



Universitatea Tehnică din Cluj-Napoca

Str. Constantin Daicoviciu nr 15, 400.020 Cluj-Napoca Romania
tel. +40.264.401.200, 401.248, tel./fax +40.264.592.055

Facultatea Știința și Ingineria Materialelor

T E Z A D E D O C T O R A T

CERCETĂRI PRIVIND DEFORMAREA PLASTICĂ ȘI TRATAMENTUL TERMIC AL UNOR ALIAJE DE ALUMINIU SPECIALE DESTINATE INDUSTRIEI AERONAUTICE

CONDUCĂTOR ȘTIINȚIFIC,

Prof. dr. ing. Ioan DRĂGAN

DOCTORAND,

Ing. Marcel - Valeriu SUCIU

Partea a II-a:

CERCETĂRI EXPERIMENTALE PROPRII PRIVIND INFLUENȚA PARAMETRILOR DE TMI ȘI TTM ASUPRA CARACTERISTICILOR MECANICE ȘI STRUCTURALE ALE ALIAJELOR SPECIALE DE ALUMINIU COMPARATIV CU PROCEDEELE CONVENȚIONALE

Capitolul 3 - CERCETĂRI PRIVIND INFLUENȚA TRATAMENTELOR

**TERMOMECHANICE ASUPRA STRUCTURII ȘI PROPRIETĂȚILOR MECANICE
ALE SEMIFABRICATELOR LAMINATE LA CALD DIN ALIAJE DE ALUMINIU
DE ÎNALTĂ REZISTENȚĂ DE TIP Al-Zn-Mg-Cu 45**

3.1 Premizele și scopul cercetărilor 45

3.2 Variantele experimentale 47

3.3 Observații și concluzii 56

Capitolul 4 - CERCETĂRI PRIVIND INFLUENȚA TRATAMENTELOR

**TERMOMECHANICE ASUPRA STRUCTURII ȘI PROPRIETĂȚILOR MECANICE
ALE BENZILOR LAMINATE LA CALD ȘI LA RECE DIN ALIAJE DE ALUMINIU
DE ÎNALTĂ REZISTENȚĂ DE TIP Al-Cu-Mg 57**

4.1 Precizarea obiectivelor urmărite 57

4.2 Caracteristici mecanice și structurale ale benzilor laminate la cald 58

4.3 Variantele de tratament termomecanic cercetate 60

4.4 Rezultate și concluzii 64



M. V. Suciu - Teza de doctorat

**CERCETĂRI PRIVIND DEFORMAREA
PLASTICĂ ȘI TRATAMENTUL TERMIC AL
UNOR ALIAJE DE ALUMINIU SPECIALE
DESTINATE INDUSTRIEI AERONAUTICE**

Capitolul 3

**CERCETĂRI PRIVIND INFLUENȚA TRATAMENTELOR
TERMOMECHANICE ASUPRA STRUCTURII ȘI PROPRIETĂȚILOR
MECANICE ALE SEMIFABRICATELOR LAMINATE LA CALD DIN
ALIAJE DE ALUMINIU DE ÎNALTĂ REZISTENȚĂ TIP Al-Zn-Mg-Cu**

3.1 Premizele și scopul cercetărilor

Produsele laminate din aliaje de aluminiu de înaltă rezistență utilizate în construcția aeronavelor, fiind supuse în serviciu la solicitări multidirecționale, trebuie să prezinte o bună combinație între rezistența mecanică, plasticitate, tenacitate, rezistență la oboseală și la coroziune sub sarcină. Este cunoscut faptul că aceste proprietăți sunt bune cu preponderență în sens longitudinal, prezintă o substanțială scădere în sensul lățimii și au valori foarte scăzute în sensul grosimii semifabricatelor.

Apare deci necesitatea eliminării limitelor primitive ale grăunților de turnare ca și necesitatea modificării structurii fibroase a semifabricatelor, aceștia fiind factorii reprezentativi care determină variația proprietăților.

Devine în mod esențial necesară, pentru a ataca de la bază problema, punerea la punct a unor variante tehnologice care să conducă la obținerea unor semifabricate laminate la cald cu structura pe cât posibil apropiată de cea ereditară de turnare și care să difere substanțial de cea fibroasă obținută prin metodele convenționale.

Cercetările experimentale efectuate în acest caz se referă la efectele pe care le produc tratamentele termomecanice intermediare asupra structurii și proprietăților semifabricatelor laminate la cald din aliaje de aluminiu de înaltă rezistență din sistemul Al-Zn-Mg-Cu. Rezultatele cercetărilor din literatura de specialitate, prezentate în capitolul 1 au constituit baza adoptării unor condiții de tratamente termice și de deformări plastice în măsură să admită un proces de recristalizare cu grăunți poliedrici într-o fază intermediară a variantei de prelucrare termomecanică.

În figura 3.1 se prezintă operațiile de TTMI utilizate de autor, pentru obținerea semifabricatelor laminate la cald din aliajul AlZn5Mg2CuCr. În aceeași figură, se prezintă, ca alternativă a tratamentului convențional cu îmbătrânire izotermă, un tratament termomecanic final TTMF bazat pe deformarea plastică prin laminare la rece realizată între două operații de îmbătrânire artificială. Acest tratament termomecanic final, la care se fac unele referiri în literatura de specialitate /3/, /7/, /8/, determină o stare de supradurificare a aliajului asociată cu scăderea limitată a valorilor plasticității.

Așa cum rezultă din schema prezentată în figura 3.1 prezentele experimentări sunt îndreptate spre două tipuri diferite de TTMI: primul tip cuprinde recristalizarea intermediară urmată de o deformare prin laminare la cald; în cel de-al doilea tip procesul de recristalizare reprezintă dimpotrivă, faza finală a etapei de deformare plastică a materialului.

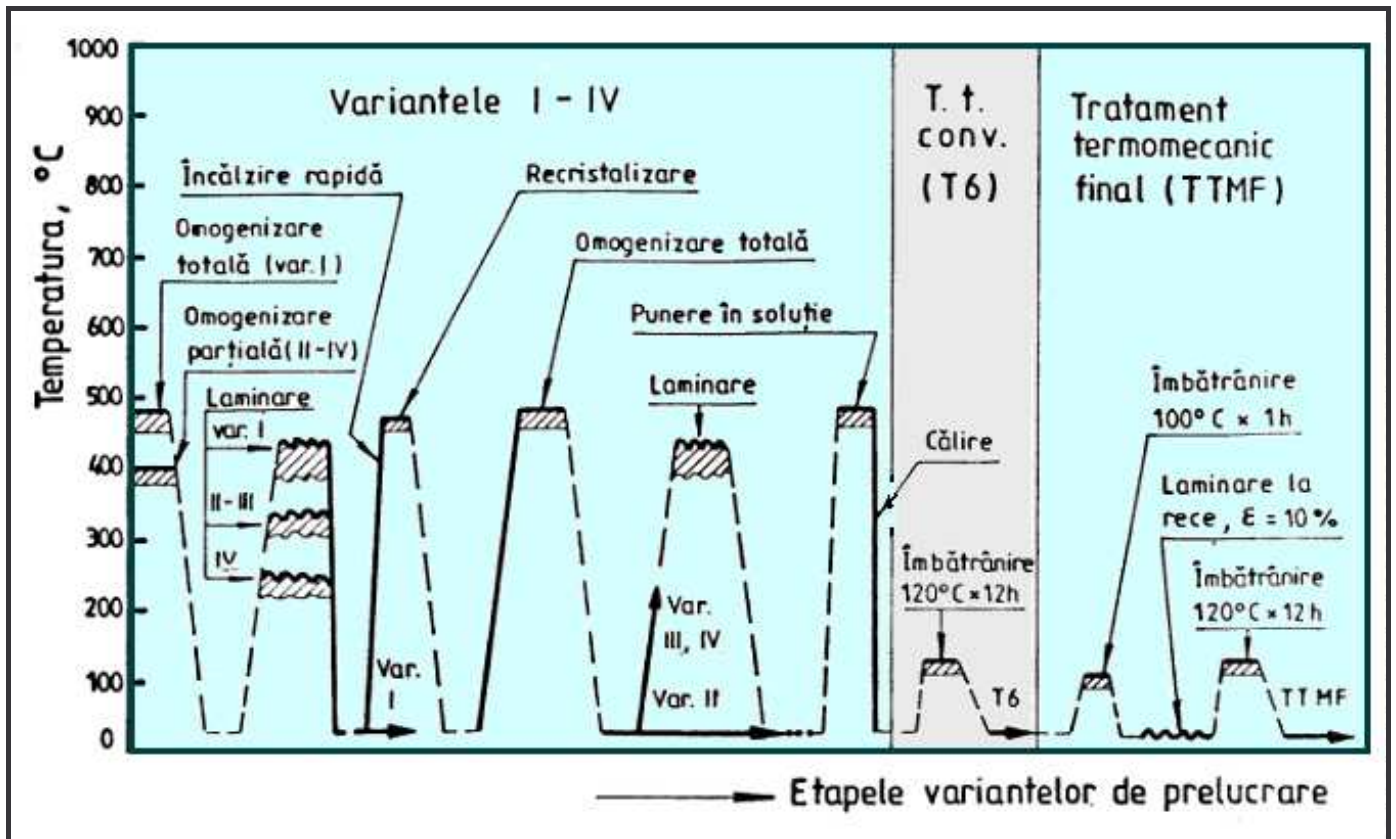


Fig. 3.1 Schema operațiilor TTMI, urmate de tratamente termice convenționale (pentru starea T6) sau de operații TTMF

Este necesar să se sublinieze că etapa de recristalizare care este în centrul atenției TTMI, acționează numai asupra aliajului parțial omogenizat (în care cea mai mare parte a elementelor antirecristalizante este încă în soluție) deformat la temperatură medie (vezi fig. 1.12). După recristalizare, realizată cu încălzire rapidă și la temperaturi ridicate semifabricatul s-a supus unei omogenizări puternic stimulate de domeniul de temperaturi corespunzător precipitării elementelor antirecristalizante. Prin acest tratament se realizează și completa dizolvare a fazelor eutectice și o distribuție uniformă a soluției solide, o precipitare fină și densă a particulelor antirecristalizante, scopul acestora fiind "congelarea" structurii obținute împiedicând în următoarele operații migrarea limitelor de grăunte.

