

**UNIVERSITATEA DUNĂREA DE JOS**

**GALAȚI**

**FACULTATEA DE METALURGIE ȘI ȘTIINȚA  
MATERIALELOR**

**REZUMATUL TEZEI DE DOCTORAT**

**STUDII ȘI CERCETĂRI PRIVIND RELAȚIA  
OBȚINERE – STRUCTURĂ – PROPRIETĂȚI A SEMIFABRICATELOR  
DIN ALIAJE DE ALUMINIU CU PROPRIETĂȚI SPECIALE**

CONDUCĂTOR ȘTIINȚIFIC

Prof. Univ. Dr. Chim. Olga Mitoșeriu

DOCTORAND

Ing. Stăncioiu Alexandru

ROMÂNIA  
MINISTERUL EDUCAȚIEI, CERCETĂRII, TINERETULUI ȘI SPORTULUI  
UNIVERSITATEA DUNĂREA DE JOS DIN GALAȚI

Strada Domnească nr. 47, cod poștal 800008  
Galați, România  
E-mail: rectorat@ugal.ro



Tel.: (+4) 0336-130.109; 0336-130.108; 336-130.104  
Fax: (+4) 0236 - 461.353  
www.ugal.ro

C 3228 / 24.03.2011

C ă t r e

Universitatea "Dunărea de Jos" din Galați vă face cunoscut că în data de \_\_\_\_\_, ora \_\_\_\_\_, în \_\_\_\_\_, va avea loc susținerea publică a tezei de doctorat intitulată: "Studii și cercetări privind relația obținere structură proprietăți a semifabricatelor plate din aliaje de aluminiu cu proprietăți speciale", elaborată de domnul/doamna ing. STĂNCIOIU ALEXANDRU, în vederea conferirii titlului științific de doctor în Domeniul de doctorat - Știința și ingineria materialelor.

Comisia de doctorat are următoarea componență :

- Președinte:** Prof.univ.dr.ing. Nicolae CĂNĂNĂU  
Decan – Facultatea de Metalurgie și Știința Materialelor  
Universitatea "Dunărea de Jos" din Galați
- Conducător de doctorat:** Prof.univ.dr.chim. Olga MITOȘERIU  
Universitatea "Dunărea de Jos" din Galați
- Referent 1:** Prof.univ.dr.ing. Ioan CARCEA  
Universitatea Tehnică "Gheorghe Asachi" din Iași
- Referent 2:** Prof.univ.dr.ing. Ioan MĂRGINEAN  
Universitatea POLITEHNICA din București
- Referent 3:** Prof.univ.dr.ing. Elena DRUGESCU  
Universitatea "Dunărea de Jos" din Galați

Cu această ocazie vă transmitem rezumatul tezei de doctorat și vă invităm să participați la susținerea publică. În cazul în care doriți să faceți eventuale aprecieri sau observații asupra conținutului lucrării, vă rugăm să le transmiteți în scris pe adresa Universității, str. Domnească nr. 47, 800008 - Galați, Fax - 0236 / 461353.

**RECTOR,**  
Prof.dr.ing. Viorel MINZU

**SECRETAR DOCTORAT,**  
Ing. Luiza AXINTE

# CUPRINS

*Cuvant înainte 7*

---

---

**INTRODUCERE 8**

---

---

**CAPITOLUL 1. STADIUL ACTUAL AL CERCETĂRILOR PRIVIND RELAȚIA  
OBȚINERE-STRUCTURĂ-PROPRIETĂȚI PENTRU SEMIFABRICATE ȘI  
PRODUSE PLATE DIN ALIAJE DE ALUMINIU 9**

---

---

*1.1. Clasificare generală și conform ASME 9*

---

---

*1.2. Simbolizarea stărilor la aliajele de aluminiu deformabile 10*

---

---

*1.2.1. Simbolizări ale subdiviziunilor pentru starea T 10*

---

---

*1.3. Elaborarea aliajelor de aluminiu cu proprietăți speciale 11*

---

---

*1.3.1. Echipamente utilizate la elaborare 11*

---

---

*1.3.2. Operații la elaborare 12*

---

---

*1.3.3. Topirea și alierea 12*

---

---

*1.4. Prelucrarea aliajelor de aluminiu cu proprietăți speciale. 13*

---

---

*1.4.1. Prelucrarea prin deformare plastică 13*

---

---

*1.4.2. Obținerea semifabricatelor și produselor plate (plăci, table, benzi) 13*

---

---

*1.4.3. Frezarea sleburilor 14*

---

---

*1.4.4. Omogenizarea și încălzirea lingourilor în vederea laminării. 14*

---

---

*1.4.5. Laminarea la cald a sleburilor 15*

---

---

*1.4.6. Îndreptarea prin întindere controlată a tablelor groase 16*

---

---

*1.4.7. Debitarea și controlul tablelor groase din aliaje de aluminiu 16*

---

---

*1.5. Tratamente termice aplicate aliajelor de aluminiu cu proprietăți speciale 16*

---

---

*1.5.1. Călire de punere în soluție 16*

---

---

*1.5.2. Îmbătrânirea tablelor groase 17*

**CAPITOLUL 2. CONTRIBUȚII PRIVIND PROCESELE FIZICE, CHIMICE ȘI MECANICE CE AU LOC LA ELABORAREA, PRELUCRAREA ȘI TRATAREA ALIAJELOR DE ALUMINIU CU PROPRIETĂȚI SPECIALE 18**

**2.1. Procese fizico-chimice la elaborarea aliajelor de aluminiu cu proprietăți speciale 18**

**2.2. Procese specifice deformării și tratării semifabricatelor plate din aliaje de aluminiu cu proprietăți speciale 20**

**2.3. Caracteristici ale structurii produselor din aliaje de aluminiu deformabile 22**

**2.4. Caracteristici structurale ale semifabricatelor plate din aliaje de aluminiu cu proprietăți speciale 23**

**2.4.1. Mecanismul formării precipitatelor 23**

**2.5. Aliaje de aluminiu cu modificări structurale. 26**

**2.5.1. Aliaje din grupa ASTM 2xxx 26**

**2.5.2. Aliaje din grupa ASTM 6xxx. 27**

**2.5.3. Aliaje din grupa ASTM 7xxx 28**

**CAPITOLUL 3. CERCETĂRI EXPERIMENTALE PRIVIND PROCESAREA SEMIFABRICATELOR ȘI PRODUSELOR PLATE DIN ALIAJE DE ALUMINIU CU PROPRIETĂȚI SPECIALE 29**

**3.1. Planificarea experimentelor 29**

**3.2. Cercetări experimentale privind procesarea și investigarea semifabricatelor și produselor plate din aliajul 6061 31**

**3.3. Cercetări experimentale privind procesarea și investigarea semifabricatelor și produselor plate din aliaj 7175 33**

**3.4. Cercetări experimentale privind procesarea și investigarea semifabricatelor și produselor plate din aliajul 2024 34**

**3.5. Aparatura și metode de control utilizate 36**

**CAPITOLUL 4. CERCETĂRI ASUPRA CARACTERISTICILOR FIZICO-MECANICE ȘI STRUCTURALE ALE PRODUSELOR ȘI SEMIFABRICATELOR PLATE DIN ALIAJ 6061 38**

---

---

*4.1. Stabilirea obiectivelor și planificarea experimentelor 38*

---

---

*4.2. Cercetări experimentale 38*

---

---

*4.3. Investigații metalografice asupra semifabricatelor plate obținute din aliaje de aluminiu 6061 39*

---

---

*4.4. Determinarea caracteristicilor fizico-mecanice ale tablelor din aliaj 6061 43*

---

---

*4.6. Concluzii 46*

---

---

**CAPITOLUL 5. CERCETĂRI ASUPRA CARACTERISTICILOR FIZICO-MECANICE ȘI STRUCTURALE ALE PRODUSELOR ȘI SEMIFABRICATELOR PLATE DIN ALIAJ 7175 47**

---

---

*5.1. Stabilirea obiectivelor și planificarea experimentelor 47*

---

---

*5.2. Cercetări experimentale 47*

---

---

*5.3. Investigații metalografice asupra semifabricatelor plate obținute din aliaj 7175 50*

---

---

*5.4. Determinarea caracteristicilor fizico-mecanice ale produselor plate din aliaj 7175 51*

---

---

*51*

---

---

*5.5. Investigații metalografice privind rezistența la coroziune sub tensiune 51*

---

---

*5.6. Interpretarea rezultatelor experimentale 52*

---

---

*5.7. Concluzii 52*

---

---

**CAPITOLUL 6. CERCETĂRI ASUPRA CARACTERISTICILOR FIZICO-MECANICE ȘI STRUCTURALE ALE PRODUSELOR PLATE DIN ALIAJ 2024 54**

---

---

*6.1. Stabilirea obiectivelor și planificarea experimentelor 54*

---

---

*6.2. Cercetări experimentale 54*

---

---

*6.3. Investigații metalografice la microscopul optic asupra tablelor obținute din aliaj 2024 55*

---

---

*6.4. Determinarea caracteristicilor fizico-mecanice ale tablelor laminate la rece din aliaj 2024 56*

---

---

*6.5. Interpretarea rezultatelor experimentale 58*

---

---

**CAPITOLUL 7. CONTRIBUȚII PERSONALE ȘI CONCLUZII GENERALE  
PRIVIND PROCESAREA ȘI CARACTERIZAREA SEMIFABRICATELOR ȘI  
PRODUSELOR PLATE OBȚINUTE DIN ALIAJE DE ALUMINIU CU  
PROPRIETĂȚI SPECIALE 59**

---

---

**7.1. Contribuții personale 59**

---

---

**7.2. Concluzii generale 59**

---

---

- Sunt prezentate succint informații din unele capitole și rezultate relevante obținute, păstrând notațiile figurilor și tabelor din teza de doctorat.

## **Cuvant înainte**

*În elaborarea lucrării am beneficiat de numeroase colaborări cu pondere importantă în partea de cercetare.*

*Doresc să menționez îndrumarea competentă, sprijinul moral și controlul riguros acordat cu multă disponibilitate de conducătorul științific, doamna prof. dr. **Olga Mitoșeriu** pe parcursul elaborării și finalizării lucrării.*

*Doresc să mulțumesc doamnelor Profesor Doctor **Maria Vlad** și Profesor Doctor **Stela Constantinescu** care mi-au susținut ideile și modul de abordare a tematicii tezei, ceea ce m-a încurajat să finalizez acest studiu.*

*Mulțumesc domnului Profesor Doctor **Marian Bordei** pentru sprijinul deosebit acordat la întocmirea planului de elaborare al lucrării cât și pentru ajutorul oferit la publicarea lucrărilor științifice în revistele de specialitate.*

*Cu deosebit respect, mulțumesc tuturor cadrelor didactice din cadrul Facultății de Știința și Ingineria Materialelor și catedrei de specialitate care au contribuit la formarea mea în această meserie, acordându-mi sprijin moral pe toată durata realizării lucrării.*

*Mulțumesc cu tot respectul convenit domnului Profesor Doctor docent **Oprea Florea** pentru încrederea acordată încă de la începutul acestui lung și anevoios drum.*

*Un rol important l-a avut familia care a fost alături de mine pentru o lungă perioadă de timp, asigurându-mi liniștea și afecțiunea necesară pentru a putea duce la bun sfârșit această lucrare.*

*Nu în ultimul rind trebuie să menționez disponibilitatea pe care S.C. Alro S.A. Slatina a oferit-o pentru punerea la dispoziție a aparaturii de laborator și a materialelor necesare.*

*Autorul rămâne îndatorat tuturor celor care într-o măsură mai mare sau mică l-au sprijinit la realizarea experimentărilor și materialului grafic.*

## INTRODUCERE

Progresele deosebite realizate în ultima perioadă în tehnică impun o îmbunătățire continuă a calității produselor metalurgice și prin urmare o extindere a utilizării metalelor neferoase care au unele proprietăți superioare materialelor metalice feroase.

Aliajele de aluminiu pot fi obținute sub formă de piese turnate, forjate sau matrițate, sub formă de tablă, benzi, folii, sârmă, profile etc. din aluminiu primar aliat cu diferite elemente în scopul îmbunătățirii fluidității sau a durificării acestora. Dezvoltarea unor aliaje noi a urmărit cu precădere exploatarea intensivă a sistemelor susceptibile de a suferi transformări în stare solidă, astfel că în prezent cele mai numeroase mărci comercializate sunt înregistrate în grupele ASTM 2000, 6000, 7000 care grupează aliajele cu durificare structurală.

În alegerea aliajelor de aluminiu cu proprietăți speciale trebuie să se ia în calcul proprietățile fizico-mecanice deosebite ale acestora, rezistență la rupere și plasticitate mult mai ridicate decât rezistența aliajelor de aluminiu convenționale și nu în ultimul rând o rezistență la coroziune sub tensiune relativ bună, mai ales în cazul în care aceste aliaje sunt utilizate în industria aeronautică.

Procesele metalurgice utilizate pentru obținerea aliajelor de aluminiu cu proprietăți speciale constau în finisarea mărimii de grăunte și obținerea unor caracteristici de rezistență mult îmbunătățite comparativ cu aliajele comune. Aceste procese acționează în primele stagii de procesare a aliajelor la temperaturi înalte prin controlul compoziției chimice în timpul ciclurilor de turnare și prin omogenizare.

Cercetările experimentale prezente în lucrare stabilesc cele mai potrivite tehnici de efectuare a tratamentelor de prelucrare mecanică combinate cu tratamente termice specifice, cu scopul de a asigura o îmbunătățire a caracteristicilor de rezistență a acestor aliaje.

Teza de doctorat este structurată în 7 capitole care cuprind studiul din literatura de specialitate privitor la proprietățile generale ale aliajelor studiate cu scopul stabilirii direcțiilor de cercetare, materialele și aparatura utilizată pentru efectuarea experimentărilor, metodele de investigare, variantele experimentale abordate de autor, analiza și rezultatele cercetărilor proprii, contribuțiile proprii în abordarea temei și concluziile generale.



# CAPITOLUL 1. STADIUL ACTUAL AL CERCETĂRIILOR PRIVIND RELAȚIA OBȚINERE–STRUCTURĂ–PROPRIETĂȚI PENTRU SEMIFABRICATE ȘI PRODUSE PLATE DIN ALIAJE DE ALUMINIU

## 1.1. Clasificare generală și conform ASME

Pentru a putea fi ușor recunoscute, Asociația Aluminiului și Institutul de Standard National American a propus un sistem de simbolizare al aliajelor de aluminiu care a fost asimilat rapid de toate țările producătoare de aluminiu.

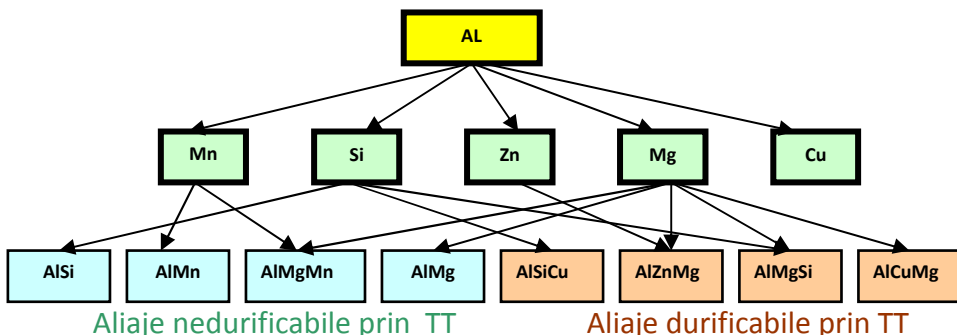


Fig.1.1. Clasificarea generală a aliajelor de aluminiu

**Aliajele nedurificabile** prin tratament termic sunt în general aliaje de turnătorie care prezintă o fluiditate ridicată și o bună capacitate de a fi turnate în forme.

**Aliajele durificabile** prin tratament termic sunt aliaje deformabile care prin operații precum laminarea combinate cu tratamente termice corespunzătoare capătă proprietăți de rezistență deosebite.

