



UNIUNEA EUROPEANĂ



GUVERNUL ROMÂNIEI
MINISTERUL MUNCII, FAMILIEI
PROTECȚIEI SOCIALE ȘI
PERSOANELOR VÂRSTNICE
AMPOSDRU



Fondul Social European
POSDRU 2007-2013



Instrumente Structurale
2007-2013



MINISTERUL
EDUCAȚIEI
NAȚIONALE
OIPOSDRU



Investește în oameni!

FONDUL SOCIAL EUROPEAN

Programul Operațional Sectorial pentru Dezvoltarea Resurselor Umane 2007 – 2013

ing. **Claudia BOLDOR (căs. DEMIAN)**

TEZA DE DOCTORAT

ÎMBUNĂTĂȚIREA CARACTERISTICILOR ALIAJULUI AISi9Cu3 TURNAT, PRIN DEGAZARE, FILTRARE ȘI APLICARE DE TRATAMENTE TERMICE

Conducători Științifici :

Prof. Dr. Ing. Tiberiu RUSU
Prof. Dr. Ing. Diego FERREÑO BLANCO

UNIVERSITATEA TEHNICĂ
DIN CLUJ-NAPOCA
FACULTATEA DE INGINERIA MATERIALELOR ȘI A MEDIULUI

2013



UNIUNEA EUROPEANĂ



GUVERNUL ROMÂNIEI
MINISTERUL MUNCII, FAMILIEI,
PROTECȚIEI SOCIALE ȘI
PERSOANELOR VÂRSTNICE
AMPOSDRU



Fondul Social European
POS DRU 2007-2013



Instrumente Structurale
2007-2013



MINISTERUL
EDUCAȚIEI
NAȚIONALE
OIPOSDRU



UNIVERSITATEA
TEHNICĂ
DIN CLUJ-NAPOCA

Investește în oameni!

Proiect cofinanțat din Fondul Social European prin Programul Operațional Sectorial pentru Dezvoltarea Resurselor Umane 2007 – 2013
Axa prioritară: 1 „Educație și formare profesională inițială de calitate în sprijinul dezvoltării și creșterii economice”

Domeniul major de intervenție: 1.5 „Programe doctorale și postdoctorale în sprijinul cercetării”

Titlul proiectului: Proiect de dezvoltare a studiilor de doctorat în tehnologii avansate- ”PRODOC”

Cod Contract: POSDRU 6/1.5/S/5

Beneficiar: Universitatea Tehnică din Cluj-Napoca

FACULTATEA DE INGINERIA MATERIALELOR ȘI A MEDIULUI

Ing. Claudia BOLDOR (căs. DEMIAN)

TEZĂ DE DOCTORAT

ÎMBUNĂTĂȚIREA CARACTERISTICILOR ALIAJULUI $AlSi_9Cu_3$ TURNAT, PRIN DEGAZARE, FILTRARE ȘI APLICARE DE TRATAMENTE TERMICE

Conducători Științifici,

Prof. Dr. Ing. Tiberiu RUSU

Prof. Dr. Ing. Diego FERREÑO BLANCO

PREȘEDINTE: - Prof.dr.ing. **Ionel Chicinaș** – Universitatea Tehnică din Cluj-Napoca;

MEMBRI: - Prof.dr.ing. **Tiberiu Rusu** – conducător științific, Universitatea Tehnică din Cluj - Napoca;

- Prof.dr.ing. **Diego Ferreño Blanco** – conducător în cotutela, Universitatea Cantabria, Spania;

- Prof.dr.ing. **Jose Antonio Casado del Prado** – referent, Universitatea Cantabria, Spania;

- Prof.dr.ing. **Vasile Filip Soporan** – referent, Universitatea Tehnică din Cluj -Napoca;

- Prof.dr.ing. **Aurel Crișan** – referent, Universitatea Transilvania, Brașov.

Părinților mei

MULȚUMIRI

Îmi exprim mulțumirile mele întregii familii, care m-a susținut în realizarea acestei teze. Doresc să le mulțumesc în special părinților mei, fiului meu David și soțului meu, care mi-au oferit suportul moral necesar atunci când am avut nevoie.

În mod deosebit le mulțumesc conducătorilor de doctorat, domnului Prof. dr. ing. Diego Ferreño Blanco și domnului prof. dr. ing. Tiberiu Rusu, pentru orientarea, coordonarea și efortul depus pentru realizarea acestei teze, deasemenea și pentru încurajările și susținerea oferită pe parcursul acestor ani.

Mulțumesc întregului colectiv LADICIM, de la Universitatea Cantabria pentru sfaturile și ajutorul primit la realizarea părții experimentale, în special lui Estela, Manuel și David.

Un important ajutor pentru realizarea acestei teze am primit din partea fabricii Alemag Norte SL și a Centrului Tehnologic de Componente (CTC - Centro Tecnológico de Componentes) din Spania, cărora le aduc mulțumiri.

Mulțumesc tuturor membrilor Departamentului de Ingineria Mediului și Antreprenoriatul Dezvoltării Durabile de la Universitatea Tehnică din Cluj-Napoca, pentru îndrumările oferite în legătură cu realizarea acestei lucrări, în mod deosebit domnului prof. dr. ing. Gheorghe Zirbo.

Mulțumesc Fondului Social European POS DRU 2007 – 2013 pentru finanțarea acestei teze de doctorat.

Mulțumiri tuturor celor care au contribuit la realizarea acestei lucrări.

NOTAȚII ȘI ABREVIERI

NOTAȚII

C - constanta de proporționalitate;
 d_0 - diametrul orificiului de evacuare a gazului;
E - modulul de elasticitate /modulul Young;
 E_d - energia de activare pentru disoluția unui mol de hidrogen;
G - solubilitatea gazului dizolvat în baia metalică;
H, H_0 : concentrațiile de hidrogen în masa topită înainte de a se face barbotarea și după barbotare;
H - solubilitatea hidrogenului în aluminiu;
 M_G - masa moleculară a gazului insuflat;
p - presiunea gazului insuflat;
 p_1 - presiunea gazului la intrarea în masa topită;
 p_2 - presiunea gazului la suprafața masei topite;
 p_{G_2} - presiunea gazului în atmosfera agregatului de elaborare;
Q - fluxul de gaz insuflat;
R - constanta gazelor perfecte;
T - temperatura absolută;

T5 –tratament termic T5 (îmbătrânire artificială);
T6 – tratament termic T6 (Punere în soluție, îmbătrânire artificială);
T1- temperatura gazului la intrarea în masa topită;
T2 - temperatura gazului la ieșirea din masa topită;
 V_{ef} – volumul efectiv al porilor;
V - volumul total al mediului
 V_{critic} - viteza critică;
 Θ – unghiul de umectare;
 ρ_{Atm} - densitatea probei solidificată la presiunea atmosferică;
 ε_{ef} - porozitatea efectivă;
 ϕ - diametrul ferestrei prin care se realizează legătura între pori;
 σ_Y - limitele elastic;
 σ_R - tensiunea la rupere;
 ε_{max} - deformarea sub sarcină maximă;
 ρ_{RPT} - densitatea probei solidificată sub presiune redusă;
 ΔG° - variația entalpiei libere;
 f_{G_2} - coeficientul de activitate al gazului;
 ρ_m și ρ_g - densitatea metalului și a gazului.

ABREVIERI

ASTM - American Section of the International Association for Testing Materials;

ATTR - Asociația Tehnică De Turnătorie Din România;

CTC - Centro Tecnológico de Componentes;

CFFs – Filtre ceramice spongioase;

EDS - Energy-dispersive X-ray spectroscopy;

HPDC - High Pressure Die Casting (turnarea sub presiune);

LADICIM – Laboratorio de la División de Ciencia e Ingeniería de los Materiales;

LME - London Metals Exchange;

RPT - Reduced Pressure Test;

SEM - Scanning electron microscope;

SSM – Semi –solid metal;

SSR - Semi - Solid Rheocasting;

UNE-EN – Una Norma Española – European Norm.

CUPRINS

CAPITOLUL 1 - INTRODUCERE ȘI OBIECTIVE.....	1
1.1. Introducere.....	1
1.2. Obiective	3
 CAPITOLUL 2 - STADIUL ACTUAL AL CUNOAȘTERII.....	6
2.1. Alumiul și aliajele sale	6
2.1.1. Producerea aluminei și a alumiului.....	8
2.1.2. Alumiul și aliajele de alumiul; structură și proprietăți	12
2.1.3. Tipuri de incluziuni în aliajele de alumiul	15
2.1.3.1. Impurități metalice în aliajele de alumiul.....	16
2.1.3.2. Incluziuni nemetalice în aliajele de alumiul.....	19
2.1.3.3. Incluziuni gazoase în aliajele de alumiul	25
2.1.4. Evoluția producției de alumiul primar în ultimii ani	31
2.1.5. Reciclarea ca strategie de economisire energetică la fabricarea alumiului.....	34
2.2. Tratamente termice aplicate aliajelor de alumiul	36
2.2.1. Tratamente termice aplicate aliajului $AlSi_9Cu_3$	37
2.3. Tehnici de fabricare a componentelor de alumiul: procedeele HPDC și SSR.....	41
2.3.1. Generalități privind fabricarea pieselor prin procedeul HPDC.....	41
2.3.1.1. Probleme existente în procedeul HPDC.....	43
2.3.2. Generalități privind fabricarea pieselor prin procedeul SSR	44
2.4. Rafinarea aliajelor de alumiul: degazare și filtrare.....	49
2.4.1. Degazarea aliajelor de alumiul	49
2.4.1.1. Gaze inerte folosite la degazare	55
2.4.1.2. Degazarea cu azot	55
2.4.2. Rafinarea aliajelor de alumiul prin filtrare.....	59
2.4.2.1. Filtrarea profundă.....	60
2.4.2.2. Materiale filtrante.....	69
2.4.2.3. Clasificarea filtrelor ceramice	69
2.4.2.4. Materiale utilizate la fabricarea filtrelor	73
2.4.2.5. Caracteristicile și proprietățile filtrelor ceramice.....	75

CAPITOLUL 3 - MATERIALUL DISPONIBIL ȘI METODOLOGIA

EXPERIMENTALĂ.....	77
3.1. Introducere.....	77
3.2. Degazarea aliajului $AlSi_9Cu_3$	79
3.2.1. Obiectivele studiului	79
3.2.2. Aliajul disponibil privind degazarea.....	79
3.2.3. Pregătirea probelor pentru analiza porozității.....	81
3.2.4. Determinarea porozității	86
3.3. Filtrarea și degazarea aliajului $AlSi_9Cu_3$	87
3.3.1. Obiectivele studiului	87
3.3.2. Aliajul disponibil privind filtrarea și degazarea.....	87
3.3.3. Pregătirea probelor pentru analiza porozității.....	90
3.3.4. Determinarea porozității existente în aliaj	93
3.3.5. Analiza microstructurii aliajului	93
3.3.6. Determinarea incluziunilor nemetalice prezente pe filtru prin microscopie electronică cu baleiaj	94
3.4. Piese produse prin procedeele HPDC și SSR supuse tratamentelor termice T5 și T6	95
3.4.1. Obiectivele studiului	95
3.4.2. Tratamentele termice aplicate pieselor turnate	96
3.4.3. Probleme apărute la aplicarea tratamentelor termice.....	96
3.4.4. Materialul disponibil privind comportamentul mecanic înainte și după aplicarea tratamentelor termice	97
3.4.4.1. Piese disponibile fabricate prin procedeul SSR	97
3.4.4.2. Piese disponibile fabricate prin procedeul HPDC.....	99
3.4.5. Protocolul de pregătire a probelor privind încercările la tracțiune, analiza porozității și a microstructurii	100
3.4.5.1. Pregătirea aliajului SSR	101
3.4.5.1.1. Pregătirea aliajului SSR pentru încercările la tracțiune	101
3.4.5.1.2. Pregătirea aliajului SSR pentru analiza porozității și a microstructurii	103
3.4.5.2. Pregătirea aliajului HPDC.....	105
3.4.5.2.1. Pregătirea aliajului HPDC pentru încercările la tracțiune	105
3.4.5.2.2. Pregătirea aliajului HPDC pentru analiza porozității și a microstructurii	106
3.4.6. Determinarea rezistenței la tracțiune a aliajului SSR și HPDC	108

3.4.7. Determinarea durității Brinell a aliajului SSR și HPDC.....	111
3.4.8. Determinarea porozității în material HPDC și SSR fără tratament termic și cu tratamente termice.....	112
3.4.9. Analiza microstructurii aliajului	112

CAPITOLUL 4 - PREZENTAREA ȘI ANALIZA REZULTATELOR

EXPERIMENTALE 114

4.1. Introducere.....	114
4.2. Degazarea aliajului $AlSi_9Cu_3$	114
4.2.1. Analiza porozității în probe degazate	114
4.2.2. Analiza pierderilor de temperatură în urma degazării	124
4.3. Filtrarea și degazarea aliajului $AlSi_9Cu_3$	127
4.3.1. Analiza porozității în probe fără degazare / fără filtrare, filtrate și filtrate - degazate.....	127
4.3.2. Analiza microstructurii aliajului $AlSi_9Cu_3$ fără degazare / fără filtrare, filtrat și filtrat - degazat	135
4.3.2.1. Fazele prezente în aliajul analizat	135
4.3.2.2. Procentajul fazei alfa.....	136
4.3.2.3. Dimensiunea grăunților.....	137
4.3.2.4. Analiza incluziunilor și a punctelor dure în aliajul $AlSi_9Cu_3$	141
4.3.2.5. Analiza filtrului după filtrarea aliajului.....	143
4.3.2.6. Determinarea pierderilor de temperatură în urma filtrării și a degazării.....	145
4.4. Piese produse prin procedeele HPDC și SSR.....	146
4.4.1. Determinarea porozității în piese HPDC și SSR înainte și după aplicarea tratamentelor termice.....	146
4.4.2. Analiza microstructurii în piesele HPDC și SSR.....	151
4.4.2.1. Microstructura aliajului HPDC	151
4.4.2.1.1. Fazele prezente în aliajul analizat.....	151
4.4.2.1.2. Procentajul fazei alfa	152
4.4.2.1.3. Dimensiunea grăunților.....	153
4.4.2.2. Microstructura aliajului SSR.....	155
4.4.2.2.1. Fazele prezente în aliajul analizat.....	155
4.4.2.2.2. Procentajul fazei alfa	157
4.4.2.2.3. Dimensiunea grăunților.....	157
4.4.3. Analiza proprietăților mecanice a aliajului HPDC și SSR.....	162
4.4.3.1. Rezultatele experimentale obținute	162

4.4.3.1.1. Rezultatele obținute pe baza aliajului HPDC	162
4.4.3.1.2. Rezultatele obținute pe baza aliajului SSR.....	163
4.4.3.1.3. Studiu comparativ privind evoluția durității Brinell în piese fabricate prin procedeele HPDC și SSR după fiecare etapă a tratamentului termic T6	164
4.4.3.1.4. Studiu comparativ al comportamentului mecanic a pieselor fabricate prin procedeele HPDC și SSR în stare brută	165
4.4.3.1.5. Studiu comparativ al comportamentului mecanic a pieselor fabricate prin procedeele HPDC și SSR înainte și după aplicarea tratamentului termic reprezentat în funcție de tipul aliajului	167
4.4.3.1.6. Studiu comparativ al comportamentului mecanic a pieselor HPDC și SSR după aplicarea tratamentului termic	170
CAPITOLUL 5 - CONSIDERAȚII FINALE	172
5.1. Concluzii și contribuții proprii	172
5.2. Direcții viitoare de cercetare	174
CAPITOLUL 6 - BIBLIOGRAFIA	175
ANEXE	188

CAPITOLUL 1 - INTRODUCERE ȘI OBIECTIVE

1.1. Introducere

Consumul aluminiului și a aliajelor sale a cunoscut o creștere importantă în ultimii ani în diferitele sectoare ale industriei, precum: transporturi, industria alimentară, construcția de locuințe, industria constructoare de mașini, domeniul maritim, etc. Acest lucru se datorează proprietăților legate de greutatea specifică mică, rezistența la coroziune, ductilitatea, maleabilitatea, prelucrabilitatea ușoară. Aluminiul posedă proprietăți mecanice foarte bune mai ales când se află în stare aliată. Aluminiul și aliajele sale sunt clasificate pe serii în funcție de principalul element de aliere (cupru, mangan, siliciu, magneziu și siliciu, magneziu, zinc) și se pot combina și cu alte metale care au rol secundar din punct de vedere al cantității.

Industria constructoare de mașini este unul din sectoarele cu cele mai mari preocupări privind calitatea materialului și a pieselor care se obțin din acesta. Problemele cele mai importante cu privire la calitatea pieselor o reprezintă prezența impurităților metalice, a incluziunilor nemetalice și a celor gazoase. Incluziunile metalice în aliajele de aluminiu pot să aibă efecte pozitive sau negative, aceste efecte depind de cantitatea și de combinarea lor în topitură. Cele mai importante impurități metalice în aliajele de aluminiu sunt: Cu, Fe, Si, Zn, Ag, Na, Mg, Ti, V, Cr, Mn, Zr, etc. Incluziunile nemetalice în aliajele de aluminiu uneori se formează în aliajul topit, iar alteori preexistă în material. Din acest punct de vedere putem vorbi de două categorii de incluziuni nemetalice:

- Incluziuni nemetalice din cauza metalului, care se mai numesc și incluziuni endogene și
- Incluziuni nemetalice solide provenite din exterior (din materialul formei, căpușeala cuptorului, fondanții folosiți, impuritățile din încărcătură, etc., care se mai numesc și incluziuni exogene.

Incluziunile nemetalice pot să fie din punctul de vedere al compoziției chimice: sulfuri (FeS, MnS, Al₂O, ZnS), oxizi [(Al₂O₃, MgO, MgAl₂O₄ (spinel), CaOAl₂O₃, 3Al₂O₃·2SiO₂ (mullit)], nitruri (AlN, Mg₃N₂; BN, VN, Si₃N), carburi și oxicarburi (Al₄C₃, Al₄O₄C, Fe₃C, Mn₃C, CO₃C₂).

După cum aminteam mai sus, cea de-a treia categorie de incluziuni sunt incluziunile gazoase. Se cunoaște faptul că aliajele de aluminiu în stare lichidă prin interacțiunea cu diferite gaze precum, hidrogenul, oxigenul, gazele de la arderea hidrocarburilor și vaporii de apă duc la formarea incluziunilor gazoase în piesele turnate.

În funcție de dimensiunile porilor putem vorbi de macroporozitate sau microporozitate. O altă cauză a apariției incluziunilor gazoase o reprezintă contracția aliajului în timpul solidificării piesei turnate. Din fericire, în ultimii ani tehnica a avansat mult, iar procesele de curățare a băii metalice și metodele de determinare a calității aliajului oferă posibilitatea de a obține piese de calitate superioară.

Optimizarea caracteristicilor pieselor se realizează prin aplicare unor metode de curățare a aluminiului și a aliajelor sale în stare lichidă și apoi, aplicarea diferitelor tratamente pe piesele finale. Pentru a realiza acest lucru mi-am propus ca în această lucrare să abordez trei metode de îmbunătățire a caracteristicilor materialului, și anume: *filtrarea profundă*, *degazarea* aliajului în stare lichidă și aplicarea *tratamentelor termice* pe piese turnate, obținute prin procedeele HPDC (High Pressure Die Casting) și SSR (Semisolid Rheocasting).

Filtrarea profundă a aliajelor de aluminiu constă în interpunerea în traiectoria fluxului de aliaj lichid a unui filtru din spumă ceramică, capabil să rețină acele incluziuni cu dimensiuni mai mici decât orificiile acestuia. Filtrele cele mai utilizate la filtrarea aliajelor în stare lichidă sunt cele pe bază de carbură de siliciu, oxid de zirconiu, alumină și oxid de magneziu. Pentru filtrarea aluminiului, în general se optează pentru filtrele pe bază de alumină. Pe lângă reținerea incluziunilor metalice și nemetalice, filtrarea profundă oferă și avantajul de a elimina turbulențele fluxului aliajului lichid, care poate conduce la apariția incluziunilor gazoase.

O metodă complementară filtrării profunde este metoda degazării cu gaze. Azotul și argonul sunt două dintre cele mai folosite gaze în industria turnării aliajelor de aluminiu. Această metodă se realizează cu ajutorul mașinilor de degazat și constă în injectarea gazului în aluminiul topit prin intermediul unui rotor perforat care de regulă este din grafit. Principalele avantaje ale degazării sunt:

- Datorită agitării provocate de trecerea gazului se realizează omogenizarea termică a băii lichide;
- Prin transferul de masă se obține omogenizarea chimică a topiturii;
- Degazarea prin difuzia gazului nedorit în gazul insuflat și eliminarea lui în atmosferă;
- Eliminarea incluziuni nemetalice ca rezultat al creșterii vitezei ascendente, datorită coliziuni cu gazul și a creșterii diametrului favorizând efectul de flotație.

Procesul de degazare se bazează pe capacitatea bulelor de gaz de a absorbi hidrogenul dizolvat în baia metalică, formarea de molecule de hidrogen și difuzia lor în bulele de gaz inert care urmează să se ridice la suprafața băii metalice.

După aplicarea metodelor de filtrare și degazare, aliajul de aluminiu este turnat în forme prin diferite procedee. Până în anul 2010 existau pe piață 33 de procedee de turnare

printre care și procedeele HPDC și SSR. Procedul HPDC folosește preponderent aliaje de aluminiu și este un procedeu eficient din punct de vedere economic pentru producția în masă a pieselor din metale ușoare. Este un procedeu care injectează metalul în matriță la viteză și presiune mare, acest lucru conduce la apariția turbulențelor și implicit a porozității în piesele turnate. Unul dintre dezavantajele acestui procedeu este faptul că piesele obținute nu se pot supune tratamentelor termice, deoarece prin tratarea lor la temperaturi ridicate, la suprafața pieselor apar umflături, care fac ca piesa să devină rebut. Un alt procedeu care oferă piese de calitate superioară comparativ cu procedul HPDC, este procedul SSR care la turnare folosește materialul în stare semisolidă (SSM). Procedul constă în introducerea unui cilindru, de regulă din grafit, în interiorul băii metalice care are o temperatură puțin peste temperatura lichidus. Când cilindrul începe să se învârtă riguros, temperatura aliajului scade sub temperatura lichidus, moment în care începe solidificarea materialului. Timpul de menținere și viteza de rotație a cilindrului trebuie să fie bine stabilite. Pentru a îmbunătăți proprietățile pieselor obținute prin procedeele HPDC și SSR se aplică tratamente termice optime pentru fiecare tip de material și procedeu de turnare.

Aceste metode și procedee prezentate mai sus fac obiectivul tezei de doctorat și se realizează cu scopul de a îmbunătăți caracteristicile aliajului $AlSi_9Cu_3$.

1.2. Obiective

Această teză a fost asociată la un proiect de cercetare denumit ALUMETAL, la care au participat următoarele instituții:

- Universitatea Cantabria, prin Departamentul de Inginerie și Știința Materialelor și a Terenului, Laboratorul LADICIM (Laboratorul de Divizie a Științei și Ingineriei Materialelor).
- Compania Alemag Norte, S.L., Cantabria care se dedică turnării pieselor de aluminiu și magneziu;
- Centrul Tehnologic de Componente (CTC), Santander.

Obiectivul principal al acestei teze este de a îmbunătăți caracteristicile aliajului de aluminiu $AlSi_9Cu_3$ prin aplicarea metodelor de curățare a băii metalice și aplicarea tratamentelor termice pe piese obținute prin procedeele HPDC și SSR.