3.2 Variantele experimentale

În tabelele 3.1-3.4 sunt redată condițiile adoptate ale variantelor de prelucrare care constau dintr-o variantă convențională de prelucrare, o variantă de TTMI și două variante combinate (TTMI + CONV)

Tabelul 3.1

Varianta I (laminare la cald convențională)

1. Elaborare și turnare lingouri	φ 275 mm
2. Debitare eşantioane	10 x 40 x 200 mm
3. Omogenizare totală	450°C x 8 ore + 480°C x 24 ore urmată de răcirea lentă cu cuptorul
4. Încălzire pentru laminare	430°C x 1 oră
5. Laminare la cald	430 - 380°C, $\epsilon_i = 8 - 18 \%$, $\epsilon_t = 70 \%$
Grosimea finală obținută	3 mm

Tabelul 3.2

Varianta II (TTMI - 1)

1. Elaborare și turnare lingouri	φ 275 mm
2. Debitare eşantioane	10 x 40 x 200 mm
3. Omogenizare parțială	400°C x 10 ore urmată de răcire lentă cu cuptorul
4. Încălzire pentru laminare	330°C x 1 oră
5. Laminare la cald	330 - 300°C urmată de răcire rapidă în apă la 30°C
Grosimea finală obținută	3 mm; $\epsilon_i = 8 - 18 \%$, $\epsilon_t = 70 \%$
6. Recoacere de recristalizare	475°C x 2 ore urmată de răcire în aer
7. Omogenizare totală	480°C x 24 ore urmată de răcire în aer

Tabelul 3.3

Varianta III (TTMI - 2)

1. Elaborare și turnare lingouri	φ 275 mm
2. Debitare eşantioane	10 x 40 x 200 mm
3. Omogenizare parțială	400°C x 10 ore
	urmată de răcire lentă cu cuptorul
4. Încălzire pentru laminare	330°C x 1 oră
5. Laminare la cald	330 - 300°C,
	urmată de răcire rapidă în apă la 30°C
Grosimea intermediară	4,4 mm ; $\epsilon_t = 56 \%$
6. Recoacere de recristalizare	475°C x 2 ore
	urmată de răcire în aer
7. Omogenizare totală	480°C x 24 ore
	urmată de răcire în aer
8. Reîncălzire pentru laminare	430°C x 30 minute.
9. Laminare la cald	430 - 380°C
Grosimea finală obținută	3 mm; $\epsilon_t = 32 \%$

Tabelul 3.4

Varianta IV (TTMI - 3)

1. Elaborare și turnare lingouri	φ 275 mm
2. Debitare eşantioane	10 x 40 x 200 mm
3. Omogenizare parțială	400°C x 10 ore
	urmată de răcire lentă cu cuptorul
4. Încălzire pentru laminare	250°C x 1 oră
5. Laminare la semicald	250 - 220°C
	urmată de răcire rapidă în apă la 30°C
Grosimea intermediară	4,4 mm ; $\epsilon_t = 56 \%$
6. Recoacere de recristalizare	475°C x 2 ore
	urmată de răcire în aer
7. Omogenizare totală	480°C x 24 ore
	urmată de răcire în aer
8. Reîncălzire pentru laminare	430°C x 30 minute.
9. Laminare la cald	430 - 380°C
Grosimea finală	3 mm; $\epsilon_t = 32 \%$

Pentru fiecare variantă de prelucrare s-au debitat din lingoul turnat din aliaj AlZn₅Mg₂CuCr (vezi compoziția chimică tabel 2.5) și neomogenizat câte 10 eșantioane cu dimensiunile 10 x 40 x 200 mm care, după ce au fost prelucrate prin cele patru variante propuse, au fost debitate transversal în câte două bucăți. S-au obținut două grupe de eșantioane care au fost supuse celor două tipuri de tratament final (vezi fig. 3.1).

În final eșantioanele au fost prelucrate prin frezare în conformitate cu cerințele STAS 200-1987 și supuse încercării la tracțiune.

În tabelul 3.5 se prezintă schema de reduceri utilizată la laminarea la cald a eșantioanelor omogenizate total sau parțial.

Tabelul 3.5

Schema de reduceri utilizată la laminarea la cald a aliajului AlZn₅Mg₂CuCr

Nr. crt.	H mm	h mm	Δ h mm	ε %	ε _t %
1	10,00	9,20	0,80	8,00	8,00
2	9,20	8,40	0,80	8,70	16,00
3	8,40	7,60	0,80	9,52	24,00
4	7,60	6,80	0,80	9,87	32,00
5	6,80	6,00	0,80	11,76	40,00
6	6,00	5,20	0,80	13,33	48,00
7	5,20	4,40	0,80	15,38	56,00
8	4,40	3,65	0,75	17,06	65,00
9	3,65	3,00	0,65	17,81	70,00

Examinând tabelele 3.1-3.4 se poate observa că varianta I reprezintă un procedeu convențional de prelucrare la cald cu omogenizare inițială totală, iar variantele II, III și IV reprezintă tratamente termomecanice intermediare care diferă între ele prin modalitatea de a efectua laminarea la cald intermediară și prin gradul de reducere realizat în stadiul final de prelucrare.

În ceea ce privește microstructura, în figurile 3.2 și 3.3 se prezintă aspectul aliajului AlZn₅Mg₂CuCr în stare brută de turnare și după omogenizarea parțială la 400°C timp de 10 ore.

Prin tratamentul termic de omogenizare parțială s-a obținut o solubilizare parțială a segregățiilor interdendritice și o precipitare fină neomogenă a particulelor bogate în crom și zirconiu, acestea distingându-se cu dificultate în soluția solidă.

Fig. 3.2 Microstructura
aliajului $AlZn_5Mg_2CuCr$
în stare brută de turnare.
Atac: HF 0,5 % (X500)

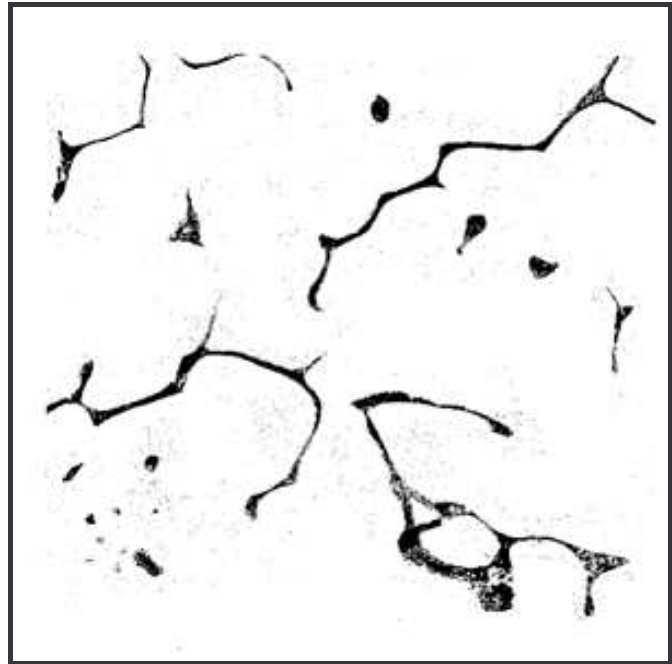
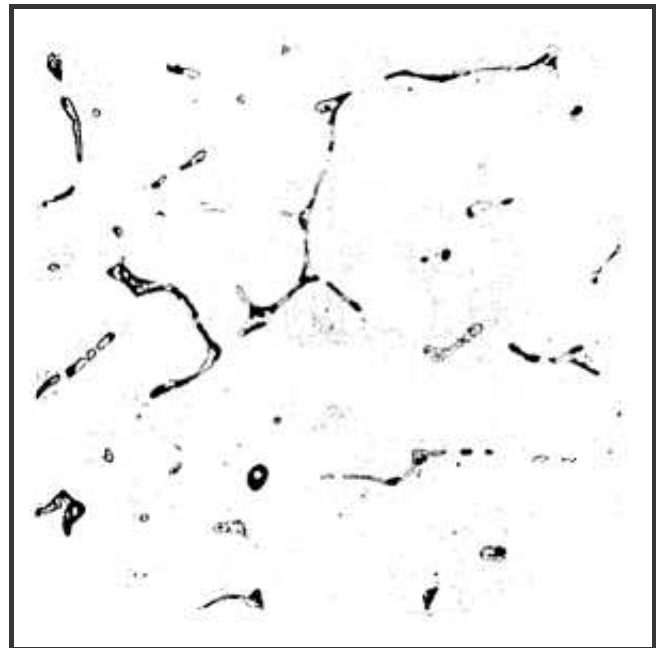