O altă clasificare a aliajelor de aluminiu s-a făcut și în funcție de elementul principal de aliere prin asocierea acestora în opt serii principale, fiecare serie conținând un număr de patru cifre.

**Tabel 1.1. Clasificarea aliajelor de aluminiu după grupele ASTM**

	<b>CLASA</b>	<b>SERIA</b>	<b>ELEMENTE PRINCIPALE DE ALIERE</b>
<b>ALIAJE DEFORMABILE</b>	TRATABILE TERMIC	2XXX 6XXX 7XXX	Cu,(Mg) Mg,Si Zn,Mg,(Cu)
	NETRATABILE TERMIC	1XXX 3XXX 5XXX	Al pur Mn,(Mg) Mg
<b>ALIAJE DE TURNĂTORIE</b>	TRATABILE	2XXX 3XXX 7XXX	Cu Si,Cu/Mg Zn,(Mg)
	NETRATABILE TERMIC	1XXX 4XXX 5XXX	Al pur Si Mg

## **1.2. Simbolizarea stărilor la aliajele de aluminiu deformabile**

Simbolizarea stărilor se bazează pe succesiunea tratamentelor de bază utilizate pentru producerea diferitelor stări, aplicându-se limitele caracteristicilor (mecanice sau fizice) pentru fiecare combinație aliaj-stare - produs în conformitate cu normele europene care specifică aceste valori.

Simbolizarea stărilor se face prin litere și urmează simbolizării aliajului fiind separată de aceasta printr-o linie. În cazul în care sunt necesare mai multe subdiviziuni ale stărilor de bază, acestea sunt indicate prin una sau mai multe cifre și urmează literei stării de bază.

Aceste litere semnifică o secvență specifică a tratamentelor de bază aplicată aliajului deformabil specificat dar se indică numai în cazul în care tratamentul aplicat are o influență semnificativă asupra produsului.

### **1.2.1. Simbolizări ale subdiviziunilor pentru starea T**

**T4** - Călire de punere în soluție și îmbătrânire naturală până la obținerea unei stări stabile-reprezintă starea corespunzătoare produselor

ce nu sunt deformate la rece după tratamentul de călire de punere în soluție. Starea T-4 este aplicată cu prioritate aliajelor din grupele ASTM 2 xxx și ASTM 6xxx./10/

**T6** - Pus în soluție și îmbătrânit artificial se aplică produselor care nu sunt deformate la rece după tratamentul de punere în soluție și sunt îmbătrânite artificial. /10/

**T7** - Pus în soluție și supraîmbătrânit-simbolizare care este aplicată produselor care sunt supraîmbătrânite termic după călirea de punere în soluție, cu scopul aducerii acestora la o valoare a rezistenței peste punctual maxim de rezistență la tracțiune. /10/

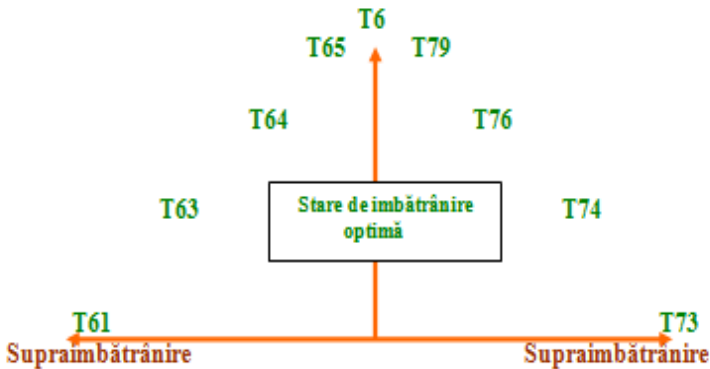


Fig. 1.2. Rezistența la tracțiune în funcție de condițiile de îmbătrânire

### 1.3. Elaborarea aliajelor de aluminiu cu proprietăți speciale

La elaborarea aliajelor de aluminiu, pentru a obține un aliaj de calitate este necesar să se efectueze corect toate operațiile din fluxul tehnologic și în special cele de topire și rafinare.

#### 1.3.1. Echipamente utilizate la elaborare

Pentru topirea aliajelor de aluminiu se utilizează diferite tipuri de cuptoare în funcție de felul producției, volumul acestora și destinația produselor elaborate. Astfel în secțiile care au un volum de producție relativ mic (25-50 t piese /lună) se utilizează cuptoare cu creuzet încălzite cu gaz, cuptoare electrice cu inducție și cuptoare cu reverberație de capacitate mică. În secțiile cu producții mari de piese sau care toarnă

lingouri pentru laminare se utilizează cuptoare cu reverberație încălzite cu gaz, cuptoare cu inducție, cuptoare cu creuzet etc.

### 1.3.2. Operații la elaborare

Tehnologia elaborării aliajelor de aluminiu cu proprietăți speciale are particularități specifice, în funcție de proprietățile fizico-chimice și condițiile diferite pe care trebuie să le îndeplinească produsele finite. Ca materiale care intră în componența unei șarje se pot utiliza materii prime cât și materiale auxiliare :

**Materii prime** - Aluminiu electrolitic marca Al 99,5-Al 99,7

- Deșeuri proprii
- Metale
- Prealiaje

**Materiale auxiliare- Fluxuri** - de protecție care conțin NaCl, KCl etc  
- de distrugere a drossurilor  
- de dezoxidare(eliminarea oxizilor)

#### Aer comprimat

La elaborarea aliajelor de aluminiu trebuie să se țină seama de pierderile metalice prin ardere pentru fiecare tip de cuptor pierderi calculate cu relația:

$Y = k_t \cdot A \cdot \zeta \%$  unde  $k_t$  este un coeficient care ia în considerare supraîncălzirea metalului;

$A = Q/\gamma + t_i/t_f$  unde:

$Q$  = căldura de formare a oxidului metalului( KJ/mol  $O_2$ )

$\gamma$  = densitatea metalului , (g/cm<sup>3</sup>)

$t_i$  =  $t_{topire} + t_{supraîncalzire}$  , (°C)

$\zeta$  = durata topirii, ( h)

### 1.3.3. Topirea și alierea

Pentru determinarea cantității de căldură necesară la topire, trebuie cunoscute valorile capacităților calorice și ale căldurilor latente de topire ale metalelor care compun aliajul.

**Tabel 1.8. Valorile capacităților calorice ale aluminiului și aliajelor de aluminiu**

<b>Metal sau aliaj</b>	<b>Temperatura °C</b>	<b>Capacitatea calorică specifică(kj/kg·grd)</b>
Aluminiu	0-100	0,87
	600	1,18
	660	1,29
Aliaje de aluminiu	0-100	0,966

#### ***1.4. Prelucrarea aliajelor de aluminiu cu proprietăți speciale.***

##### ***1.4.1. Prelucrarea prin deformare plastică***

Denumirea de aliaj de aluminiu deformabil se aplică aliajelor care sunt utilizate pentru producerea de semifabricate: plăci, table, benzi, folii, bare, țevi, profile, sârme, piese forjate.

În funcție de modul de obținere prin deformare plastică semifabricatele din aluminiu se pot clasifica în:

- semifabricate plate obținute prin laminare cum sunt: plăcile, tablele, benzile și foliile.
- semifabricate extrudate –trase obținute prin extrudare la cald și tragere la rece cum sunt: barele, țevile, sârmele și profilele.

##### ***1.4.2. Obținerea semifabricatelor și produselor plate (plăci, table, benzi)***

Dimensiunile lingourilor utilizate pentru obținerea semifabricatelor plate sunt variate și depind de dimensiunile finale ale acestora.

Forma lingourilor este paralelipipedică iar dimensiunile sunt cuprinse între:

100-600 (mm)—grosimea

700-2500(mm)—lățimea

1000-6500(mm)—lungimea

### ***1.4.3. Frezarea sleburilor***

Operația de frezare a sleburilor din aluminiu și aliaje de aluminiu se face cu scopul înlăturării stratului superficial al slebului obținut prin turnare, cu 24 ore înainte de laminarea la cald. Grosimea stratului care se îndepărtează prin frezare este de cca. 15 mm pe fiecare față, în funcție de aliaj și destinația finală a produsului, iar rugozitatea suprafeței de 0,1mm.

Pentru frezare se utilizează instalații de frezare cu ax vertical produse de firme specializate, prevăzute cu răsturnătoare de sleburi, pentru a asigura frezarea pe ambele fețe ale acestora.

### ***1.4.4. Omogenizarea și încălzirea lingourilor în vederea laminării.***

Procesul de omogenizare și încălzire cuprinde 2 etape:

1. etapa de omogenizare la o temperatură care să nu depășească 0,8 – 0,9 din temperatura de topire absolută a materialului, având ca scop difuzia și omogenizarea componentelor structurali.

2. încălzirea pentru laminare care constă în scăderea temperaturii cu cca. 20-50°C față de temperatura de omogenizare și menținerea la această temperatură aproximativ 1-4 ore în funcție de tipul aliajului care va fi supus procesului de laminare la cald.

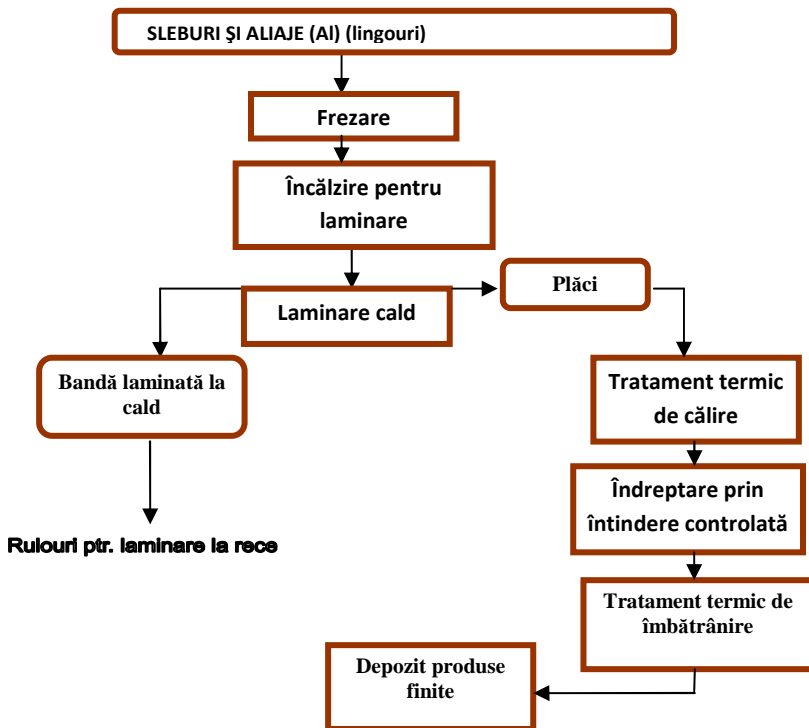


Fig. 1.4. Fluxul tehnologic de laminare la cald a sleburilor

### 1.4.5. Laminarea la cald a sleburilor

Prin introducerea între cilindrii cajei începe reducerea treptată a secțiunii lingoului, laminarea realizându-se cu stropirea permanentă a cilindrilor cu emulsie în vederea răcirii acestora, micșorării frecării cu metalul pentru a evita lipirea metalului de cilindri.

Reducerea la laminarea la cald depinde de unghiul de prindere a lingoului între cilindri, forța de laminare și puterea de acționare a cilindrilor.

Măsurarea grosimii benzii în timpul laminării se efectuează în prezent la toate instalațiile de laminare la cald, cu ajutorul dispozitivelor de raze X iar la cajele finisoare, cu izotopi radioactivi. Pentru aliajele medii și dure se practică treceri degrosiere de 12-25 mm pe trecere

#### ***1.4.6. Îndreptarea prin întindere controlată a tablelor groase***

Îndreptarea prin întindere se aplică tablelor călite prin întinderea controlată cu 1,5—3,2% alungire remanentă, în scopul eliminării tensiunilor interne și obținerii unui produs plan. Timpul optim de realizare a operației de îndreptare după călire este de 45 min. pentru aliajele din grupa 2xxx, 7xxx și 4—6 ore pentru aliajele din grupa 6xxx, perioadă în care rezistența metalului se modifică lent până la începerea fenomenului de îmbătrânire naturală.

#### ***1.4.7. Debitarea și controlul tablelor groase din aliaje de aluminiu***

În urma îndreptării prin întindere a tablelor, dimensiunile acestora (lungimea, lățimea) nu mai corespund cu cerințele impuse de beneficiari de aceea ele trebuie ajustate prin debitarea capetelor și marginilor laterale astfel încât să se încadreze în toleranțele.

Controlul tablelor din aliaje de aluminiu cuprinde totalitatea metodelor utilizate în vederea livrării de semifabricate care corespund standardelor de produs sau condițiilor contractuale încheiate între producător și beneficiar.

Aceste metode cuprind verificarea dimensională, aspectul, verificarea conductivității materialului, planeității, durtății și controlul nedistructiv cu ultrasunete pentru determinarea discontinuităților interne de tipul fisurilor, crăpăturilor etc.

### ***1.5. Tratamente termice aplicate aliajelor de aluminiu cu proprietăți speciale***

#### ***1.5.1. Călire de punere în soluție***

După laminarea la cald tablele din aluminiu și aliaje de aluminiu sunt supuse unor tratamente termice pentru a obține structura și caracteristicile mecanice dorite. Tratamentul termic de călire de punere în soluție se aplică aliajelor care cuprind seriile 2xxx, 6xxx, 7xxx datorită solubilității variabile a compușilor intermetalici de tipul  $Al_2Cu$ ,  $Al_2MgCu$ ,  $ZnAl$  etc.



**Tabel.1.11. Parametrii la călirea de punere în soluție pentru aliajele de aluminiu tratabile termic din seria 2xxx, 6xxx, 7xxx**

Aliajul	Temperatura de călire °C	Grosimea tablelor(mm)	Timpul de menținere (minute)	Temperatura apei °C
2024	495±5	15,1—25 25,1—40	45 60	Max. 40
6061	535±5	40,1—60 60,1—80 80,1—110 110,1—150	120 150 210 240	
7175	470±5	15-35 35-50 50-75	90 120 210	Max. 38

### **1.5.2. Îmbătrânirea tablelor groase**

Îmbătrânirea tablelor groase din aliaj de aluminiu se aplică pentru produsele care au fost călite și constă în precipitarea constituenților dizolvați la punerea în soluție având ca rezultat durificarea acestor aliaje.

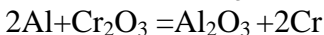
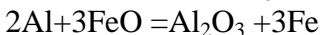
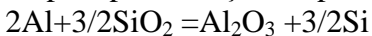
După îndreptare tablele pentru care se solicită stările de livrare T4—T45x intră în procesul firesc de îmbătrânire naturală, fiind menținute în spațiul de depozitare o perioadă de min. 96 ore, la temperatura mediului ambiant (10-25°C), urmând a se preleva probe în vederea determinării caracteristicilor fizico—mecanice ale aliajului.

## CAPITOLUL 2. CONTRIBUȚII PRIVIND PROCESELE FIZICE, CHIMICE ȘI MECANICE CE AU LOC LA ELABORAREA, PRELUCRAREA ȘI TRATAREA ALIAJELOR DE ALUMINIU CU PROPRIETĂȚI SPECIALE

### *2.1. Procese fizico-chimice la elaborarea aliajelor de aluminiu cu proprietăți speciale*

#### *2.1.1. Interacțiunea aliajelor de cu aluminiu cu căptușeala agregatelor de elaborare*

Datorită afinității mari pe care aluminiul o are față de oxigen, la elaborarea aliajelor de aluminiu de înaltă calitate, o importanță deosebită o are alegerea materialului refractar din care este construit spațiul de lucru al cuptoarelor. În acest sens în procesul de elaborare nu este permis să se folosească căptușeli care conțin oxizi de siliciu, fier, crom și zinc deoarece pot apare reacții de tipul:



Oxizii care rezultă ( $\text{Al}_2\text{O}_3$ ) rămân în stare solidă la suprafața căptușelii sau pot pătrunde în baia metalică sub formă de incluziuni nemetalice.