Pentru realizarea acestui studiu s-au stabilit mai multe obiective care au fost tratate în cele șase capitole ale tezei. În Capitolul 2 se prezintă stadiul actual al cunoașterii legat de diferitele metode ce se aplică în industria metalurgică cu scopul de a obține aliaje de aluminiu cu o cantitate cât mai mică de impurități metalice, incluziuni nemetalice și gazoase. Tot în acest capitol se prezintă două dintre procedeele de turnare, HPDC și SSR, cu avantajele și dezavantajele fiecăruia, precum și aplicarea tratamentelor termice pe piesele din aluminiu, în special pe aliajul $AlSi_9Cu_3$.

Capitolul 3 este dedicat metodologiei de lucru și materialului disponibil pentru cercetare. Se detaliază metodele de obținere a probelor, tipurile de materiale folosite, tehnica de pregătire a probelor, precum și tehnicile de analiză a probelor selectate.

Capitolul 4 conține rezultatele experimentale obținute în urma aplicării metodelor de degazare, filtrare și îmbunătățirea caracteristicilor materialului obținut prin procedeele HPDC și SSR după ce s-au aplicat tratamentele termice.

În final, în Capitolul 5 se prezintă un rezumat al acestui studiu ce conține concluziile aferente, contribuțiile personale și direcțiile viitoare de cercetare.

În Figura 1.1 se prezintă diagrama de lucru a acestui studiu.

Rezultatele privind simularea umplerii formei de turnare nu sunt prezentate în această teză de doctorat, deoarece datele obținute sunt confidențiale pentru fabrica Alemag.

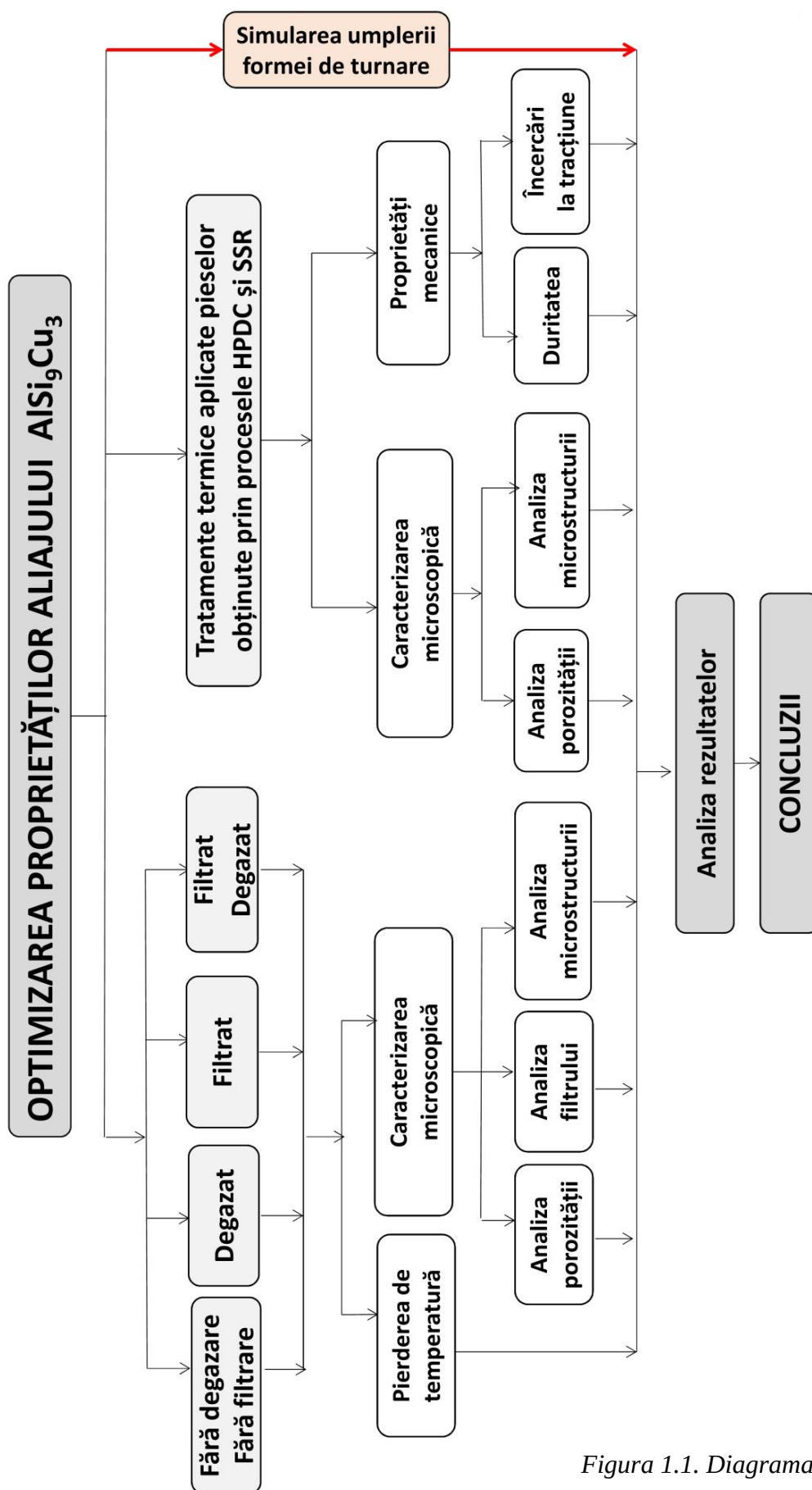


Figura 1.1. Diagrama de lucru

CAPITOLUL 2 - STADIUL ACTUAL AL CUNOAȘTERII

2.1. Aluminiul și aliajele sale

Utilizarea aluminiului și a aliajelor sale a început să cunoască o dezvoltare continuă în diferitele industrii existente și reprezintă una dintre cele mai importante categorii de materiale utilizate în tehnica modernă, datorită avantajelor legate de greutatea specifică mică, rezistența la coroziune bună, caracteristici mecanice apreciabile, prelucrabilitate ușoară, etc. Produsele pe bază de aluminiu ocupă al doilea loc pe plan mondial, după oțel, cu toate că istoria cunoașterii acestui metal este de aproximativ două secole [9].

Cea mai mare cantitate de aluminiu se folosește pentru obținerea aliajelor sale, care se utilizează pe scară largă în diferite tehnicii; nu există nici o ramură a industriei care să nu întrebuințeze aluminiul și aliajele sale sub formă de piese turnate, forjate, matrițe, tablă, benzi, folii, sârmă, profile, blocuri motoare, etc.

Principalele sectoare care folosesc aluminiul sunt: transporturile, industria alimentară, industria chimică (recipiente, ambalaje), construcția de locuințe, industria electricității (Figura 2.1) [105]. Sectorul transporturilor absoarbe mai mult de o pătrime din aluminiul produs [104].

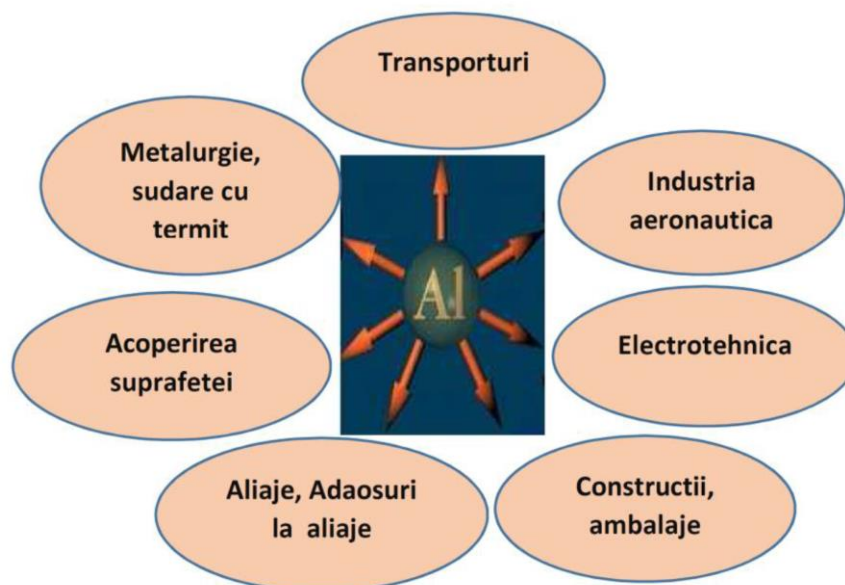


Figura 2.1 Întrebuințarea aluminiului în tehnică pe diferite sectoare [105]

În anul 1920 s-a fabricat primul prototip de avion, iar de atunci aluminiul este un material indispensabil în acest sector datorită greutateii scăzute, a maleabilității și a rezistenței [74]. De asemenea, aluminiul devine tot mai utilizat la construcția de mașini, autobuze, camioane, trenuri, bărci și biciclete [6], [128]. Primul automobil de serie cu caroserie construită integral din aluminiu s-a realizat în anul 2001 la Frankfurt. Această nouă tehnologie a fost aplicată pe un Audi A2 constând din confecționarea unor panouri din aluminiu fixate într-o structură în cadre extrudate din același metal, care asigură rezistența necesară. Aplicarea acestei tehnologii a condus la reducerea greutateii caroseriei automobilului A2 cu 40% față de cele construite din oțel. Garanția caroseriei acestuia este de 12 ani deoarece problema protecției anticorozive a aluminiului este mult mai simplă [72].

Importanța reducerii greutateii automobilelor se regăsește și în reducerea consumului de combustibil, astfel că prin reducerea greutateii unei mașini cu 100 kg se economisesc aproximativ 6 litri de combustibil la fiecare 1000 km și implicit se reduc emisiile de CO₂ din atmosferă [9], [39]. Și trenurile beneficiază de acest material; un tren construit din aluminiu aportă o economie de energie de 87% într-un interval de 40 de ani de viață medie, în comparație cu alte trenuri fabricate din materiale mai grele [74].

Aluminiu este un material indicat pentru fabricarea recipientelor și ambalajelor datorită proprietăților inerte și a stabilității metalurgice. Este ușor și impermeabil, cu proprietăți excelente de protejare a produsele de lumină, umiditate, oxigen, microorganisme și alți factori care pot altera conservarea. Nu este toxic și nu are gust, iar datorită acestui fapt se regăsește în producerea cutiilor de băutură și mâncare, folia de aluminiu, căptușeala interioară a ambalajelor de carton, a foliei pentru acoperirea recipientelor, etc.

Proprietățile sale, precum legătura între rezistență și greutate, împreună cu durabilitatea, rezistența la coroziune, ductibilitatea și maleabilitatea fac ca aluminiul să fie o alegere foarte bună în industria construcțiilor de clădiri [6]. Cererea acestui metal pentru construcții a crescut constant în ultimii 50 de ani. Caracteristicile și proprietățile aluminiului au făcut posibil ca arhitecții și proiectanții să dezvolte numeroase tehnici de construire a clădirilor.

Industria electricității este un alt sector care utilizează acest material datorită greutateii scăzute. La liniile de electricitate a început să se folosească tot mai mult aluminiu, astfel că prin greutatea scăzută a aluminiului este nevoie de mai puțini piloni de susținere a cablurilor. De asemenea, a crescut utilizarea lui și în cablarea subterană, la transformatoare, sisteme stereo, etc. Aluminiul prezintă doar 63% din conductivitatea electrică a cuprului pentru o sârmă cu o dimensiune dată, însă cântărește mai puțin de jumătate din acesta. Greutatea este foarte importantă în transmiterea electricității de înaltă

tensiune la distanțe mari; în momentul actual se folosesc conductori de aluminiu pentru transmiterea de electricitate de 700.000 volți sau chiar rmai mult [6], [9]. Aluminiul are un rol însemnat în industria oțelului, unde se folosește nu numai ca dezoxidant, dar și ca adaos de aliere la oțeluri refractare, precum și la sudarea cu termit. Având afinitate mare față de oxigen, aluminiul sub formă de pulbere este reducător energic și de aceea, el se utilizează în aluminotermie și pirotehnie. Este componentul principal al aliajelor pe bază de titan (unde îndeplinește același rol ca și carbonul în fier), al alamelor și bronzurilor, aliajelor pe bază de magneziu, a aliajelor de nichel și cobalt, cărora le conferă atât proprietăți mecanice superioare, cât și rezistența la coroziune.

Aluminiul nu numai că înlocuiește pe scară largă diferite aliaje și metale neferoase, dar devine în numeroase cazuri un înlocuitor avantajos al fontei și oțelului, ca urmare a faptului că are densitate mică și rezistență la coroziune mult mai bună.

S-a extins folosirea lui în industria petrolului deoarece posedă conductibilitate termică compatibilă cu a alor materiale metalice destinate construcției echipamentelor din rafinării. Multe din aliajele de aluminiu pot fi folosite ca materiale metalice antifricțiune, fiind caracterizate prin rezistență mare la uzură, păstrarea proprietăților mecanice la temperaturi înalte, funcționarea bună la regim de ungere limitat și rezistență relativ mare la coroziune, comparabilă cu alte aliaje. În Figura 2.2 se prezintă câteva exemple de produse obținute din aluminiu și aliajele sale.



Figura 2.2. Domenii de aplicare a aluminiului [80]

2.1.1. Producerea aluminei și a aluminiului

În anul 1810 s-au efectuat primele încercări de obținere a aluminiului de către fizicianul Darvy care a făcut electroliza hidroxidului de aluminiu între un anod de platină și

un catod de fier. Din cauză că separarea aluminiului de fier a fost imposibilă, metoda electrolitică a fost abandonată și în 1824 chimistul Öersted obține aluminiul metalic prin tratarea clorurii cu amalgam de potasiu. În anul 1827 Friedrich Wöhler perfecționează metoda prin înlocuirea amalgamului cu potasiu. Chimistul francez Saint Claire-Deville a fost primul care a obținut lingouri de aluminiu și a dezvoltat la scară largă procedeul de tratarea cu sodiu a clorurii duble de aluminiu și sodiu, însă această metodă fiind costisitoare a fost abandonată după ce Hall Héroult a descoperit metoda electrolitică de extracție a aluminiului prin electroliza trioxidului de aluminiu în criolit topit [34].

Principalul minereu din care se extrage aluminiu este bauxita, care a fost descoperită pentru prima dată în apropierea orașului Les Baux din Franța, iar ulterior acest minereu s-a găsit în multe alte zone ale lumii, precum: Caraibe, o parte a Africii, America de Sud, Australia, Europa [84].

Țările cu cele mai importante rezerve de bauxită sunt: Guineea, Australia, Vietnam, Jamaica și Brazilia [68]. În România există minereuri de bauxită în munții Bihorului și în Carpații Meridionali, la Ohaba-Ponor. Prima întreprindere de extragere a aluminei din bauxită în România a fost construită la Oradea în anul 1965, iar la Slatina o întreprindere de fabricare a aluminiului. Pe parcursul anilor, la noi în țară s-au construit mai multe întreprinderi de extragere a aluminei din bauxită [83].

Multe țări nu dispun de zăcămintele precum bauxita, care este folosită de unica tehnologie economică existentă la nivel mondial; printre acestea se numără și Spania, care importă aceste zăcămintele din Republica Guinea, Africa. Încărcătura este transportată în nave mari până în Galicia, în concret până la complexul industrial din San Ciprián (Lugo), la multinaționala Alcoa, care este singurul punct din țară unde bauxita este transformată în alumină, iar ulterior se transformă în aluminiu primar în San Ciprián, A Coruña și Avilés. În Figura 2.3 de prezintă bauxita măcinată.



Figura 2.3. Bauxita $Al(OH)_3$ [8]

Datorită faptului că, bauxita nu este suficient de pură, conținând ca principale impurități oxizii de siliciu, fier, titan, nu poate servi direct electrolizei, astfel că este supusă procesului Bayer [2].

În acest procedeu, bauxita, în prealabil calcinată și măcinată, este tratată cu hidroxid de sodiu, în autoclave la 4 – 6 atm și 170 – 180°C.

Oxidul de aluminiu din bauxită trece în soluție sub formă de aluminat de sodiu $\text{Na}[\text{Al}(\text{OH})_4]$. Amestecul se filtrează, separându-se soluția de aluminat de sodiu de hidroxizii de fier și de combinațiile siliciului cu aluminatul de sodiu.

În soluția cu aluminat de sodiu se introduce:

- un curent de oxid de carbon, care precipită hidroxidul de aluminiu, conform ecuației:



- sau cantități mici de $\text{Al}(\text{OH})_3$, care amorsează descompunerea aluminatului având rol de germen de cristalizare pentru separarea hidroxidului de aluminiu:



Hidroxidul de aluminiu obținut se calcinează în cuptoare rotative la 1200°C când trece în oxid de aluminiu:



Figura 2.4 și Figura 2.5 prezintă procedeu de obținere a aluminei din bauxită prin procesul Bayer, respectiv o imagine cu alumina în stare brută.

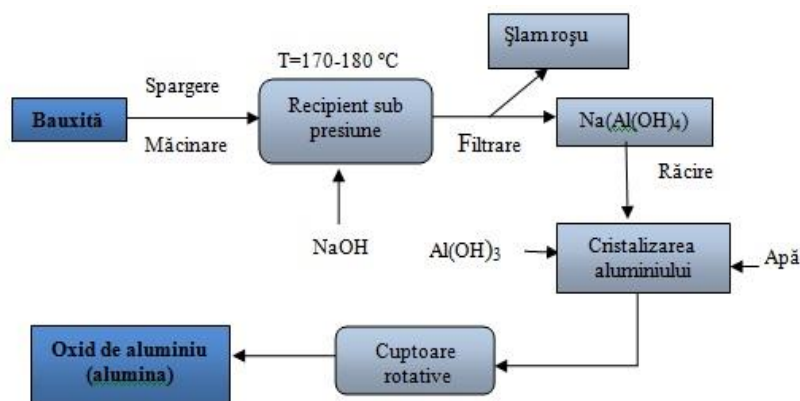


Figura 2.4. Procesul Bayer de obținere a aluminei [25, 67]

Oxidul de aluminiu (Al_2O_3) este adăugat electrolitului de topitură de criolit (Na_3AlFe), unde se realizează electroliza, utilizând anodi și catodi de carbon. Baia se menține la circa 1000°C prin căldura dezvoltată de trecerea curentului electric. La catod, în fundul băii de electroliză se adună aluminiul topit, în partea superioară a electrolitului este cufundat anodul. Oxigenul produs la anod atacă electrodul de carbon, acesta se oxidează,

dând CO, care arde imediat rezultând CO_2 . Aluminiul obținut are o puritate cuprinsă între 99,5 și 99,9%. În Figura 2.6 se prezintă procesul de obținere a aluminiului pur din alumină.



Figura 2.5 Alumina

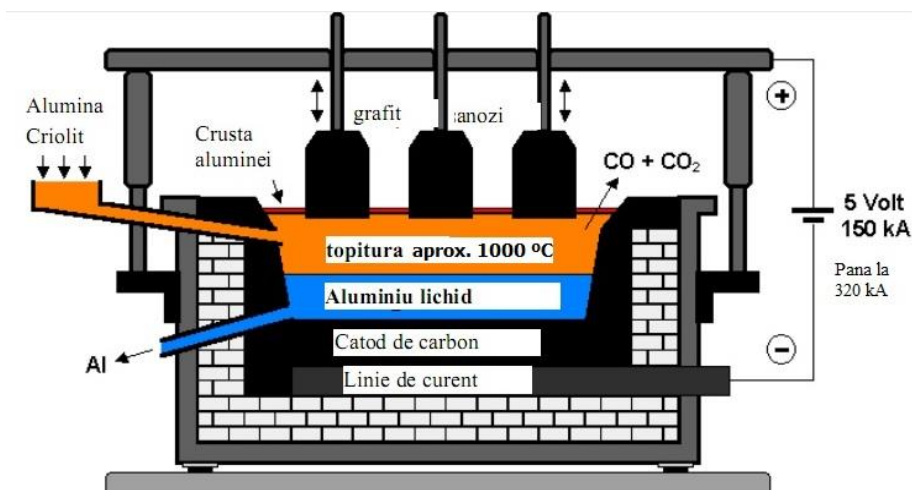


Figura 2.6. Procedul de obținere a aluminiului din alumină [25]

După obținerea aluminiului în stare pură acesta se toarnă în lingouri (Figura 2.7).



Figura 2.7. Lingouri de aluminiu

2.1.2. Alumiul și aliajele de alumiul; structură și proprietăți

Proprietățile alumiul prezentat ca și metalul viitorului sunt redată în Tabelul 2.1.

Tabelul 2.1. Proprietățile alumiului [34]

Numărul de ordine	13
Masa atomică	27
Raza atomică	1,43 Å
Cristalizează	în sistemul cubic cu fețe centrate
Greutatea specifică	2,70 daN/dm ³ la 20 °C; 2,62 daN/dm ³ la 400 °C; 2,55 daN/dm ³ la 660 °C, în stare solidă.
Contrație liniară	1,7%;
Contrația volumică la solidificare	6,6%;
Temperatura de topire	660 °C
Temperatura de vaporizare	2450 °C
Căldura latentă de topire	93,96 Kcal/ kg
Căldura specifică în funcție de temperatură	C _p = 22,2 Kcal/kg °C la 20 °C; C _p = 11,2 Kcal/kg °C la 175 °C; C _p = 7,0 Kcal/kg °C la 200 °C;
Conductivitate termică	$\lambda = 0,52 \text{ cal/cm} \cdot \text{s} \cdot ^\circ\text{C}$
Conductivitate electrică	$\rho = 2,699 \mu\Omega \cdot \text{cm}$
Rezistența la tracțiune	7-10 daN/mm ² – turnat
Alungirea	20-45%;
Duritatea Brinell	25-40 daN/mm ²
Temperatura de turnare	710-730 °C
Temperatura de prelucrare la cald	350-450 °C
Temperatura de recoacere	370-400 °C
Temperatura de revenire	150 °C

Alumiul se combină energic cu oxigenul și halogenii, datorită faptului că este un metal cu activitate chimică ridicată. La temperaturi înalte formează compuși cu azotul, carbonul, fosforul și sulfurul. Pelicula de oxizi care se formează la suprafața acestuia chiar și la temperatura mediului ambiant este compactă, impermeabilă și aderentă la metal, datorită acestui lucru alumiul prezintă o rezistență bună la coroziune. Este puțin atacat de acidul azotic și acidul sulfuric, însă acidul clorhidric și bazele îl dizolvă cu ușurință. Prezența anumitor impurități reduc semnificativ rezistența acestuia la coroziune [34].

În stare pură alumiul este puțin folosit, însă în stare aliată este unul dintre cele mai folosite metale neferoase. Alierea alumiului are ca scop principal îmbunătățirea proprietăților de rezistență (limita de curgere, rezistența la rupere, duritatea) care ajung la valori similare oțelurilor; alierea micșorează însă plasticitatea și conductibilitatea electrică,

motiv pentru care adoptarea unui aliaj presupune un compromis între proprietățile care se exclud.

Aliajele de aluminiu se clasifică în aliaje binare sau complexe și se împart în aliaje deformabile durificabile sau nedurificabile prin dispersie și aliaje de turnatorie.

Din punct de vedere chimic aliajele se grupează după elementul principal de aliere care poate fi: cuprul, siliciul, magneziul, zincul și mangan; acestea se pot combina și cu alte metale care au rol secundar în alierea lor din punct de vedere al cantității. Seria care corespunde elementului de aliere cu aluminiu este prezentată în Tabelul 2.2 [12] .

Tabelul 2.2. Nomenclatura aliajelor de aluminiu

Element de aliere major	Seria
Al(99% pur)	1XXX
Cupru	2XXX
Mangan	3XXX
Siliciu	4XXX
Magneziu	5XXX
Magneziu și Siliciu	6XXX
Zinc	7XXX
Alte elemente	8XXX
Nealocat	

Aliajele de aluminiu nedurificabile sunt cele cuprinse în seriile 1XXX, 3XXX, 5XXX, iar cele durificabile aparțin seriilor 2XXX, 6XXX, 7XXX, 8XXX. Unele aliajele de aluminiu în funcție de compoziția lor sunt superioare chiar și fontelor. Proprietățile acestora sunt următoarele:

- Rezistența mecanică la tracțiune: 15-45 daN/mm²;
- Alungirea: 0,5-18%;
- Duritatea Brinell: 50-130;
- Prelucrabilitate foarte bună atât metalurgic cât și mecanic;
- Sudabilitate;
- Greutate specifică redusă.