Fig. 3.3 Microstructura
aliajului $AlZn_5Mg_2CuCr$
după tratamentul de
omogenizare parțială la
400°C timp de 10 ore.
Atac: HF 0,5 % (X500)



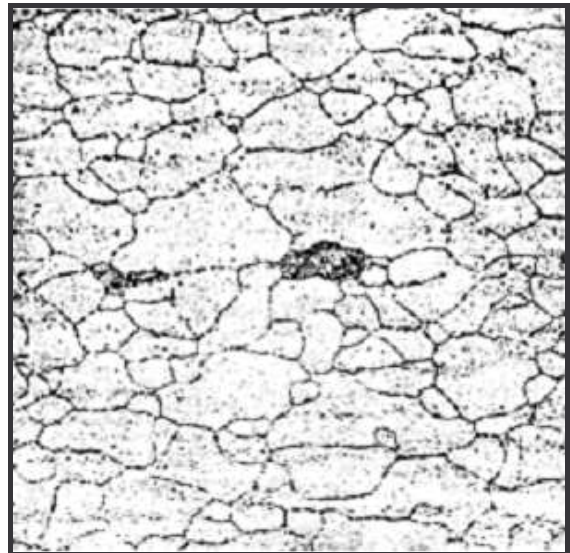
Micrografiile din figurile 3.4-3.7, executate în secțiune longitudinală a eșantioanelor, prezintă structura acestora la sfârșitul variantelor de prelucrare adoptate și după ciclul de tratament termic final.

Prin intermediul variantei I de prelucrare la cald convențională se obțin semifabricate laminate la cald cu grăunți grosolani, alungiți, corespunzători grăunților ereditari de turnare subdivizați la rândul lor în agregate de subgrăunți (v. fig. 3.4).

Fig. 3.4 Microstructura
semifabricatului laminat la
cald după varianta I.
Secțiune longitudinală.
Atac: HNO_3 25% la 70°C (X500)



Fig. 3.5 Microstructura
semifabricatului laminat la
cald obținut prin varianta II.
Atac: HNO_3 25% la 70°C (X500)

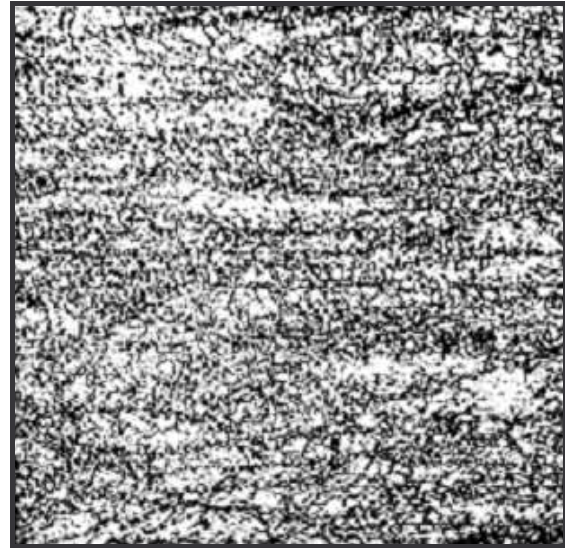


Variantele III și IV de tratament termomecanic, cuprinzând o deformare la cald după recristalizare, conduc la o structură caracterizată de grăunți mici alungiți, la rândul lor aceștia fiind compuși din agregate de subgrăunți (fig. 3.6 și fig. 3.7).

Fig. 3.6 Microstructura
semifabricatului laminat la
cald obținut prin varianta III.
Atac: HNO_3 25% la 70°C (X500)



Fig. 3.7 Microstructura semifabricatului laminat la cald obținut prin varianta IV. Atac: HNO₃ 25% la 70°C (X500)



Un important element de diferențiere între semifabricatele laminate la cald realizate prin cele patru variante utilizate este diversa morfologie și distribuție a particulelor conținând elemente antirecristalizante, care apar, în mod deosebit, mai fine și disperse și mai omogene la semifabricatele obținute prin tratamente termomecanice.

În tabelul 3.6 (vezi și anexa 1) sunt prezentate caracteristicile de rezistență și plasticitate ale semifabricatelor realizate conform celor patru variante și supuse în final tratamentului convențional de tip T6 (călire și îmbătrânire artificială) și, respectiv, unui tratament termomecanic final (vezi fig. 3.1).

Tabelul 3.6

Proprietățile mecanice ale semifabricatelor laminate la cald din aliaj AlZn₅Mg₂CuCr în starea T6 și prelucrate prin TTMF (valori medii pentru 7 - 10 determinări)

Varianta	T6				TTMF			
	Rm MPa	Rp0,2 MPa	A5 %	Z %	Rm MPa	Rp0,2 MPa	A5 %	Z %
I	632	566	8,4	17,5	674	641	4,7	13,7
II	625	564	12,2	38,8	666	638	7,7	32,2
III	626	571	10,6	33,7	670	635	7,0	27,7
IV	635	575	11,4	35,6	665	632	7,9	35,1

Rezultatele obținute arată faptul că în starea T6 (călire 480°C x 2h și îmbătrânire artificială la 120°C x 12 ore) semifabricatele laminate la cald obținute prin TTMI au valori ale rezistenței mecanice (R_m, R_{p0,2}) de același ordin de mărime cu

ale semifabricatelor obținute prin prelucrare convențională, fiind caracterizate, în raport cu acestea din urmă, de valori ale alungirii la rupere și, mai ales, de valori ale stricțiunii sensibil mai ridicate, deci de o plasticitate mai ridicată.

Îmbunătățiri semnificative ale caracteristicilor mecanice de rezistență se constată la semifabricatele laminate la cald (varianta I) sau prelucrate prin TTMI (variantele II - IV) în cazul în care, în final, au fost supuse TTMF (călire la 480°C x 2 ore, îmbătrânire artificială la 100°C x 1 oră, laminare la rece cu $\epsilon = 10 \%$ și îmbătrânire artificială la 120°C x 12 ore).

Condițiile cele mai avantajoase s-au obținut în varianta III + TTMF când la o alungire $A_5 = 7 \%$, minimă admisă de normele de aviație, proprietățile de rezistență mecanică obținute au crescut la $R_m = 670 \text{ MPa}$ și, respectiv, $R_{p0,2} = 635 \text{ MPa}$.

Pentru o mai bună identificare a diferitelor stări structurale în special pentru a studia particulele disperse bogate în elemente antirecristalizante, este necesar ca unele eșantioane realizate prin tratament termomecanic să se studieze cu microsonda electronică (vezi fig. 3.8 - 3.15).

Pentru aceste condiții s-a studiat repartiția elementelor de aliere în structura și fazele aliajului AlZn5Mg2CuCr precum și caracteristicile fractografice ale acestuia.

Imaginea de compoziție a fazelor din structura aliajului este prezentată în fig. 3.8. Din imaginea de compoziție iese în evidență faptul că a fost aplicat un tratament termic de omogenizare pentru aducerea fazelor în echilibru. Structura aliajului este deci constituită din eutectice și compuși pe fond de soluție solidă de aluminiu.

Imaginile de raze X pentru cupru și magneziu sunt prezentate în fig. 3.9 și 3.10. Din imaginile de raze X se observă că atât cuprul cât și magneziul sunt prezentate în soluția solidă de aluminiu, precum și sub formă de compuși CuMgZn insolubili la tratamentul de punere în soluție. Totodată, din imaginea de raze X pentru magneziu rezultă existența unor compuși numai pe bază de magneziu.

Din imaginea de raze X pentru zinc (fig. 3.11) rezultă că zincul din aliaj se dizolvă în totalitate în masa de bază formând o soluție solidă aluminiu - zinc fără a da naștere la compuși a căror concentrație în zinc să fie mai mare decât cea a soluției solide.

Repartiția fierului și manganului sunt prezentate în fig. 3.12 și 3.13. Din imaginile de repartiție ale fierului și manganului se observă că manganul asociat cu fierul este prezent în compușii intermetalici separați, alături de care apare și cuprul în cantitate mică. Din imaginea de repartiție a fierului se observă că acesta este repartizat uniform în soluția solidă de aluminiu.