Coroziunea materialului refractar poate avea loc la topire și prin mecanismul oxidării directe a metalului. Astfel, aerul care traversează materialul refractar furnizează oxigenul care vine în contact cu topitura de aluminiu ,mai mult sau mai puțin infiltrată în refractar, formându-se astfel corindonul ( $\text{Al}_2\text{O}_3$ ).

Tehnologia utilizată în practica industrială privind tratarea aliajelor de aluminiu cu fluxuri, constă în protecția topiturii de acțiunea gazelor din atmosfera agregatului de elaborare, prin acoperirea suprafeței acestuia cu fonanți (fluxuri).

Aceste fluxuri sunt constituite în general din săruri sau alte substanțe care se utilizează atât la topire și aliere, cât și la tratarea în vederea rafinării sau modificării aliajelor de aluminiu.

### 2.1.2. Eliminarea incluziunilor nemetalice din topitură

O importanță deosebită în practica metalurgică o reprezintă eliminarea incluziunilor nemetalice din topitură, incluziuni care au un efect negativ asupra calității suprafeței produselor, caracteristicilor mecanice și prelucrabilității acestora.

În general incluziunile nemetalice pot fi clasificate în :

- incluziuni exogene,
- oxizi de la suprafața topiturii
- produse de dezoxidare

În funcție de dimensiuni, incluziunile solide se pot grupa în micro-incluziuni a căror dimensiune medie este  $d_m < 30\mu\text{m}$  și macroincluziuni cu  $d_m > 30\mu\text{m}$ .

Pentru eliminarea acestora din topitura metalica se utilizează o serie de procedee bazate pe unul sau mai multe din următoarele procese: blocare, flotație, sedimentare, deplasare în câmp electromagnetic, filtrare.

### 2.1.3. Tratarea aliajelor de aluminiu în vederea finisării granulației

Prin tratarea aliajelor de aluminiu înțelegem procesul de îmbunătățire artificială a structurii metalelor și aliajelor în vederea obținerii unor produse finite cu caracteristici deosebite. Procesul prin care un metal își modifică dimensiunea grăuntelui la solidificare în urma adaosurilor de alte elemente se numește nucleere. Nucleerea poate fi omogenă și eterogenă

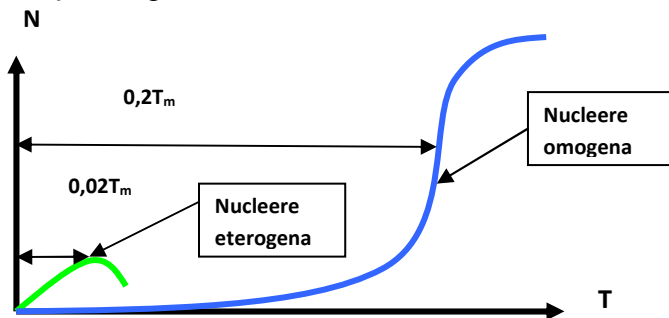


Fig.2.4. Comparatie între vitezele de nucleere la germinarea omogenă și eterogenă

#### ***2.1.4. Modificarea aliajelor de aluminiu cu proprietăți speciale***

Modificarea reprezintă o metodă de tratament a topiturilor înainte de turnare prin care se asigură obținerea unei structuri fine, care determină îmbunătățirea proprietăților de turnare și a caracteristicilor fizico-mecanice.

Efectele modificării aliajelor de aluminiu deformabile se manifestă prin ameliorarea capacității de deformare plastică a acestora, ținând cont de faptul că la depășirea limitei de elasticitate, fiecare grăunte are tendința să se deformeze plastic ca un cristal separat, pe anumite direcții cristalografice, schimbându-și astfel forma [45].

Modificarea poate fi produsă fie cu modificator ușor fuzibil care se dizolvă în topitură, fie cu modificatori care formează particule greu fuzibile insolubile, care se dispersează în topitură [67].

Modificatorii ușor fuzibili intervin în fenomenele superficiale care se produc la limita cristal-topitură. La începutul procesului de cristalizare topitura metalică reprezintă un sistem coloidal dispers, constituit din germeni de cristalizare aflați în suspensie în lichid.

Elementele uzuale pentru modificarea cu modificatori ușor fuzibili sunt: Ba, Li, Na, K.

Cantitatea infimă din aceste elemente necesară pentru a produce efectul de modificare dovedește că acțiunea lor se exercită numai la suprafețele de separare interfazică în cursul solidificării și nu acționează în volumul materialului.

Modificatorii care formează particule greu fuzibile și insolubile în topitură își exercită efectul modificator în principal asupra vitezei de germinare fără a influența viteza de creștere a cristalelor.

Principalele elemente utilizate la modificarea cu modificatori greu fuzibili sunt: B, Ti, Zr, V, Mo.

#### ***2.2. Procese specifice deformării și tratării semifabricatelor plate din aliaje de aluminiu cu proprietăți speciale***

Produsele plate din aliaje de aluminiu cu proprietăți speciale se obțin prin aplicarea procesului de laminare la cald sau la rece, combinat cu tratamente termice intermediare și finale pentru obținerea stării de livrare dorite. Prin laminarea la cald a sleburilor din aliaje de aluminiu,

se obțin table groase și benzi laminate la cald. După laminare la cald, pentru tablele groase ( $g > 7$  mm) din aliaje ce cuprind grupele ASTM 2XXX, 6XXX, 7XXX sunt necesare mai multe tratamente termice pentru asigurarea caracteristicilor mecanice impuse de normele de lucru sau solicitate de beneficiari.

Rulourile obținute din sleburi laminate la cald, sunt laminate la rece obținându-se benzi laminate la rece cu grosimi cuprinse între 0,3- 6 mm.

### **2.2.1. Deformabilitatea aliajelor de aluminiu cu proprietăți speciale**

Deformarea plastică a sleburilor din aliaje care fac parte din grupele 2xxx, 6xxx, 7xxx se realizează prin aplicarea unor scheme de reduceri specifice care țin cond de o serie de factori ce au o influență deosebită asupra plasticității și rezistenței la deformare a acestor semifabricate, caracteristici care rezultă de fapt din structura acestora după deformare [119].

Prin obținerea unei structuri fine se garantează calitatea acestor aliaje din punct de vedere al caracteristicilor mecanice impuse de clienți sau prevăzute în normele și standardele internaționale.

Pentru a evita recristalizarea totală, trebuie să ne situăm sub ecruisajul critic corespunzător aliajului considerat, la temperatura și durata de tratament necesară realizării transformării la cald, iar pentru realizarea recristalizării cu grăunți fini trebuie să se depășească ecruisajul critic. În procesul de laminare la cald a aliajelor de aluminiu tratabile termic, studiile efectuate arată că asupra acestora intervin o serie de factori care au o influență importantă asupra structurii după deformare, prin aplicarea schemelor de reduceri specifice fiecărui tip de aliaj

**Tabel 2.3. Factori care influențează formarea structurilor aliajelor de aluminiu**

<b>Structuri necristalizate</b>	<b>Structuri recristalizate</b>
Încălzirea sleburilor un timp scurt la temperaturi ridicate	Încălzirea sleburilor la temperaturi ridicate
Temperatură ridicată de deformare	Temperatură scăzută de deformare
Prezența în compoziția aliajului a	Absența elementelor Cr, Mn din

elementelor Cr, Mn	compoziția aliajului
Viteza mare de deformare	Viteza mică de deformare
Grad de deformare scăzut	Grad de deformare ridicat
Temperatură ridicată de deformare	Temperatură scăzută de deformare

### **2.3. Caracteristici ale structurii produselor din aliaje de aluminiu deformabile**

Cercetările privind modificarea caracteristicilor structurale pentru aliajele de aluminiu deformabile se referă la următoarele aspecte:

- textura
- microstructura
- substructura

#### **2.3.1. Textura**

Există 2 tipuri principale de texture:

Textură axială

Textură de laminare

**Textura axială** constă în orientarea grăunților în direcția principală de deformare prin una și aceeași direcție cristalografică.

**Textura de laminare** apare atunci când grăunții sunt orientați pe una sau mai multe direcții preferențiale, în raport cu direcțiile principale de deformare ale semifabricatului.

#### **2.3.2. Microstructura**

Microstructura semifabricatelor după procesul de prelucrare prin deformare plastică se formează datorită transformării succesive a microstructurii inițiale și datorită creării unor elemente noi specifice structurii de deformare

#### **2.3.3. Substructura**

Deformarea plastică se realizează prin propagarea deplasării pe planul de alunecare, care poate fi considerată ca o deplasare a dislocațiilor rețelei cristaline. Odată cu această deplasare se produce o generare de noi dislocații care va bloca toată partea de dislocații vechi.

Dependența limitei de curgere  $R_c$ , de viteza de deformare  $U$  și tensiunea dislocației  $T_d$ , este condiționată de influența parametrilor de deformare asupra densității dislocațiilor.

Între densitatea dislocației și gradul de deformare există relația:

$$\rho_d = c \cdot g^n \quad (1) \quad \text{unde: } \rho_d - \text{densitatea dislocațiilor/cm}^2$$

$g$  - gradul de deformare

$c, n$  - constante

Relația dintre densitatea dislocațiilor și limita de curgere este următoarea:

$$R_c = R_0 + \rho_d^n \quad (2)$$

Din relațiile (1) și (2) rezultă ecuația ecruisării care este de forma:

$$R_c = C \cdot g^m \quad \text{în care } C \text{ și } m \text{ sunt coeficienți; } m < 1$$

$g$  - gradul de deformare

## **2.4. Caracteristici structurale ale semifabricatelor plate din aliaje de aluminiu cu proprietăți speciale**

### **2.4.1. Mecanismul formării precipitatelor**

Formarea zonelor Guinier–Preston se bazează pe fenomene de difuzie la temperatură scăzută

În cazul difuziei prin schimb de locuri cu vacanțele, coeficientul de difuzie se exprimă cu relația:

$$D = C e^{-\frac{U+U_a}{kT}}$$

unde:

$C$ -este o constantă

$U_a$  - este energia de activare pentru crearea unei vacanțe.

Deoarece concentrația de vacanțe  $n_v$  în funcție de  $U_a$  este

$$n_v = C e^{-\frac{U_a}{kT}}, \quad \text{obținem după înlocuire relația}$$

$$D = C_1 \cdot e^{-\frac{U}{kT}}, \quad \text{iar concentrația de vacanțe}$$

$$n_v = C_1 \cdot D \cdot e^{\frac{U}{kT}}$$

Din datele cinetice ale transformării se poate calcula o valoare a coeficientului de difuzie bazată pe timpul  $t$  de formare a clusterilor și pe distanța  $\lambda_m$  dintre clusteri:

$$D = \frac{1}{6t \left(\frac{1}{2} \cdot \lambda_m\right)^2}$$

care înlocuită în expresia concentrației de vacanțe, rezultă

$$n_v = C_1 \cdot \frac{\left(\frac{1}{2} \lambda_m\right)^2}{6t} \cdot e^{\frac{U}{kT}}$$

### 2.4.2. Tipuri de precipitate

Secvențele de dezvoltare a precipitatelor în aliajele de aluminiu, urmăresc următoarea schemă:

Zone Guinier-Preston

Precipitate coerente

Precipitate semicoerente

Precipitate necoerente (de echilibru)

**Zonele Guinier-Preston** (denumite astfel după numele celor 2 cercetători ce le-au pus în evidență în aliaje Al-Cu prin difracția razelor X), reprezintă rearanjamente ce duc la grupări de atomi în interiorul rețelei cristaline a soluției solide suprasaturate și care au o grosime de ordinul a 20-25 diametre atomice.. .

**Precipitatele intermediare coerente** germinează eterogen pe defectele matricei (dislocații elicoidale, defecte de împachetare etc) și au o formă diferită de forma zonelor GP pe care le înlocuiesc. La aliajele de aluminiu aceste precipitate reprezintă soluții solide secundare pe baza unui compus durificator care produc creșteri importante ale rezistenței la rupere, dar până în momentul în care dezvoltarea acestora depășește o anumită dimensiune optică, când rezistența mecanică se micșorează.

**Precipitatele semicoerente** apar în stadiile avansate ale procesului de îmbătrânire, fiind caracterizate de structură cristalină proprie, diferită de cea a matricei. Din punct de vedere morfologic pot avea diferite forme



dar apropiate de forma precipitatelor coerente pe care le înlocuiesc dar cu care pot să și coexiste. Ele sunt soluții solide secundare pe baza unui compus durificator dar mai bogate în solut.

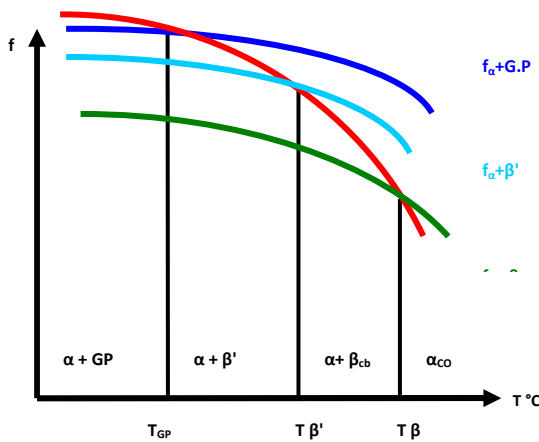
Transformările în stare solidă ce au loc în urma procesului de îmbătrânire a aliajelor de aluminiu durificabile prin precipitare din soluții solide suprasaturate, pot fi reprezentate în următorul tabel:

**Tabel 2.6. Etapele transformărilor de faza în stare solidă**

Etapa	Precipitat	Structură cristalină	Înterfață	Germinare
1	Zone Guinier-Preston	Aceeași cu a matricei	Coerentă	omogenă
2	Precipitate intermediare	Diferită de a matricei	Coerentă sau semicoerentă	eterogenă
3	Precipitate de echilibru	Diferită de a matricei	necoerentă	eterogenă

Transformările reprezentate schematic mai sus reprezintă o succesiune pentru anumite tipuri de aliaje, însă pot exista etape din această succesiune care pot lipsi, pentru alte tipuri de aliaje de aluminiu.

Transformarea soluției solide suprasaturate  $\alpha_{co}$  se desfășoară în mai multe etape :



**Fig. 2.18. Etapele transformării soluției solide suprasaturate**

La temperatura  $T = T_{G.P.}$ , transformarea este

$$\alpha_{co} = \alpha_{suprasaturat} + \text{Zone Guinier-Preston}$$

La temperatura  $T = T_{\beta'}$  va avea loc transformarea

$$\alpha_{suprasaturat} + \text{Zone Guinier-Preston} \rightarrow \alpha_{suprasaturat} + \beta'$$

La temperatura  $T = T_{\beta}$ ,

$$\alpha_{suprasaturat} + \beta' \rightarrow \alpha_{co} + \beta_{cb}$$

Reprezentarea grafică arată gradul de suprasaturare al soluției solide  $\alpha$  și concentrația fazelor secundare în urma transformării la o anumită temperatură, prin graficele de variație ale energiei libere  $f$  la temperatura respectivă, utilizând regula tangentei comune.

Proporțiile de faze rezultate din transformare se regăsesc în structura aliajului de compoziție  $C_0$ .

## 2.5. Aliaje de aluminiu cu modificări structurale.

### 2.5.1. Aliaje din grupa ASTM 2xxx

Proprietățile și caracteristicile aliajelor de aluminiu din grupa ASTM 2000 sunt strâns legate de natura elementelor de aliere ce intră în compoziția acestor aliaje dar mai ales de capacitatea acestora de a-și modifica structura în urma aplicării tratamentelor termice specifice (călire de punere în soluție și îmbătrânire).