Aliajele aluminiu-cupru, constituie una din principalele grupe din aliajele de aluminiu cu o importanță deosebită din punct de vedere tehnic [6]. Aluminiul cu cuprul formează un echilibru eutectic și solubilitate parțială. În afara cuprului se mai folosesc ca elemente de aliere: siliciul, magneziul, nichelul și titanul.

Aliajele aluminiu-siliciu se folosesc foarte mult în turnătorii, la fabricarea pieselor pentru autovehicule și aerospațiale, [92], [128] datorită proprietăților de turnare superioare (în special fluiditatea), [12] în comparație cu alte aliaje ale aluminiului. Aliajele de aluminiu-siliciu sunt hipoeutectice când au siliciul în concentrație de până la 11.7% și

hipereutectice când siliciul are concentrații peste această valoare [104]. Structura acestora este formată în primul rând din soluția solidă alfa a siliciului în aluminiu și eutectic, sau din soluția solidă beta a aluminiului în siliciu și eutectic, în cel de-al doilea caz.

Aliajele eutectice sunt cele mai fluide și oferă proprietăți de turnare foarte bune. Pericolul de fisurare la cald nu există în cazul acestor aliaje, de asemenea nu apar micro retasuri, ceea ce le conferă o etanșeitate bună. Proprietăți asemănătoare au și aliajele hipereutectice. Datorită apropierii lor de eutectic, toate aliajele aluminiu-siliciu au capacitate bună de umplere a formei de turnare. În Figura 2.8 se prezintă diagrama de echilibru a aliajelor aluminu-siliciu.

Rezistența la coroziune este bună în atmosfera obișnuită și în apa de mare pentru aliajele care au adaosuri de fier. Prelucrarea mecanică este dificilă, datorită faptului că aliajele sunt moi, elimină greu așchia și prezintă din aceste cauze aderențe pe cuțit.

Utilizarea principală a acestor aliaje este domeniul pieselor cu pereți subțiri și cu geometrie foarte complicată, la care se cere în același timp etanșeitate și tenacitate.

Pentru a îmbunătăți caracteristicile mecanice și a lărgii domeniile de utilizare, în aliajele binare Al-Si se fac adaosuri de elemente secundare de aliere care formează faze intermetalice cu siliciul sau aluminiul a căror solubilitate variabilă în stare solidă permite durificare prin tratament termic [34].

Aliajele aluminiu-magneziu [34] se caracterizează în primul rând prin densitatea mică și proprietăți de rezistență la coroziune ridicate, folosindu-se chiar și la construcția pieselor pentru sectorul maritim. În același timp, aliajele aluminiu-magneziu prezintă proprietăți mecanice ridicate. Un mare dezavantaj al acestor aliaje este faptul că ele se oxidează puternic în stare lichidă, ceea ce împiedică o extindere de amploare în tehnică.

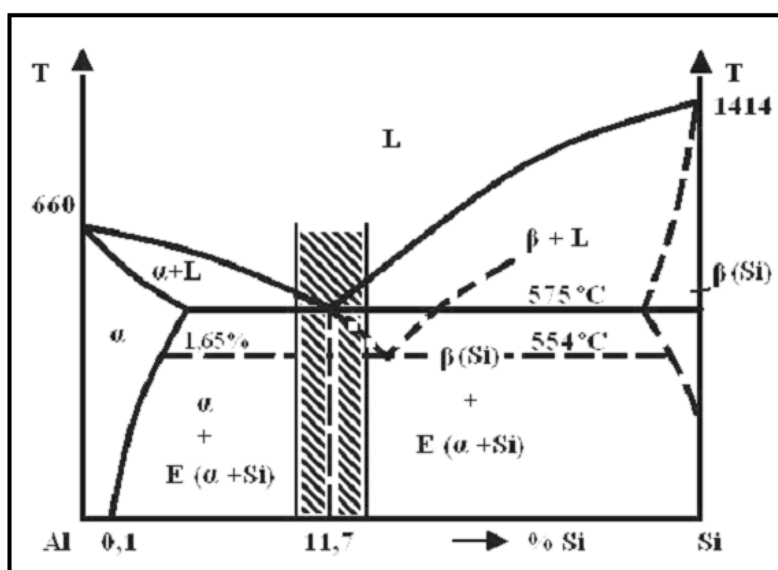


Figura 2.8. Diagrama de echilibru aluminu-siliciu [132]

Piesele turnate din aceste aliaje pot avea forme geometrice complexe cu diferențe mari a grosimilor pereților. Se toarnă piese de forma armăturilor, piese de legătură, aparatură chimică, piese din industria alimentară. În prezent, datorită metodelor moderne de turnare, aceste aliaje sunt tot mai folosite în industria constructoare de mașini, mai ales în construcții navale, în aviație etc.

Aliajele aluminu-zinc au în compoziție pe lângă zinc, siliciu sau magneziu. Acest tip de aliaje se caracterizează prin proprietăți de auto durificare ridicate. Cantitățile mari de zinc, conduc aliajele spre intervale de solidificare mari și ca urmare tendința de fisurare este accentuată și etanșeitatea este scăzută. Din această cauză aliajele cu peste 15% zinc nu sunt utilizate [85].

2.1.3. Tipuri de incluziuni în aliajele de aluminiu

În topitura metalică în timpul elaborării aliajelor de aluminiu apar diferite impurități metalice, incluziuni nemetalice și gazoase. Calitatea metalului este definită de trei caracteristici, și anume: controlul de oligoelemente, eliminarea incluziunilor nemetalice și reducerea emisiilor de gaze dizolvate [41].

Dacă aceste incluziuni nu sunt eliminate din topitură înainte de solidificarea materialului, duc la înrăutățirea proprietăților mecanice, cum ar fi: rezistența la rupere, fragilitatea, rezistența la coroziune, conductivitatea termică și electrică, etc. Cu toate măsurile care se iau în practica elaborării aliajelor de aluminiu în stare lichidă, acestea totuși conțin o anumită cantitate de impurități metalice, incluziuni nemetalice și gazoase. Date privind compoziția lor chimică și originea formării lor sunt prezentate în următoarele subcapitole.

Figura 2.9. prezintă câteva dintre principalele procese care se produc la elaborarea aluminiului.

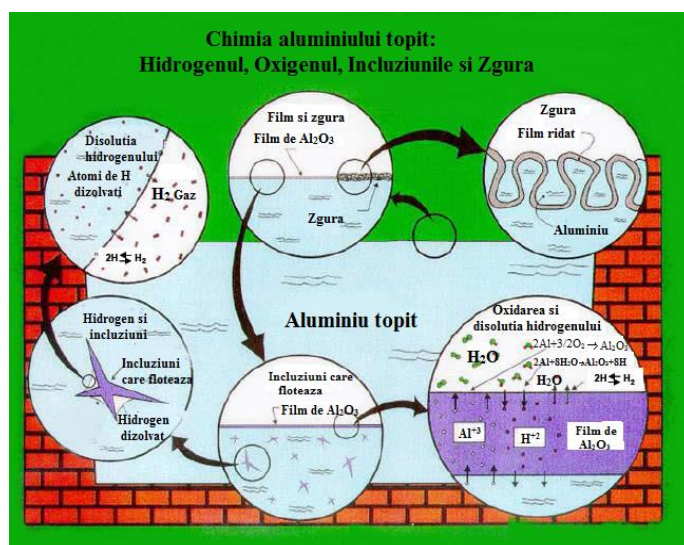


Figura 2.9. Procesele prezente la elaborarea aluminiului [70]

2.1.3.1. Impurități metalice în aliajele de aluminiu

Efectele impurităților metalice prezente în aliajele de aluminiu pot să fie negative sau pozitive, aceste efecte depind de cantitatea și combinarea lor în topitură.

De regulă impuritățile existente în aliajele de aluminiu după [57], [91], [90], [102], [150], sunt: Cu, Fe, Si, Zn, Ag, Na, Mg, Ti, V, Cr, Mn, Zr, etc.

Impuritățile în aluminiul tehnic se pot clasifica în următoarele categorii [129], [91], [90], [106]:

- impurități care reacționează chimic, formând diferiți compuși, ușor fuzibili (Fe, Si).
- impurități care formează eutectice ușor fuzibile, dar care practic sunt insolubile în stare solidă (Sn, Pb, Bi);
- impurități care formează compuși chimici greu fuzibili, însă insolubili în aluminiul solid (As, Sb, Se, Te);
- impurități parțial solubile în aluminiu în stare solidă (Si, Cu, Mg, Zn, etc.);
- impurități provenite din faza gazoasă (hidrogen, oxigen, azot).

Influența favorabilă a elementelor de aliere, precum și cea dăunătoare produsă de impurități este redată în exemplele de mai jos [34].

Impuritățile care formează compuși chimici cu aluminiul [106]:

Fierul este o impuritate dăunătoare atât în aluminiu cât și în aliajele acestuia, înrăutățind proprietățile de turnare și proprietățile mecanice, formând faze fragile în stare solidă. Conținutul de fier maxim admis în siluminuri este de 0,10%. Efectul negativ al fierului se înlătură cu adaosuri de Mn, Cr, Ti, Zr, V, Ni, Co.

Siliciul ca și fierul formează un eutectic. Solubilitatea la 577 °C este de 1,65% Si. Orice exces de siliciu apare în structură ca precipitat de siliciu secundar, sub formă aciculară la limita grăunților, care produce fragilitatea aliajelor. Influența negativă a siliciului în aluminiu se manifestă numai în prezența fierului.

Fierul și siliciul au acțiune concomitentă, formând faze ternare $\alpha(Al_{12}Fe_3Si)$, $\beta(Al_9Fe_3Si)$.

Impurități practic insolubile [91], [106]:

Staniu formează cu aluminiul eutectic ușor fuzibil la 228 °C și 99,5% Sn la limita grăunților de Al, reducând considerabil prelucrabilitatea aluminiului la cald.

Plumbul este aproape nemiscibil cu aluminiul. Plumbul aproape curat se separă la limita grăunților și formează pelicule ușor fuzibile, care îngreunează prelucrabilitatea aluminiului prin deformare plastică.

Bismutul este aproape nemiscibil în aluminiu. Formează pelicule ușor fuzibile de bismut la limitele grăunților de aluminiu.

Impurități care formează compuși greu fuzibili [106]:

Arsenul, Stibiu, Seleniul, și Telurul formează cu aluminiu compuși greu fuzibili, după cum urmează:

- AlAs cu temperatura de topire de 1500 °C;
- AlSb cu temperatura de topire de 1065 °C;
- Al₂Se₃ cu temperatura de topire de 953 °C;
- Al₂Te₃ cu temperatura de topire de 895 °C.

Acești compuși sunt practic insolubili în Al solid și duc la fragilizarea aluminiului.

Impurități parțial solubile în aluminiu în stare solidă [102], [106]:

Siliciul îmbunătățește proprietățile de turnare, dar scade plasticitatea. La un conținut mai mare îmbunătățește proprietățile mecanice și proprietățile anitcorozive.

Cuprul în adaosuri de până la 5%, durifică soluția solidă, sau formează compusul Al₂Cu, care de asemenea durifică, mărește rezistența la tracțiune și prelucrabilitatea, dar diminuează rezistența la coroziune. Se interzice prezența impurităților de cupru în aluminiul folosit în industria alimentară (vase de bucătărie, recipiente, țevi, chiuvete, etc.).

Magneziul mărește rezistența mecanică și rezistența la coroziune, dar influențează negativ proprietățile de turnare (fluiditatea, segregările, tendințele de formare a crăpăturilor). Mărește sensibilitatea față de impuritățile de Fe și micșorează plasticitatea. Magneziul este cel mai important adaos în siluminuri, deoarece în urma formării compusului Mg₂Si, a cărui solubilitate variază cu temperatura, se poate aplica tratamentul termic de durificare ce îmbunătățește caracteristicilor mecanice a materialului.

Zincul înrăutățește proprietățile de turnare, rezistența la temperaturi ridicate și la coroziune. Mărește rezistența mecanică, mai ales în prezența Cu, Mg, Mn sau Fe.

Nichelul mărește rezistența mecanică, rezistența la coroziune, refractaritatea la temperaturi înalte și micșorează coeficientul de dilatare.

Cromul și Molibdenul măresc rezistența mecanică și stabilitatea la temperaturi ridicate.

Titanul, Tantalul, Zirconiul, Borul, Beriliul sunt buni modificatori care finisează structura și îmbunătățesc caracteristicile mecanice.

Impuritățile prezente în aliajele din sistemul Al-Si prezintă următoarele avantaje și dezavantaje [30], [102]:

- Fierul prezent ca impuritate în aliajele de Al-Si, chiar în cantități foarte mici, provoacă formarea compuşilor intermetalici $\alpha(\text{Al}_{12}\text{Fe}_3\text{Si})$, $\beta(\text{Al}_9\text{Fe}_3\text{Si})$, $\alpha(\text{Al}_8\text{Fe}_2\text{Si})$ sau $\text{Al}_{15}(\text{FeMn})_3\text{Si}_2$, $\beta(\text{Al}_5\text{FeSi})$, $\pi(\text{Al}_8\text{Mg}_3\text{FeSi}_6)$ și $\delta(\text{Al}_4\text{FeSi}_2)$ [148]. În Figura 2.10 și Figura 2.11 se ilustrează o parte din compuşii intermetalici. Acești compuși ternari duc la scăderea alungirii;
- Manganul în aliaje Al-Si este de dorit și se adaugă pentru neutralizarea influenței

- dăunătoare a fierului, care îl leagă sub forma compusului greu fuzibil (AlFeSiMn);
- Sodiul este folosit sub formă de săruri, ca modifier și se găsește în siluminul modificat. Mărește rezistența de rupere la tracțiune și alungire;
 - Cuprul până la 3% mărește apreciabil duritatea, rezistența și alungirea în aliajele Al-Si;
 - Magneziul mărește rezistența din cauză că formează cu Si compusul Mg₂Si;
 - Cromul, Titanul, Beriliul, au acțiune favorabilă, neutralizând influența negativă a fierului, afinează structura, îmbunătățesc caracteristicile mecanice și rezistența la coroziune;
 - Zincul durifică soluția solidă pe bază de aluminiu și contribuie alături de alte elemente de aliere la îmbunătățirea caracteristicilor mecanice.

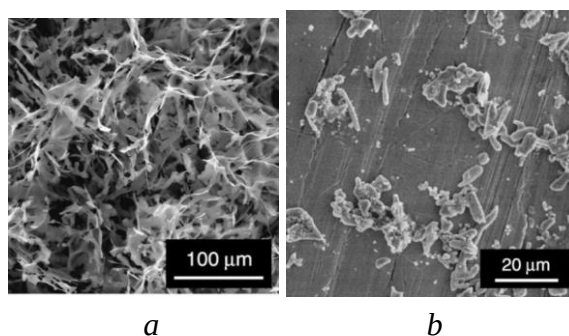


Figura 2.10. a) Imagine SEM a compusului intermetalic β -AlFeSi; b) imagine a compusului intermetalic α -Al(FeMn)Si [95]

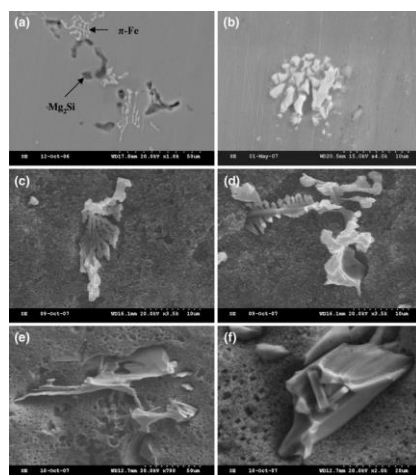


Figura 2.11. Morfologia fazei intermetalice bogate în Fe ce prezintă morfologia dendritică a compuşilor intermetalici β -Al(FeMn)₃Si și π -Al₈FeMg₃Si₆: a) morfologie 2-D, de scripuri (luminos) și Mg₂Si (î închis), b) cluster „circular” a fazei intermetalice bogate în Fe vazută în 2-D, c) dendrita α -Al(FeMn)₃Si, d) dendrită mare de Al(FeMn)Si(Mg) cu aspect de furnză uscată, d) fulgi de Al₆(FeMn), și (e) compusul Al₆(FeMn) [147]

Mecanismele prin care aceste metale acționează negativ sau pozitiv în aluminiu și aliajele acestuia, sunt cele care duc la formarea de compuși chimici și eutectice la solidificarea materialului. Acești compuși sunt fragili, au duritate mare și se separă la marginea grăunților aliajului. Datorită caracterului lor, a repartiției în structură, pot să aibă un efect negativ asupra unor proprietăți ale aluminiului sau a aliajelor acestuia. Eutecticele formate cu unele elemente se separă la marginea grăunților de aliaj, înrăutățind sau îmbunătățind anumite caracteristici ale aliajului.

2.1.3.2. Incluziuni nemetalice în aliajele de aluminiu

Cele mai întâlnite incluziuni în aliajele de aluminiu sunt particulele de oxizi care se regăsesc la suprafața încărcăturii, iar apoi ajung în baia metalică. Dacă nu se iau măsuri de eliminare, în final ajung să fie prezente în piesele turnate [41].

În unele cazuri incluziunile nemetalice se formează în aliajul topit, iar în altele ele deja preexistă în acesta și participă la procesele ulterioare. Ca urmare a acestui fapt putem clasifica aceste incluziuni în două categorii, și anume [45], [49], [106]:

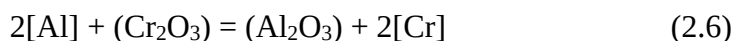
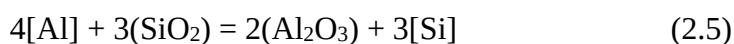
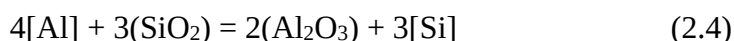
- Incluziuni nemetalice din cauza metalului, care se mai numesc și incluziuni endogene și
- Incluziuni nemetalice solide provenite din exterior (din materialul formei, căpușeala cuptorului, fondanții folosiți, impuritățile din încărcătură, etc., care se mai numesc și incluziuni exogene.

Incluziunile nemetalice pot să fie din punct de vedere al compoziției chimice: sulfuri (FeS, MnS, Al₂O, ZnS), oxizi [(Al₂O₃, MgO, MgAl₂O₄ (spinel), CaOAl₂O₃, 3Al₂O₃·2SiO₂ (mullit)], nitruri (AlN, Mg₃N₂; BN, VN, Si₃N), carburi și oxicarburi (Al₄C₃, Al₄O₄C, Fe₃C, Mn₃C, CO₃C₂) [56], [93], [100], [117].

Incluziunile formate din cauza metalului provin în principal din procesele care au loc la elaborare, oxidarea unor elemente din aliaj, reacțiile cu azotul (AlN, Mg₃N₂), cu sulfurul (AlS₃), cu carbonul (Al₄C₃, Al₄OC), reacțiile aluminiului cu diferitele elemente care se pot găsi în topitură (AlAs, AlSb, Al₂Se₂, Al₂Te, AlB₁₂).

După cum se amintea mai sus un alt factor important îl are cuptorul de elaborare pe ai cărui pereți se depozitează oxidul de aluminiu (Al₂O₃). În Figura 2.12 se prezintă aglomerarea oxizilor pe pereții cuptorului și formarea corindonului. Cantitatea acestor oxizi poate fi redusă prin aplicarea fluxurilor de curățare.

În special când căpușeala este nouă, au loc reacții de interacțiune:



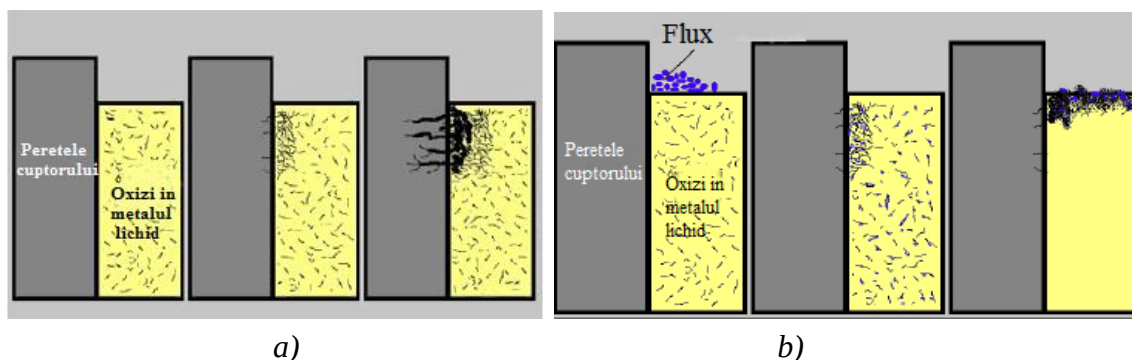
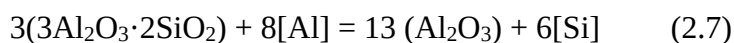


Figura 2.12. a) Acumularea de oxizi pe pereții cuptorului de elaborare și b) curățarea băii metalice și a pereților cu ajutorul fluxurilor [69]

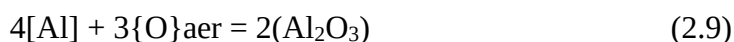
În urma contactului dintre aluminiu și mullit are loc reacția de oxido-reducere:



Între spinel și aluminiul lichid are loc reacția:



Un alt mecanism este cel al oxidării directe a lichidului cu aerul infiltrat prin refractar, formându-se oxidul de aluminiu:



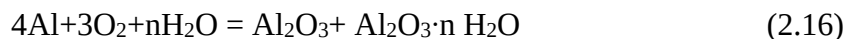
Incluziunile nemetalice se mai acumulează pe oala de transport și pe gura cuptoarelor de joasă presiune, după cum se poate observa în Figura 2.13.



Figura 2.13. Oxizi pe oala de turnare și gura cuptorului de joasă presiune [69]

Aluminiul are o afinitate ridicată față de oxigen ducând la formarea unor pelicule de oxizi [13], [62]. Acești oxizi formați la suprafața băii metalice măresc porozitatea peliculei superficiale, permițând pătrunderea mai ușoară a gazelor, mai ales a hidrogenului în topitură.

Reacțiile aproximative ale aluminiului cu gazele care produc oxidarea aluminiului și care se găsesc în atmosfera cuptorului sunt:



Densitatea oxizilor de aluminiu și de magneziu este mai mare decât a aliajului lichid (Al_2O_3 , $\rho = 3,9\text{kg}/\text{dm}^3$, MgO , $\rho = 3,6\text{kg}/\text{dm}^3$, aliaj de aluminiu $\rho = \text{cca } 2,55\text{kg}/\text{dm}^3$), astfel că ieșirea acestora la suprafață are loc foarte greu. Practic pentru procesul elaborare - turnare, nu are loc o separare completă a oxizilor din baia metalică.

Oxizii metalici constituie incluziuni nemetalice solide în topitura aliajului de aluminiu, ce înrăutățesc caracteristicile mecanice, calitatea suprafeței pieselor turnate, măresc vâscozitatea, reduc fluiditatea și constituie suporti pentru formarea incluziunilor de hidrogen. În Figura 2.14 se prezintă câteva exemple de incluziuni nemetalice într-un aliaj Al-Si.

