.-probă călită și revenită la 773^oK

e.-probă călită și revenită la 823^oK

Fig.4.7.- Diagrame de încovoiere - șarja C:

- a.-proba călită
- b.-probă călită și revenită la 573°K
- c.-probă călită și revenită la 673°K
- d.-probă călită și revenită la 773°K
- e.-probă călită și revenită la 823°K

Fig.4.8.- Caracteristicile de rezistență ale oțelului A:

- a.-variația caracteristicilor la încovoiere în funcție de temperatura de revenire
- b.-variația săgeții totale, elastice și plastice
- c.-variația lucrului mecanic total, elastic și plastic

Fig.4.9.- Structurile microfractografice ale probelor de încovoiere - oțelul A (x 2000):

- a.-probă călită și revenită la 573°K
- b.-probă călită și revenită la 673°K
- c.-probă călită și revenită la 823°K

Fig.4.10.-Caracteristicile de rezistență ale oțelului A:

- a.-variația caracteristicilor la încovoiere în funcție de temperatura de revenire
- b.-variația săgeții totale, elastice și plastice
- c.-variația lucrului mecanic total, elastic și plastic

Fig.4.11.-Structurile microfractografice ale probelor de încovoiere - oțelul B (x 2000):

- a.-probă călită și revenită la 573°K
- b.-probă călită și revenită la 673°K
- c.-probă călită și revenită la 823°K

Fig.4.12.-Caracteristicile de rezistență ale oțelului C:

- a.-variația caracteristicilor la încovoiere în funcție de temperatura de revenire
- b.-variația săgeții totale, elastice și plastice
- c.-variația lucrului mecanic total, elastic și plastic

Fig.4.13.-Structurile microfractografice ale probelor de încovoiere - oțelul C:

- a.-probă călită
- b.-probă călită și revenită la 573°K
- c.-probă călită și revenită la 673°K
- d.-probă călită și revenită la 823°K

Fig.4.14.- Variația rezilienței în funcție de temperatura de revenire

Fig.4.15.- Structurile microfractografice ale probelor de reziliență - oțelul A (x 15 200) :

a.- probă călită și revenită la 473^oK

b.- probă călită și revenită la 673^oK

c.- probă călită și revenită la 823^oK

Fig.4.16.- Structurile microfractografice ale probelor de reziliență - oțelul B (x 15 200) :

a.- probă călită și revenită la 473^oK

b.- probă călită și revenită la 673^oK

c.- probă călită și revenită la 823^oK

Fig.4.17.- Structurile microfractografice ale probelor de reziliență - oțelul C (x 15 200) :

aI- probă călită și revenită la 473^oK (x 15 200)

aII- probă călită și revenită la 473^oK (x 8 500)

aIII- probă călită și revenită la 473^oK (x 4 100)

b.- probă călită și revenită la 673^oK (x 15 200)

c.- probă călită și revenită la 823^oK (x 15 200)

Fig.5.1.- Forma și dimensiunile probelor de uzură

Fig.5.2.- Stanța pentru decuparea lamei negative pentru bateria 3 R 12 :

a ; b - poansoane executate din oțelul cercetat

c.- stanța

Fig.5.3.- Lamela negativă pentru bateria 3 R 12

Fig.5.4.- Banda de alamă și fazele de lucru

Fig.5.5.- Placă suport balast CDIF - CH

Fig.5.6.- Bandă de decupat și fazele de lucru

Fig.5.7.- Stanța pentru decupat placa suport balast CDIF

a ; b ; c - poansoane de șlițuit , Ø 2,2 și de beroluit executate din oțelurile cercetate

d.- stanța

LISTA TABELELOR

- Tabelul 2.1.- Compoziția chimică a oțelurilor aliate cu
Cu - Cr - Mo elaborate
- Tabelul 2.2.- Duritatea oțelurilor elaborate
- Tabelul 2.3.- Duritatea oțelurilor după recălcirea pendulară
ou răcire dirijată
- Tabelul 3.1.- Punctele critice de transformate stabilite di-
latometric
- Tabelul 3.2.- Temperaturile critice calculate
- Tabelul 3.3.- Valorile calculate ale carbonului echivalent
- Tabelul 3.4.- Duritatea Vickers la sarcini mici ale consti-
tuenților probelor reoapte
- Tabelul 3.5.- Duritatea oțelurilor după recălcirea obținută
și răcire lentă în cuptor
- Tabelul 3.6.- Duritatea probelor călite
- Tabelul 3.7.- Duritatea seriilor de probe 4 și 8
- Tabelul 3.8.- Duritatea probelor revenite în funcție de
durata de revenire
- Tabelul 3.9.- Duritatea oțelurilor Cu - Cr - Mo în funcție de
temperatura de revenire
- Tabelul 4.1.- Rezistivitatea electrică ρ [Ω m] în funcție de
temperatura de revenire - oțelul A
- Tabelul 4.2.- Rezistivitatea electrică ρ [Ω m] în funcție de
temperatura de revenire - oțelul B
- Tabelul 4.3.- Rezistivitatea electrică ρ [Ω m] în funcție de
temperatura de revenire - oțelul C
- Tabelul 4.4.- Câmpul coercitiv și magnetismul remanent în
funcție de temperatura de revenire - oțelul A
- Tabelul 4.5.- Câmpul coercitiv și magnetismul remanent în
funcție de temperatura de revenire - oțelul B
- Tabelul 4.6.- Câmpul coercitiv și magnetismul remanent în
funcție de temperatura de revenire - oțelul C
- Tabelul 4.7.- Valorile de rezistență stabilite prin încercare
la încovoire - oțelul A
- Tabelul 4.8.- Valorile de rezistență stabilite prin încercare
la încovoire - oțelul B
- Tabelul 4.9.- Valorile de rezistență stabilite prin încercare
la încovoire - oțelul C