**Tabel 2.7. Compoziția chimică a aliajelor din grupa 2xxx**

ALIAJ	Si	Fe	Cu	Mn	Mg	Cr	Zn	Ti	Impurități	
	%	%	%	%	%	%	%	%	Fiecare	Tot.
AlCu6Mn(A) (2319) <sup>7)</sup>	0.20	0.30	5.8 6.8	0.20 0.40	0.02		0.10	0.10 0.20	0.05	0.15
AlCuMg1 (2024) <sup>8)</sup>	0.50	0.50	3.8 4.9	0.30 0.9	1.2 1.8	0.10	0.25	0.15	0.05	0.15
AlCuMg1(A) (2124) <sup>8)</sup>	0.20	0.30	3.8 4.9	0.30 0.9	1.2 1.8	0.10	0.25	0.15	0.05	0.15

Aliajele din sistemul **Al – Cu** tratabile termic sunt alcătuite din soluție solidă  $\alpha$  și compusul durificator  $\text{CuAl}_2$  a cărui precipitare are loc la descompunerea soluției solide suprasaturate reprezentat de faza secundară  $\theta$ . Faza de echilibru este faza  $\theta$  care se formează în etapele avansate ale procesului de îmbătrânire, are la bază compusul  $\text{CuAl}_2$  care se formează prin germinare eterogenă pe limitele de grăunte ale soluției solide.

În afara compusului  $\text{CuAl}_2$ , în aliajele **Al- Cu –Mg** mai participă la durificare compușii intermetalici  $\text{CuMgAl}_2$ - faza S și  $\text{CuMg}_4\text{Al}_6$  – faza T.

### 2.5.2. Aliaje din grupa ASTM 6xxx.

Aliajele din grupa ASTM 6xxx au ca elemente principale de aliere Mg și Si, elemente care contribuie semnificativ la procesul de durificare prin îmbătrânire artificială.

**Tabel. 2.8. Compoziția chimică a aliajelor din grupa 6xxx**

ALIAJ	Si %	Fe %	Cu %	Mn %	Mg %	Cr %	Zn %	Ti %	Impurități	
									Fiecare	Total
<b>AlMg1Si0.3 (6003)</b>	0.35 1.0	0.6	0.10	0.8	0.8 1.5	0.35	0.20	0.10	0.05	0.16
<b>AlMgSi (6060)</b>	0.30 0.6	0.10 0.30	0.10	0.10	0.35 0.6	0.05	0.15	0.10	0.05	0.10
<b>AlMg1SiCu (6061)</b>	0.40 0.8	0.7	0.15 0.40	0.15	0.8 1.2	0.04 0.35	0.25	0.15	0.05	0.15

Structura aliajelelor Al-Mg-Si este alcătuită din soluție solidă  $\alpha$  compusul  $\text{Mg}_2\text{Si}$  și pot fi interpretate ca aliaje binare Al-  $\text{Mg}_2\text{Si}$  ceea ce corespunde unui raport Mg/Si de 1,73. La aliajele Al- Mg- Si- Cu fazele durificatoare sunt date de compusul  $\text{Mg}_2\text{Si}$  – faza  $\beta$ , dar și de compușii intermetalici  $\text{CuMgAl}_2$  și  $\text{Cu}_2\text{Mg}_8\text{Si}_6\text{Al}_5$ .

Datorită prezenței cuprului rezistența mecanică pentru aceste aliaje este superioară aliajelor din aceeași grupă care nu conțin Cu, iar răspunsul la tratamentele termice finale este îmbunătățit.

### 2.5.3. Aliaje din grupa ASTM 7xxx

Aliajele din grupa ASTM 7xxx au ca elemente principale de aliere Zn și Mg care au cea mai mare influență în procesul de durificare. Acestea reprezintă aliaje de înaltă rezistență a căror domenii principale de utilizare sunt industria aeronautică și tehnica militară.

**Tabel. 2.9. Compoziția chimică a aliajelor din grupa 7xxx**

ALIAJ	Si %	Fe %	Cu %	Mn %	Mg %	Cr %	Zn %	Ti %	Impurități	
									Fiecare	Total
AlZn5Mg1Zr (7108)	0.10	0.10	0.05	0.05	0.7 1.4	-	4.5 5.6	0.05	0.05	0.15
AlZn5.5MgCu Ag (7009)	0.20	0.20	0.6 1.3	0.10	2.1 2.9	0.10 0.25	5.5 6.5	0.20	0.05	0.15
AlZn6MgCu (7010)	0.12	0.15	1.5 2.0	0.10	2.1 2.6	0.06	5.7 6.7	0.06	0.05	0.15
AlZn5.5MgCu (7075)	0.40	0.50	1.2 2.0	0.30	2.1 2.9	0.18 0.28	5.1 6.1	0.20	0.05	0.15
AlZn5.5MgCu( B)(7175)	0.15	0.20	1.2 2.0	0.10	2.1 2.9	0.18 0.28	5.1 6.1	0.10	0.05	0.15

Proprietățile mecanice ale aliajelor Al-Zn-Mg-Cu sunt influențate de valoarea absolută și de raportul între elementele principale de aliere (Zn,Mg,Cu), influența maximă având-o Mg ca urmare a formării compusului  $Mg_2Zn$ .

Pentru un raport  $Zn : Mg > 2$  faza durificatoare o reprezintă compusul  $MgZn_2$ , iar pentru un raport  $Zn : Mg < 2$  la durificare participă compusul  $Mg_3Zn_3Al_2$ . În fazele de început ale descompunerii soluției solide suprasaturate se formează zonele Guinier – Preston care au o formă sferică, urmând ca în fazele mai avansate ale procesului de îmbătrânire să se formeze o fază metastabilă alcătuită din precipitate intermediare semicoerente.

Conținutul de Cu prezent în aliaj ajută la procesul de durificare, crescând rezistența la rupere, dar reduce și viteza de propagare a fisurării sub sarcină. Pentru un raport  $Cu : Mg$  supraunitar, se formează fazele durificatoare  $CuMgAl_2$  sau  $CuAl_2$ .

# CAPITOLUL 3. CERCETĂRI EXPERIMENTALE PRIVIND PROCESAREA SEMIFABRICATELOR ȘI PRODUSELOR PLATE DIN ALIAJE DE ALUMINIU CU PROPRIETĂȚI SPECIALE

## *3.1. Planificarea experimentelor*

Cercetările experimentale prezentate în lucrare s-au axat în special pe aplicarea unor tratamente termice și termo-mecanice speciale pentru trei aliaje de aluminiu cu durificare structurală, în vederea obținerii unor caracteristici de rezistență și structurale semnificativ îmbunătățite față de valorile obținute în condițiile clasice de aplicare a acestor procese.

Partea de cercetare a lucrării cuprinde studiul caracteristicilor fizico-mecanice pentru 3 aliaje de aluminiu, prin variația valorilor parametrilor termici și temporali, prin stabilirea unor condiții de laminare diferite de cele cunoscute în practică, sau prin aplicarea unor tratamente termice și termo-mecanice neconvenționale. Scopul acestor studii ale proceselor de prelucrare prin deformare plastică și tratamente termice, aplicând metodele descrise mai sus, a fost de a îmbunătăți calitatea produselor obținute, prin creșterea caracteristicilor de rezistență ale acestora.

### *3.1.1. Planificarea experimentelor privind procesarea și investigarea semifabricatelor plate din aliajul 6061.*

Pentru a determina caracteristicile mecanice optime a unui aliaj de aluminiu din seria 6xxx, s-a organizat un experiment care constă în variația parametrilor  $T-t$  în timpul procesului de îmbătrânire artificială a epruvetelor obținute din tablă groasă laminată la cald cu dimensiunile 25,4x1340x4300.

Scopul acestui experiment este obținerea unor caracteristici fizico-mecanice astfel încât să fie posibilă utilizarea acestor table în domenii precum industria auto sau aeronautică.

S-a propus determinarea unui ansamblu de patru caracteristici ale aliajului 6061 :

Rezistența la rupere  $R_m$

Limita de curgere  $R_{p0,2}$

Alungirea A

Duritatea HB

### ***3.1.1. Planificarea experimentelor privind procesarea și investigarea semifabricatelor plate din aliajul 7175***

Prin cercetările experimentale propuse la capitolul 5 al lucrării, am stabilit efectele produse caracteristicilor fizico-mecanice ale aliajului 7175, a microstructurii, macrostructurii și structurii interne a acestuia, de către procesele de tratamente termice și deformare plastică, aplicate în condiții diferite de cele convenționale.

Au fost adoptate patru variante experimentale :

- o variantă convențională de prelucrare a aliajului 7175, prin laminare la cald după omogenizarea totală a slebului obținut prin turnare;

- o variantă de prelucrare prin laminare la cald precedată de omogenizare totală a slebului, urmată apoi de o recoacere de recristalizare.

- 2 variante de omogenizare parțială, laminare la cald la temperaturi diferite, urmate de răcirea rapidă a aliajului și o recoacere de recristalizare .

Pentru toate cele patru variante s-a aplicat tratamentul de punere în soluție la aceeași temperatură urmat de răcirea în apă.

Tratamentul de supraîmbătrânire a constat în aplicarea unei variante convenționale pentru primele 2 variante de TTMI aplicate inițial și un tratament termo-mecanic final (TTMF) de îmbătrânire în trepte intercalat de o laminare la rece a materialului pentru variantele la care s-a făcut răcirea rapidă a tablelor după laminarea la cald.

### ***3.1.3. Planificarea experimentelor privind procesarea și investigarea semifabricatelor plate din aliajul 2024***

Scopul cercetărilor efectuate la acest capitol a fost de a determina influența gradului de reducere totală la laminarea la rece a ruloanelor asupra caracteristicilor de rezistență ale acestui aliaj, precum și stabilirea intervalului optim de menținere la temperatura de punere în soluție a tablelor cu grosimea de 1mm și 2,5mm.

Prin utilizarea programului Office - Excel s-au reprezentat grafic variațiile caracteristicilor fizico-mecanice în funcție de gradul total de reducere aplicat, s-au determinat ecuațiile de regresie ale acestora. Cu ajutorul lor au fost calculate caracteristicile fizico-mecanice pentru aceleași grade de reducere aplicate pe parcursul desfășurării experimentelor, valori utilizate ulterior la determinarea preciziei acestor ecuații.

### **3.2. Cercetări experimentale privind procesarea și investigarea semifabricatelor și produselor plate din aliajul 6061**

#### **3.2.1. Cercetări experimentale privind elaborarea aliajului 6061**

Elaborarea și turnarea aliajului de aluminiu utilizat la studiul experimental s-a realizat pe o instalație de turnare sleburi prin tehnologia Pechiney.

După topirea completă la temperatura de 680- 730 (°C), a fost eliminată zgura, s-a verificat compoziția chimică și s-a făcut turnarea metalului utilizând mașina de turnare a aceleiași instalații.

Aliajul 6061 are următoarea compoziție chimică:

**Tabel 3.3.Compoziția chimică a aliajului destinat cercetărilor experimentale**

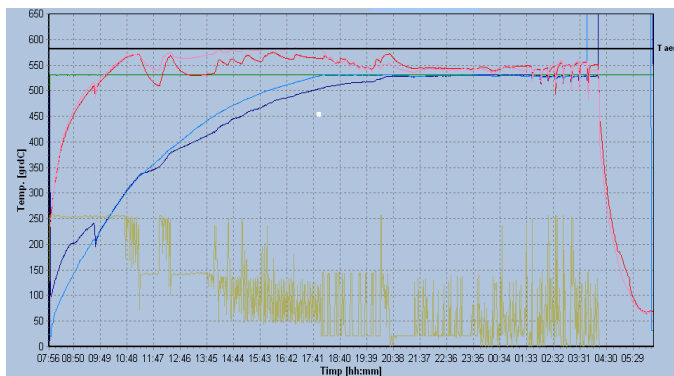
Aliaj	Cu	Mg	Mn	Zn	Cr	Ti	Zr	Fe	Si	Al
	0,762	1,07	0,119	0,0407	0,097	0,0188	0,0029	0,231	0,769	97,17

#### **3.2.2. Cercetări experimentale privind prelucrarea aliajului 6061**

Operația de debitare a capetelor pentru eliminarea maselotelor, și debitarea la ½ L s-a realizat cu ajutorul unui ferăstrău de sleburi, obținând astfel 2 semifabricate cu dimensiunile (480x1305x2850) mm.

Încălzirea și omogenizarea s-au realizat într-un cuptor adânc respectându-se următorii parametri:

- emperatura de încălzire 530°C;
- timp de menținere 11 ore;



**Fig.3.3. Diagrama de încălzire a slebului din aliaj 6061**

După încălzire și omogenizare slebul a fost scos din cuptor și depus cu ajutorul macaralei Țiegler pe răsturnător, fiind apoi adus pe linia de laminare a laminorului.

Laminarea la cald s-a efectuat utilizând schema de reduceri și parametrii corespunzători aliajului 6061 și grosimii finale a semifabricatului:

**Tabel. 3.4. Schema de laminare a semifabricatului 6061 pentru grosimea de 25,4 mm**

Nr. pas de laminare	Lățimea benzii	Grosimea benzii la intrare (mm)	Grosimea benzii la ieșire (mm)	Forța aplicată (KN)	Momentul aplicat (Nm)	Lungimea relativă a benzii (m)
1	1340	480	470	9120	234,22	3,06
2	1340	470	440	8746,57	221,38	3,27
3	1340	440	400	9144,28	262,74	3,6
4	1340	400	360	8981,59	249,94	4
5	1340	360	320	8857,88	255,55	4,5
6	1340	320	280	8575,08	256,97	5,14
7	1340	280	240	8417,1	258,22	6
8	1340	240	200	8269,25	262,24	7,2
9	1340	200	165	8242,04	245,33	8,73
10	1340	165	135	8056,88	217,41	10,67
11	1340	135	105	7739,38	206,47	13,71
12	1340	105	80	7972,12	194,33	18
13	1340	80	60	8293,83	157,55	24



14	1340	60	40	11892,4	212,61	36
15	1340	40	25,4	13385,25	188,36	56,69

### **3.2.3. Cercetări experimentale privind tratamentul termic aplicat aliajului 6061**

Călirea tablelor s-a realizat la un interval de 24 ore după laminarea la cald în cuptorul orizontal cu vatră mobilă Otto Junker respectându-se următorii parametri de lucru:

Temperatura de încălzire = 480°C

Timp de menținere pentru punerea în soluție = 90 min

Temperatura apei = 38°C

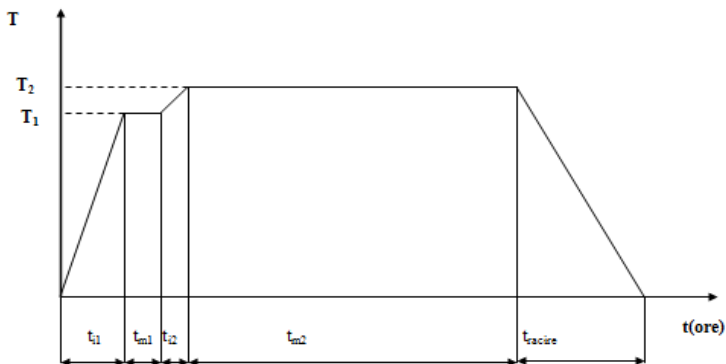
### **3.3. Cercetări experimentale privind procesarea și investigarea semifabrica-telor și produselor plate din aliaj 7175**

#### **3.3.1. Cercetări experimentale privind elaborarea aliajului 7175**

Turnarea sleburilor s-a realizat pe o instalație de turnare sleburi Wagstaff .

Tratamentul de omogenizare a sleburilor s-a realizat într-un cuptor Olivotto semicontinuu care lucrează în domeniul de temperatură 460-610°C și care asigură o uniformitate a temperaturii atmosferei din cuptor de  $\pm 10$  °C, mediul de încălzire fiind aerul. Acest tratament conduce la reducerea tensiunilor interne și la schimbări în microstructură. În prima treaptă de omogenizare o parte din  $MgZn_2$  se transformă în  $Al_2CuMg$ . În treapta a doua întreaga cantitate de  $MgZn_2$  se dizolvă, dar o parte de  $Al_2CuMg$  rămâne. Faza  $\alpha AlFeSi$  este parțial transformată în  $Al_7Cu_2Fe$ . Compusul  $Mg_2Si$  suferă mici schimbări. O răcire lentă conduce la precipitări de  $MgZn_2$ .