Întregul lanț de procese încărcare-topire-transport-turnare are un rol foarte important în cantitatea de incluziuni nemetalice prezentă în baia metalică. Aceste incluziuni nemetalice (în special oxizii) rămân suspendate în baia metalică deoarece structura lor este poroasă iar uneori conțin anumite gaze care ajută la flotarea lor în baia metalică. Situația se poate înrăutăți dacă procesul de topire nu este adecvat și se accentuează când elaborarea aliajului topit se face în cuptoarele cu reverberație unde o ajustare necorespunzătoare a arzătoarelor poate oxida încărcătura metalică [69]. În Figura 2.15 se prezintă câteva tipuri de oxizi în aluminiul topit și distribuirea lor.

Incluziunile nemetalice se găsesc sub diferite forme, și anume: sub formă de filme, trunchi de piramidă, poligonale, discuri hexagonale, etc. Prin aglomerare acestea își schimbă forma, astfel că pe suprafața lor apar denivelări, proeminente, imperfecțiuni care favorizează nucleerea hidrogenului pe ele. Clasificarea incluziunilor nemetalice în funcție de tipul, forma, densitatea și dimensiune lor este redată în Tabelul 2.3.

Oxidarea metalului lichid în diferite atmosfere joacă un rol important în topitură și în operațiile de turnare. Aceste filme de oxizi prezintă avantajul de a proteja baia metalică atâta timp cât nu se produce o fisură care să permită intrarea oxizilor în aceasta. Peliculele de oxizi devin o problemă în momentul în care se produce fisura, iar două filme de oxizi se

pliază și se scufundă în baia metalică. Odată cu formarea acestor bifilme în topitură vor intra și gazele captate la plierea filmelor. Cea mai comună cauză de producere a acestor bifilme sunt turbulențele de la suprafața băii metalice din timpul manipulării, a transferului metalului de la cuptorul de elaborare la cuptorul de menținere sau în momentul turnării [41], [62]. Mecanismul de formare a bifilmelor se observă în Figura 2.16.

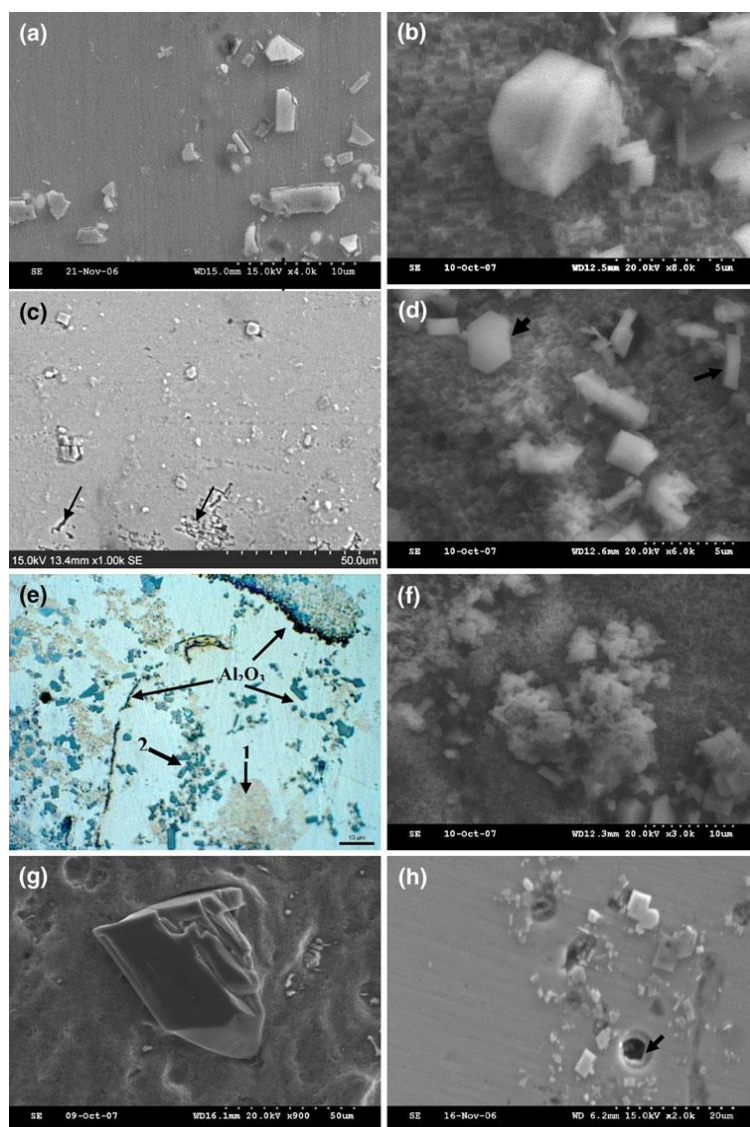


Figura 2.14. Morfologia incluziunilor prezentate în 2-D și 3-D a) Morfologia oxidului de aluminiu într-o probă neatacată; b) Morfologia 3-D a fațadei Al_2O_3 observată într-o probă atacată; c) Morfologia incluziuni de carbură de aluminiu; d) plachete hexagonale de Al_4C_3 în probă neatacată; e) clustere maro dispersate (etichetat „1”) și cuboide de MgO (etichetat „2”) în probă neatacată; f) clustere dispersate de MgO cu compoziție de 57,58%Mg și 42,42% O în probă atacată, asemenea g) și h) vedere 2-D de particule de grafit care arată ca un inel ca rezultat al interacțiunii Al-C [147]

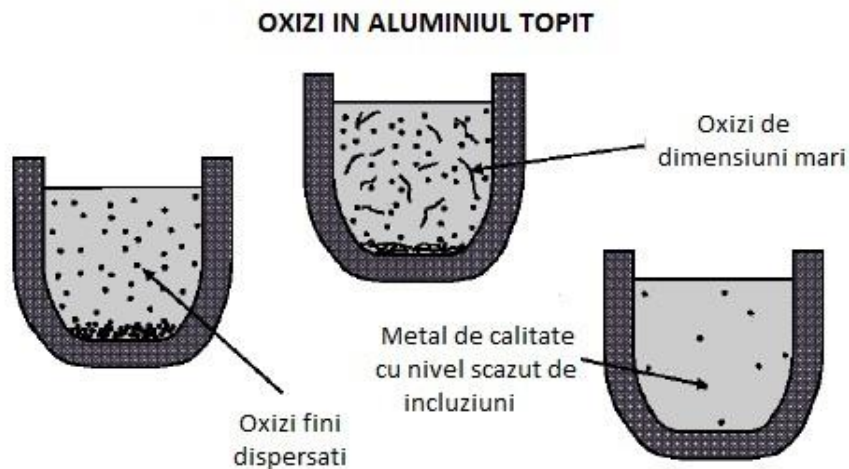


Figura 2.15. Diferite tipuri de oxizi prezenți în aluminiul topit [69]

Tabelul 2.3. Clasificarea incluziunilor nemetalice [40], [60], [107]

Tipul	Forma	Densitatea (g/cm ³)	Dimensiuni (μm)	Punctul de topire (°C)
OXIZI				
MgAl ₂ O ₄ (spinel)	Particule, filme, fulgi	3,60	0,1-100, 10-5000	2825
Al ₂ O ₃ (corindon)	Particule, filme	3,97	0,2-30 10-5000	2047
MgO	Particule, filme	3,58	0,1-5 10-5000	2115
SiO ₂	Particule	2,66	0,5-30	1650
CaO	Particule	3,37	<5	2630
CARBURI				
Al ₄ C ₃	Particule,	2,36	0,5-25	2100
SiC	Particule	3,22	0,5-5	2540
BORURI				
TiB ₂	Particule, grupuri	4,5	1-30	2790
AlB ₂	Particule	3,19	0,1-3	2160
NITRURI				
AlN	Particule, filme	3,26	10-50	2227

Tabelul 2.3. Clasificarea incluziunilor nemetalice [40], [60], [107] (continuare)

Tipul	Forma	Densitatea (g/cm ³)	Dimensiuni (μm)	Punctul de topire (°C)
ALTELE				
Cloruri și săruri (CaCl ₂ , NaCl, MgCl ₂)	Picături de lichid	1,9-2,2	0,5-1	712-800
Floruri (criolita)	--	2,9-3,0	--	1000
Sediment Al(FeMnCr)Si	--	>4,0	--	--
BULE DE GAZ FOARTE MICI				
Bule de argon	--	--	10-30	--
Bule de N ₂	--	--	10-30	--
COMPUȘI INTERMETALICI				
TiAl ₃ TiAl, NiAl, Ni ₃ Al	Particule, grupuri	--	10-100	--

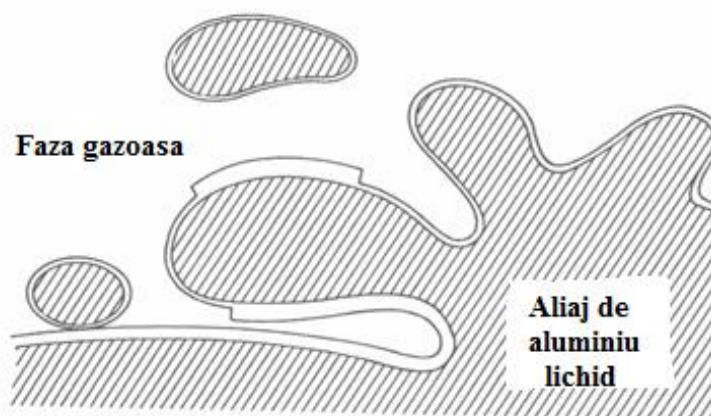


Figura 2.16. Mecanismul de pliere a filmelor de la suprafața băii metalice [41]

Aceste fisuri se produc în momentul în care viteza lichidului depășește valoarea critică, demonstrată teoretic și experimental, ca fiind de aproximativ 0,5 m/s [41]. Relația vitezei critice este următoarea:

$$v_{\text{critica}} = 3.5 \left(\frac{\gamma}{r} \right)^{\frac{1}{4}} \quad (2.18)$$

Unde γ este tensiune de la suprafață, iar r este densitatea.

O parte din aceste bifilme sunt eliminate la solidificarea metalului, însă altele nu sunt capabile să realizeze acest lucru. Pentru a obține metal de calitate putem aplica diferite tehnici de curățare a băii lichide.

2.1.3.3. Incluziuni gazoase în aliajele de aluminiu

Aliajele de aluminiu în stare lichidă interacționează cu diferite gaze precum: hidrogenul, oxigenul, azotul, vaporii de apă, gazele de la hidrocarburi, etc, care în final duc la apariția incluziunilor gazoase în piesa finală și înrăutățesc proprietățile mecanice ale acestora [44]. În funcție de dimensiunile porilor putem vorbi de microporozitate sau de macroporozitate. Atât aluminiul cât și aliajele sale prezintă o afinitate ridicată pentru hidrogen și oxigen. Apariția incluziunilor gazoase de hidrogen se datorează umidității cu care intră în contact materialul în timpul procesului de elaborare. Această umiditate poate să fie prezentă în lingou, în căptușeala cuptorului, pe ustensilele cu care se operează, precum și în aditivii care se adaugă în baia metalică. Vaporii de apă prezenți în atmosfera cuptorului pot varia de la 3-5 g/m³ iarna, la 18g/m³ vara. Trebuie menționat faptul că, cea mai mare cantitate de vaporii de apă se formează în timpul topirii încărcăturii [98].

Solubilitate hidrogenului în aliajele de aluminiu este favorizată de utilizarea aliajelor intermediare cu anumite metale (titan, zirconiu, vanadiu, lantan, arsenic, bismut, telur, stibiu). Formarea hidrurilor depinde de temperatură [99], de presiunea parțială a hidrogenului și de vaporii de apă din atmosfera cuptorului. Solubilitatea hidrogenului răspunde ecuației:

$$[H]=c \cdot e^{-E_d/KT} \quad (2.19)$$

Unde:

[H] este solubilitatea hidrogenului în aluminiu;

c: constanta de proporționalitate;

E_d: energia de activare pentru disoluția unui mol de hidrogen;

T: temperatura absolută.

Reacția generată de disoluția hidrogenului este endotermică, iar din această cauză E_d are valoare pozitivă, ceea ce presupune că solubilitatea crește cu temperatura.

Figura 2.17 prezintă solubilitatea hidrogenului în funcție de temperatură.

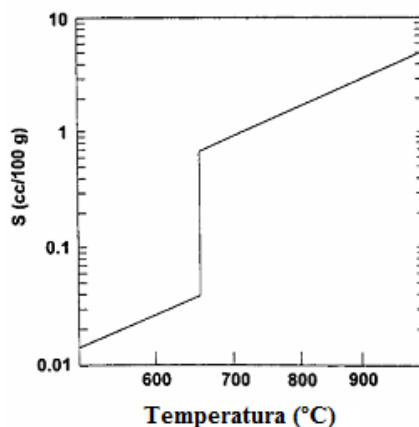


Figura 2.17. Solubilitatea hidrogenului în aluminiu pur [41]

La fel cum în timpul elaborării cantitatea de hidrogen dizolvat crește, în timpul răcirii aluminiului cantitatea de hidrogen dizolvat în aluminiu scade, astfel că atomii de hidrogen sunt eliminați din soluție [36]. În general mecanismul de formare a incluziunilor de hidrogen are legătură cu separarea hidrogenului în stare atomică și suprafața dintre o fază solidă și una lichidă. Formarea incluziunilor de hidrogen poate fi explicată prin următoarele mecanisme [64], [106]:

- mecanismul formării bulelor de hidrogen într-o topitură perfect curată;
- mecanismul formării incluziunilor de hidrogen în intrândurile dintre dendrite;
- mecanismul formării incluziunilor de hidrogen pe incluziunile solide nemetalice;
- mecanismul formării incluziunilor de hidrogen pe căptușeala agregatului și pe suprafața băii metalice.

În topitura metalică poate avea loc atât nucleerea omogenă cât și nucleerea heterogenă a bulelor de gaz.

Pentru ca să aibă loc nucleerea omogenă, topitura trebuie să fie perfect curată (lipsită de incluziuni nemetalice), iar presiunea gazului trebuie să fie extrem de mare ca să depășească tensiunea superficială când primele molecule de hidrogen formate pot realiza coalescența pentru a forma nucleul bulei.

La formarea unui nucleu de hidrogen se formează o suprafață de separație lichid-gaz. Această suprafață este o suprafață curbă. Curbura suprafeței exercită asupra lichidului o presiune suplimentară față de cea pe care o suportă lichidul cu suprafața plană. În cazul când aliajul lichid vine în contact cu o suprafață solidă, degazarea gazului din aliaj se produce ca urmare a unei reacții la suprafața solidă, fie a dendritelor solidificate (Figura 2.18), fie a incluziunilor nemetalice sau a căptușelii cuptorului și a pereților forme de turnare. În acest caz avem de-a face cu nucleerea heterogenă, a cărei energie este dată de relația [106]:

$$\Delta G_{nef} = \Delta G_{om} \cdot \left[\frac{(2 + \cos \theta) \cdot (1 - \cos \theta)^2}{4} \right] \quad (2.20)$$

Dimensiunea minimă a nucleului care se formează depinde de unghiul de umectare (θ) dintre faza lichidă și cea solidă și de saturația cu gaz a topiturii (Figura 2.19), conform cu relația [16]:

$$r_{\min} = \frac{2\sigma k_s}{(x - x_1)} \left(\frac{1 + \cos \theta}{2} \right) \quad (2.21)$$

$$\text{când } \theta = 90^\circ; \cos \theta = 0 \text{ și } r_{\min} = \frac{\sigma \cdot k_s}{(x - x_1)}; \quad (2.22)$$

$$\theta=0^\circ; \cos \theta=1 \text{ și } r_{\min} = \frac{2\sigma \cdot k_s}{(x-x_1)}; \quad (2.23)$$

$$\theta=180^\circ; \cos \theta = -1 \text{ și } r_{\min} = 0 \quad (2.24)$$

Se constată că dimensiunea minimă a nucleului de gaz este cu atât mai mică, cu cât aliajul topit umectează mai greu suprafața solidului (cu cât θ este mai mare 90°).

La nucleerea heterogenă energia formării nucleelor de gaz scade în funcție de unghiul de umectare (θ). Variația funcției $f(\theta)$ este redată în Figura 2.20.

Concentrația inițială de hidrogen în baia metalică este unul din factorii cei mai importanți ce influențează cantitatea de pori formată. La concentrații inițiale ridicate de hidrogen, porii încep să se formeze în prima etapă a solidificării și prezintă dimensiuni semnificative (Figura 2.21a-b), însă în sens contrar, la concentrații inițiale scăzute porii se formează lent și în mod normal au dimensiuni mici (Figura 2.21c-d) [41].

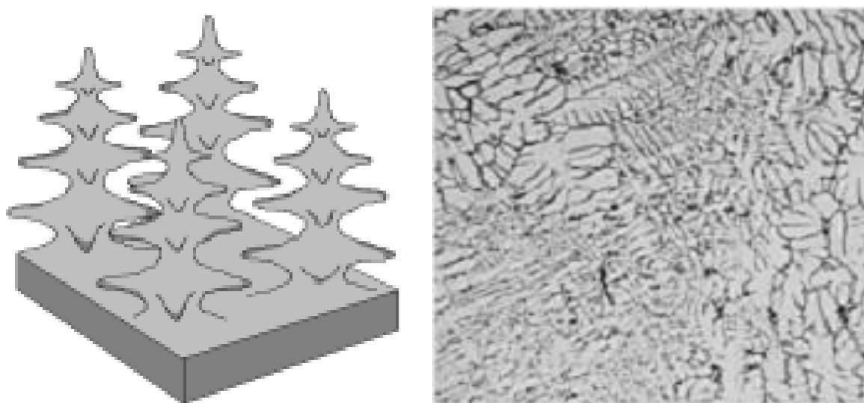


Figura 2.18. a) Schema unei dendrite [63]; b) Microstructura dendritică a unui aliaj de aluminiu [13]

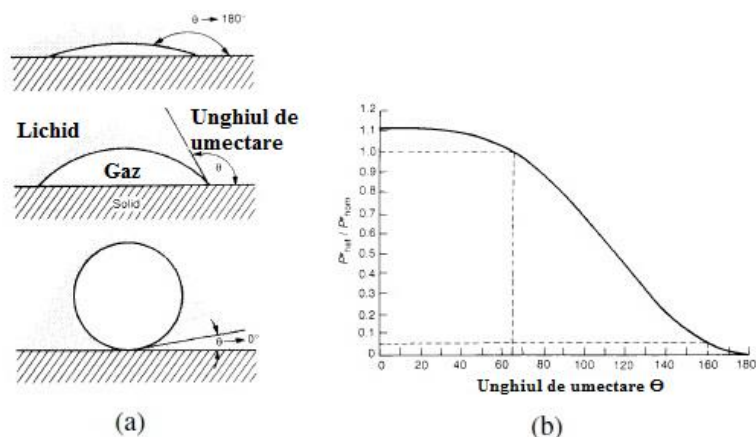


Figura 2.19 Geometria unei bule: a) umectarea și unghiul de contact între lichid și solid, b) energia asociată între nucleerea omogenă și heterogenă [41]

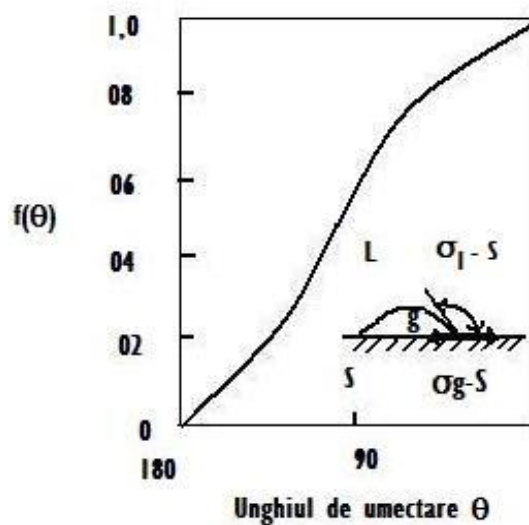


Figura 2.20. Variația funcției $f(\theta)$ cu unghiul de umectare [41]

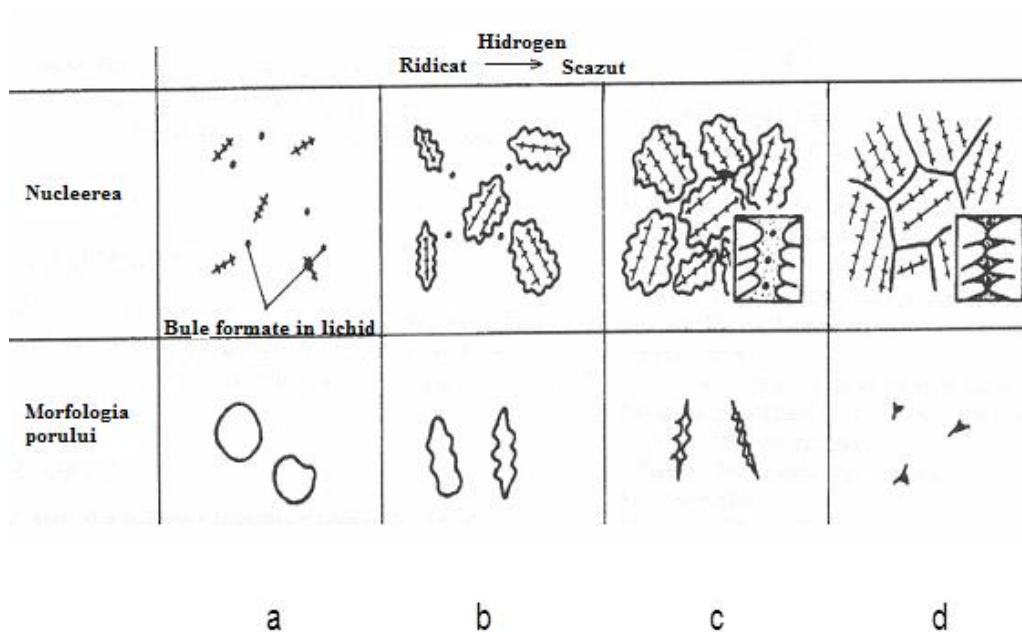


Figura 2.21. Morfologia porozității asociată cu nivelul de hidrogen prezent în masa topită
a) conținut ridicat de hidrogen, b) conținut ridicat-mediu de hidrogen, c) conținut mediu-scăzut de hidrogen. d) conținut scăzut de hidrogen [41]

În cazul în care turbulențele produc fisuri ale peliculei de oxid prezentă la suprafața băii metalice, există posibilitatea ca baia metalică să fie suprasaturată cu hidrogen. O reprezentare a acestui proces este redată în Figura 2.22.

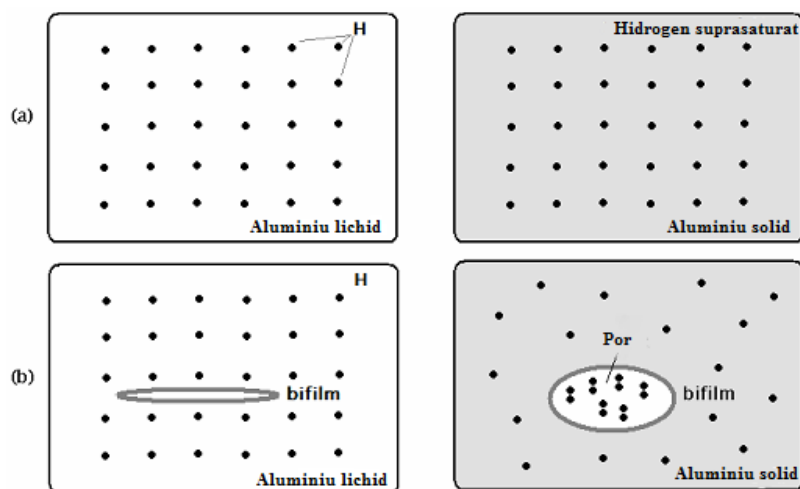


Figura 2.22. a) Suprasaturația cu hidrogen în absența filmului b) formarea porilor și difuzia hidrogenului în golurile bifilmului [41]

Hidrogenul, datorită volumului mic al atomului difuzează mult mai rapid decât alte gaze în aliajele lichide. Investigațiile arată că difuzia prin filmul de alumina se realizează în următoarele etape [41]:

- Disocierea moleculelor de hidrogen;
- Dezvoltarea și activarea absorbției pe suprafața de oxid;
- Eliberarea hidrogenului din stratul adsorbit și trecerea lui în soluție;
- Circulația hidrogenului dizolvat prin rețeaua cristalină;
- Trecerea hidrogenului prin stratul de absorbție până în partea opusă a filmului;
- Desorbția atomilor de hidrogen;
- Transportul de advecție în cea mai mare parte a lichidului.