Fig. 3.8 Imaginea de compoziție a fazelor aliajului $\text{AlZn}_5\text{Mg}_2\text{CuCr}$
Mărire: 1200:1

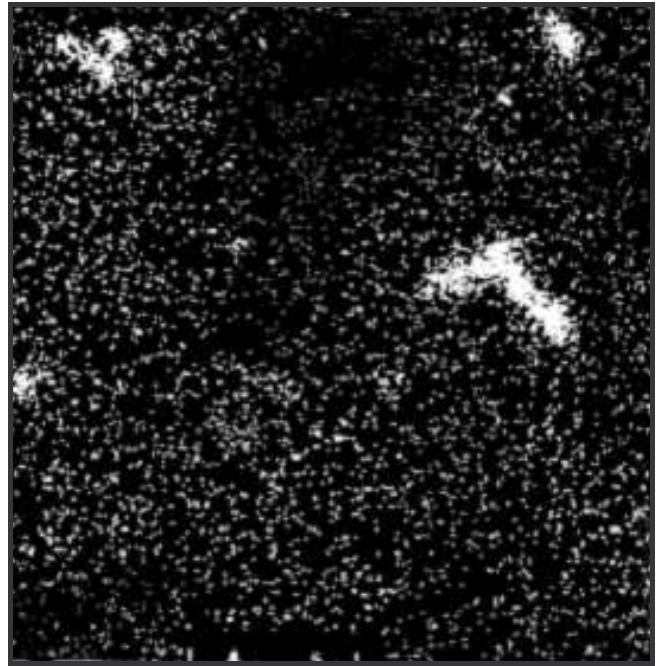


Fig. 3.9 Imaginea de raze X a cuprului



Fig. 3.10 Imaginea de raze X a magneziului

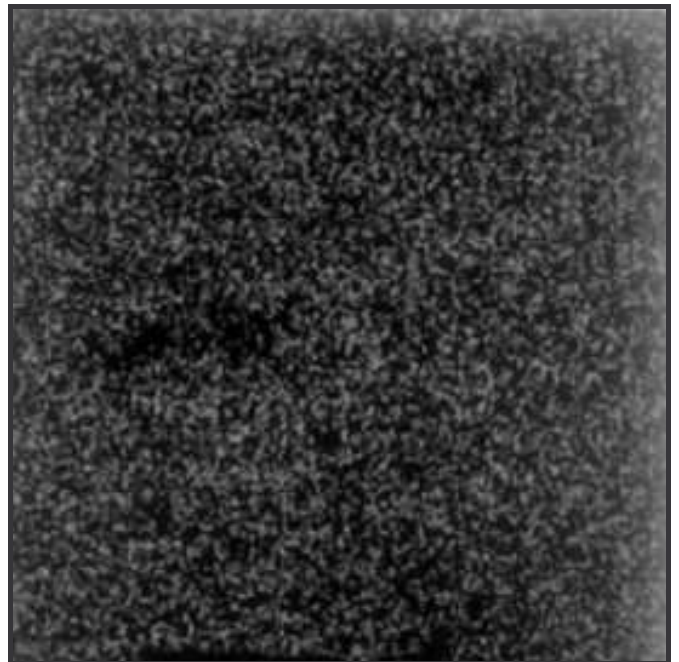


Fig. 3.11 Imaginea de raze X a zincului



Fig. 3.12 Repartiția fierului

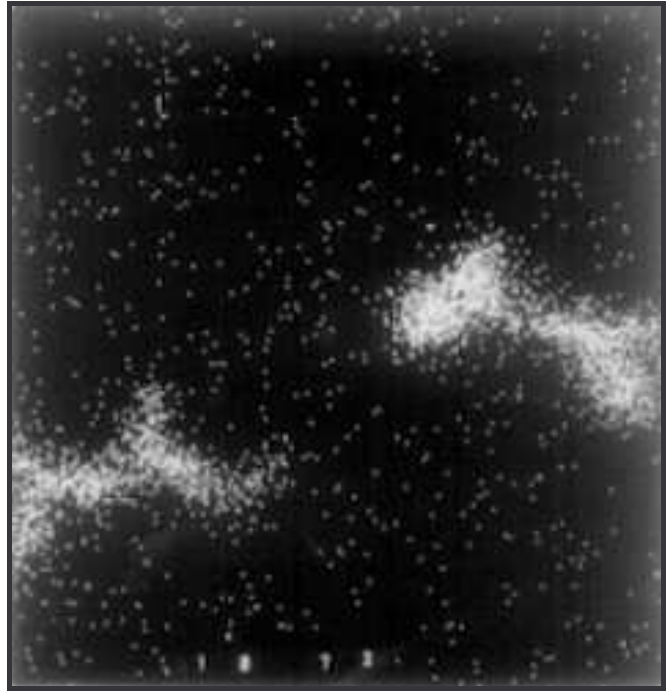


Fig. 3.13 Repartiția manganului

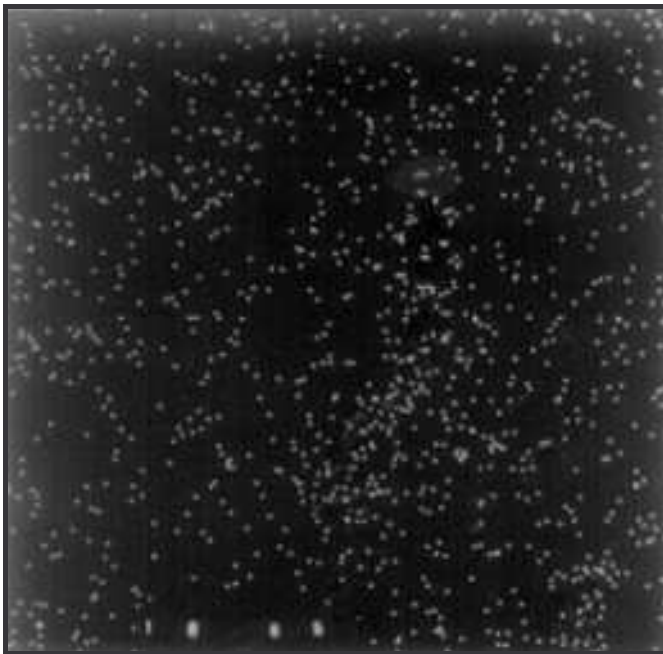


Fig. 3.14 - Repartiția cromului

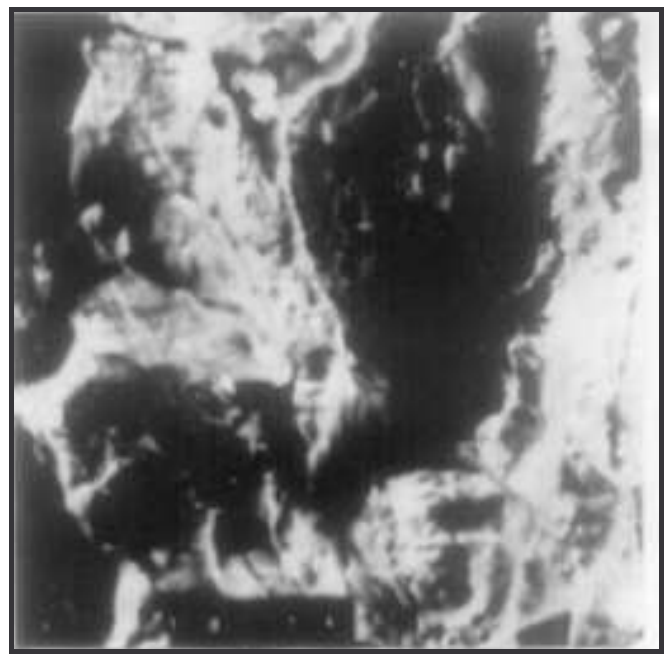


Fig. 3.15 - Imaginea fractografică a
aliajului $AlZn_5Mg_2CuCr$
Mărire: 600 : 1

Repartiția cromului este redată în fig. 3.14. Din această figură se observă faptul că cromul este microrepartizat sub formă de compuși cu fierul și aluminiul primar în toată masa soluției solide.

Aspectul suprafeței de rupere reprezentată în figura 3.15 arată că ruperea are caracter mixt, ductil cu fragil.

3.3 Observații și concluzii

Rezultatele experimentale obținute pentru semifabricatele laminate la cald din aliaj $AlZn_5Mg_2CuCr$ privind îmbunătățirea proprietăților de rezistență și plasticitate prin tratamente termomecanice au demonstrat validitatea ipotezei prelucrării inițiale, adică faptul că anumite modificări oportune ale structurii cristaline pot conduce la îmbunătățirea combinațiilor dintre aceste proprietăți.

S-au obținut, prin tratament termomecanic intermediar, sensibile îmbunătățiri ale caracteristicilor de plasticitate (alungirea mai mare de aproximativ 1,5 ori, iar stricțiunea aproximativ dublă), însă aceste îmbunătățiri sunt legate de valorile rezistenței mecanice (R_m și $R_{p0.2}$) care s-au obținut comparabile sau ușor inferioare celor ale semifabricatelor laminate la cald conform variantei convenționale.

Rezultatele la care s-a ajuns sunt în totală concordanță cu observațiile microstructurale. Trebuie subliniat însă că pentru eficacitate maximă, în ceea ce privește mai ales caracteristicile mecanice, este necesar să se obțină o structură recristalizată cât mai apropiată posibil de cea propusă, adică să fie constituită din grăunți fini și echiaxiali. Realizarea acestui obiectiv, care poate fi rezolvat relativ ușor la nivel de laborator, pentru semifabricate de grosimi reduse, prezintă desigur anumite dificultăți în ceea ce privește asimilarea procedeelor la nivel industrial în cazul semifabricatelor de grosime mare din aliaje Al-Zn-Mg-Cu conținând și alte elemente de adaos.

Se remarcă, din tabelul 3.6, că în varianta III + TTMF s-a obținut cel mai avantajos complex de proprietăți ($R_m = 670$ MPa, $R_{p0.2} = 635$ MPa și $A_5 = 7,0$ %).

Din interpretarea unitară a imaginilor de compoziție a fazelor, de repartiție a principalelor elemente de aliere și a imaginilor fractografice pentru această variantă rezultă că tratamentele termomecanice efectuate pentru aliajul de înaltă rezistență $AlZn_5Mg_2CuCr$ au condus la o structură cu faze în echilibru, constituită din eutectice și compuși intermetalici pe fond de soluție solidă de aluminiu.

În soluția solidă de aluminiu sunt dizolvate parțial Cu și Mg în timp ce Zn și elementele de microaliere sunt dizolvate în totalitate, tratamentele termomecanice fiind deci efectuate în condiții foarte apropiate de cele optime.

Această variantă se va lua în studiu în cadrul capitolului 5 prin experiment programat și prin modelarea și optimizarea parametrilor atât de TTMI cât și de TTMF.