Diagrama procesului de tratament termic pentru omogenizarea totală a sleburilor arată că primul palier de temperatură s-a realizat la  $T_1=440^\circ C$  pe o durată de 3 ore pentru difuzia fazelor cele mai solubile din eutectic.



**Fig.3.6. Diagrama procesului de omogenizare totală a sleburilor din aliaj 7175**

$t_{i1}$  = timpul necesar încălzirii slebului pentru atingerea primului palier de temperatură

$t_{m1}$  = timpul de menținere în palierul 1 de temperatură

$t_{i2}$  = timpul necesar încălzirii slebului pentru atingerea celui de-al doilea palier de temperatură

$t_{m2}$  = timpul de menținere în palierul 2 de temperatură

Al doilea palier s-a realizat la temperatura  $T_2 = 470^\circ\text{C}$  pe o durată de 30 ore.

### **3.3.2. Cercetări experimentale privind prelucrarea aliajului 7175**

Încălzirea sleburilor în vederea laminării s-a realizat în cuptoare adânci și a constat în menținerea sleburilor la temperaturi cuprinse între  $400 - 430^\circ\text{C}$  timp de 6 ore, în funcție de variantele propuse.

Laminarea la cald a sleburilor s-a realizat pe laminorul de table și benzi al S.C. ALRO utilizând aceeași schemă de laminare pentru toate variantele.

### **3.4. Cercetări experimentale privind procesarea și investigarea semifabricatelor și produselor plate din aliajul 2024**

Cercetările efectuate s-au axat pe obținerea tablelor laminate la rece din aliaj 2024 placat, prin aplicarea diferitelor grade de reducere finală la laminarea la rece care să confere tablelor după călire și

îmbătrânire artificială proprietăți de rezistență compatibile cu cele prevăzute pentru starea T3. Pentru tratamentul de călire pentru punere în soluție s-a aplicat o variație a timpului de menținere în palier t, cu scopul de a determina intervalul optim de menținere pentru punerea în soluție a constituenților care intră în compoziția aliajului, care să confere acestuia caracteristici de rezistență superioare celor obținute în mod convențional.

S-au ales 2 dimensiuni finale, respectiv table cu grosimea de 2,5 mm și 1mm.

### **3.4.1. Cercetări experimentale privind elaborarea aliajului 2024**

Procesul de turnare a sleburilor destinate cercetărilor experimentale s-a realizat pe instalația de turnare sleburi utilizând tehnologia Pechiney procesul fiind descris la cap 3.2.1. al prezentei lucrări.

Compoziția chimică a aliajului a fost următoarea:

**Tabel.3.6. Compoziția chimica a aliajului 2024**

ALIAJ	Si	Fe	Cu	Mn	Mg	Cr	Zn	Ti	Impuritati	
	%	%	%	%	%	%	%	%	Fiecare	Total
AlCuMg1 (2024)	0.38	0.36	4.5	0.6	1.6	0.08	0.17	0.10	0.05	0.15

### **3.4.2. Cercetări experimentale privind prelucrarea aliajului 2024**

După turnarea sleburilor s-au realizat operațiile de pregătire în vederea laminării la cald, operații care cu excepția placării, au fost desfășurate în același mod cu cele descrise la Cap. 2 al lucrării respectându-se parametri de frezare și încălzire specifici pentru aliajul 2024.

Datorită faptului că rezistența la coroziune a aliajului 2024 este relativ scăzută dat fiind conținutul ridicat de cupru prezent în aliaj, tehnologia de obținere a tablelor din acest aliaj se realizează în marea majoritate a cazurilor prin placarea sleburilor cu plachete de aluminiu, marca 1050 A, obținându-se o grosime a stratului de placare care variază în funcție de cerințele impuse de beneficiari.

Omogenizarea sleburilor s-a realizat în 2 trepte de palier într-un cuptor adânc respectându-se următorii parametri:

$$T_{\text{Omogenizare1}} = 455^{\circ}\text{C}$$

$$t_{\text{omogenizare1}} = 4 \text{ ore}$$

$$T_{\text{Omogenizare2}} = 500^{\circ}\text{C}$$

$$t_{\text{omogenizare2}} = 25 \text{ ore}$$

Răcirea slebului s-a realizat odată cu cuptorul până la temperatura de  $240^{\circ}\text{C}$  apoi în atmosferă.

Încălzirea în vederea laminării s-a realizat tot într-un cuptor adânc până la temperatura de  $430^{\circ}\text{C}$ , durata de menținere fiind de 4ore.

Laminarea la cald s-a realizat pe un laminor cuarto reversibil, prima reducere aplicată fiind egală cu grosimea plachetei de aluminiu cu scopul acoperirii slebului pe toată lungimea.

În urma laminării la cald a sleburilor s-au obținut 8 rulouri cu grosimea de 7 mm la o lățime de 1100 mm.

### **3.5. Aparatura și metode de control utilizate**

Compoziția chimică a aliajelor destinate cercetărilor experimentale s-a determinat pe cale spectrală, utilizând un echipament Spectrolab cu o precizie de 100 ppm și posibilitatea de a determina până la 31 elemente.



**3.8. Instalatie deexaminare US**



**Fig.3.7. Aparat Spectrolab**

Examinarea nedistructivă cu ultrasunete a tablelor în vederea determinării eventualelor discontinuități interne, s-a realizat prin utilizarea unei instalații de examinare în flux, aplicând tehnica prin imersie.

Procesele de călire și îmbătrânire artificială a epruvetelor confecționate prin prelucrare mecanică, s-au realizat prin utilizarea unui cuptor de calcinare echipat cu un controller care oferă protecție extensivă împotriva operării incorecte și are posibilitatea de reglare în diferite trepte de temperatură.



**3.10. Cuptor de calcinare**

Pentru efectuarea testelor de rezistență s-a utilizat o mașină universală de încercări clasa de precizie 1, ZWICK verificată metrologic în conformitate cu normele metrologice în vigoare.

Pentru determinarea durtății pe capetele epruvetelor, s-a utilizat un dispozitiv Brinell tip M5CG3.

Uniformitatea tratamentelor termice s-a verificat prin determinarea conductivității electrice a materialului utilizând un aparat portabil cu sondă, model Sigmascope.

Determinarea durtății pe tablele supuse cercetărilor experimentale s-a realizat prin utilizarea unui aparat portabil de măsurare a durtății prin impact. Aparatul este dotat cu o bilă de oțel ce are diametrul de 3 mm.



**3.11. Masină pentru teste de tracțiune**

### ***3.5.1. Metode și aparatură pentru analiza metalografică***

Analiza metalografică cantitativă constă în determinarea dimensiunilor liniare ale constituenților, mărimea grăunților din care este alcătuit materialul, proporțiile în care se găsesc anumiți constituenți etc.

Microstructura aliajului utilizat pentru desfășurarea experimentului a fost analizată de către Sistemul de analiză Omninet Express care furnizează numai măsurări spațiale ale imaginii, neputând identifica fazele sau compușii prezenți.

Sistemul de analiză Omninet Express permite o “analiză cantitativă” a imaginii probei, mai degrabă decât o apreciere “calitativă”.

Sistemul de analiză este compus din:

- microscop metalografic BX60M;
- videocamera KP- M1ALB-NEGRU;
- programul Omninet Express

## **CAPITOLUL 4. CERCETĂRI ASUPRA CARACTERISTICILOR FIZICO-MECANICE ȘI STRUCTURALE ALE PRODUSELOR ȘI SEMIFABRICATELOR PLATE DIN ALIAJ 6061**

### ***4.1. Stabilirea obiectivelor și planificarea experimentelor***

Din literatura de specialitate reiese faptul că valorile caracteristicilor mecanice pentru aliajul 6061 utilizat în domeniul precum industria aeronautică sau constructoare de mașini, tind către maxim în ceea ce privește rezistența la rupere, limita de curgere și duritatea însă au o tendință descrescătoare în cazul alungirii.

Prin urmare, scopul experimentului este determinarea unei temperaturi și a unui timp de îmbătrânire artificială optim pentru acest aliaj în vederea obținerii unor valori ale caracteristicilor mecanice care să se situeze deasupra limitelor menționate în normele care stabilesc aceste valori.

### ***4.2. Cercetări experimentale***

Au fost propuse 2 metode de realizare a tratamentului de îmbătrânire:

- a). prin variația timpilor de menținere în palier în intervalul 10- 14 ore și menținerea temperaturii la valori constante pe tot parcursul procesului .
- b). prin variația temperaturii de îmbătrânire în intervalul 165-195°C și menținerea timpului la valori constante pentru fiecare variație a temperaturii.

Pentru a ușura desfășurarea experimentului, fiecărei probe i-a fost atribuit un cod alcătuit din 3 cifre astfel:

Proba nr. 1- cod 111

Proba nr. 2- cod 112

Proba nr 150 – cod 565

În mod similar am procedat și pentru efectuarea tratamentului de îmbătrânire artificială a epruvetelor:

Au fost alcătuite grupe de câte 5 epruvete pentru cazul  $t = ct$   $T = 165-190$  ( $^{\circ}C$ ), și 5 epruvete pentru cazul  $t = (10-14)$  ore,  $T = ct$ , fiecărei grupe fiindu-i atribuit un cod de tratament termic astfel:

Cazul  $t = ct$   $T = 165-190$  ( $^{\circ}C$ ):

Cod 11- tt. îmbătrânire artificială la temperatura de  $165^{\circ}C$ , 10 ore

Cod 12- tt. îmbătrânire artificială la temperatura de  $170^{\circ}C$ , 10 ore

.....  
Cod 56- tt. îmbătrânire artificială la temperatura de  $190^{\circ}C$ , 14 ore

Cazul  $t = (10-14)$  ore,  $T = ct$ :

Cod 11- tt. îmbătrânire artificială la temperatura de  $165^{\circ}C$ , 10 ore

Cod 21- tt. îmbătrânire artificială la temperatura de  $165^{\circ}C$ , 11 ore

.....  
Cod 56- tt. îmbătrânire artificială la temperatura de  $190^{\circ}C$ , 14 ore

Determinările caracteristicilor mecanice și interpretarea rezultatelor, au fost realizate pe valorile medii obținute în urma ruperii a 5 epruvete sau pentru fiecare cod de tratament termic.

Pentru reprezentarea grafică a rezultatelor s-a utilizat programul Microsoft Excel.

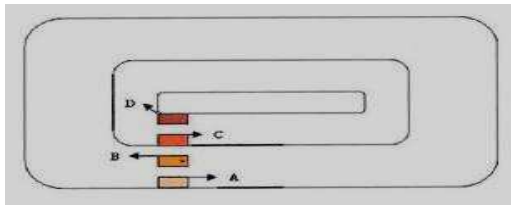
**Tabel 4.1. Codurile de TT atribuite epruvetelor testate**

COD TRATAMENT TERMIC ÎMBATRANIRE ARTIFICIALA		TEMPERATURA PALIER [ $^{\circ}C$ ]					
		165	170	175	180	185	190
TIMP PALIER [h]	10	11	12	13	14	15	16
	11	21	22	23	24	25	26
	12	31	32	33	34	35	36
	13	41	42	43	44	45	46
	14	51	52	53	54	55	56

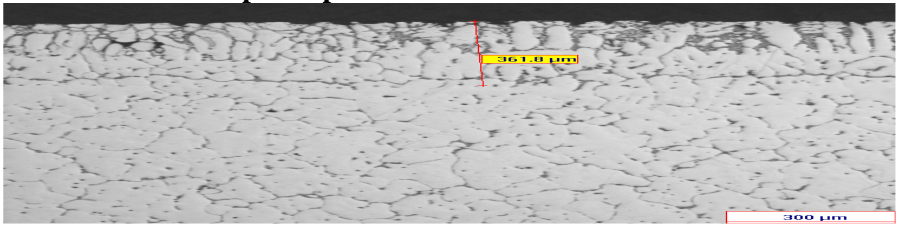
### **4.3. Investigații metalografice asupra semifabricatelor plate obținute din aliaje de aluminiu 6061**

Punerea în evidență a structurii aliajului 6061 (EN-AW AlMg1SiCu) în stare brută de turnare s-a realizat prin debitarea de eşantioane din diferite zone ale slebului. Pregătirea metalografică s-a realizat în mod corespunzător, conform ASTM E3, probele au fost atacate chimic, conform ASTM E 407, și analizate calitativ cu ajutorul microscopului optic și a sistemului de analiză de imagine. Poziția A reprezintă zona de

margine (zona corticală), poziția B zona de sfert, poziția C reprezintă o zonă intermediară între sfert și mijloc, iar poziția D reprezintă zona centrală.

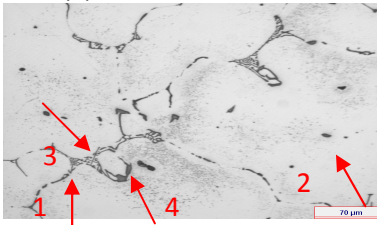


**Fig.4.1. Secțiune transversală prin slebul turnat aliaj 6061: poziții debitare probe pentru analiza de microstructură**

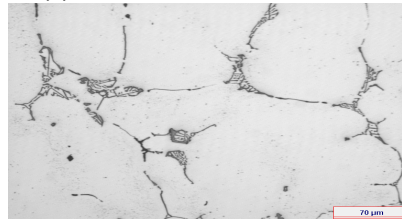


Pozitia A M=50X (a)

(b) Pozitia B M=200 X



(c) Pozitia C M=200X



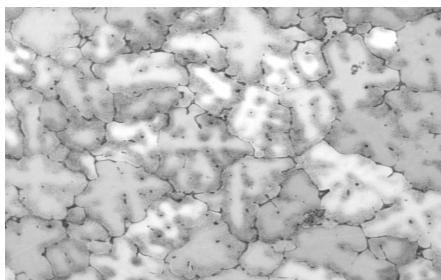
**Fig. 4.2. Microstructura sleb aliaj 6061, stare turnat, (a) zona corticală, (b) zona de sfert si (c) zona de centru**

Imaginiile prezintă o distribuție uniformă a fazelor intermetalice, atât în zona de sfert, cât și în zona centrală, dimensiunea fazelor fiind mai mică în zona de sfert în comparație cu zona centrală.

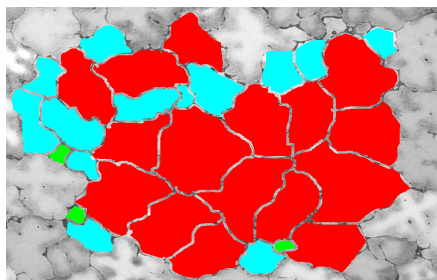
În cazul structurii de turnare pentru aliajul 6061, principalii doi constituenți,  $\alpha\text{AlFeSi}$  (1) și  $\text{Mg}_2\text{Si}$  (2), apar sub forma de litere chirilice diferind doar culoarea. În afara acestor constituenți principali, se mai găsesc mici cantități de faza  $\beta\text{AlFeSi}$ , siliciu elementar(3) și faza cuaternară  $\text{AlFeMgSi}$  (4).

Mărimea medie de grăunte în zona B a fost de 266  $\mu\text{m}$  (fig.4.3), iar în zona D a fost de 278 $\mu\text{m}$ .