Porozitatea se mai formează și datorită contracției în timpul solidificării [125]. Formarea porilor în timpul solidificării se realizează datorită diferenței de densitate între faza lichidă și faza solidă. În urma investigațiilor referitoare la cauzele apariției acestora [41], cercetătorii Piwonka și Flemings [115] au stabilit că aceasta apare ca urmare a:

- Diferenței de presiune care rezultă din rezistența la curgere;
- Modul de solidificare unde hidrogenul difuzat este asociat;
- Conținutul inițial de hidrogen.

Cercetările arată că domeniul de solidificare, compoziția chimică, contracția volumetrică, rata de răcire, căldura de extracție, structura grăunților și prezența oxizilor și a incluziunilor, influențează formarea porozității gazoase. În Figura 2.23 și Figura 2.24 se prezintă câteva exemple de porozitate în aliajele de aluminiu.

Calitatea aliajului topit se poate testa prin diferite metode. Katharina Haberl [62] a realizat controlul calității aliajului lichid prin metoda de analiza RPT (Reduced Pressure

Test) care constă în solidificarea probelor într-o cameră de vid (80mbar). Figura 2.25 prezintă aparatura RPT (CG 16 K; BOC Edwards, West Sussex, U.K.) folosită și probele analizate.

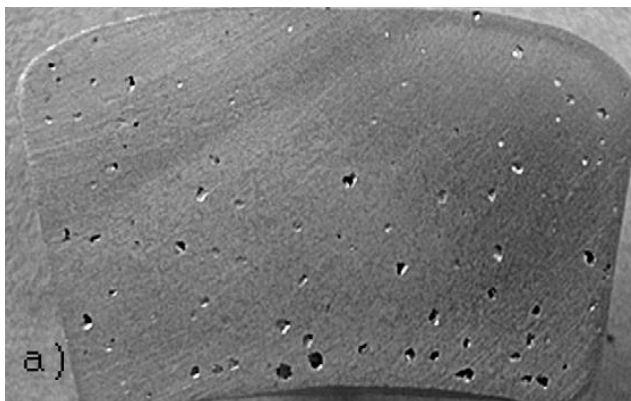


Figura 2.23. Macroporozitate în aliajul $AlSi_9Cu_3$ [119]

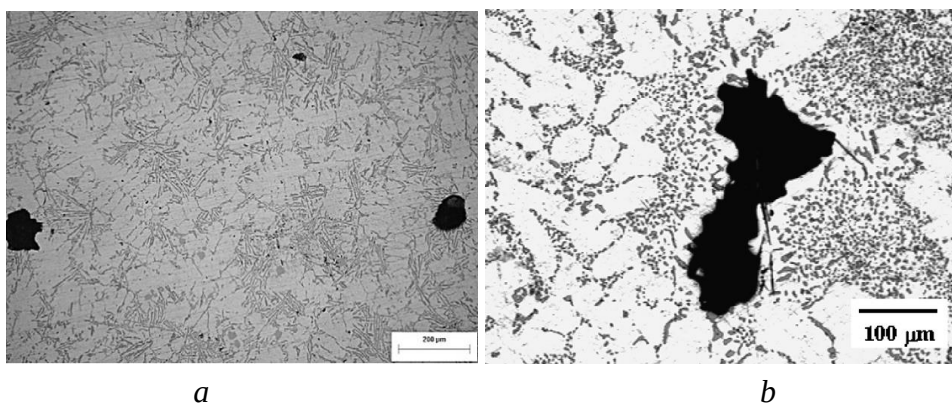


Figura 2.24. a) Porozitate în aluminiu; b) morfologia unui micro-gol format din cauza contracției la solidificarea materialului [119], [44]

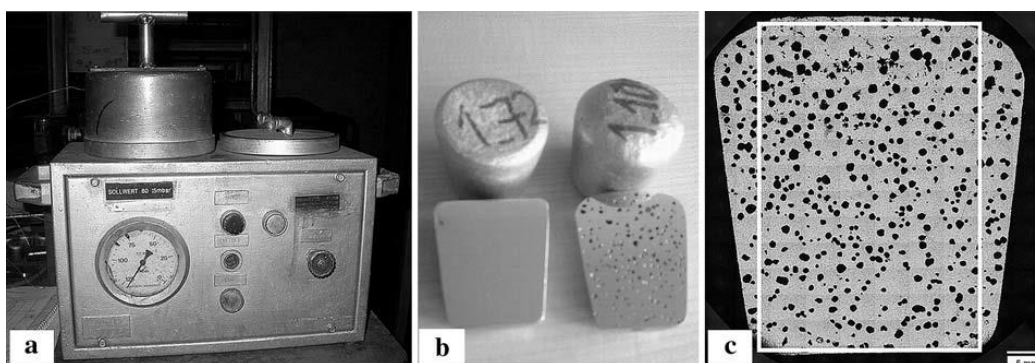


Figura 2.25. a) aparatura RPT; b) probe RPT, în stânga probă cu conținut scăzut de gaz, iar în dreapta probă cu conținut ridicat de gaz; c) analiza imaginii metalografice a secțiunii probei RPT [62]

Prezența porilor în piese provoacă modificarea densității; aceasta se poate determina prin indicele densității [62]:

$$DI = (\rho_{Atm} - \rho_{RPT}) \times \frac{100}{\rho_{Atm}} \quad (2.25)$$

Unde ρ_{Atm} este densitatea probei solidificată la presiunea atmosferică, iar ρ_{RPT} este densitatea probei solidificată sub presiune redusă. Aceste probe sunt analizate metalografic pentru determinarea distribuției porilor și a geometriei acestora [62].

2.1.4. Evoluția producției de aluminiu primar în ultimii ani

Producția aluminiului și a aliajelor sale au prezentat o creștere importantă în ultimii ani, datorită varietății de produse care se pot fabrica din aceste materiale. În cele ce urmează se prezintă evoluția producției de bauxită, alumină, aluminiu și a pieselor turnate din acest material.

Producția de bauxită pe țări este redată în Figura 2.26.

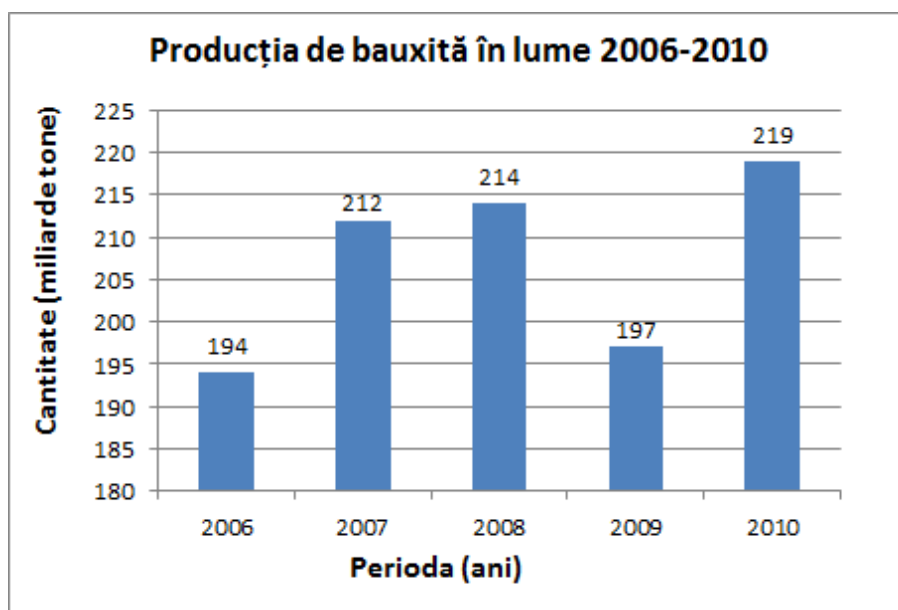


Figura 2.26. Producția de bauxită în lume în intervalul 2006-2010 [29]

Din acest grafic se poate observa că producția de bauxită în anul 2009, în comparație cu anul 2008 a scăzut cu 17 milioane de tone, însă anul 2010 a fost un an favorabil pentru producția de bauxită, care a crescut semnificativ.

Resursele de bauxită sunt estimate a fi între 55 și 75 bilioane de tone, în Africa (32%), Oceania (23%), America de Sud și Caraibe (21%), în alte zone (6%).

Producția de alumină, respectiv aluminiu este redată în Figura 2.27 și Figura 2.28.

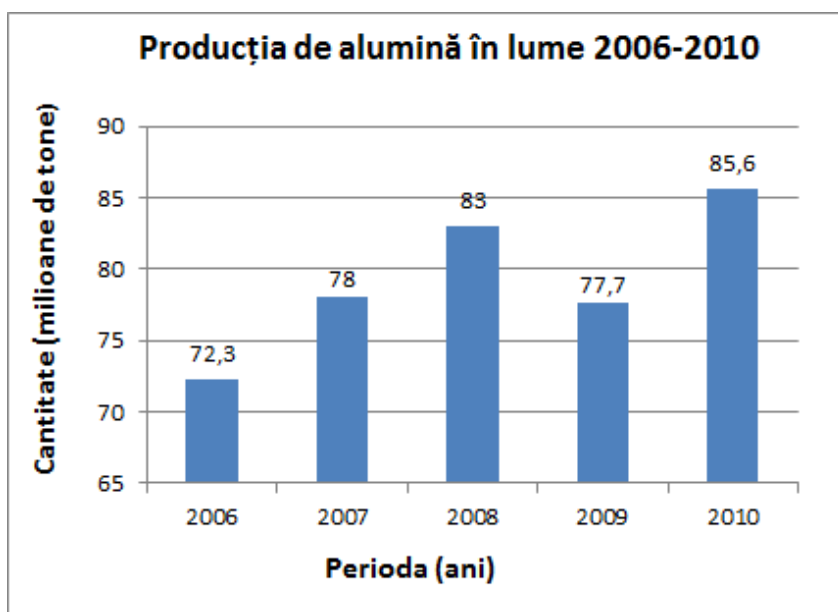


Figura 2.27. Schema grafică privind producția de alumina în lume [29]

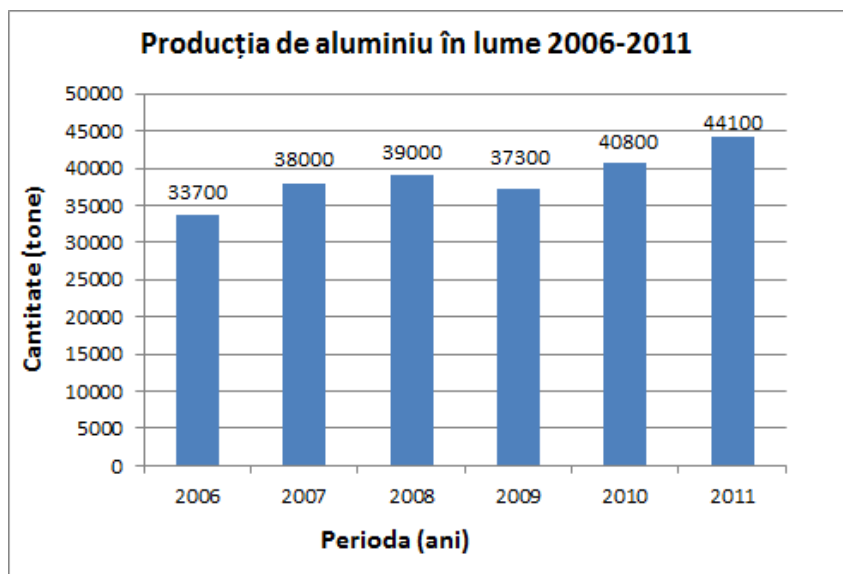


Figura 2.28. Producția de aluminiu în lume în perioada 2006-2011 [137], [138], [139], [140], [141]

Din ultimele două grafice se poate observa că anul 2009 a fost defavorabil pentru producția de alumina și aluminiu, însă din anul 2010 s-a produs o creștere ușoară a acestora. În Anexa 1 se redă detaliat, pe țări, în funcție de ani, producția de bauxită, alumina și aluminiu (datele comasate privind producția pe ani ale acestei anexe au fost prezentate în figurile anterioare). Din Anexa 1 se observă că, țările cu cea mai mare creștere a producției de aluminiu în lume sunt China, India și Emiratele Arabe Unite.

O dată cu scăderea producției de aluminiu în anul 2009 a scăzut și producția de piese turnate. Această scădere a fost resimțită de către industria din România chiar din semestrul 4 al anului 2008, iar scăderea masivă s-a produs în anul 2009. Statistica de evaluare a reducerii producției de piese turnate a fost realizată de către ATTR în baza datelor concrete și a estimărilor. După cum se poate observa în Figura 2.29 producția de piese turnate în România a prezentat o ușoară creștere în anul 2011, lucru important pentru industria metalurgică a țării [18].

Cantitatea pieselor turnate din aliaje neferoase a prezentat o creștere importantă în ultimii ani, astfel că aliajele de aluminiu au ajuns să fie cel mai turnat aliaj din România. Acest lucru este confirmat de datele prezentate în Figura 2.30, date prezentate de către Alexandru Băcanu în Revista de turnătorie.

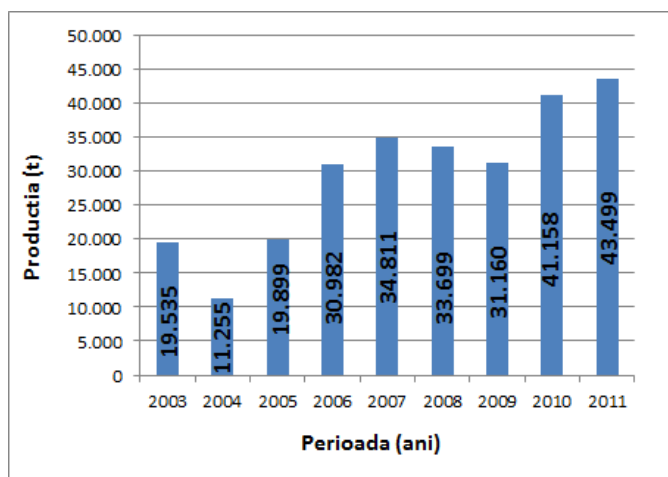


Figura 2.29. Producția de piese turnate din aluminiu în România pe perioada 2003-2011 [18]

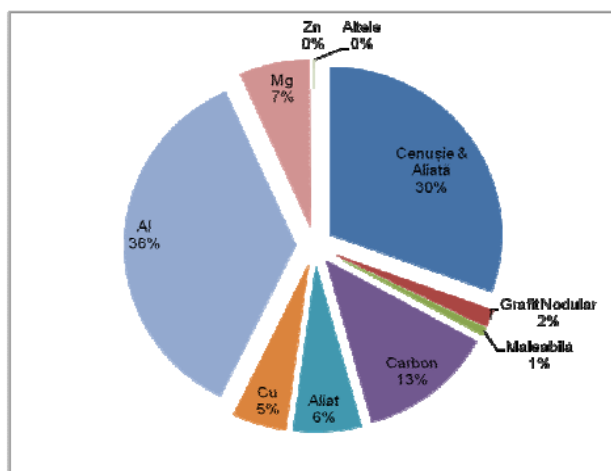


Figura 2.30. Repartiția cantitativă a principalelor aliaje de turnătorie în producția anului 2011 [18]

Producția de aluminiu, comparativ cu a altor metale necesită mai multă energie electrică. Datele privind necesarul de materiale pentru obținerea unei tone de aluminiu se prezintă astfel: din 4-5 tone de bauxită de bună calitate rezultă 2 tone de alumină, iar din această cantitate o tonă de aluminiu. În Figura 2.31 se prezintă cantitățile de materiale necesare pentru obținerea unei tone de aluminiu.

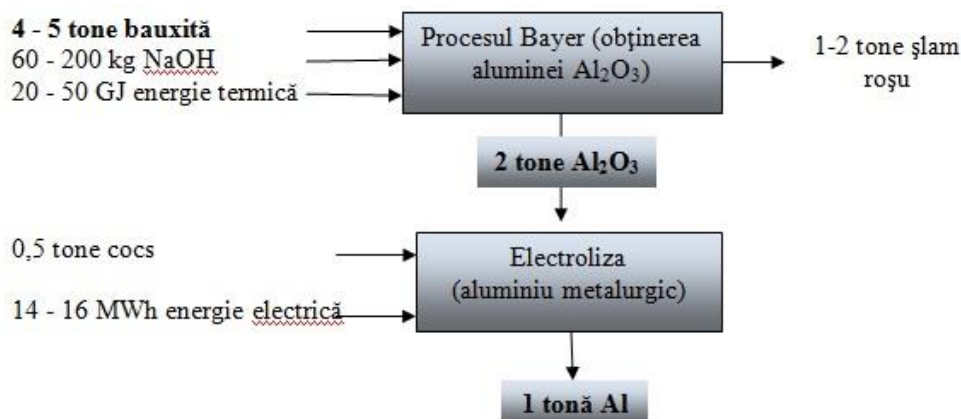


Figura 2.31. Cantitățile de materiale necesare obținerii unei tone de aluminiu [7], [37], [65], [71]

Referitor la prețul aluminiului se poate preciza faptul că, în 1886 aluminiul a fost cota la 11.000 USD/tonă, iar în februarie 2012 la aproximativ 2.200 USD/tonă. În prezent aluminiul este supus cotațiilor de la London Metales Exchange (LME) și la cursul dolarului.

Bauxita și energia sunt doi factori importanți care contribuie la costurile obținerii aluminiului, astfel că rafinările cu mine captive în apropiere și acces la energie mai ieftină vor continua să fie principalii producători ai acestui material. Alternativa reducerii consumului mare de energie de la producerea primară a aluminiului o prezintă fără îndoială reciclarea acestuia.

2.1.5. Reciclarea ca strategie de economisire energetică la fabricarea aluminiului

Industria numește aluminiul în aluminiu primar, atunci când este extras din bauxită și secundar când materia primă de bază sunt deșeurile provenite din diferitele sectoare existente. Sectoare atât de diferite precum alimentația, transportul, medicina, energia și construcțiile, îl utilizează în formă generalizată. Produsele din aluminiu sunt într-o continuă expansiune în toate sectoarele economice, în special în transporturi. Pe parcursul anilor, în vehicule s-a inclus o cantitate tot mai mare de piese fabricate din acest metal, datorită avantajului privind ușurința de reciclare și consumul scăzut de energie necesar realizării acestui proces [21].

Impactul ambiental produs de exploatarea bauxitei, transformările chimice și consumul de energie mare, necesar producerii aluminiului primar face ca reciclarea acestuia să fie foarte importantă, astfel că, la reciclarea aluminiului recuperat este necesară doar 5% din energia utilizată la fabricarea aluminiului primar, iar emisiile de gaze cu efect de seră, generate la reciclare sunt doar de 15% față de cele produse la obținerea aluminiului primar [9], [73], [74].

În anul 2007 România reciclează doar 3% din dozele uzate, iar la gunoi ajungeau peste 10.000 de tone de aluminiu de înaltă puritate [78]. În Europa, aluminiul prezintă cote de reciclare ridicate care oscilează între 50% la ambalaje, 85% în construcții și 95 % în transport. Europeanii consumă peste 400.000 tone de doze de băutură. În Suedia se reciclează 92%, Elveția 88%; acestea sunt țările care au cea mai ridicată rată de reciclare din Europa.

În 2008 Spania a recuperat 13.393 tone de doze de aluminiu ceea ce înseamnă echivalentul a 27,7% din totalul de doze consumate, conform Asociației pentru Reciclarea Produselor de Aluminiu (Arpal). Conform Arpal cota de reciclare crește an de an, datorită acestui lucru, recuperarea și reciclarea produselor din aluminiu în Spania este o activitate foarte importantă în prezent și cu certitudine și în viitor [74].

Lider european în reciclarea rezidurilor de aluminiu este compania Befesa, Spania care se ocupă de colectarea, transportul, recuperarea integrală de deșeuri și de comercializarea aluminiului secundar. Reciclarea acestui material are ca destinații importante, producerea și vânzarea de aliaje pentru industria construcțiilor de mașini, fabricarea de componente, precum și sectorul construcțiilor [73].

Industria aluminiului în Spania promovează colectarea și reciclarea acestui metal prin diverse campanii. Blipvert conduce de aproape 15 ani programul „Catalunya Platja Neta” care recuperează doze de băutură de pe plajele din această comunitate autonomă în timpul verii. Fundația Trinijove a lansat împreună cu Arpal în 1995 o inițiativă pentru integrarea socială a tinerilor în procesul de reciclare a cutiilor de băutură din Barcelona. Datorită faptului că, acest material se poate reutiliza infinit fără a-și pierde din proprietăți, există stimuli puternici pentru a recupera și recicla produsele de aluminiu după utilizarea lor. Unul dintre obiectivele principale în acest sector este creșterea ratei de reciclare [9].

Aluminiul uzat provine în principal din două canale, și anume, deșeuri din consumul domestic și industrial. Modul în care se realizează reciclarea este fundamental, clasificarea acestuia joacă un rol important în obținerea unui material care să aibă aceiași utilizare ca și înaintea recuperării sale sau să fie destinată altui tip de produse.

Aluminiu din cablurile electrice este foarte pur, iar pentru acest fapt aplicațiile lui după reciclare sunt ample, utilizându-se la fabricarea aliajelor cu puritate ridicată sau ca amestecuri pentru a reduce procentul de aliere prezent în alt aliaj de aluminiu recuperat.

Aluminiu de la jantele de mașini, blocuri sau membrane de motor, piese turnate etc. sunt destinate fabricării lingourilor, acestea prezentând procentul cel mai ridicat din producția de aluminiu secundar, aproximativ 70% din totalul producției [1]. În concluzie, impactul ambiental și economic cu privire la utilizarea aluminiului primar se poate reduce semnificativ prin reciclarea acestuia. Ciclul de recuperare a aluminiului este prezentat în Figura 2.32.

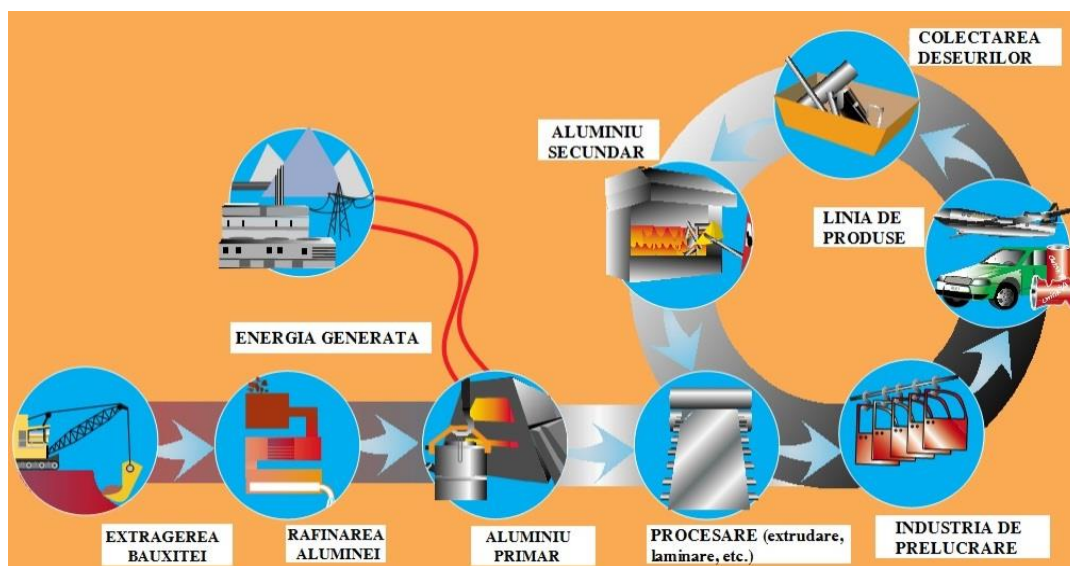


Figura 2.32. Ciclul reciclării aluminiului [8]

2.2. Tratamente termice aplicate aliajelor de aluminiu

Tratamentele termice sunt procese industriale de îmbunătățire a proprietăților prin controlul temperaturii, a timpului de menținere în cuptor și a vitezei de răcire. În Figura 2.33 se prezintă fazele unui tratament termic.