M. V. Suciu - Teza de doctorat

**CERCETĂRI PRIVIND DEFORMAREA
PLASTICĂ ȘI TRATAMENTUL TERMIC AL
UNOR ALIAJE DE ALUMINIU SPECIALE
DESTINATE INDUSTRIEI AERONAUTICE**

Capitolul 4

**CERCETĂRI PRIVIND INFLUENȚA TRATAMENTELOR
TERMOMECHANICE ASUPRA STRUCTURII ȘI
PROPRIETĂȚILOR MECANICE ALE BENZILOR LAMINATE
LA CALD ȘI LA RECE DIN ALIAJE DE ALUMINIU DE ÎNALTĂ
REZISTENȚĂ DE TIP Al-Cu-Mg**

4.1 Precizarea obiectivelor urmărite

Aliajele de aluminiu durificabile prin tratamente termice de tip duraluminiu pot fi supuse diferitelor variante de tratament termomecanic în funcție de starea finală cerută produselor laminate (vezi tabelul 2.1, pag. 38).

Pentru realizarea scopului prezentelor cercetări - de a se determina parametri tehnologici optimi ai laminării la rece și ai tratamentului termic de durificare, astfel încât să se confere produsului finit proprietățile cerute de normele internaționale de aviație - s-au propus următoarele obiective: determinarea caracteristicilor mecanice și structurale ale benzii laminate la cald utilizată ca semifabricat inițial; determinarea gradului total de reducere care se poate aplica între două recoaceri intermediare prin utilizarea a patru variante de laminare la rece cu grade totale de reducere diferite; determinarea condițiilor de încălzire în vederea călirii; determinarea condițiilor de dresare a benzii călite; determinarea condițiilor de îmbătrânire a benzilor călite și dresate.

S-a urmărit cercetarea experimentală la nivel de laborator a următoarelor variante de tratament termomecanic: călire urmată de laminare la rece și îmbătrânire naturală (starea T3) și călire urmată de îmbătrânire naturală (starea T4).

În afară de aceste două variante s-au mai experimentat două variante neconvenționale care constau din călire, deformare la rece, îmbătrânire naturală și îmbătrânire artificială (T3') și, respectiv, călire îmbătrânire naturală și îmbătrânire artificială (T4').

Cercetările experimentale efectuate au urmărit stabilirea condițiilor tehnologice optime de fabricație industrială a produselor plate din aliajul AlCu4Mg1,5Mn tip duraluminiu în condițiile S.C. ALPROM S.A. Slatina.

4.2 Caracteristicile mecanice și structurale ale benzilor laminate la cald

Materialul utilizat în cercetările experimentale de față este constituit din eșantioane debitate din bandă laminată la cald cu dimensiunile 6,2 x 25 x 200 mm provenită din sleburile turnate semicontinuu la S.C. ALPROM S.A. Slatina. Compoziția chimică a fost prezentată în tabelul 2.5.

Avându-se în vedere că după laminarea la cald banda obținută prezintă un grad de ecruisare variabil atât de la un eșantion la altul cât și pe lungimea aceluiși eșantion, ca urmare a nestăpânirii precise a temperaturii de sfârșit de laminare, s-a aplicat un tratament termic de recoacere de recristalizare prin care se îmbunătățește simțitor capacitatea de deformare a aliajului la laminarea în continuare la rece.

După recoacerea de recristalizare (încălzire la 415°C, menținere 3 ore, răcire dirijată cu cuptorul până la 350°C cu 25°C/h urmată de răcire în aer /11/) proprietățile mecanice obținute pentru benzi au fost:

$$R_m = 180 \text{ MPa}; A_s = 13,5 \%; HB = 48,5 \text{ și } HRB = 17,5. \quad (4.1)$$

Analizând metalografic semifabricatul laminat la cald se constată că acesta prezintă cristale de culoare deschisă de compus $(\text{CuFeMg})\text{Al}_6$ (fig. 4.1), cristale întunecate de CuMg_2Al_2 și particule fin dispersate de CuMgAl_2 .

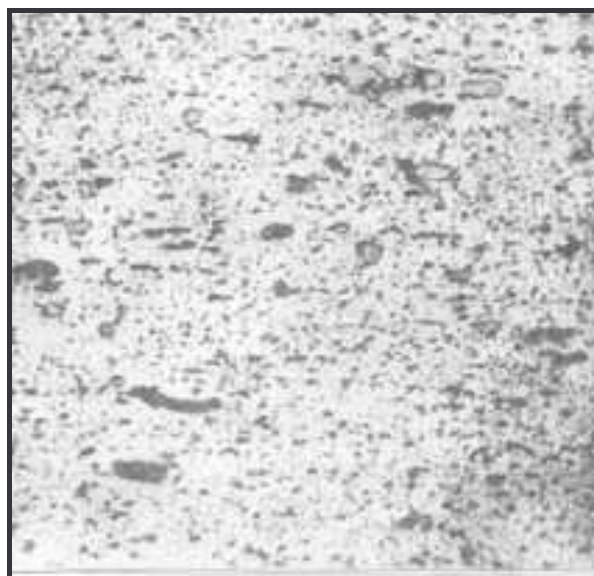
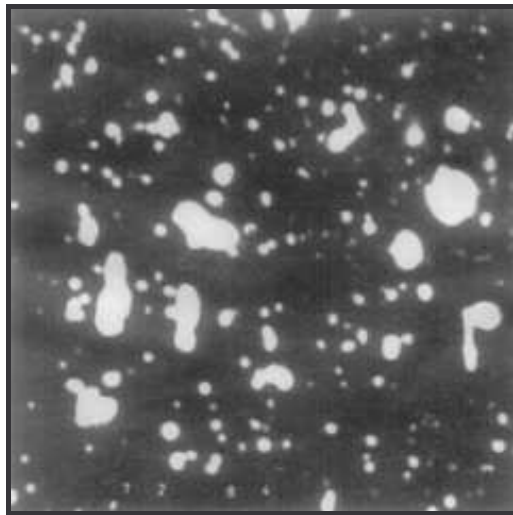
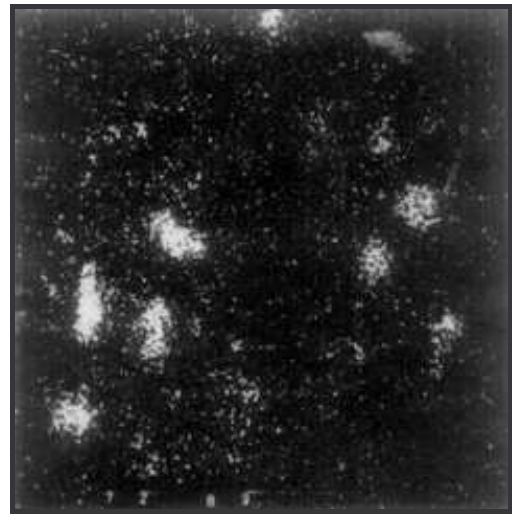


Fig. 4.1 Microstructura semifabricatului laminat la cald din aliaj $\text{AlCu}_4\text{Mg}_{1,5}\text{Mn}$.
Atac: HF 0,2 % (X 500)

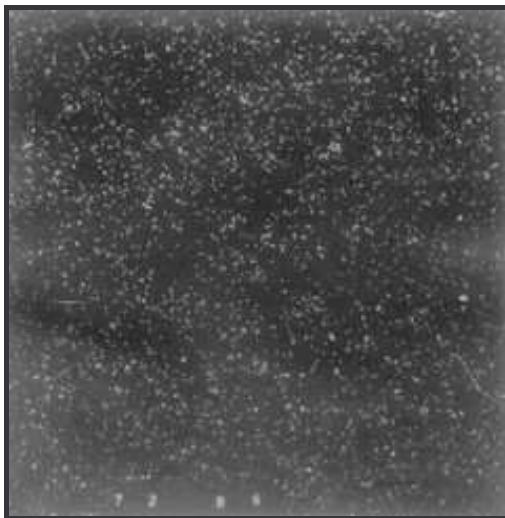
Identificarea fazelor a fost confirmată de explorarea materialului cu ajutorul microsondei electronice și rezultatele sunt prezentate în figura 4.2.