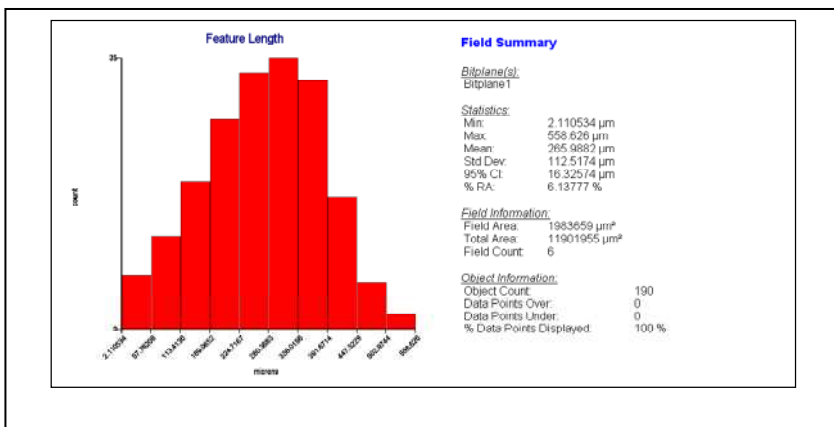




Imagine captata



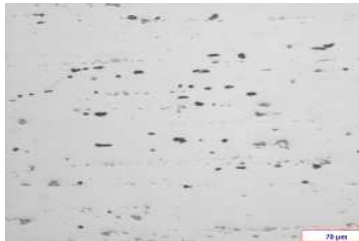
Imagine analizata



**Fig. 4.3. Marimea de grăunte în zona B**

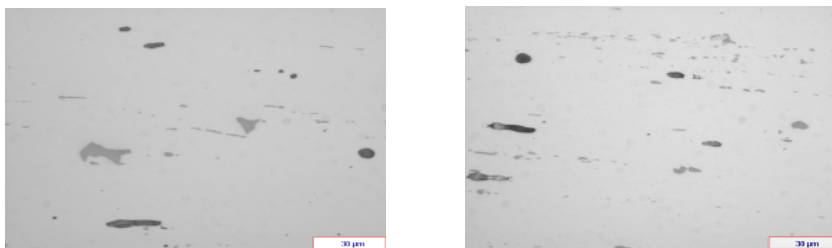
Pentru evidențierea microstructurii materialului după prelucrarea aliajului prin deformare plastică, au fost prelevate și pregătite probe metalografice din epruvetele supuse testelor de încercări fizico mecanice econform codurilor 1.1, 1.2, 3.2, 4.1, 4.3, 4.4, specificate în tabelul 1.

Probele au fost atacate chimic cu 0,5% HF.



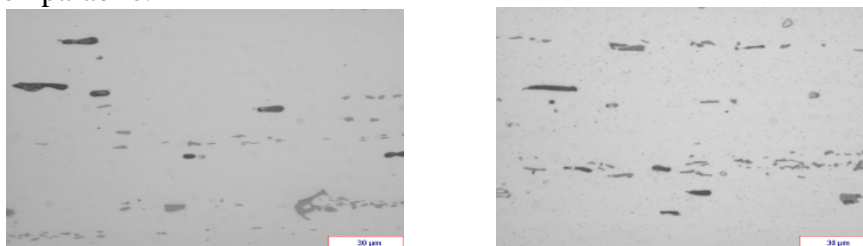
**Fig.4.8. M=200X Cod TT 4.1/ t= 13h/ T = 165°C M=200X Atac 0,5% HF**

Microstructurile indică o cantitate ridicată de  $Mg_2Si$  (particule negre), particulele de  $AlFeSi$  sunt fragmentate și de dimensiuni comparabile.



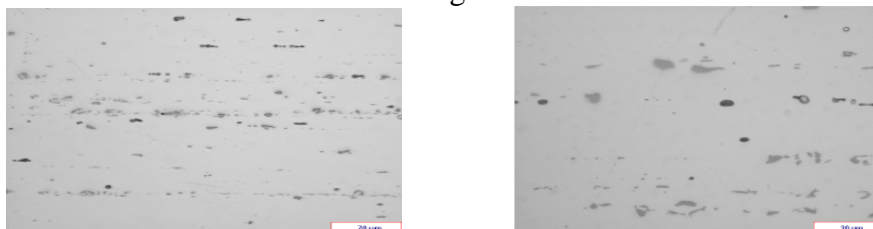
**Fig.4.9. M=200X cod 4.2./ t= 13h/ T = 170°C M=200X  
Atac 0,5% HF**

Microstructurile din figura 4.9. indică o cantitate puțin mai scăzută de  $Mg_2Si$  (particule negre) în comparație cu microstructurile din figura 4.8., iar particulele de  $AlFeSi$  sunt fragmentate și de dimensiuni comparabile.



**M=200X Fig. 4.10. Cod.4.3. t= 13h/ T = 175°C M=200X  
Atac 0,5% HF**

Figura 4.10. indică o distribuție mult mai scăzută de particule de  $Mg_2Si$ . Acestea sunt de dimensiuni reduse și foarte rotunjite, particulele de  $AlFeSi$  sunt foarte fragmentate și uniform distribuite.



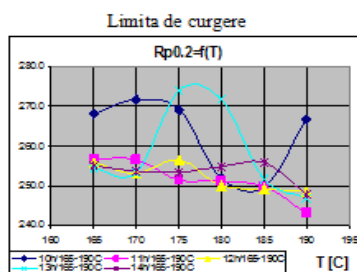
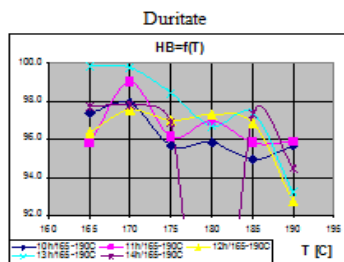
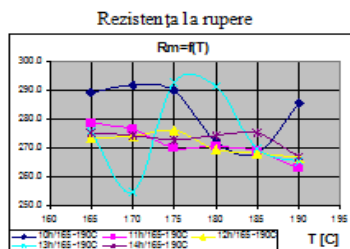
**M=200X Fig.4.11 cod 4.4. t= 13h/ T = 180°C M=200X  
Atac 0,5% HF**

Microstructurile din figura 4.11. indica o distributie comparabila de particule Mg<sub>2</sub>Si cu microstructurile din figura 7.8. dimensiunea acestora fiind putin mai ridicata. Particulele de AlFeSi sunt foarte fragmentate si uniform distribuite.

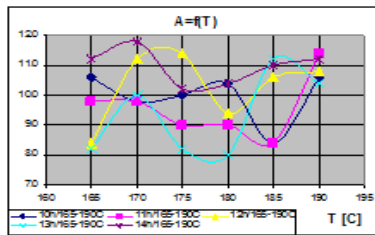
#### 4.4. Determinarea caracteristicilor fizico-mecanice ale tablelor din aliaj 6061

Tabel 4.2. – Rezultatele testelor în varianta 1 de TT pentru aliajul 6061

PROPRIETATI MECANICE	VALORI MEDII				
	Rm	Rp0,2	A	HB	
COD TRATAMENT TERMIC	11	289.2	268.2	10.6	97.4
	12	291.8	271.8	9.8	97.9
	13	290.0	269.0	10.0	95.7
	14	272.4	252.0	10.4	95.8
	15	268.4	249.6	8.4	94.9
	16	285.8	266.6	10.6	95.7
	21	278.8	256.8	9.8	95.8
	22	276.4	256.4	9.8	99.0
	23	270.2	251.4	9.0	96.1
	24	270.8	251.2	9.0	96.9
	25	268.8	249.8	8.4	95.8
	26	263.0	243.2	11.4	95.9
	31	273.6	256.8	8.4	96.3
	32	274.0	253.0	11.2	97.6
	33	276.2	256.4	11.4	97.0
	34	269.6	250.0	9.8	97.3
	35	268.4	249.2	10.6	96.8
	36	266.8	248.4	10.8	92.7
	41	275.8	254.4	8.2	98.8
	42	265.0	253.4	10.0	99.7
	43	292.8	274.0	8.2	96.4
	44	291.4	271.8	8.0	96.7
	45	269.8	251.6	11.2	97.4
	46	265.4	246.8	10.4	93.2
	51	275.2	255.0	11.2	97.7
	52	274.4	253.6	11.8	97.8
	53	272.8	253.4	10.2	96.9
	54	274.4	254.8	10.4	80.1
55	275.2	255.8	11.0	97.3	
56	267.2	247.8	11.2	94.5	



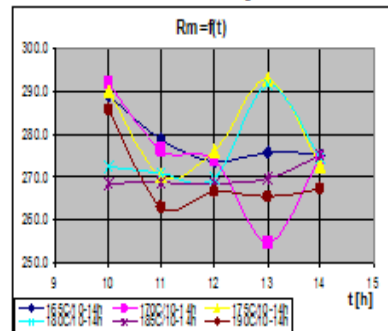
Alungirea %



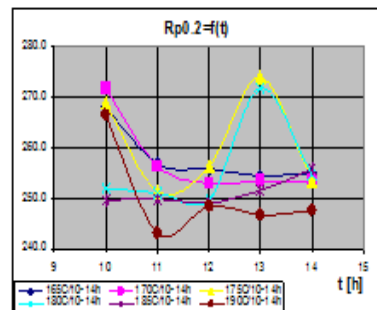
Tabel 4.3. – Rezultatele testelor în varianta 2 de TT pentru aliajul 6061

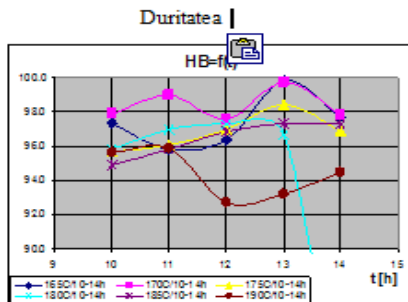
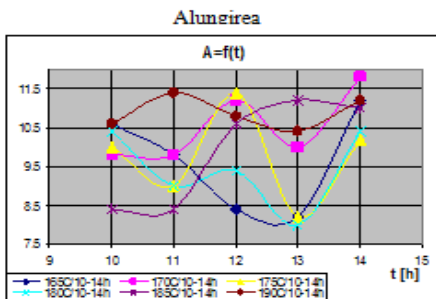
PROPRIETATI MECANICE		VALORI MEDII			
		Rm	Rp0,2	A	HB
COD TRATAMENT TERMIC	11	289.2	268.2	10.6	97.4
	21	278.8	256.8	9.8	95.8
	31	273.6	255.8	8.4	96.3
	41	275.8	254.4	8.2	99.8
	51	275.2	255.0	11.2	97.7
	12	291.8	271.8	9.8	97.9
	22	276.4	256.4	9.8	99.0
	32	274.0	253.0	11.2	97.6
	42	265.0	253.4	10.0	99.7
	52	274.4	253.6	11.8	97.8
	13	290.0	269.0	10.0	96.7
	23	270.2	251.4	9.0	96.1
	33	276.2	266.4	11.4	97.0
	43	292.8	274.0	8.2	98.4
	53	272.8	253.4	10.2	96.9
	14	272.4	262.0	10.4	95.8
	24	270.8	261.2	9.0	96.9
	34	269.6	260.0	9.4	97.3
	44	291.4	271.8	8.0	96.7
	54	274.4	264.8	10.4	90.1
15	268.4	249.6	8.4	94.9	
25	268.8	249.8	8.4	95.8	
35	268.4	249.2	10.6	96.8	
45	269.8	251.6	11.2	97.4	
55	275.2	255.8	11.0	97.3	
16	285.8	266.6	10.6	95.7	
26	263.0	243.2	11.4	95.9	
36	266.8	248.4	10.8	92.7	
46	265.4	246.8	10.4	93.2	
56	267.2	247.8	11.2	94.5	

Rezistența la rupere



Limita de curgere





#### 4.5. Interpretarea rezultatelor experimentale

Analizând reprezentările grafice ale valorilor obținute pentru cele două cazuri analizate caracteristicile optime de rezistență au fost următoarele:

Cazul  $t = ct.$ ;  $T = (165-190)^\circ\text{C}$ ;

$R_m = 291,4 \text{ MPa}$  pentru  $t = 13 \text{ h}$ ;  $T = 180^\circ\text{C}$  ;

$RP_{0,2} = 274 \text{ MPa}$  pentru  $t = 13 \text{ h}$ ;  $T = 175^\circ\text{C}$  ;

$A = 11,8\%$  pentru  $t = 13 \text{ h}$ ;  $T = 190^\circ\text{C}$  ;

$HB = 99,8$  pentru  $t = 13 \text{ h}$ ;  $T = 165^\circ\text{C}$  ;

Cazul  $T = ct.$   $t = (10-14 \text{ h})$ ;

$R_m = 292,8 \text{ MPa}$  pentru  $T = 175^\circ\text{C}$ ;  $t = 13 \text{ h}$  ;

$RP_{0,2} = 274 \text{ MPa}$  pentru  $t = 13 \text{ h}$ ;  $T = 175^\circ\text{C}$  ;

$A = 11,8 \%$  pentru  $t = 14 \text{ h}$ ;  $T = 170^\circ\text{C}$  ;

$HB = 99,7$  pentru  $t = 13 \text{ h}$ ;  $T = 170$ ;

- diferența dintre valoarea maximă a rezistenței la rupere și valoarea minimă specificată în SR EN 485-2 a fost de 2,8 MPa la temperatura de  $180^\circ\text{C}$ , pentru un timp de menținere de 13 ore, ceea ce reprezintă o creștere a  $R_m$  cu 0,96 % ;

- diferența dintre valoarea maximă a limitei de curgere și valoarea minimă specificată în SR EN 485-2 a fost de 30 MPa. la temperatura de  $175^\circ\text{C}$ , pentru un timp de menținere de 13 ore, ceea ce reprezintă o creștere a  $R_{p0,2}$  cu 12,5 % ;

- diferența dintre valoarea maximă pentru alungire și valoarea minimă specificată în SR EN 485-2 a fost de 3,8 % și s-a înregistrat la temperatura de  $170^\circ\text{C}$ , pentru un timp de menținere de 14 ore, ceea ce reprezintă o creștere a alungirii la rupere cu 47,5 % ;

- diferența dintre valoarea maximă pentru duritate și valoarea minimă specificată în SR EN 485-2 a fost de 11,7 HB și s-a înregistrat la temperatura de 165 °C pentru un timp de menținere de 13 ore, ceea ce reprezintă o creștere durității Brinell cu 13,2 % .

#### **4.6. Concluzii**

Analizând valorile obținute pentru cele 2 cazuri studiate constatăm că pentru tratamentul de îmbătrânire artificială a tablei de 25,4 mm din aliaj 6061, rezultă că temperatura optimă pentru îmbătrânirea artificială va fi de 175°C iar timpul de menținere de 13 h.

# CAPITOLUL 5. CERCETĂRI ASUPRA CARACTERISTICILOR FIZICO-MECANICE ȘI STRUCTURALE ALE PRODUSELOR ȘI SEMIFABRICATELOR PLATE DIN ALIAJ 7175

## *5.1. Stabilirea obiectivelor și planificarea experimentelor*

Aliajele din seria 7000 au ca elemente principale de aliere Zn, Mg și Cu. Dintre aceste Zn reprezintă elementul de baza care produce durificarea. Aliajele din această grupă sunt utilizate cu prioritate în industria aeronautică și constructoare de mașini datorită caracteristicilor deosebite pe care le au. La aliajele pentru care procentul de Zn este mai mare de 3% și pentru care raportul Zn/Mg este mai mare ca 2 faza durificatoare ( $\eta$ ) este dată de compusul  $MgZn_2$ . Procesul de durificare a structurii la aceste aliaje depinde în mare măsură de compoziția chimică a soluției suprasaturate, compoziția fazelor care se formează în timpul TT de îmbătrânire, cinetica reacțiilor de precipitare, timpul, temperatura și proprietățile precipitatelor.

## *5.2. Cercetări experimentale*

Cercetările anterioare au arătat faptul că posibilitatea de a controla microstructura aliajului prin modificarea metodelor de procesare convenționale a acestor aliaje poate fi o soluție de echilibrare a valorilor proprietăților și caracteristicilor fizico- mecanice. Aceste metode poartă denumirea de tratamente termo- mecanice și se pot clasifica în două grupe:

Studiile experimentale realizate de autor s-au îndreptat spre aplicarea a 2 tipuri de tratamente termice intermediare (TTMI) pentru obținerea prin laminare la cald a semifabricatelor plate din aliaj 7175, EN AW-AlZn5,5MgCu.

Prima variantă cuprinde un proces de recristalizare intermediară urmată de de deformarea plastică la cald, iar cea de-a doua are drept scop laminarea la cald a materialului urmată de procesul de recristalizare.