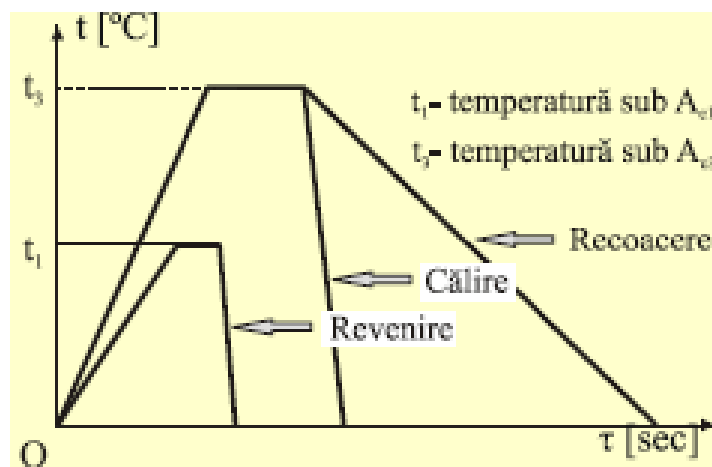


Figura 2.33. Tipuri de tratamente termice [127]

Tratamentele termice se aplică cu scopul de a îmbunătăți proprietățile mecanice, structura metalografică sau de a elimina tensiunile reziduale [5], [20]. Este foarte important ca piesei, să i se aplice un tratament termic corespunzător cu compoziția chimică și cu procesul de turnare prin care a fost obținută.

Prin supunerea aliajului la temperaturi ridicate pentru perioade lungi de timp nu se modifică compoziția chimică a aliajului, însă se modifică constituenți structurali, granulometria și morfologia siliciului eutectic și a compușilor intermetalici. Cele mai importante mecanisme care se produc sunt fragmentarea și rotunjirea acelor de siliciu [20].

Tratamentele termice care pot fi aplicate aliajelor de aluminiu sunt următoarele:

- Recoacere;
- Punere în soluție;
- Călire;
- Refrigerare;
- Îmbătrânire;
- Detensionare/Stabilizare;
- Reversie;

În Tabelul 2.4 se prezintă denumirile folosite de tratamentele termice a aliajelor de aluminiu turnate și forjate [20], [54].

Tabelul 2.4. Denumirea tratamentelor termice

F	În stare brută
O	Călire, recristalizare (doar produselor forjate)
H	Întărire pentru deformare (doar produse forjate)
T	Tratat termic pentru realizarea călirii stabile
T1	Răcirea de la o temperatura ridicată, provocând îmbătrânirea
T2	Călire (doar produse turnate)
T3	Tratament de punere în soluție, lucru la rece
T4	Tratament de punere în soluție, îmbătrânire naturală
T5	Răcirea de la o temperatură ridicată la procesul de conformare și îmbătrânire artificială
T6	Punere în soluție, îmbătrânire artificială
T7	Punere în soluție, stabilizare
T8	Punere în soluție, lucru la rece, îmbătrânire artificială
T9	Punere în soluție, îmbătrânire artificială, lucru la rece
T10	Răcirea de la o temperatura ridicată, îmbătrânire artificială, lucru la rece

2.2.1. Tratamente termice aplicate aliajului $AlSi_9Cu_3$

Literatura de specialitate prezintă o varietate de studii privind aplicarea tratamentelor termice asupra aliajului de aluminiu $AlSi_9Cu_3$ (A380, EN AC 46000). În

general, tratamentul termic aplicat acestui timp de aliaj este tratamentul T6, și se realizează cu scopul de a crește limitele elastic, rezistența la tracțiune și duritatea. Tratamentul T6 se realizează în trei etape, și anume:

- Punerea în soluție (solubilizarea);
- Călire;
- Îmbătrânirea artificială.

Prima parte a tratamentului T6 constă în punerea în soluție, și se aplică aliajelor de aluminiu care au în compoziția lor elemente de aliere precum Zn, Cu, Mg, Si etc., cu scopul de a înmuia aliajul prin distribuția uniformă a compușilor intermetalici. Este foarte important să se respecte temperatura impusă pentru fiecare aliaj. În cazul în care aliajul piesei este tratat la o temperatură mai mică decât cea adecvată, proprietățile mecanice vor avea valori inferioare celor impuse, iar în caz contrar, de depășire a temperaturii maxime, proprietățile mecanice vor fi deteriorate, producând chiar și arderea și fisurarea piesei. După ce s-a realizat punerea în soluție, piesele se vor căli într-un bazin cu apă. Timpul de transfer de la punerea în soluție la bazinul cu apă este foarte important și se dorește să se realizeze într-un timp cât mai scurt.

Îmbătrânirea se realizează în funcție de viteza de precipitare a elementelor de aliere și poate să fie [87]:

- Artificială, când se realizează prin reîncălzirea și menținerea piesei la o anumită temperatură în funcție de compoziția chimică. După realizarea acestei etape piesa se răcește în aer, până ajunge la temperatura mediului ambiant.
- Naturală, când are loc la temperatura mediului ambiant.

Tratamentul termic T5 este un tratament mai puțin costisitor decât T6, constând doar în ultima parte a tratamentului T6. Piesele tratate cu T5 oferă o ductilitate mai scăzută față de cele cărora li s-au aplicat un tratament T6.

E. Tillová și colegii săi, au aplicat diferite tratamente termice pe aliajul de aluminiu secundar $AlSi_9Cu_3$ [113], [136], prin variația temperaturii și a timpului de menținere în cuptor. După punerea în soluție a aliajului s-a făcut călire în apă la o temperatură de 40°C, urmată de îmbătrânirea naturală pentru 24 de ore, la temperatura mediului ambiant. Diagrama schematică a tratamentului este prezentată în Figura 2.34 [136], iar rezultatele privind duritatea Brinell și rezistența la tracțiune sunt redate în Figura 2.35. Din aceste grafice se observă că aplicarea tratamentelor termice la temperaturi de 505°C și 515°C pentru o perioadă de timp de 8 ore dau cele mai bune rezultate cu privire la creșterea durității și a rezistenței la tracțiune.

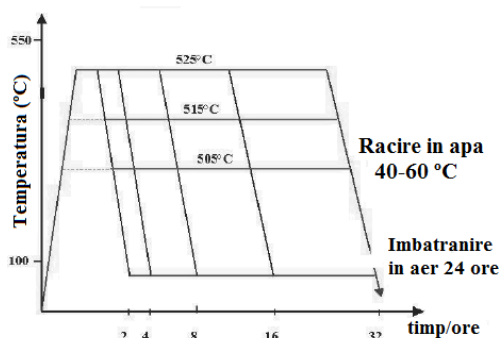


Figura 2.34. Diagrama schematică a tratamentului termic [136]

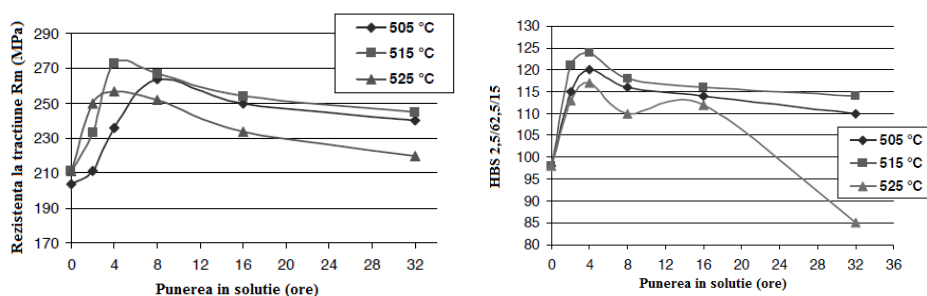


Figura 2.35. Efectul tratamentului termic asupra rezistenței la tracțiune și a durtății Brinell [113]

În același studiu, E. Tillová [113] a realizat și o analiză a microstructurii aliajului $AlSi_9Cu_3$. Autorii spun că, în general microstructura aliajului $AlSi_9Cu_3$ cuprinde matricea α , plachete de siliciu eutectic (de culoare gri închis, Figura 2.36a), faze intermetalice Al_5FeSi în formă de ace (de culoare neagră, Figura 2.36b) care au o structură cristalină monociclică și precipitate în regiunile inter dendritice și inter granulare. Plachetele lungi de Al_5FeSi cu dimensiuni mai mari de 500 μm , afectează în mod negativ proprietățile mecanice, în special ductilitatea și duc la formarea excesivă a porozității datorate contracției. Faza Al_5FeSi apare la nuclearea Cu -îmbogățit a fazei $Al-Al_2Cu-Si$ (Fig. 2.36b). Un alt compus intermetalic este $Al_{15}(MnFe)_3Si$, care are o morfologie compactă sub formă de „litere chinezești” Figura 3.36c [113].

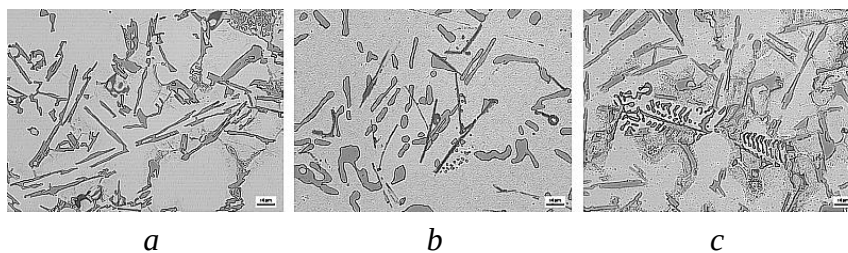


Figura 2.36. Microstructura tipică a aliajului $AlSi_9Cu_3$ turnat și atacat cu soluție Dix Keller a) matricea α , plachete de siliciu eutectic, b) faze Al_5FeSi , $Al-Al_2Cu-Si$, c) faza $Al_{15}(MnFe)_3Si$

Din Figura 2.37 observăm că, după aplicarea tratamentului termic microstructura aliajului AlSi_9Cu_3 se modifică prin: sferoidizarea siliciului eutectic [111], finisarea grăunților și fragmentarea fazelor $\text{Al}-\text{Al}_2\text{Cu}-\text{Si}$ și $\text{Al}_5(\text{FeMn})\text{Si}_2$ [136].

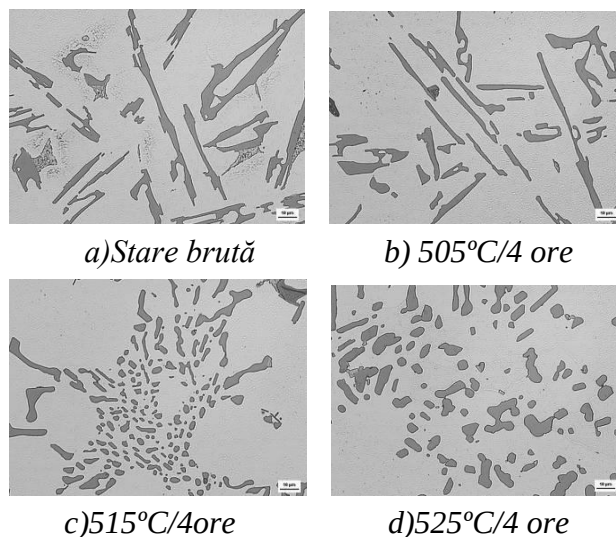


Figura 2.37. Sferoidizarea siliciului eutectic în funcție de temperatură [136]

Când aliajul $\text{Al}-\text{Si}-\text{Cu}$ se află în stare brută, compusul $\text{Al}-\text{Al}_2\text{Cu}-\text{Si}$ are o formă compactă, însă după îmbătrânire se dizolvă și se dezintegrează în diferite particule de Al_2Cu . Acest proces se poate observa în Figura 2.38 [89].

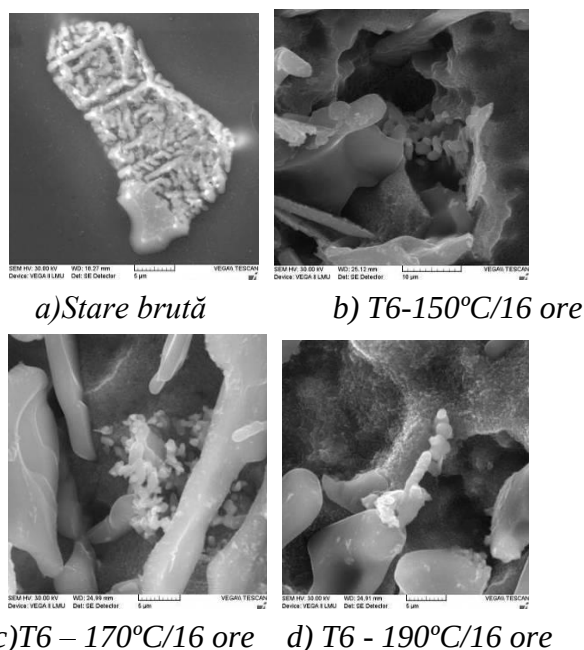


Figura 2.38. Schimbarea morfologiei fazei $\text{Al}-\text{Al}_2\text{Cu}-\text{Si}$, atacată cu HCl și analizată la SEM [89]

Alungirea este o altă proprietate a aluminiului care este îmbunătățită în urma tratamentelor termice. J. Pezda [114], în studiile sale a demonstrat că prin punerea în soluție la o temperatură de 510°C timp de 8 ore și îmbătrânire artificială la 320°C timp de 8 ore, a obținut o creștere a alungirii aliajului cu 7,8%.

2.3. Tehnici de fabricare a componentelor de aluminiu: procedeele HPDC și SSR

2.3.1. Generalități privind fabricarea pieselor prin procedeul HPDC

Tehnica turnării pieselor de aluminiu a evoluat foarte mult în ultimii ani. În anul 1876 s-a turnat pentru prima dată aluminiu într-o formă de nisip, iar până în anul 2010 au mai fost dezvoltate încă 33 de metode diferite, printre care și metoda convențională de turnare sub presiune HPDC. În Figura 2.39 se prezintă schematic evoluția tehnicilor de turnare din punct de vedere al complexității, al temperaturii de turnare, a grosimii pereților piesei, etc. [134].

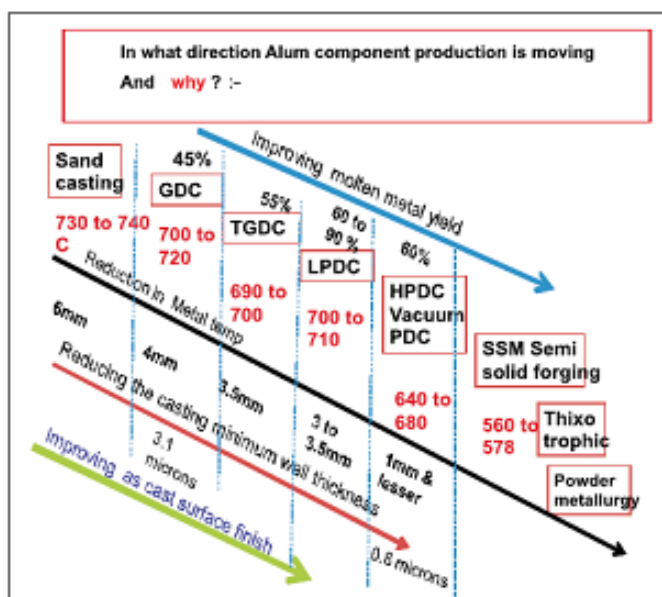


Figura 2.39. Evoluția procedeelor de turnare [134]

Procedeul HPDC a fost aplicat pentru prima dată în SUA în anul 1915 de către H.H. Doeckler la turnarea zincului [134].

În general, la turnare pieselor prin metoda HPDC sunt utilizate două tipuri de mașini:

- Mașina de turnat sub presiune cu cameră rece orizontală (Cold Chamber High Pressure Die-Casting), pentru cele mai multe tipuri de piese turnate.

- Mașina de turnat sub presiune cu cameră rece verticală (High Pressure Die-Casting), care se folosește în special pentru piesele electrice ale motorului.

Acest procedeu, în general este turbulent, aliajul lichid este injectat în cavitatea matriței la o presiune și o viteză foarte ridicată. Realizarea injectării în mili-secunde este unul dintre factorii care duc la apariția porozității în piesele turnate [134].

Scopul industriei constructoare de mașini este de a reduce greutatea mașinilor și de a obține emisii de CO_2 cât mai scăzute prin tehnici avantajoase din punct de vedere economic și care să producă piese complexe și de calitate superioară. Pentru a reuși acest lucru, s-au folosit metale ușoare pentru fabricarea componentelor necesare. Aliajele cele mai folosite în acest domeniu au fost aliajele de magneziu care prezintă proprietăți mecanice bune, însă din cauza costului ridicat au fost înlocuite cu aliajele de aluminiu [28].

Fabricarea pieselor prin turnarea la înaltă presiune (HPDC) este o metodă eficientă din punct de vedere economic pentru producția în masă a produselor metalice ușoare. Acesta metodă oferă posibilitatea de a fabrica piese de complexitate ridicată și cu proprietăți mecanice bune [124], [145]. Procedeu HPDC folosește preponderent aliajul de aluminiu A380 (Al-8.5% Si-3.5% Cu-3%Zn), în special pentru supape, cutii de viteze, carcase, suporturi, etc și A383 (Al-10.5%Si-2.5%Cu-3%Zn) care are rezistență ridicată și este folosit la fabricarea pistoanelor și a altor componente. Ambele aliaje prezentate mai sus au în compoziție și 1.3% Fe care îmbunătățește caracteristicile mecanice ale pieselor [101].

În Figura 2.40 se prezintă schematic procedeu de fabricare a unor componente pentru scări mecanice prin metoda HPDC. Putem observa că, un proces intermediar este degazarea aliajului lichid. Acest procedeu de degazare a aliajului lichid este prezentat pe larg în unul din subcapitolele următoare.

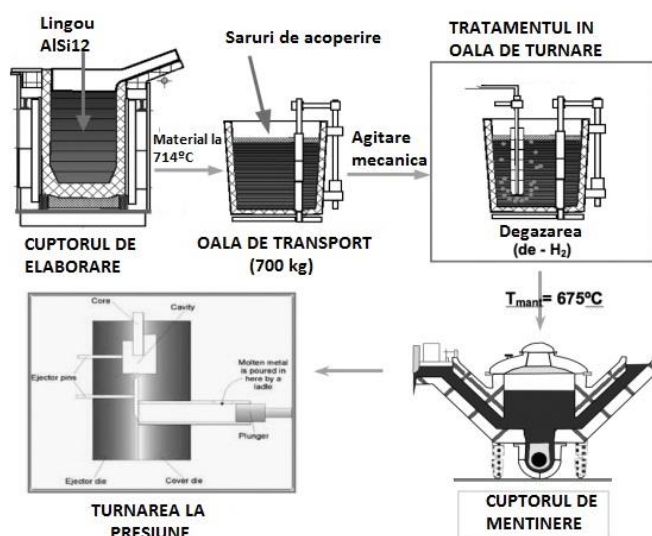


Figura 2.40. Turnarea la presiune [131]

Procedeul de turnare sub presiune se realizează în mai multe etape. Prima etapă constă în umplerea camerei de presare cu aliaj lichid necesar umplerii formei, a rețelei de alimentare și aerisire. După umplerea camerei de presare urmează umplerea rețelei, a cavității și a aerisitoarelor care se realizează în trei faze și anume: prima fază de umplere a rețelei de alimentare până la secțiunea de alimentare, faza a doua de umplere a cavității, respectiv a treia fază de multiplicare sau intensificare unde are loc solidificarea piesei. În Figura 2.41 se prezintă schematic procedeul turnării sub presiune [51].

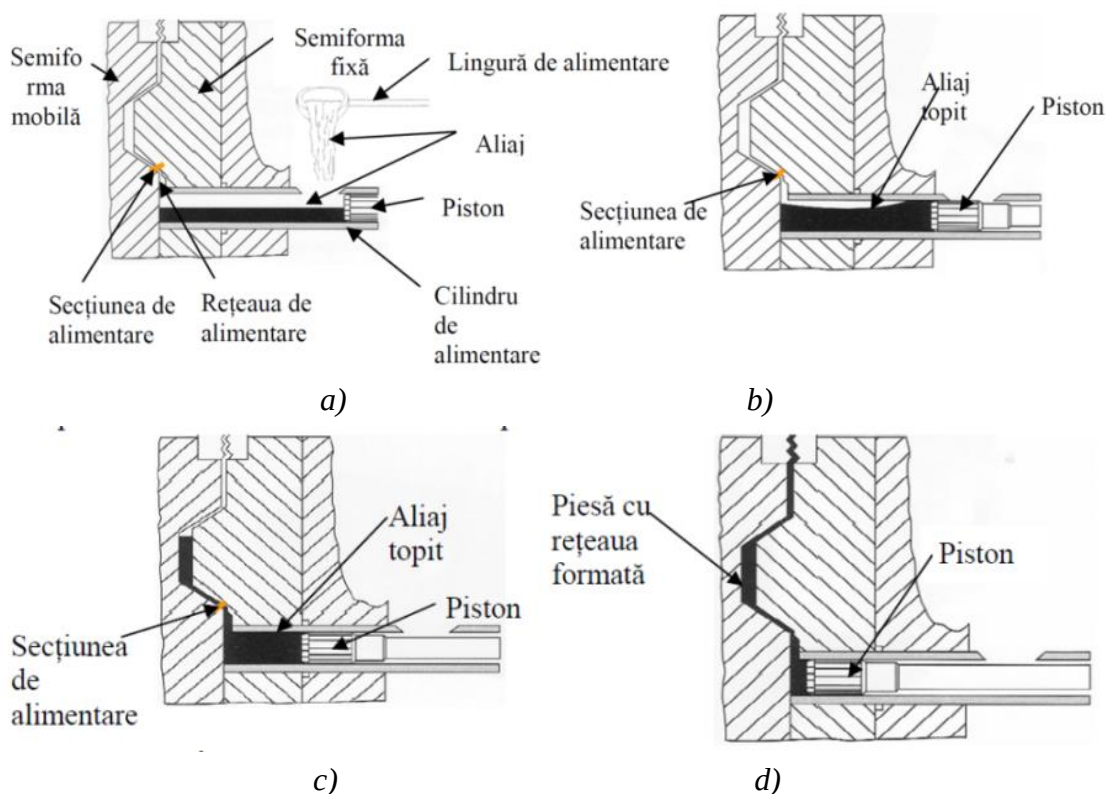


Figura 2.41. Elementele etapelor turnării sub presiune, a) alimentarea camerei de presare, b) începutul fazei întâi, c) începutul celei de a doua faze, sfârșitul fazei întâi, d) faza a treia [51]

Ca oricare alt procedeu și procedeul HPDC prezintă avantaje și dezavantaje. Aceste aspecte sunt prezentate în subcapitolul următor.

2.3.1.1. Probleme existente în procedeul HPDC

Cea mai frecventă problemă întâlnită în cazul pieselor obținute prin procedeul HPDC o reprezintă prezența porilor. Datorită vitezei foarte mari din momentul injectării aliajului lichid, aerul captat în aliaj și în matriță rămâne și apare în piesa finală.