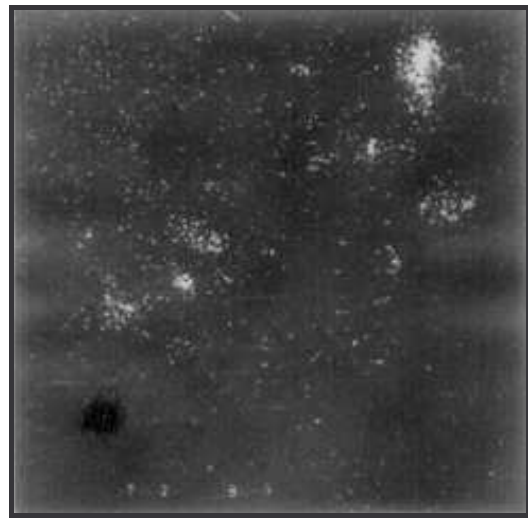
- a -



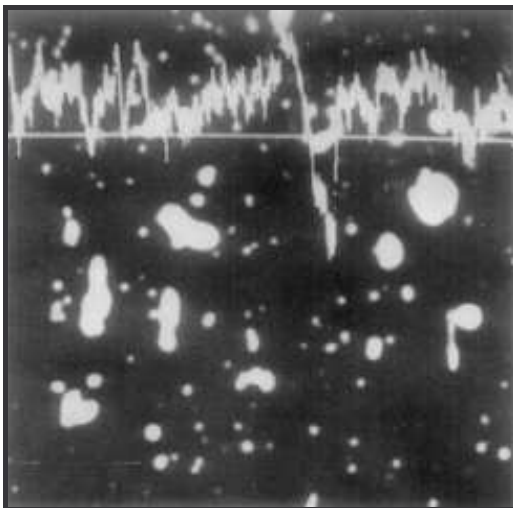
- b -



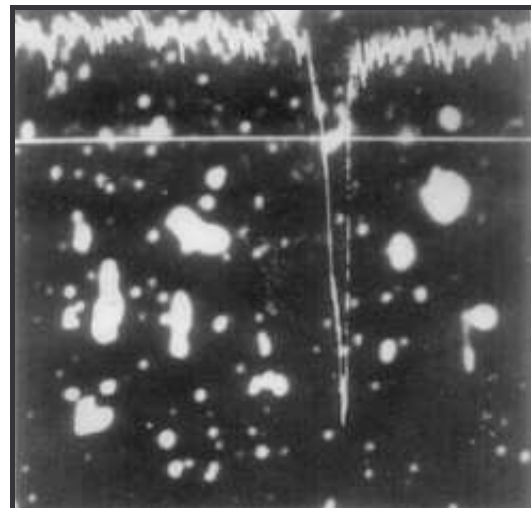
- c -



- d -



- e -



- f -

Fig. 4.2 Identificarea fazelor cu microsonda electronică:
 a - imagine de compoziție; b - repartiția cuprului; c - repartiția manganului; d - repartiția magneziului; e - profilul concentrației de mangan; f - profilul concentrației de fier.

În ceea ce privește aspectul microstructural al aliajului în stare recoaptă (fig. 4.3) se observă ușoare separări de faze intermediare la limitele grăunților.

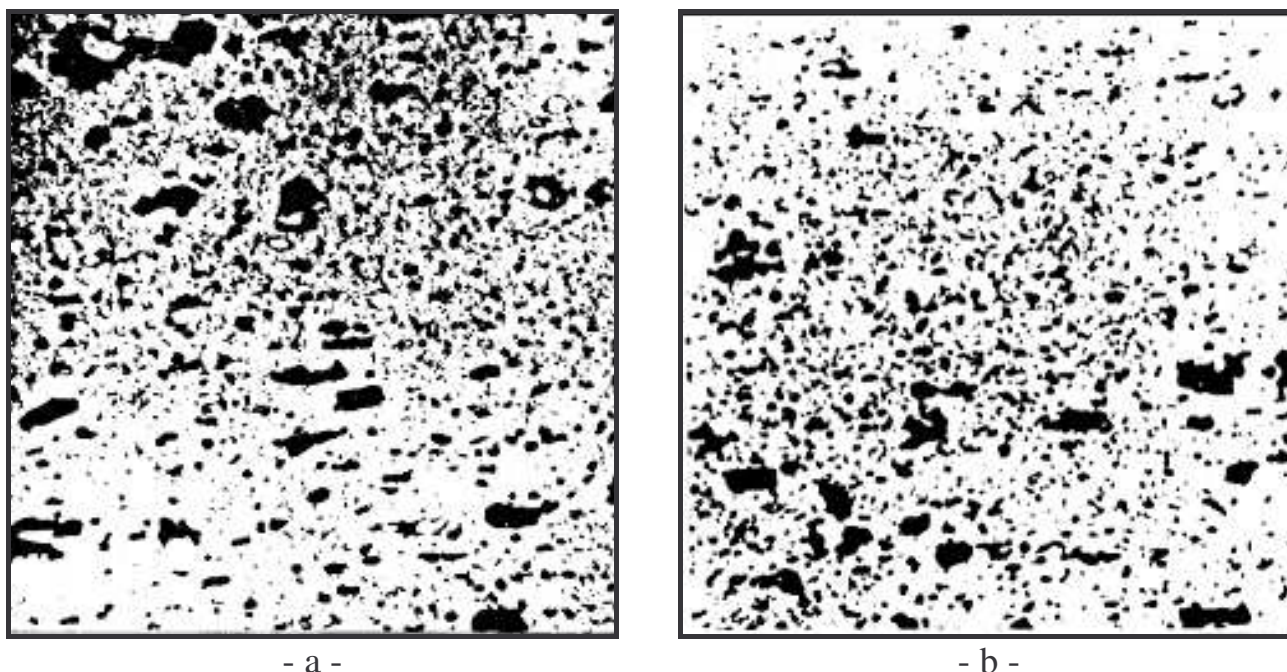


Fig. 4.3 - Microstructurile semifabricatului inițial din aliaj $\text{AlCu}_4\text{Mg}_{1.5}\text{Mn}$ în stare recoaptă:
a - longitudinal; b - transversal

4.3 Variantele de tratament termomecanic cercetate

Pentru efectuarea tratamentelor termomecanice propuse eșantioanele prelevate din bandă laminată la cald au fost supuse, după tratamentul termic de recoacere de recristalizare, laminării la rece în patru variante respectiv cu grade totale de reducere diferite, între 40 și 70 %.

Laminarea la rece a eșantioanelor cu grade totale de reducere de 40, 50, 60 și 70 %, corespunzătoare celor patru variante de scheme de reduceri utilizate (tabelul 4.1), s-a efectuat în câte patru treceri cu grade de reducere parțiale crescătoare și cuprinse între 10 și 35 %.

Pentru fiecare dintre cele patru variante adoptate s-au laminat câte zece eșantioane, obținându-se benzi laminate la rece cu grosimi între 1,86 și 3,72 mm care au constituit materialul experimental utilizat în continuare pentru stabilirea parametrilor de tratament termic.

Tabelul 4.1

Variantele utilizate pentru laminarea la rece a benzilor din aliaj $AlCu_4Mg_{1,5}Mn$

Nr. crt.	Varianta I				Varianta II			
	H mm	Δh mm	ϵ_i %	ϵ_t %	H mm	Δh mm	ϵ_i %	ϵ_t %
0	6,20	-	-	-	6,20	-	-	-
1	5,53	0,67	10,80	10,8	5,29	0,91	14,7	14,7
2	4,88	0,65	11,78	21,3	4,47	0,82	15,5	27,9
3	4,28	0,60	12,30	31,0	3,74	0,73	16,3	39,7
4	3,72	0,56	13,10	40,0	3,10	0,64	17,1	50,0
	Varianta III				Varianta IV			
0	6,20	-	-	-	6,20	-	-	-
1	5,00	1,20	19,30	19,30	4,67	1,33	21,45	21,45
2	4,00	1,00	20,00	35,50	3,67	1,20	24,64	40,80
3	3,17	0,83	20,75	48,80	2,67	1,00	27,25	56,90
4	2,48	0,69	21,76	60,00	1,86	0,81	30,33	70,00

În tabelul 4.2 sunt centralizate valorile caracteristicilor mecanice determinate pentru fiecare variantă de laminare la rece.

Tabelul 4.2

Proprietățile mecanice obținute la laminarea la rece a benzilor din aliaj $AlCu_4Mg_{1,5}Mn$ după cele patru variante adoptate; valori medii pentru minimum două determinări

Varianta		Numărul trecerii				
		0	1	2	3	4
I	R_m , MPa	180,0	190,2	211,2	226,3	230,5
	A_5 , %	13,5	8,2	5,6	3,7	2,8
	HB, 2,5/62,5	48,5	56,0	60,8	66,2	70,5
II	R_m , MPa	180,0	207,0	225,2	232,0	249,6
	A_5 , %	13,5	7,5	4,2	3,1	2,4
	HB, 2,5/62,5	48,5	68,6	67,0	71,2	74,4
III	R_m , MPa	180,0	210,0	232,3	248,5	256,8
	A_5 , %	13,5	5,3	3,7	2,5	2,0
	HB, 2,5/62,5	48,5	61,0	69,1	73,2	75,5
IV	R_m , MPa	180,0	212,2	242,3	255,6	265,5
	A_5 , %	13,5	4,7	2,9	2,1	1,7
	HB, 2,5/62,5	48,5	63,0	70,8	75,0	76,6

Prin prelucrarea matematică a rezultatelor experimentale obținute în urma etapei de laminare la rece, a încercărilor la tracțiune și a determinărilor de duritate, au rezultat următoarele ecuații de regresie privind influența gradului de reducere aplicat la laminarea la rece asupra proprietăților mecanice ale benzilor din aliaj AlCu₄Mg_{1,5}Mn (fig. 4.4):

$$R_m = R_{mi} + 134,9 \cdot \epsilon^{0,973} \quad (r = 0,962) \quad (4.2)$$

$$A_5 = A_{5i} - 14,96 \cdot \epsilon^{0,417} \quad (r = 0,957) \quad (4.3)$$

$$HB = HB_i + 41,4 \cdot \epsilon^{0,730} \quad (r = 0,985) \quad (4.4)$$

în care: R_{mi} , A_{5i} și HB_i reprezintă rezistența la rupere, alungirea la rupere și duritatea Brinell în starea inițială;

R_m , A_5 și HB - aceleași proprietăți după laminarea la rece;

r - coeficientul de corelație.