Deasemenea am adoptat și un model de tratament termomecanic final al procesului de îmbătrânire artificială a aliajului menționat,

(TTMF) prin aplicarea unei deformări plastice la rece între cele 2 etape intermediare de supraîncălzire.

Au fost analizate variantele aplicate prin determinarea caracteristicilor fizico-mecanice pentru fiecare probă.

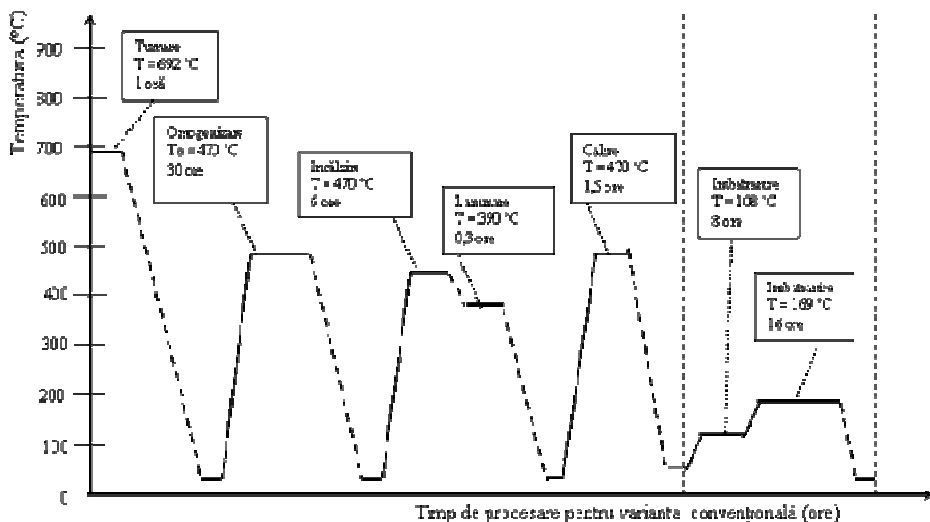


Figura 5.1. Varianta convențională (TTM1 + TT convențional)

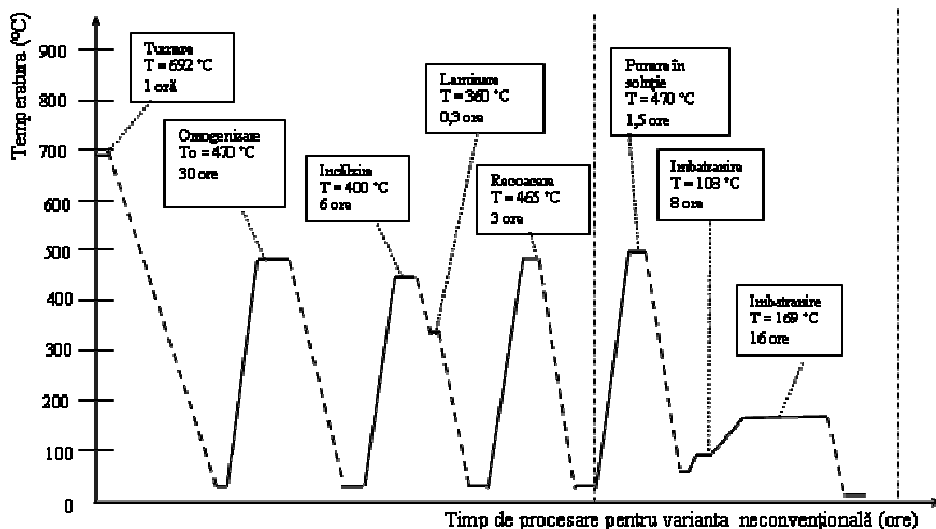


Figura 5.2. Varianta neconvențională (TTM1 + TT convențional)





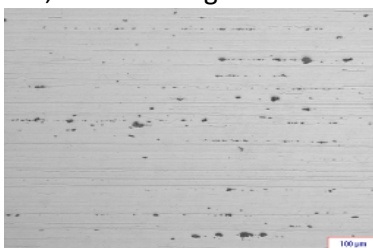
### 5.3. Investigații metalografice asupra semifabricatelor plate obținute din aliaj 7175

Punerea în evidență a microstructurii aliajului 7175, omogenizat s-a realizat, conform ASTM E3, probele au fost atacate chimic, conform ASTM E 407, și analizate calitativ cu ajutorul microscopului optic

Pentru analiza metalografică a materialului după aplicarea tratamentelor termo- mecanice, au fost debitate câte 2 eșantioane din fiecare tablă obținută prin aplicarea celor 4 tratamente termomecanice inițiale.

**Varianta 1.** Proba 1 a fost debitată din tablă obținută prin aplicarea variantei 1 de TTMI și a variantei convenționale de TTMF.

P1, secțiune longitudinală



M=100X

P1, secțiune longitudinală



M=200X

Fig.5.6. TTMI1 +TTMF conventional ; Atac 0,5% HF

**Varianta 3.** Proba 3 a fost debitată din tablă obținută prin aplicarea variantei 3 de TTMI și a variantei neconvenționale de TTMF.

P3, secțiune longitudinală



M=100X

P3, , secțiune longitudinală



M=200X

Fig.5.8. TTMI3 +TTMF neconventional; Atac 0,5% HF

#### 5.4. Determinarea caracteristicilor fizico-mecanice ale produselor plate din aliaj 7175

Pentru toate variantele s-au stabilit determinarea următoarelor caracteristici:

Rezistența la rupere  $R_m$ , Limita de curgere  $R_{p0,2}$ , Alungirea  $A$ , Duritatea HB.

Tabel 5.3. Valorile caracteristicilor fizico-mecanice pentru variantele 1 și 2

Varianta adoptata	STAREA T7351							
	Directia de prelevare esantioane							
	L				LT			
	$R_m$ MPa	$R_{p,0,2}$ MPa	A %	Duritate HB	$R_m$ MPa	$R_{p,0,2}$ Mpa	A %	Duritate HB
1	503,1	429,2	14,9	149,9	508,0	432,0	14,2	152,9
2	489,3	428,4	18,0	140,9	497,2	432,4	15,0	140,8

Tabel 5.4. Valorile caracteristicilor fizico-mecanice pentru variantele 3 și 4

Varianta adoptata	TRATAMENT TERMO MECANIC FINAL							
	Directia de prelevare esantioane							
	L				LT			
	$R_m$ MPa	$R_{p,0,2}$ MPa	A %	Duritate HB	$R_m$ MPa	$R_{p,0,2}$ MPa	A %	Duritate HB
3	527,7	436,3	9,5	175,6	533,0	436,8	9,2	175,7
4	523,7	436,4	10,6	173,2	529,3	441,3	9,2	174,8

#### 5.5. Investigații metalografice privind rezistența la coroziune sub tensiune

Pentru a evalua rezistența la coroziune a aliajului, am efectuat testul de coroziune sub tensiune utilizând epruvete ce provin din tablele obținute prin aplicarea variantelor de TTMI și TTMF menționate

anterior. Modul de pregătire a epruvetelor s-a realizat în conformitate cu cerințele normei ASTM G 49. Fiecare epruvetă a fost supusă unui număr de 480 cicluri, realizați într-o perioadă de 20 zile.

Au fost testate un număr de 6 epruvete confecționate pentru fiecare variantă de TTMI și TTMF aplicată.

Pentru tratamentele termomecanice finale aplicate variantelor 3 și 4 au fost confecționate câte 2 epruvete.

Tabel 5.5. Rezultatele obținute la testul de coroziune sub tensiune a epruvetelor din aliaj 7175

Nr. probă	Efort MPa	Forța aplicată (F) N	Diametrul secțiunii reduse mm	Timp de expunere (zile)	Număr cicluri	Rezultat analiză	Interpretarea rezultatelor
P1	240	1845,736	3,13	20	480	Acceptabil	Pitting
P2	240	1822,224	3,11	20	480	Neacceptabil	S-a rupt
P3	270	2101,414	3,12	20	480	Acceptabil	Pitting
P4	270	2087,965	3,11	20	480	Acceptabil	Pitting
P5	265	1956,657	3,12	20	480	Acceptabil	Pitting
P6	260	1986,546	3,11	20	480	Acceptabil	Pitting

### 5.6. Interpretarea rezultatelor experimentale

Semifabricatele obținute prin laminare la cald aplicând metoda convențională de laminare și tratamentul pentru starea T7351 au valori ale rezistenței la rupere și limitei de curgere de același ordin de mărime cu semifabricatele obținute prin aplicarea tratamentelor termomecanice inițiale și finale neconvenționale. Diferențele semnificative care apar constau în valori ale rezistenței la rupere mai ridicate în cazul aplicării tratamentului termo-mecanic final neconvențional, pe epruvete testate pe direcția de laminare (L) a materialului.

### 5.7. Concluzii

Conform valorilor medii obținute în urma efectuării testelor de rezistență pentru cele 4 variante, cele mai bune rezultate pentru rezistența la rupere s-au obținut la aplicarea variantei 3 de tratament termic unde valoarea  $R_m$  ajunge la 527,7 MPa, iar limita de curgere  $R_{p0,2}$  la

436,3 MPa, valorile alungirii și durtății fiind de 9,5% și 175,6 HB, pentru probe prelevate pe direcția de laminare a materialului.

În cazul în care se dorește îmbunătățirea proprietăților de plasticitate cele mai bune rezultate se obțin în cazul aplicării variantei 2 de tratament intermediar combinată cu varianta convențională de tratament termomecanic final unde valoarea pentru limita de curgere este de 428,4 MPa iar pentru alungire de 18%.

În acest caz se observă o reducere semnificativă a valorii rezistenței la rupere a materialului până la 489 MPa, valoare situată sub limita admisă de normele europene pentru starea T7351, care se poate datora temperaturii prea coborâte ( 400° C) realizate la încălzirea pentru laminarea la cald a materialului.

În ceea ce privește valorile obținute pe probele debitate pe direcția L-T a materialului se poate trage concluzia că acestea sunt ușor mai ridicate în cazul rezistenței și curgerii și mai coborâte pentru alungire.

Rezultate semnificative în acest caz au fost obținute pentru rezistența la rupere în cazul aplicării variantei 3 de TTMI combinată cu varianta 2 de TTMF unde valoarea maximă a fost de 533 MPa.

Pentru limita de curgere valoarea maximă s-a obținut în cazul aplicării variantei 4 de TTMI combinată cu varianta 2 de TTMF și a fost de 441,3 MPa.

Pentru toate variantele adoptate se poate trage concluzia că valoarea durtății materialului crește proporțional cu creșterea valorilor rezistenței la rupere.

# CAPITOLUL 6. CERCETĂRI ASUPRA CARACTERISTICILOR FIZICO-MECANICE ȘI STRUCTURALE ALE PRODUSELOR PLATE DIN ALIAJ 2024

## **6.1. Stabilirea obiectivelor și planificarea experimentelor**

Aliajele Al-Cu-Mg și Al-Cu-Mg-Mn denumite convențional dur-aluminiuri au ca element de aliere cuprul, care prezintă solubilitate variabilă în funcție de temperatură în soluția solidă pe bază de aluminiu.

Ca urmare se pot asigura condiții de durificare prin precipitare dacă se aplică tratamentele de punere în soluție și îmbătrânire naturală sau artificială.

Principalii factori care contribuie la creșterea valorilor de rezistență îi constituie parametrii termici și temporali la care au loc procesele menționate.

## **6.2. Cercetări experimentale**

În vederea realizării experimentului propus pentru laminarea la rece au fost întocmite scheme de laminare, la care reducerile totale finale să fie de 30%, 45%, 50% și 60%. Laminarea la rece s-a început de la grosimea specificată (7 mm), și s-a realizat pe 2 laminoare de benzi la rece respectându-se următoarele faze :

- omogenizare
- laminare propriuzisă
- recoaceri intermediare
- recoaceri finale

După operația de debitare a rulourilor în table s-a ales câte o tablă de la mijlocul fiecărui rulo pentru a efectua tratamentul de călire pentru punerea în soluție. Pentru a stabili o concluzie referitoare la durata de menținere optimă pentru tratamentul de călire am stabilit ca timpii de menținere în palier să varieze pentru ambele grosimi de table, de la 10 la 25 minute la fiecare probă debitată din rulourile laminate conform schemelor prezentate.

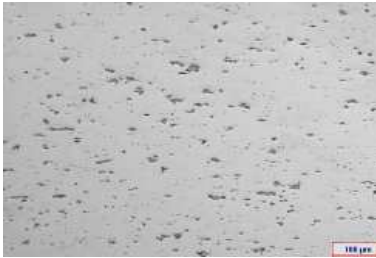
După TT de încălzire în vederea punerii în soluție (timp în care s-a produs redizolvarea fazelor intermetalice  $\text{CuAl}_2$  și  $\text{Al}_2\text{CuMg}$ ) și omogenizarea compoziției chimice, a urmat răcirea rapidă care s-a realizat într-un rezervor cu apă la temperatura de 30°C. Durificarea

structurală s-a realizat prin îmbătrânire naturală timp de 96 ore la temperatura mediului ambiant.

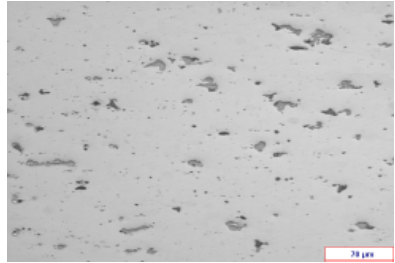
Numărul total al epruvetelor obținute pentru fiecare grosime finală de tablă a fost de 80.

### **6.3. Investigații metalografice la microscopul optic asupra tablelor obținute din aliaj 2024**

P1, secțiune transversala



P1, sec transversala



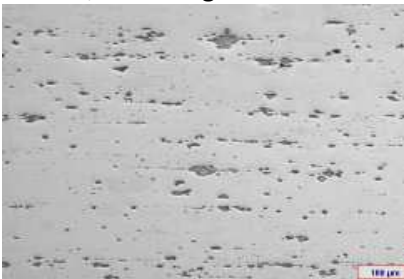
**M=100X Fig.6.4. Analiza metalografică P2; Atac 0,5%HF M=200X**

Proba P1 a fost tratată la temperatura de  $T = 495^{\circ}\text{C}$ ,  $t = 25$  min. Gradul total de reducere a fost de 45%.

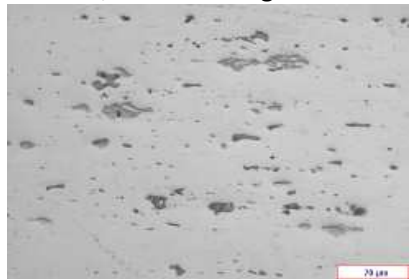
În microstructura probei P1 majoritatea fazelor solubile sau dizolvate.

Fazele insolubile de  $\alpha\text{Al}(\text{Mn}, \text{Fe})\text{Si}$  și  $\text{Al}_7\text{Cu}_2\text{Fe}$  predomină în structură.

P3, sect. longitudinală



P3, secțiune longitudinală



M=100X

M=200X

**Fig. 6.5. Analiza metalografică P3 ; Atac 0,5% HF**

P5, sect longitudinala



M=100X

P5, sec longitudinală



M=200X

**Fig. 6.7. Analiza metalografică P5 ; Atac 0,5%HF**

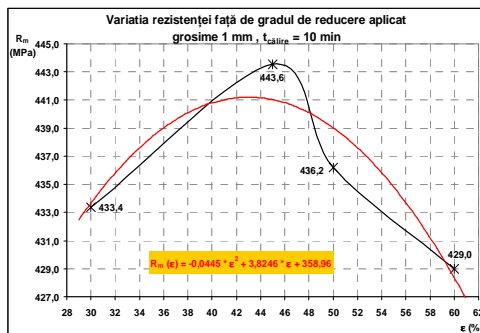
Proba P 5 a fost tratată la temperatura de  $T = 495^{\circ}\text{C}$ ,  $t = 10$  min.

Gradul total de reducere a fost de 45%. În microstructura probei P3 fazele insolubile de  $\alpha\text{Al}(\text{Mn, Fe})\text{Si}$  și  $\text{Al}_7\text{Cu}_2\text{Fe}$  sunt mult mai mici față de P2.