Tabelul 2.5. Avantajele și dezavantajele procedurii HPDC [97], [51], [86]

Avantaje	Dezavantaje
- Productivitate ridicată; - Obținerea pieselor cu complexitate ridicată; - Posibilitatea obținerii pieselor cu pereți subțiri (sub 1 mm) ; - Precizie dimensională; - Posibilități de prelucrare mecanică și automatizare; - Crearea unui microclimat mai bun în turnătorie, datorită emisiilor de gaze reduse; - Calitate superioară a suprafețelor pieselor turnate.	- Dificultăți de proiectare și execuție a formei pieselor mari; - Procedul rezultă nerentabil în cazul producției mici; - Umplere incompletă a formei de turnare; - Piese pătate datorită lubrifierii îndelungate; - Rezistență mare a formei care se opune contracției piesei la răcire după solidificare și care poate să determine fisurarea pieselor; - Tendință mare de apariție a suflurilor exogene în piesele turnate, ca urmare a turbulenței mari la umplerea formei și a imposibilității de evacuare a aerului din formă în timpul de umplere, care este foarte scurt.

2.3.2. Generalități privind fabricarea pieselor prin procedeul SSR

Procesul SSM (Semi-solid metal) este un proces hibrid și include elemente din mai multe tehnici clasice precum injectare și forjare [52]. Acest proces a fost inventat de mai bine de 30 ani la Institutul Technology din Massachusetts, iar cu timpul a fost dezvoltat și adaptat noilor cerințe apărute în metalurgie [146], [20], [17].

Prelucrarea aliajelor în stare semi-solidă (SSM) constă în agitarea aliajului topit în intervalul semi-solid, cu scopul de a modifica microstructura materialului și a obține o microstructură globulară din una dendritică. În Figura 2.42 se evidențiază evoluția microstructurii aliajului în urma agitării.

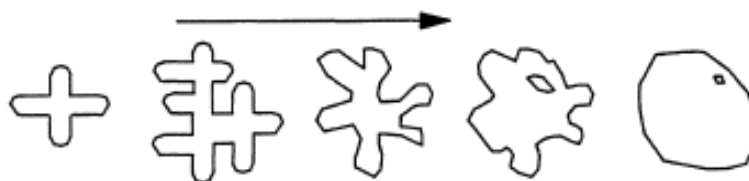


Figura 2.42. Evoluția microstructurii în urma agitării aliajului [143]

Diagrama de lucru a acestui proces este prezentată în Figura 2.43.

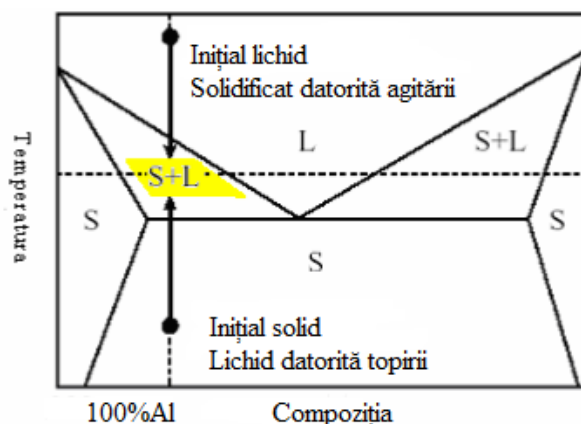


Figura 2.43. Diagrama de lucru a unui aliaj binar de aluminiu [122]

Procedeele SSM se clasifică în două categorii: Thixoforming cu variantele sale (Thixocasting, Thixoforging, Thixomoulding și Compocasting) și Rheocasting cu variantele sale (New Rheocasting, Slurry on Demand, Rheomoulding y Semi-Solid Rheocasting (SSR)) [59], [20], [122].

Când aliajul supus vitezelor de forfecare este direct conformat pentru a obține o piesă sau un lingou vorbim de procedeul Rheocasting. Ca urmare a reversibilității proprietăților thixotropice obținute de aliaj, lingoul Rheocasting se poate încălzi la o temperatură adecvată pentru a-și recăpăta caracteristicile thixotropice. Prin urmare, un aliaj solidificat cu structura ne dendritică (de Rheocasting) se poate încălzi până la temperatura stadiului semisolid și să se conformeze prin procedeul de forjare (Thixoforging) sau de injectare (Thixocasting). Schema explicativă este prezentată în Figura 2.44.

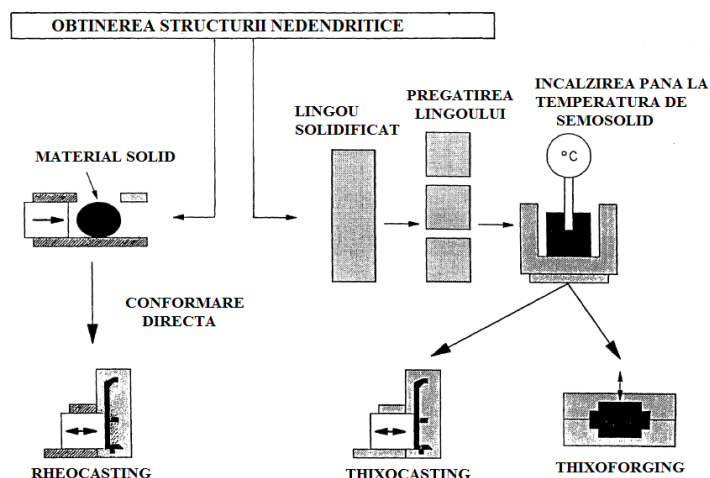


Figura 2.44. Diferite procedee utilizate în producția de aliaje de aluminiu în stare semi-solidă [143], [20]

Comportamentul semi-solid sau thixotropic se caracterizează prin faptul că, lingoul își poate menține forma, însă în momentul în care se taie, acesta se deformează. În Figura 2.45 se prezintă un lingou Rheocasting care se deformează în urma tăierii.



Figura 2.45. Tăierea unui lingou Rheocasting [20]

Procedeul Thixocasting a cunoscut un declin important în ultimii ani., însă efortul actual de prelucrare a metodelor bazate pe SSM este axat pe abordarea de metode „reo” [50]. Acest lucru este confirmat de studiu realizat de către G.G. Rodríguez [122] în care se demonstrează capacitatea superioară a procedeele SSM. Studiile arată că, procedeul Rheocasting este superior față de cele bazate pe Thixoforming, datorită faptului că se evită costul ridicat al lingourilor SSM și că este posibilă reciclarea resturilor care provin de la procedeul de turnare, lucru care în cazul procedeeului Thixoforming nu este posibil din cauză că acest procedeu folosește o materie primă specială ce nu permite reutilizarea resturilor.

La injectarea aliajului în stare semi-solidă se pot obține piese la fel de complexe ca și în cazul procedeele de injectare convenționale [143], cu pereți foarte fini și proprietăți mecanice superioare ca urmare a reducerii gazului care intră în metalul lichid și a curgerii laminare [122]. Acest lucru este favorizat de vâscozitatea ridicată a aliajului [50].

Semi-solid Rheocasting (SSR) este o metodă simplă care constă în cufundarea unui cilindru de grafit în interiorul băii lichide care are o temperatură puțin peste temperatura lichidus. La contactul cu cilindru care se învârtă riguros, temperatura aliajului scade sub temperatura lichidus, moment în care începe solidificarea. Cilindru se menține în material pentru intervale scurte de timp, la viteze care nu trebuie să depășească 60 rpm [122]. Procedeul SSR se prezintă în Figura 2.46.

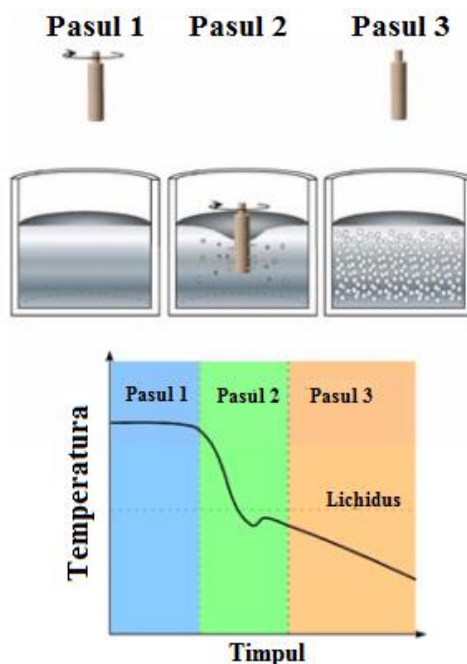


Figura 2.46. Schema procedurii SSR [20], [122], [146]

Partea critică a procedurii este obținerea primului procent (1%) a volumului fracției solide ne dendritice. Licența pentru această procedură a fost obținută în anul 2002 de către Idra Casting Machines, care a dezvoltat un echipament necesar pentru aplicarea acestei proceduri, care poartă numele de Semi-solid Rheocasting SSRTM. Figura 2.47 prezintă o mașină de injectare cu stație SSRTM integrată [20], [122].

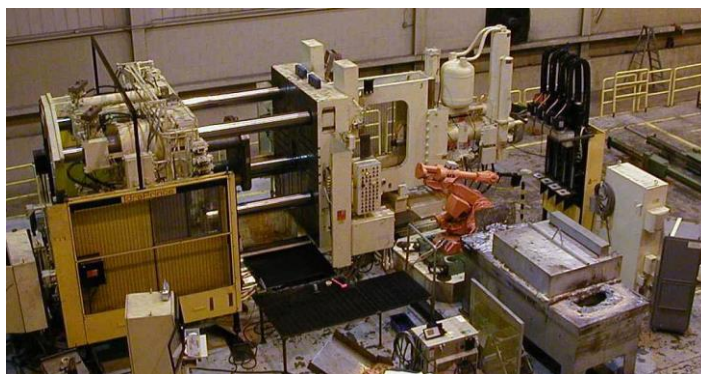


Figura 2.47. Mașina de injectare cu stație SSR integrată [20], [122]

Temperatura de injectare la procedeele SSM este practic constantă, iar răcirea pieselor este foarte rapidă, în timp ce în cazul procedeele Squeeze Casting, turnarea la joasă presiune și cea gravitațională, răcirea este continuă, pe parcursul etapei de turnare. În Figura 2.48 se prezintă ciclul termic care are loc în cazul procedeele SSM, respectiv a procedurii Rheocasting și a procedeele convenționale.

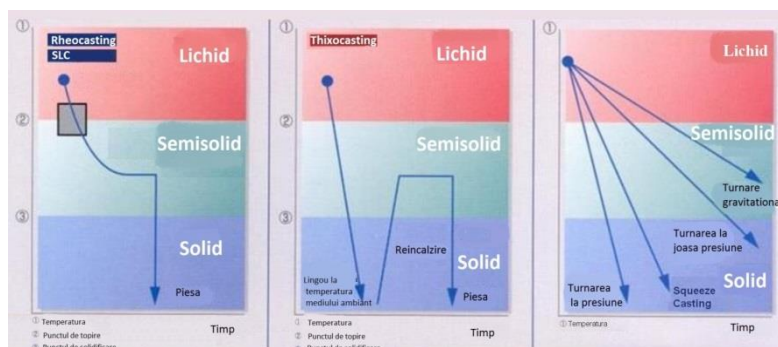


Figura 2.48. Comparație între procedeele de turnare [20]

În final, se prezintă în Tabelul 2.6 avantajele oferite de procedeul SSM.

Tabelul 2.6. Avantajele procedeelelor SSM [103]

Avantaje	Implicații
Vâscozitatea aliajului: ridicată dar controlabilă	- Umplerea formei nu este turbulentă; - Cantitate mai mică de gaze în aliaj; - Reducerea oxidării; - Atac redus asupra formei de turnare.
Aliajul procesat are în general o tensiune superficială ridicată	- Îmbunătățirea proprietăților mecanice, prelucrabilitate și finisaj
Temperatura scăzută la umplerea formei	- Economie de energie; - Timp îndelungat de folosire a formei; - Eroziune scăzută a formei; - Creșterea ratei de producție.
Prezența fazei solide în momentul umplerii formei	- Contracții scăzute la solidificare; - Macro segregatie scăzută în procedeele cu viteză ridicată a fluxului (injectare); - Granulometrie fină; - Economie de energie.
Capacitatea de a separa lichidul și solidul	- Purificare
Abilitatea de a încorpora alte materiale	- Fabricarea de materiale compozite din matrice metalică
Temperatura scăzută a aliajului	- Viteză ridicată la turnarea continuă; - Prelucrarea aliajelor cu punct ridicat de topire; - Reactivitate scăzută; - Economie de energie.

2.4. Rafinarea aliajelor de aluminiu: degazare și filtrare

Aliajele de aluminiu au tendința de a absorbi hidrogenul și de a forma pelicule de oxizi la suprafața băii metalice care în urma turbulențelor se rup și conduc la formarea bifilmelor în interiorul acesteia. Formarea acestui tip de incluziuni sunt inevitabile, însă tehnica oferă metode de eliminare sau de diminuare a cantității incluziunilor prezente în aliajul lichid. Degazarea și filtrarea sunt două metode care se completează, iar efectul aplicării lor este foarte bun, rezultând piese cu caracteristici bune.

2.4.1. Degazarea aliajelor de aluminiu

Apariția porozității poate cauza pierderi importante în producție, datorită produselor de proastă calitate care devin rebuturi. Formarea micro porozității se datorează în general a doi factori și anume, a contracției din timpul solidificării și a apariției bulelor de hidrogen, ca urmare a diminuării solubilității hidrogenului.

După cum s-a menționat în capitolele anterioare, hidrogenul este absorbit din atmosferă, datorită disociației de vapori de apă de la suprafața metalului lichid sau de la umiditatea aditivilor, a creuzetelor sau a altor instrumente cu care se lucrează. Gazele de combustie de la cuptoarele cu gaz sunt de asemenea, o sursă importantă de hidrogen. Hidrogenul eliberat este foarte reactiv și se absoarbe rapid în aluminiu topit.

În timpul solidificării, mare parte din hidrogenul dizolvat este eliberat. Foarte frecvent hidrogenul eliberat formează o fază gazoasă care generează porozitate în produsele solidificate. Cantitatea de hidrogen care poate fi absorbită în procesul de topire este în strânsă legătură cu temperatura metalului și compoziția chimică a aliajului. Numărul, dimensiunea și forma porilor depinde de conținutul de hidrogen și de viteza de solidificare. De obicei, aluminiul turnat conține 0,15-0,30 ml H₂/100ml Al, iar în cazul aliajelor de mare rezistență conținutul hidrogenului trebuie să fie menținut sub 0,1 ml H₂/100mg Al. [118].

Pe parcursul anilor s-au dezvoltat diferite metodologii de lucru pentru a obține aluminiu de calitate. În general procesele aplicate sunt: topirea aliajului, oxidarea, dezoxidarea cu dezoxidanți solizi, *degazarea*, completarea dezoxidării cu dezoxidanți clasici și *filtrarea* [47]. Metodele aplicate la degazarea aluminiului se clasifică în funcție de tipul de degazant și mediul de injectare. Ținând cont de tipul de degazant, se disting următoarele metode [35]:

- Insuflarea cu gaz inert;
- Insuflarea cu gaz activ;
- Tratarea cu ultrasunete și vibrații;
- Tratarea în vid;
- Tratarea cu fondanți solizi.

Conform mediului de injectare a gazelor se disting următoarele procese de degazare [35]:

- Cu o lance care este imersată în baia metalică, ce dispune de o piesă refractară poroasă, capabilă să controleze dispersia gazului sub formă de bule mici. Acesta este un sistem simplu și sigur;
- Cu ajutorul unui dop poros situat la partea inferioară a oalei de transport care permite barbotarea de la începutul turnării aliajului în oala de transport, fără a exista riscul de a stropii în exterior; agitarea energetică a aliajului în așa fel încât bulele afectează un mare volum din acesta;
- Combinarea ambelor procese.

În Figura 2.49 se prezintă un proces de degazare a aluminiului ce constă în injectarea unui gaz (argon sau azot) în aluminiu topit, prin intermediul unui rotor și o figură de detaliu a acestui tip de degazare.

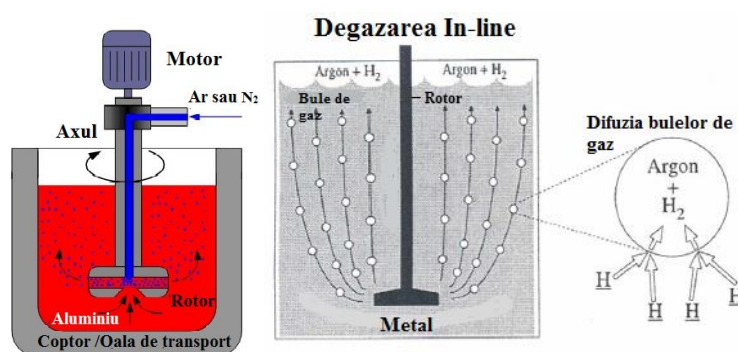


Figura 2.49. Degazarea aliajului lichid prin imersarea unui rotor care barbotează gaz inert [22], [88]

În Figura 2.50 se prezintă un sistem de insuflare de gaz combinat (cu lance și cu dop poros).

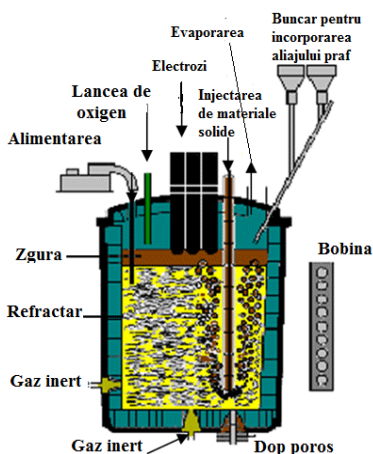


Figura 2.50. Sistem combinat de insuflare a gazului [76]

Principalele efecte a barbotării cu gaze inerte sunt următoarele [35]:

- Omogenizarea termică a băii lichide ca rezultat al agitării provocată de trecerea gazului;
- Omogenizarea chimică a topiturii lichide, datorită procesului de transfer de masă;
- Degazarea prin difuzia gazului nedorit în gazul insuflat și eliminarea lui în atmosferă;
- Eliminarea incluziuni nemetalice ca rezultat al creșterii vitezei ascendente datorită coliziuni cu gazul și a creșterii diametrului favorizând efectul de flotație.

Degazarea topiturilor metalice se exprimă din punct de vedere termodinamic conform relației [102]:

$$\ln[G] = -\frac{\Delta G^\circ}{RT} + \ln \sqrt{p_{G_2}} - \ln f_{G_2} \quad (2.26)$$

Unde: $[G]$ este solubilitatea gazului dizolvat în baia metalică;

ΔG° - variația entalpiei libere;

R - constanta gazelor perfecte;

T - temperatura absolută;

p_{G_2} - presiunea gazului în atmosfera agregatului de elaborare;

f_{G_2} - coeficientul de activitate al gazului.

În conformitate cu această relație, reducerea concentrației de gaz dizolvat în metalul lichid se poate realiza prin:

- Creșterea temperaturii T al metalului lichid; efectul maxim se atinge când temperatura ajunge la temperatura de fierbere;
- Reducerea presiunii parțiale a gazului (p_{G_2});
- Reducerea coeficientului de activitate a gazului, f_{G_2} prin unirea cu compuși solizi (nitruri, hidruri).

În general, în practică se utilizează metode bazate pe reducerea presiunii de gaz dizolvat în baia metalică.

Procesul de degazare a metalelor neferoase prin barbotarea de gaze inerte în baia metalică (spre exemplu Ar, N₂, He) [34] se bazează pe capacitatea bulelor de gaz de a absorbi hidrogenul dizolvat în baia metalică, formarea de molecule de hidrogen și difuzia lor în bulele de gaz inert care urmează să se ridice la suprafața băii metalice. Acest procedeu este redat în Figura 2.51.

D. Dispinar și colaboratorii săi [4] au realizat degazarea aliajului A357 cu argon. Ei spun că în urma degazării aliajului, la suprafață se formează un strat de zgură care conține și o cantitate importantă de incluziuni nemetalice, după cum se observă și în Figura 2.52.

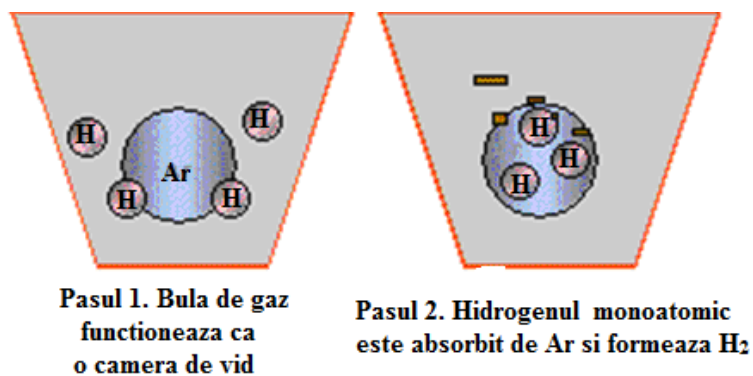


Figura 2.51. Absorbția de hidrogen în bulele de gaz [82]



Figura 2.52. Formarea stratului de zgură în urma degazării [42]

Ideea susținută de Dispinar a fost făcută și de F.H. Samuel în urma unui studiu de degazare a aliajului A356.2. El afirmă că, în urma degazării o parte din incluziuni se ridică la suprafața băii metalice. Acest lucru se poate observa în Figura 2.53.

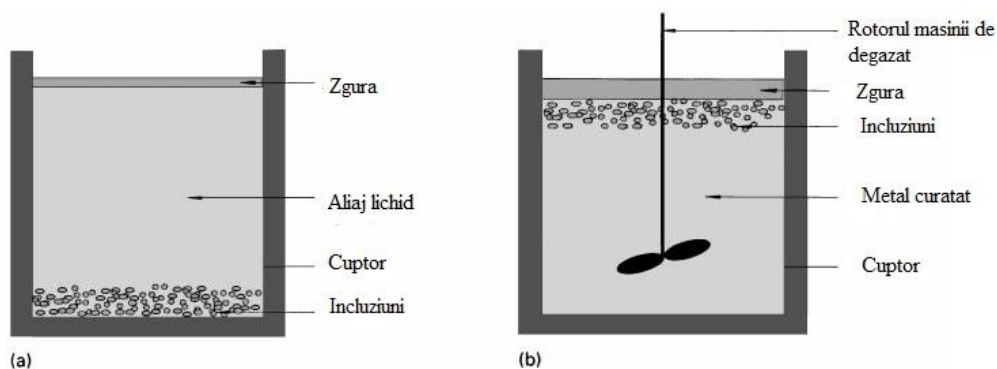


Figura 2.53. Diagrama schematică privind mișcarea incluziunilor a) înainte de degazare, b) după degazare [100]

Presiunea de suflare a gazului în baia lichidă trebuie să îndeplinească condiția [35]:

$$p_i > p_1 + p_2 + \frac{2\sigma}{r} + g\rho_m h_m + g\rho_z h_z \quad (2.27)$$

Unde: p_i : presiunea gazului suflat în baia metalică;

p_1 : pierderea de presiune în sistemul de transport a gazului;

p_2 : pierderea de presiune în dopul poros;

σ : tensiunea de la interfața lichid-gaz;

r : raza bulelor de gaz;

$g\rho_m h_m$: presiunea metalostatică exercitată de coloana de metal;

$g\rho_z h_z$: presiunea exercitată de coloana de zgură;

ρ_m și ρ_z : densitatea metalului și a zgurii;

h_m și h_z : înălțimea coloanei de metal și a zgurii;

g : accelerația gravitațională.