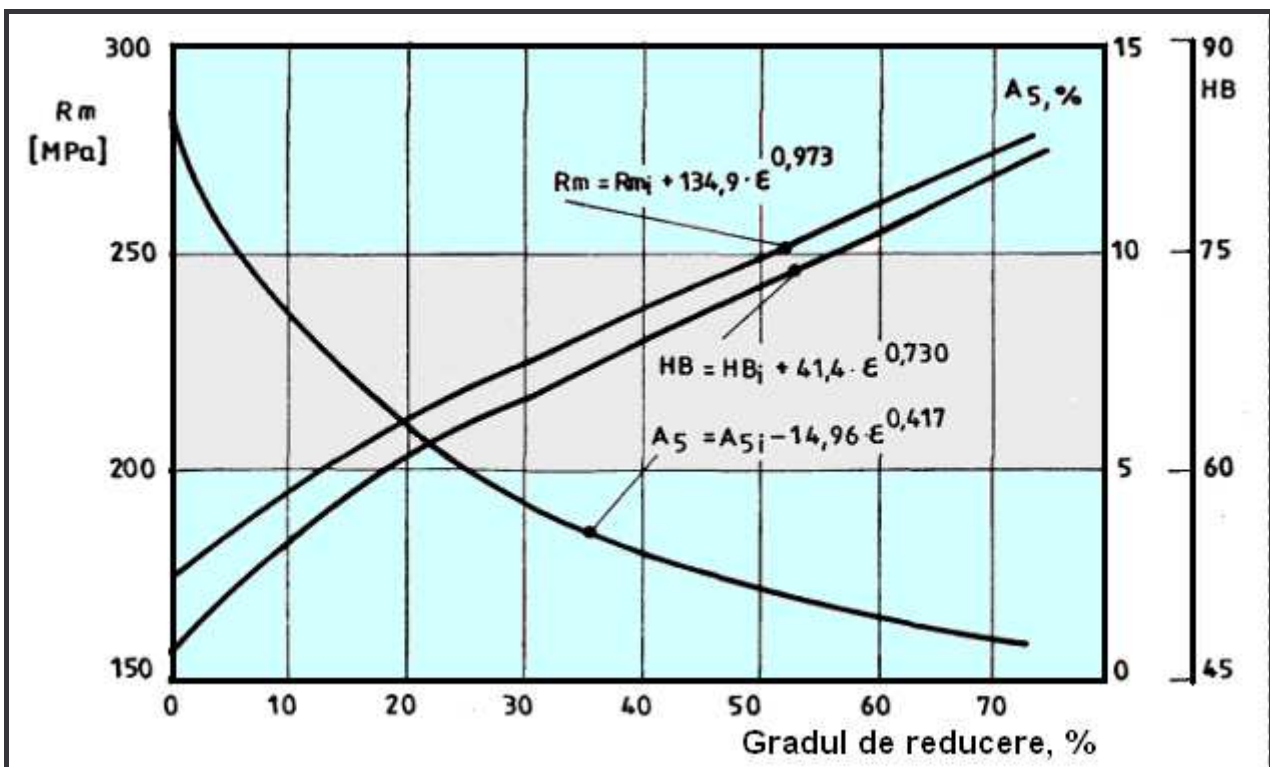
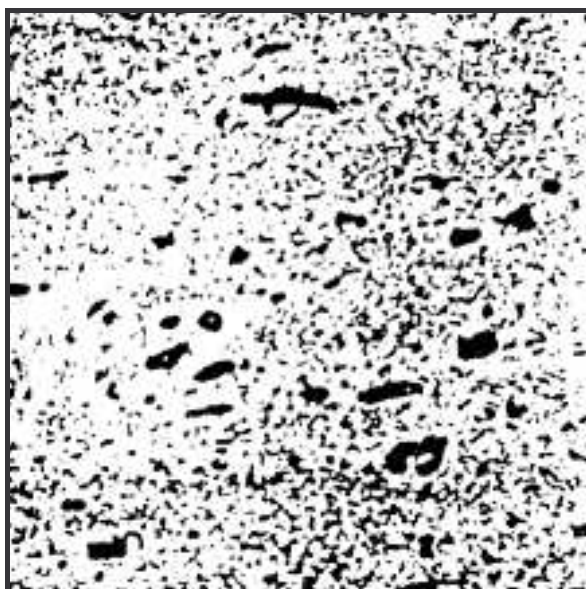
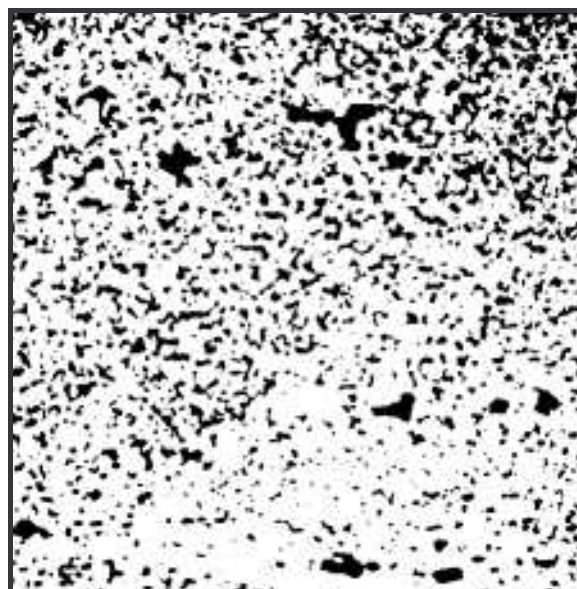


Fig. 4.4 Variația rezistenței la rupere, a alungirii specifice și a durității Brinell în funcție de gradul total de reducere aplicat la laminarea la rece a benzilor din aliajul de aluminiu AlCu₄Mg_{1,5}Mn.

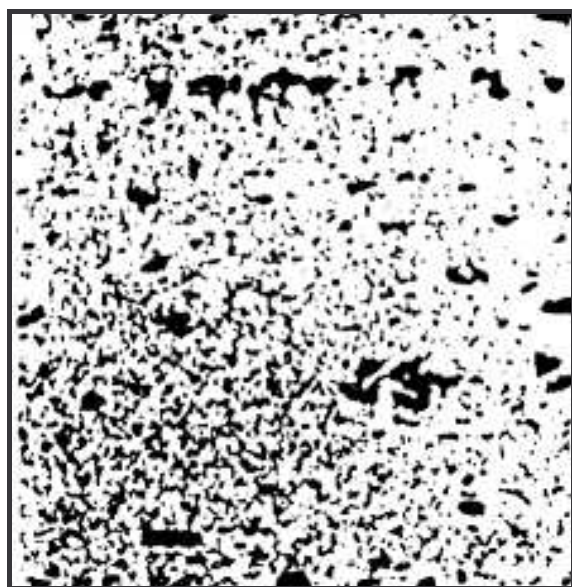
Examinând micrografiile efectuate pe eșantioanele laminate la rece după cele patru variante de scheme de reduceri (fig. 4.5) se observă că șirurile de precipitate sunt tot mai dese, pe măsură ce gradul de deformare crește, ca urmare a sfărâmării structurii ceea ce determină o creștere suplimentară a durității materialului în raport cu cea realizată prin ecrusarea matricei de aluminiu.



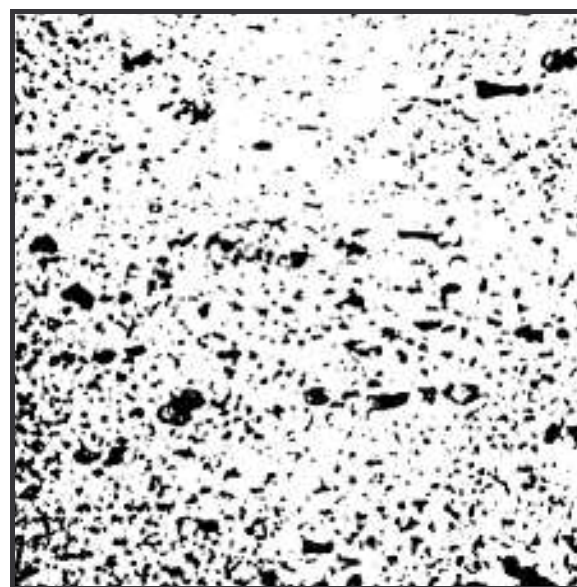
- a -



- b -



- c -



- d -

Fig. 4.5 Microstructurile aliajului $AlCu_4Mg_{1.5}Mn$ în stare ecrusată prin laminare la rece:

a - varianta I ; b - varianta II ;
c - varianta III; d - varianta IV

Eșantioanele rezultate din fiecare variantă de laminare la rece au fost supuse călirii în apă de la trei temperaturi de încălzire (495, 505 și 515°C x 15 minute, temperatura apei 50°C) după care eșantioanele călite de la 505°C au fost împărțite în două grupe: eșantioanele din prima grupă au fost laminate la rece cu trei grade de reducere diferite și anume de 5, 10 și 15 % (variantele A din tabelul 4.3), iar cele din a doua grupă au fost lăsate la temperatura mediului ambiant pentru îmbătrânire naturală (variantele B). O parte din eșantioanele din ambele grupe au fost supuse, în final, tratamentului termic de îmbătrânire artificială la temperatura de 190°C timp de 15 ore (variantele C și D, tabelul 4.3).