#### **6.4. Determinarea caracteristicilor fizico-mecanice ale tablelor laminate la rece din aliaj 2024**

Pe baza datelor experimentale au fost obținute curbele și ecuațiile de regresie ale mărimilor măsurate.

Prin compararea valorilor măsurate cu cele rezultate din ecuațiile de regresie am determinat abaterile valorilor calculate față de cele experimentale.



**Fig.6 . 9. Variația rezistenței la rupere în funcție de gradul de reducere aplicat; g=1 mm; t = 10 min.**



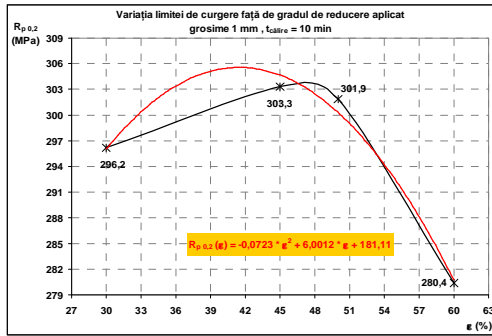


Fig.6 .10. Variația limitei de curgere în funcție de gradul de reducere aplicat;  
 $g = 1$  mm;  $t = 10$  min

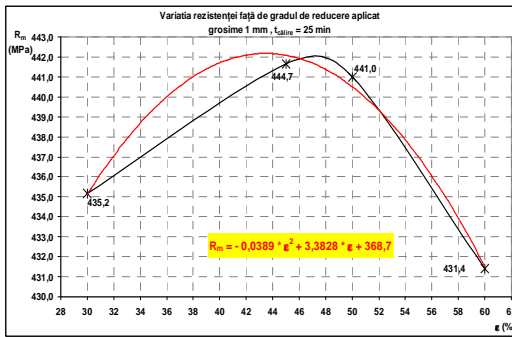


Fig.6 .12. Variația rezistenței în funcție de gradul de reducere aplicat;  
 $g = 1$  mm;  $t = 25$  min.

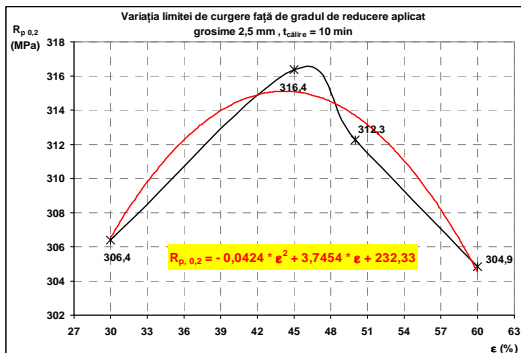


Fig. 6.16. Variația limitei de curgere în funcție de gradul de reducere aplicat;  
 $g=2,5$  mm;  $t = 10$  min.

## **6.5. Interpretarea rezultatelor experimentale**

În cazul tablei cu grosimea de 1 mm rezistența la rupere a materialului are o valoare medie de 444,7 MPa pentru o reducere finală de 45% și timpul de menținere în palier de 25 min, în timp ce pentru tabla cu grosimea de 2,5 mm valoarea medie a rezistenței la rupere atinge 463,9 MPa pentru același timp de menținere în palier. Valorile medii obținute pentru alungirea materialului sunt de 22,2% respectiv 19,3% pentru un timp de menținere în palier de 25 min, la aplicarea unui grad total de reducere de 45%.

Valorile alungirii au o tendință descrescătoare în cazul aplicării variantei de menținere a materialului în palier un timp de 25 min, pentru ambele grosimi de tablă.

Influența gradului de reducere în timpul tratamentului termic de punere în soluție poate fi explicat prin faptul că, odată cu creșterea acestuia efectul durificator asupra materialului este intensificat datorită creșterii suprafeței interfazice dintre compușii intermetalici care în timpul procesului de deformare plastică se alungesc în direcția de laminare .

## **6.6. Concluzii**

Conform valorilor de rezistență și alungire obținute în urma efectuării încercărilor fizico-mecanice, putem trage concluzia că pentru aliajul 2024 starea T3, având grosimile de 1 și 2,5 mm, intervalul optim al reducerilor totale finale aplicate în timpul procesului de laminare la rece este 45-50%. Prin aplicarea acestor reduceri putem obține valori optime ale caracteristicilor mecanice care corespund normelor europene în vigoare, asociate cu o structură omogenă și o distribuție uniformă a fazelor durificatoare obținute prin tratamentele termice aplicate.

# **CAPITOLUL 7. CONTRIBUȚII PERSONALE ȘI CONCLUZII GENERALE PRIVIND PROCESAREA ȘI CARACTERIZAREA SEMIFABRICATELOR ȘI PRODUSELOR PLATE OBTINUTE DIN ALIAJE DE ALUMINIU CU PROPRIETĂȚI SPECIALE**

## **7.1. Contribuții personale**

În acest capitol sunt prezentate concluziile generale care rezultă în urma analizei rezultatelor obținute după desfășurarea cercetărilor experimentale și cu contribuțiile proprii ale autorului la realizarea lucrării.

Contribuțiile proprii aduse la elaborarea lucrării de doctorat se referă la următoarele aspecte:

- în alegerea materialului experimental s-au selectat 3 aliaje de aluminiu care prezintă un interes practic deosebit pentru industria aeronautică și industria constructoare de mașini ;

- au fost stabilite metode de control ale structurii interne a aliajelor și a uniformității tratamentului de călire prin utilizarea unor echipamente moderne de examinare nedistructivă ;

- pentru aliajul 6061 au fost stabilite și aplicate mai multe variante de tratamente termice prin variația parametrilor T-t în procesele de îmbătrânire artificială ;

- în obținerea aliajului 7175 au fost stabilite 4 variante de tratamente termomecanice intermediare și 2 variante de tratamente termomecanice finale ;

- în procesul de laminare la rece al aliajului 2024 au fost stabilite 4 scheme de laminare prin aplicarea unor grade de reducere finale diferite ;

- principalele caracteristici fizico mecanice ale aliajelor studiate au fost analizate prin corelarea valorilor cu microscopia cantitativă cu analiză de fază, aplicată pentru fiecare regim de tratament termic ;

## **7.2. Concluzii generale**

Pentru efectuarea cercetărilor experimentale am ales 3 aliaje aparținând grupelor 6xxx, 7xxx, 2xxx, aliaje care au fost selectate în

primul rând datorită proprietăților de rezistență superioare pe care le au în urma aplicării tratamentelor termice convenționale.

Prin variația parametrilor T-t la îmbătrânirea artificială a aliajului 6061 (AlMg1SiCu) s-a urmărit stabilirea unei metode de optimizare a procesului de îmbătrânire artificială care să ducă la obținerea unor valori ale caracteristicilor fizico-mecanice prin care, utilizarea finală a semifabricatelor expuse cercetărilor experimentale, să fie în domenii precum industria aeronautică sau constructoare de mașini.

Rezultatele obținute au arătat că în condițiile elaborării și prelucrării la nivel industrial a acestui aliaj, valorile optime pentru parametrii termici și temporali în procesul de tratament termic de îmbătrânire artificială au fost stabilite la  $T=175^{\circ}\text{C}$ ;  $t = 13$  ore :  $R_m = 292,8$  MPa,  $RP_{0,2} = 274$  MPa, pentru cazul  $T=ct$  ;  $t = (10-14\text{h})$ , respectiv  $R_m = 291,4$  MPa;  $RP_{0,2} = 274$  MPa pentru cazul  $T=(165-180^{\circ}\text{C})$  ;  $t=ct$ ;  $A= 8\%$  pentru ambele cazuri analizate.

În cazul cercetărilor experimentale privind îmbunătățirea caracteristicilor fizico-mecanice ale aliajului 7175 prin aplicarea tratamentelor termo-mecanice intermediare, s-a constatat că prin stabilirea celor 4 variante de TTMI (incluzând și varianta convențională de prelucrare a acestui aliaj), apar variații semnificative ale caracteristicilor fizico-mecanice, variații care rezultă și din distribuția diferită a particulelor ce conțin elemente antirecristalizante.

Astfel, valoarea maximă pentru rezistența la rupere ajunge la 537 MPa iar limita de de curgere la 439 MPa, valorile alungirii și durității fiind de 9,6% și 179 HB pentru probe prelevate pe direcția de prelevare L-T a produselor (varianta 3) .

În cazul cercetărilor experimentale efectuate pentru stabilirea caracteristicilor fizico-mecanice ale tablelor din aliaj 2024 placat, rezultatele au demonstrat faptul că există o strânsă legătură între gradul de deformare aplicat pentru fiecare variantă adoptată și proprietățile fizico-mecanice obținute în urma efectuării testului de tracțiune.

În cazul tablei cu grosimea de 1 mm valoarea maximă a rezistenței la rupere a materialului a fost de 444,7 MPa pentru o reducere finală de 45% și pentru un timp de menținere la călire de 25 min, în timp ce la tabla cu grosimea de 2,5 mm rezistența maximă la rupere atinge valoarea de 463,7 MPa pentru același timp de menținere.

## BIBLIOGRAFIE SELECTIVĂ

1. Aluminium Standards and Data –Aluminium Association- 2004
2. L.F. MOLDOLFO –Aluminium Alloys Structure and Properties-Butterworth 1976
3. Aluminium Asociation- SR-EN 485/2/2004 – Aluminium and aluminium Alloys-Sheet strip and plate- Mechanical Properties.
4. IOAN FARA –Aluminiul de la materia primă la produse finite-Editura tehnică-2000
5. FIELDING-Situația actuală și perspectivele aliajelor de aluminiu utilizate în industria aerospațială,1987
6. SR-EN 515/1995- Aluminiu și aliaje de aluminiu –PRODUSE DEFORMABILE-Simbolizarea starilor.
7. Morris, J.G. - Thermomechanical Processing of Aluminium Alloys.The Metallurgical Society of AIME, USA, 1987.
8. Submitted to the Faculty of Woster Politechnic Institute -Heating Rate Sensitivities of Selected 7000 Series Aluminium Alloys.
9. T. Engdahl, V. Hansen, P.J. Warren, K. Stiller- Investigation of fine scale precipitates in Al-Zn-Mg alloys after various heat treatments, Materials Science and Engineering (2002).
10. D.S. Mackenzie - Quench Rate and Aging Effects in Al-Zn-Mg-Cu Aluminum Alloys, PhD Dissertation, University of Missouri-Rolla (2000).
11. J. Buha, P. R. Munroe - Studies of Precipitation in 6061 Aluminium Alloy.
12. EN 573-3 - Aluminium and Aluminium Alloys Chemical composition and form of wrought products - Part 3 Chemical composition.
13. . Katchanov, L. - Elements de la theorie de la plasticité, Edition MIR, Moskou, 1975.
14. Suci, M.V. -Considerații privind deformabilitatea aliajelor dealuminiu de înaltă rezistență. - In rev. Metalurgia 36, nr.9,1984.
15. Suci, M.V. - Cercetări privind determinarea parametrilor optimi de tratament termomecanic în vederea îmbunătățirii caracteristicilor mecanice ale aliajelor Al-Zn-Mg-Cu,destinate industriei aerospațiale - În rev. Buletinul U.P.București - seria Metalurgie, 1985.
16. M. Suci - Cercetări privind deformarea plastică și tratamentul termic al aliajelor de aluminiu speciale destinate industriei aeronautice – Teză de doctorat.
17. Liu, G. ș.a. - Fatigue crack tip opening behavior in particulate reinforced. Al - alloy composites. În rev. Acta materialia, vol. 44, nr. 1,1996.
18. Metallic Materials Properties Development and Standardization (MMPDS)\MMPDS - 03 Volume 2a (Chapter 3, Part 1) – 2006.
19. J.T. Staley - Metallurgical aspects affecting strength of heat treatable alloy products used in aerospace industry.
20. Osamura, K. ș.a. - Development of high - strenght aluminium alloys by Mesoscopic Structure Control. În rev. Journal of engineering materials and technology, vol. 118, nr. 2, 1996.

21. Scamans, G. M.; Hunter, J. A.; Holroyd, N. J. H.-Corrosion of Aluminum - a New Approach
22. IMNR- Studiu de documentare privind capacitățile de producție și de prelucrare a metalelor neferoase, 1994.
23. A.Kathrein, I.Radu, P.Moldovan, Elaborarea aliajelor metalelor neferoase, Ed.Did. și Ped., București, 1978
24. Develay, R. The importance of manganese additions to aluminum and aluminum alloy. Rev. Alum. 55 (1978)
25. Roberge J.L., Richard M., "Instantaneous Evaluation of Inclusion Quantity of Liquid Aluminum Alloys", CTIF
26. L. Liu and F.H. Samuel, "Assessment of Melt Cleanliness in A356.2 Aluminum Casting Alloys Using the Porous Disc Filtration Apparatus Technique", J. Mater. Sci, vol. 32 (1997)
27. PoDFA Inclusion Catalog, ALCAN PoDFA Technology
28. D.V.Neff, The filtering and degassing of aluminum die casting alloys, Die Casting Engineer, vol.30, 1986.
29. Elizabeth A. and Corbett C. Battaile, JOM \*,The Computer Simulation of Microstructural Evolution, September 2001
30. I. Pencea, Bazele analizei structurale a materialelor, Ed.Printech 2001
31. P. Moldovan, N. Panait, St. Mărginean, *Bazele tratării topiturilor metalice*, Ed. INTACT, București, 1998.
32. W F Kehler, *Handbook of International Alloy Compositions and Designation*, VOL. III-ALUMINUM, Columbus: Metal and Ceramics Information Centre, 1980
33. British Standards Institute, *The Structural Use of Aluminium*, BS8118: London.
34. D J Hatful, *Production and Use of Coil Coated Strip*, London: Metals Society, 1981.
35. Aluminum Association, *Welding Aluminum*, New York: Aluminum Association, 2nd ed., 1991.
36. P Johne, *Machining of Aluminium Materials*, Dusseldorf: Aluminium-verlag, 1981.
37. New Heat Treating Progress No.4-5/March- April 2005, *Heat Treatments for Age Hardenable Aluminum Alloys*
38. B.E. Gore, S. Harnish, H. Padilla, B. J. Robinson, A. J. Beaudoin, J. A. Dantzig, I. M. Robertson, and H. Weiland, *High Temperature Properties And Processing Of AA7050 TMS* (The Minerals, Metals & Materials Society),2000
39. Loffler, H., "Review: *Decomposition processes in Al-Zn-Mg alloys*". Journal of Materials Science:, 1983.
40. Mărginean, I Carcea, A. Ripoșan, I. Ibraim. Viteza de răcire la solidificare - factor determinant în finisarea structurii aliajelor de aluminiu. În Revista Metalurgia, 1999, nr. 5, p. 37-41.
41. I. Mărginean, C. Iancu. Îmbunătățirea structurii siluminurilor prin modificare cu bor și titan. Metalurgia, 1997, nr. 9-10, p. 66-70, nr. 11-12, p. 25-27.

## ARTICOLE PROPRII:

1. **Alexandru Stancioiu**, Marian Bordei “Analysis of Experimental Results Regarding the Heat Treatment of Sheets and Strips from Aluminum Alloy Type 5052” Annals of “Dunarea de Jos” of Galati 2010.

2. **Alexandru Stancioiu** Marian Bordei .”Consideration regarding the heat treatment of sheets and strips from aluminum alloy 5052 type” Rev.Metalurgia International No.8-2010

3. Alexandru Giura, **Alexandru Stăncioiu** Constantin Dumitrescu. “Assessment of some characteristics of the NDT-UT transducers by ndt-ut facility using the immersion technique” Rev.Metalurgia International No.4-2011.

4. Alexandru Giura, **Alexandru Stancioiu**, Petrișor Găgiu, Raul Novac „*Method And Procedure For Checking The Accuracy Of The Scan-Indexing System Of Then Ndt-Ut Equipment For Immersion Technique*” Analele Universitatii “Dunarea de Jos” Galati, Metallurgy and Material Science