Tabelul 4.10.- Valorile medii caracteristice ale oțelurilor
Cu - Cr - Mo

Tabelul 4.11.- Reziliența oțelurilor cercețate în funcție de
temperatura de revenire

Tabelul 5.1.- Uzura relativă a oțelurilor Cu - Cr - Mo.

TABLA DE MATERII

| | |
|---|----|
| Cap.1. CONSIDERATIILE TEORETICE ASUPRA OTELURILOR ALIATE | |
| Cu-Cr-Mo DESTINATE SCULELOR PENTRU PRELUCRAREA | |
| LA RECE FARA DEGAJARE DE ASCHII A METALELOR | 1 |
| 1.1. Alegerea materialului pentru sculele folo- | |
| site în procesul de prelucrare la rece a | |
| metalelor | |
| 1.2. Considerații teoretice asupra oțelurilor | |
| Cu-Cr-Mo pentru scule de prelucrare la rece | 5 |
| 1.2.1. Influența cuprului în oțel | |
| 1.2.2. Influența cromului în oțel | 10 |
| 1.2.3. Influența molibdenului în oțel | 11 |
| 1.2.4. Necesitatea elaborării unor oțeluri | |
| aliante cu Cu-Cr-Mo | 13 |
| Cap.2. ELABORAREA SI FORJAREA OTELULUI ALIAT Cu-Cr-Mo | 15 |
| 2.1. Elaborarea șarjelor de oțel complex aliat | |
| 2.2. Forjarea și recoacerea oțelurilor elaborate | 18 |
| 2.2.1. Forjarea oțelurilor Cu-Cr-Mo. Forjabili- | |
| tatea | |
| 2.2.2. Recoacerea oțelurilor elaborate | 20 |
| 2.3. Concluzii asupra elaborării și forjării | |
| oțelurilor cercetate | 21 |
| Cap.3. TRATAMENTE TERMICE APLICATE OTELURILOR Cu-Cr-Mo | 23 |
| 3.1. Punctele critice ale transformărilor de | |
| fază la răcire | |
| 3.2. Determinarea carbonului echivalent | 28 |
| 3.3. Structurile de recoacere ale oțelurilor | |
| cercetate | 29 |
| 3.4. Călirea și revenirea oțelurilor aliate cu | |
| Cu-Cr-Mo | 33 |
| 3.4.1. Călirea oțelurilor cercetate | |
| 3.4.2. Revenirea oțelurilor călite | 38 |
| 3.5. Concluzii asupra regimului de tratament | |
| termic și a transformărilor de fază | 49 |
| Cap.4. PROPRIETATILE FIZICO-MECANICE ALE OTELURILOR | |
| Cu-Cr-Mo | 51 |
| 4.1. Caracteristicile electrice și magnetice ale | |
| oțelurilor cercetate | |
| 4.2. Proprietățile mecanice ale oțelurilor | |
| tratate | 63 |

| | |
|---|-------------|
| 4.2.1. Incercarea la încovoiere. Tenacitatea oțelurilor cercetate. Analiza microfractografică | 63 |
| 4.2.2. Incercarea de reziliență. Analiza microfractografică | 88 |
| 4.3. Concluzii asupra proprietăților fizico-mecanice ale oțelurilor cercetate | 97 |
| Cap. 5. COMPORTAREA IN EXPLOATARE A OTELURILOR ALIATE | |
| Cu-Cr-Mo | 99 |
| 5.1. Rezistența la uzură a oțelurilor aliate | |
| Cu-Cr-Mo | 100 |
| 5.2. Rezultate din exploatare | |
| 5.3. Concluzii | 107 |
| Cap. 6. CONCLUZII FINALE | 108 |
| 6.1. Contribuții la elaborarea și prelucrarea termică a oțelurilor Cu-Cr-Mo | |
| 6.2. Transformările structurale în oțelurile Cu-Cr-Mo | 109 |
| 6.3. Proprietățile mecanice ale oțelurilor Cu-Cr-Mo | 110 |
| 6.4. Fiabilitatea sculelor de prelucrare la rece, executate din oțelurile Cu-Cr-Mo | |
| BIBLIOGRAFIE | 112 |
| LISTA FIGURILOR | 117 |
| LISTA TABELOR | 122 |