Tabelul 4.3

Variantele de tratament termomecanic final adoptate

Varianta A (T3)	Varianta B (T4)	Varianta C (T3')	Varianta D (T4')
Punere în soluție	Punere în soluție	Punere în soluție	Punere în soluție
Călire	Călire	Călire	Călire
Laminare la rece	Îmbătrânire naturală	Laminare la rece	Îmbătrânire naturală
Îmbătrânire naturală		Îmbătrânire naturală	Îmbătrânire artificială
		Îmbătrânire artificială	

Toate eșantioanele cercetate au fost prelucrate în final prin frezare în conformitate cu cerințele STAS 200 - 1987 și au fost supuse încercării la tracțiune pentru determinarea rezistenței și a alungirii la rupere. Duritatea eșantioanelor s-a măsurat prin metoda Rockwell cu bila de 1/16" și sarcina de 100 daN pentru duritatea HRB și bila de 1/16" și sarcina de 60 daN pentru duritatea HRF.

4.4 Rezultate și concluzii

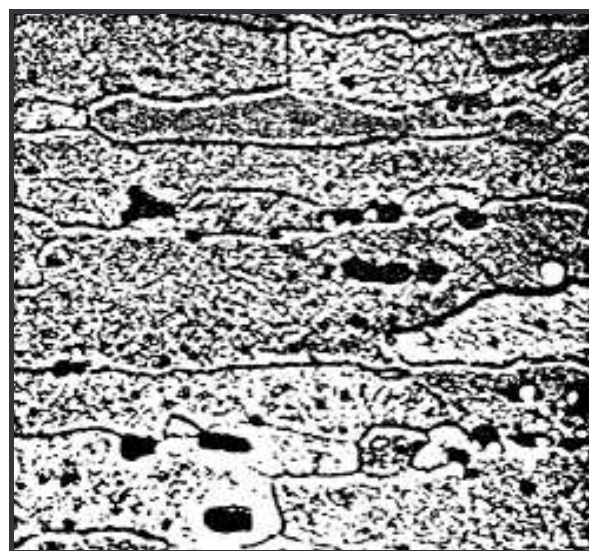
Influența tratamentului termic de călire, a deformării la rece și a tratamentelor termice de îmbătrânire artificială și naturală asupra proprietăților mecanice ale benzilor din aliajul AlCu₄Mg_{1,5}Mn laminate la rece s-a pus în evidență prin variația durității materialului pe parcursul diferitelor faze de tratament termic și mecanic, precum și prin măsurători ale rezistenței și alungirii la rupere, la încercarea prin tracțiune.

Tratamentul termic de călire pentru punere în soluție efectuat de la temperaturile de 496, 505 și 515°C al eșantioanelor laminate la rece conform celor patru variante (cu reduceri totale de 40, 50, 60 și 70 %) a condus la o ușoară creștere a durtății (cu circa 2 unități HRF) pentru gradul minim de reducere și a scăzut în măsură sporită pentru gradele mai mari (până la circa 10 unități HRF pentru reducerea totală de 70 %) pentru toate temperaturile de călire (vezi anexa II). Valorile durtății după călirea de punere în soluție sunt între 80-84 HRF, respectiv 42-50 HRB; valorile medii minime s-au obținut pentru temperatura de 515°C și cele maxime pentru temperatura de 505°C.

Microstructurile eșantioanelor călite (fig. 4.6) prezintă grăunți cu faze intermediare precipitate care nu au fost puse în soluție pentru cele trei temperaturi de călire.



- a -



- b -



- c -

Fig. 4.6 Microstructurile eșantioanelor în stare călită de la: a-515°C;b-505°C;c-495°C și îmbătrânite natural.

Atac: HF 0,2 % (X 500)

Comparând aceste microstructuri cu cele ale eșantioanelor ecrusate (vezi figura 4.5) se observă o scădere pronunțată a cantității de faze intermediare corespunzător punerii în soluție. Se observă urme ale unui început de topire la temperatura de 515°C cu foarte mici separări de eutectic.

Mărimea de grăunte nu a fost influențată în acest interval de temperaturi.

Deformarea la rece a eșantioanelor călite de la 505°C s-a efectuat cu trei grade de reducere: 5, 10 și 15 % (varianta A). S-a obținut o creștere de duritate de la circa 48-50 HRB la 68-70 HRB pentru 5 % reducere, 70-72 HRB pentru 10 % reducere și 74-76 HRB pentru 15 % reducere (vezi anexa III).

Îmbătrânirea naturală a eșantioanelor călite de la 505°C și laminate la rece cu un grad de reducere de 15 % (varianta A) a condus la creșterea în continuare a durității, valorile maxime după 72 ore fiind cuprinse între 80-83 HRB. Ecuația de regresie determinată pentru eșantioanele îmbătrânite natural conform variantei A de tratament este:

$$HRB = HRB_i + 1,466 \tau^{0,453} \quad (4.5)$$

în care: HRB , HRB_i reprezintă duritatea la un anumit interval de timp și, respectiv, duritatea inițială,

τ - timpul de îmbătrânire naturală, iar curba de variație a durității în timpul îmbătrânirii naturale este prezentată în figura 4.7 a.

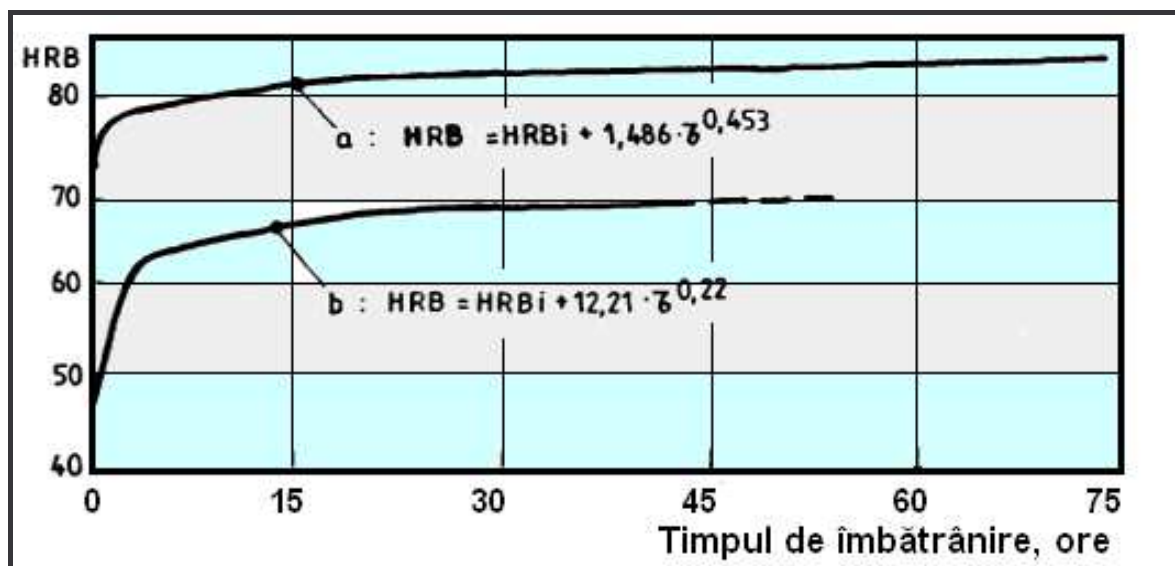


Fig. 4.7 Variația durității eșantioanelor din aliaj AlCu₄Mg_{1,5}Mn în timpul îmbătrânirii naturale:

a - varianta A ; b - varianta B.

Îmbătrânirea naturală după călire (varianta B) a condus la creșteri de duritate care tind către 93-95 HRF respectiv 66-68 HRB (vezi anexa II) după o durată de 24 ore. Rezistența și alungirea la rupere a eșantioanelor îmbătrânite natural după călire (vezi anexa IV) prezintă valorile cele mai ridicate pentru temperatura de călire de 495°C și anume $R_m = 420 - 470$ MPa și $A_5 = 13-21$ %, față de $R_m = 400$ MPa și $A_5 = 16$ %, conform datelor din literatură [6].

Ecuția de regresie determinantă pentru eșantioanele supuse îmbătrânirii după călire, conform variantei B, este:

$$HRB = HRB_i + 12,2 \tau^{0,22} \quad (4.6)$$

în care: HRB , HRB_i reprezintă duritatea la un anumit interval de timp și, respectiv, duritatea inițială;

τ - timpul de îmbătrânire naturală.

Curba de variație a durității în timpul îmbătrânirii naturale după călire, fără deformare la rece, a fost prezentată în figura 4.7 b.

Microstructural nu se pune în evidență procesul de îmbătrânire, mecanismele care produc durificarea acționând la scară submicroscopică.

Îmbătrânirea artificială aplicată eșantioanelor călite de la 505°C laminate la rece cu reducerea de 15 % și îmbătrânite natural (varianta C) determină o variație importantă a proprietăților (vezi anexa V). Duritatea după îmbătrânirea artificială (190°C x 15 ore) a crescut la valori de 86-89 HRB. Valorile ridicate ale durității sunt asociate cu valori mari ale rezistenței la rupere $R_m = 470-510$ MPa cărora le corespund însă valori relativ scăzute pentru alungirea la rupere $A_5 = 5-8$ %.

Îmbătrânirea artificială la 190°C x 15 ore aplicată eșantioanelor călite de la 495°C și îmbătrânite natural (varianta B) a mărit relativ puțin duritatea. Valorile maxime obținute au fost de 82-83 HRB (anexa VI). Rezistența la rupere variază între 450-470 MPa, iar alungirea la rupere are valori de 12-14 %, valorile maxime atât ale rezistenței la rupere cât și ale alungirii relative obținându-se pentru eșantioanele laminate inițial la rece după varianta IV de laminare la rece (tabel 4.1) cu 70 % reducere totală.

<http://www.MarcelSuciu.lx.ro/>