Barbotarea masei topite cu gaz inert dezvoltă următoarea putere [35]:

$$P = 11,58Q \left[1 - \frac{T_1}{T_2} + LG \frac{P_1}{P_2} \right] \quad (2.28)$$

Unde

P : puterea;

Q : fluxul de gaz barbotat;

T_1 : temperatura gazului la intrarea în masa topită;

T_2 : temperatura gazului la ieșirea din masa topită;

P_1 : presiunea gazului la intrarea în masa topită;

P_2 : presiunea gazului deasupra masei topite.

Procesul de formare a bulelor de gaz, diametrul și frecvența de formare se determină cu ajutorul condițiilor de echilibru a forțelor ce acționează asupra bulei.

$$\frac{\pi}{6} d_b^3 \cdot g(\rho_m - \rho_g) = \pi d_0 \sigma \quad (2.29)$$

Unde: σ : tensiunea la interfața lichid-gaz;

d_0 : diametrul orificiului de evacuare a gazului;

ρ_m și ρ_g : densitatea metalului și a gazului.

Relația anterioară este valabilă pentru viteze mici de gaz, când numărul lui Reynolds în orificiu este inferior a 500 și demonstrează că diametrul bulei este independent de viteza gazului.

Relația lui Sieverts prezintă concentrația de hidrogen în baia metalică, în condiții de echilibru în sistemul gaz-metal [102]:

$$[H] = K_{H_2} \sqrt{pH_2} \quad (2.30)$$

Unde, K_{H_2} este constanta de solubilitate a hidrogenului.

Exprimând $[H]$ prin concentrația sa în greutate în funcție de relațiile anterioare, se deduce că volumul V_G de gaz insuflat necesar pentru diminuarea concentrației de hidrogen în metalul topit de $[H]$ la $[H_0]$ este [35]:

$$V_G = (0,224 / M_G) \left[p K_{H_2}^2 (1/[H] - 1/[H_0]) + ([H] - [H_0]) \right] \quad (2.31)$$

Unde: p : presiunea de gaz barbotat;

M_G : masa moleculară a gazului barbotat;

$[H]$, $[H_0]$: concentrațiile de hidrogen în masa topită înainte de a insufla gazul și după insuflare.

De regulă, cantitatea de gaz inert necesară este mai mare datorită factorilor cinetici și rezultă că procesul de eliminare a hidrogenului este favorizat de bulele de gaz cu dimensiuni mai mici [35].

Yasuo Ochi și colaboratorii săi [110] au degazat aliaj de aluminiu-siliciu-magneziu urmând schema din Figura 2.54, unde argonul barbotează în masa lichidă, iar hidrogenul difuzează în bulele de gaz insuflat. Bulele formate urcă la suprafață, iar ulterior se realizează filtrarea băii metalice prin filtre ceramice.

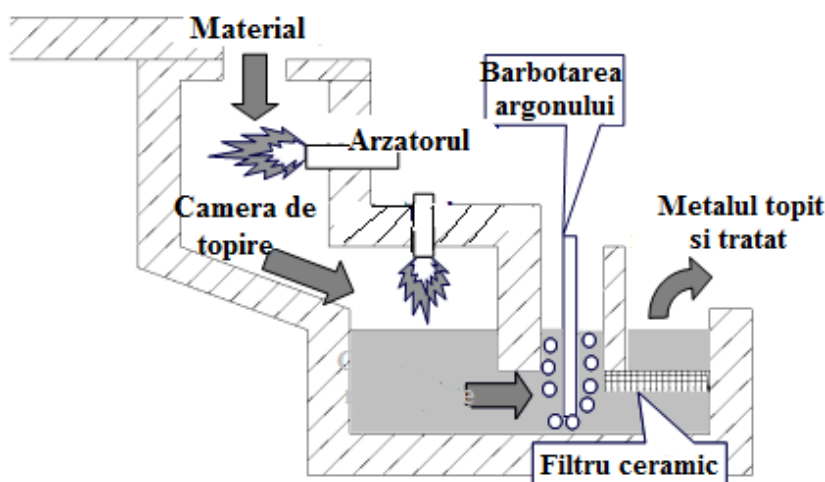


Figura 2.54. Exemplul unei scheme globale de topire-degazare-filtrare [110]

În acest studiu, autorii au analizat probe fără degazare și degazate din aliaj de aluminiu-siliciu-magneziu (JIS AC4CH) care au fost obținute prin turnarea gravitațională și ulterior suspuse tratamentului termic T6, de punere în soluție la 813°K pentru 4 ore, răcire în apă și îmbătrânirea la 433°K pentru o perioadă de 4 ore. Probele obținute au fost testate la rezistența la oboseală. Rezultatele arată faptul că, în cazul probelor degazate rezistența la oboseală este mai bună decât a celor fără degazare și că, în urma degazării defectele apărute în piese sunt mai puține.

2.4.1.1. Gaze inerte folosite la degazare

În mod normal, aluminiul se degazează prin efectul fizic a barbotării gazelor insolubile precum clorul, azotul și argonul, a căror bule au o presiune parțială foarte scăzută față de hidrogen și stimulează acest gaz să emigreze împreună cu bulele insuflate care ies din aluminiu lichid în atmosferă.

Rezultatele degazării cu clor sunt foarte bune, însă Comisia Europeană a anunțat în 1998, că folosirea clorului și a hexaclorețanului în procesele de fabricare a metalelor neferoase trebuie să se reducă progresiv până la eliminarea completă a acestora [23].

În prezent, gazele cele mai utilizate în procesul de degazare a aluminiului și a aliajelor sale sunt azotul și argonul.

2.4.1.2. Degazarea cu azot

Azotul este un gaz incolor, ne coroziv și neinflamabil, este inert (excepție când este încălzit la temperaturi foarte ridicate). Datorită faptului că nu este un gaz coroziv, nu este necesar ca depozitarea și controlul lui să se facă cu materiale speciale. Costul lui este inferior argonului, însă timpii de degazare sunt mai mari și ca urmare se reduc nivelele de producție și cresc costurile de energie. Figura 2.55 prezintă buteliile tipice în care se furnizează azotul. Cele mai relevante proprietăți fizice se prezintă în Tabelul 2.7.



Figura 2.55. Tuburi cu azot

Tabelul 2.7. Proprietățile fizice ale azotului [75]

Formula chimică	N ₂
Greutatea moleculară	28,013 g/mol
Temperatura de fierbere (1atm.)	-195, 8 °C
Temperatura critică	-146,9 °C
Presiunea critică	33,9 bar
Densitatea gazului (20°C, 1 atm.)	1,161 g/l
Densitatea lichidului (p.e. 1 atm.)	0,808 g/l
Greutatea specifică (aer = 1)	0,967
Solubilitatea în apă (0 °C, 1 atm.)	2,33 cm ³ N ₂ /100cm ³ H ₂ O
Căldura latentă de vaporizare	47,44 cal/g

Degazarea aliajelor de aluminiu cu azot este un sistem simplu și ieftin. Specialiștii în domeniu [23] au afirmat că este foarte important ca bulele de azot să aibă dimensiuni cât mai mici și să fie bine distribuite pentru a obține un contact maxim cu aluminiul lichid. Eficiența degazării este proporțională cu aria totală a tuturor bulelor formate pentru o cantitate exactă de gaz. În mod normal, într-un volum de 1 litru pot fi 56.000 de bule de 3 mm sau 876 de bule de 13 mm [23]. Cu ajutorul mediilor obișnuite este imposibilă obținerea bulelor foarte mici de gaz, iar datorită dimensiunii lor excesiv de mare prezintă o ascensiune rapidă pe verticală.

Când se degazează cu ajutorul unei lănci sau a unui clopot, bulele foarte mari de la suprafața aluminiului produc turbulențe puternice a metalului care intră în contact cu aerul creând imediat noi straturi de oxid. Scopul curățării aluminiului este compromis în cazul degazării turbulente. Degazarea este mai eficientă când în baia metalică se introduce un tub perforat cu un rotor special, care în mod normal este din grafit (*Figura 2.56*) și se insuflă gaz în timp ce rotorul se învâрте la o viteză foarte mare eliberând milioane de bule mici în sens orizontal care urcă spre suprafață, ieșind în aer fără să producă nici o turbulență, observându-se doar o mișcare foarte ușoară la suprafața băii metalice. În *Figura 2.56* se evidențiază dispersia bulelor printr-o lance și un rotor.

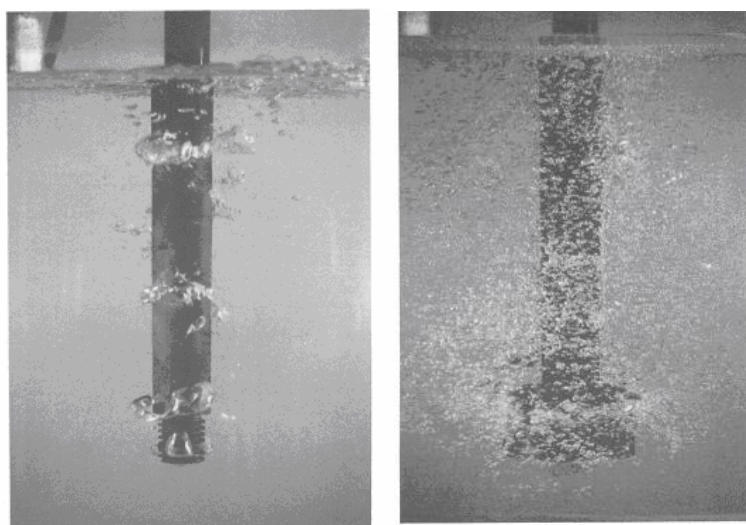


Figura 2.56. Diferența degazării privind numărul și distribuția bulelor realizată în apă, folosind a) lance; b) rotor [41]

Tratamentul se poate realiza în cuptor, în creuzet sau în oala de transport. La o insuflare de gaz pentru un timp cuprins între 3 și 5 minute, conținutul de hidrogen se reduce până la mai puțin de 0,15 c.c/100 grame de aluminiu [23].

Pe piață s-au dezvoltat diferite mărci de mașini, proiectate pentru degazarea prin barbotare cu azot, ca de exemplu:

- Foseco FDU, ce permite tratarea aluminiului în cantități diferite, astfel că pentru volume mari de metal se utilizează mașinile FDU Rotostativ sau FDU Mark 10, iar pentru tratarea unei cantități mai mici de 200 kilograme se utilizează FDU 200M, care este o instalație mobilă, sau FDU 200L, care este fixă; FDU Mini, până la 800 kilograme, este economică și eficientă și se poate situa în locul unde se dorește realizarea degazării [79];
 - Compania Shenzhen Beya Technology Development Co., Ltd, fabrică și comercializează mașini de degazat verticale și orizontale [79];
 - Mașina de degazat HD 2000 permite degazarea în cuptoare cu reverberație [121];
 - Mașina de degazat SNIF P60 U prezintă calitate optimă și spațiu limitat; se recomandă pentru turnătorii ce produc o cantitate minimă de 10.000 tone/an [121].
- Figura 2.57 prezintă patru tipuri de mașini de degazat metalul în stare lichidă.

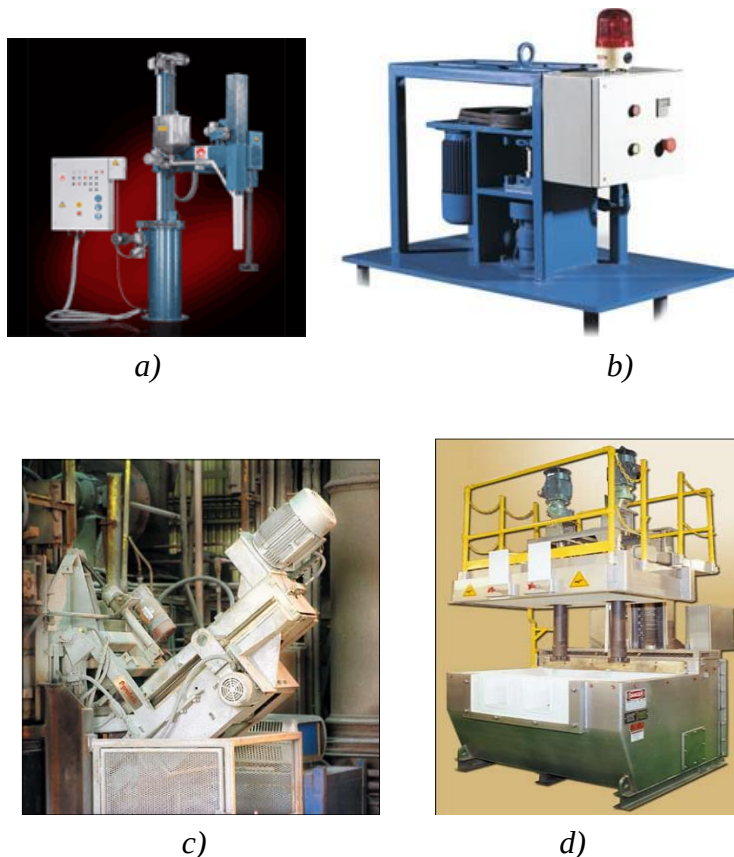


Figura 2.57. Mașini de degazat aliajul lichid a) Exemplu de mașină de degazat verticală; b) Exemplu de mașină de degazat orizontală; c) Mașina de degazat HD 2000; d) Mașina de degazat SNIF P60 U

Pyrotek [121] a realizat o simulare într-o baie de apă privind eficiența tuburilor și a poziției acestora când injectează gaz. Se poate observa din Figura 2.58 faptul că, gazul

inert are tendința de a se uni cu tubul de grafit dacă se menține în poziție verticală; prezența capătului difuzor permite eliminarea gazului din tub, obținând o eficiență mai mare și o distribuire a gazului în tot metalul lichid.

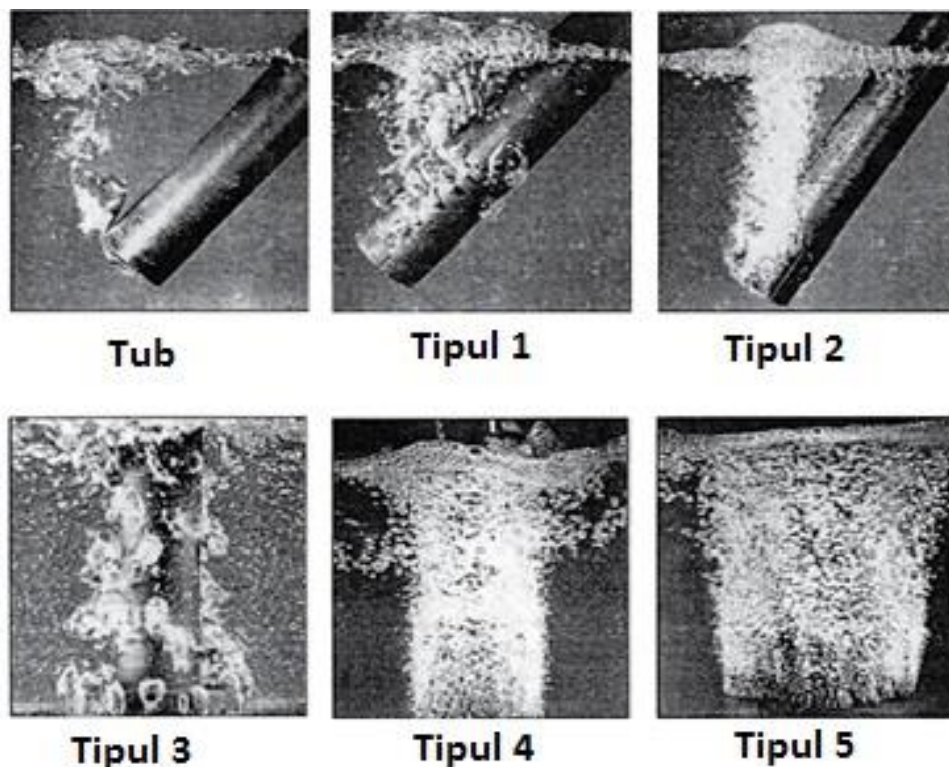


Figura 2.58. Eficiența degazării privind poziția tubului

Mașinile de degazat permit realizarea degazării cu cantități determinate de gaz pentru diferite cicluri de degazare, de ordinul minutelor și a secundelor.

H. Puga [118] și colaboratorii săi au realizat un studiu comparativ privind degazarea aliajului $AlSi_9Cu_3$ prin două metode, primul fiind cel de degazare cu ultrasunete care s-a dovedit a fi cel mai eficient și un al doilea, privind degazarea aluminiului prin insuflarea gazelor (N_2 și Ar). În cazul degazării cu N_2 , după 8 minute de insuflare a gazului nivelul de hidrogen din aliajul lichid a scăzut de la 0,6-0,7 ml/100g Al la aproximativ 0,2 ml/100g Al.

Un alt studiu comparativ a fost efectuat de Hongjun Ni [108] pe aliaj secundar A356. A analizat probe de aliaj netratat, aliaj tratat cu flux JDN-I și aliaj degazat cu N_2 . Rezultatele obținute au demonstrat ca degazarea cu N_2 reduce cantitatea de hidrogen, însă crește cantitatea de oxigen. În Figura 2.59 se observă efectul degazării cu N_2 și a tratării cu flux JDN-I asupra eliminării hidrogenului conținut în aliaj și a microstructurii.

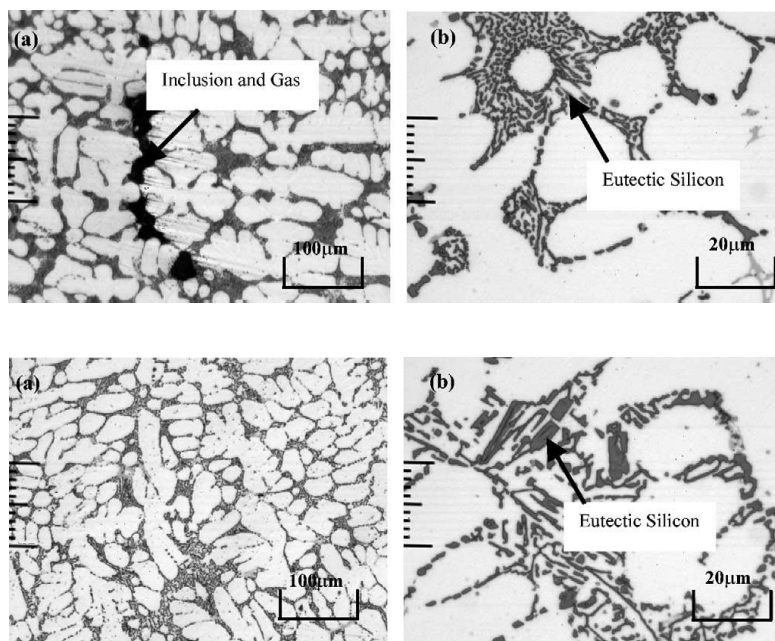


Figura 2.59. Efectul degazării asupra porozității a) aliaj fără tratament b) aliaj tratat cu flux JDN-I și degazat cu N_2 [108]

Degazarea aliajelor de aluminiu este o metodă care prezintă avantaje considerabile:

- În urma degazării se obțin nivele scăzute de hidrogen;
- Costurile de prelucrare mecanică a pieselor obținute sunt reduse;
- Suprafața pieselor prezintă o finisare mai bună;
- Reduce cantitatea de incluziuni;
- Curățire eficientă a metalului;
- Rezistență și ductilitate mai bună a pieselor;
- Este un proces care nu afectează mediu înconjurător.

2.4.2. Rafinarea aliajelor de aluminiu prin filtrare

Prezența impurităților și a incluziunilor în aliajele metalice pot provoca diferite efecte negative, printre care amintim de [142]:

- Fluiditatea aliajului este redusă;
- Reducerea proprietăților de deformare plastică;
- Uzura sculelor de tăiere de la procesul de prelucrare mecanică este mai mare;
- Diminuarea proprietăților mecanice în cazul existenței incluziunilor. Incluziunile reduc rezistența efectivă a piesei și generează tensiuni în acea zonă;
- Tratamentele superficiale sunt afectate de eterogenitatea chimică superficială; ca și consecință, în multe cazuri apare o diminuare apreciabilă a rezistenței împotriva coroziunii;

- Alterarea aspectului suprafeței produselor cu aplicații decorative (profile de arhitectură, piese de caroserie, etc.)

Filtrarea are ca obiectiv reținerea incluziunilor de orice tip din aliajele metalice, cu scopul de a elimina efectele nedorite menționate mai sus. Cerințele privind calitatea impuse actual pe piață au crescut preocupările de dezvoltare a tehnologiilor de filtrare a aliajelor. Intrarea pe piață a pieselor turnate este dificilă, sau uneori chiar imposibilă fără îndeplinirea cerințelor de înaltă calitate. Preocupările în acest sens din punct de vedere tehnic sunt evidente în majoritatea țărilor avansate. În ceea ce privește creșterea costurilor de la turnare, parte din acestea sunt recuperate prin reducerea rebuturilor și o mai bună utilizare a aliajelor.

2.4.2.1. Filtrarea profundă

Operația cea mai simplă de filtrare constă în interpunerea în traiectoria fluxului aliajului a filtrelor capabile să blocheze acele incluziuni cu dimensiuni mai mari decât dimensiunea orificiilor acestuia [38], [58]. Acest proces se mai numește și filtrarea pe suport. În cazul acestui proces reținerea incluziunilor se limitează la partea superioară a filtrului așa cum se prezintă și în Figura 2.60 [102], [106], unde I' și I'' reprezintă conținutul de particule nemetalice în metalul lichid înainte și după filtrare.

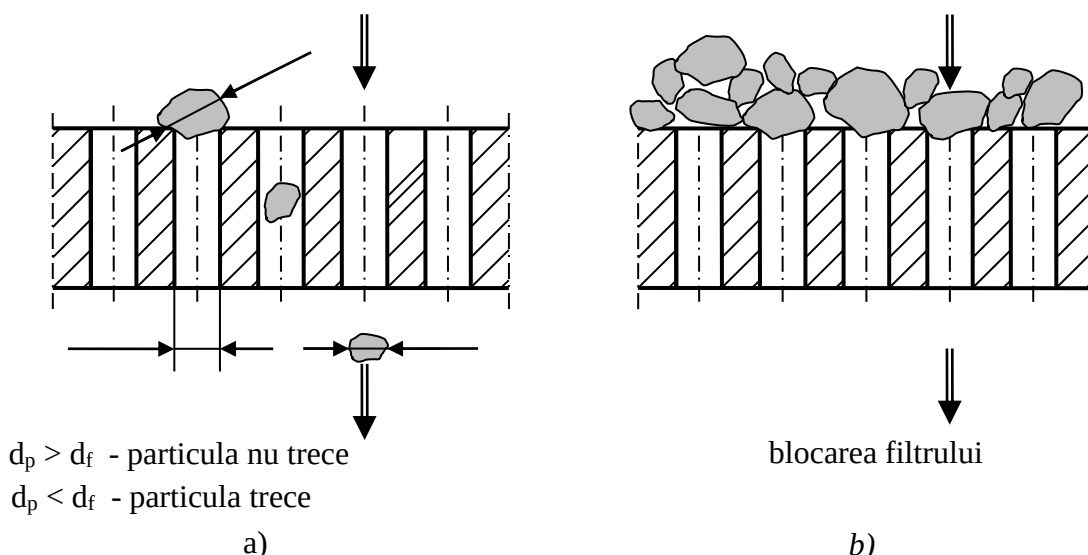


Figura 2.60. Modul de reținere a incluziunilor la partea superioară a filtrului a) la începutul filtrării; b) după un anumit timp de filtrare

Eficiența filtrării nu depinde de grosimea filtrului, iar randamentul acestui tip de filtrare este limitat din cauza faptului că particulele mici nu sunt reținute de către filtru [64]. Filtrarea pe suport a particulelor mari se face cu ajutorul așa numitelor filtre de zgură.

Filtrele de zgură pot fi obținute din amestec de miez, din materiale ceramice, din tablă subțire perforată și din plasă de sârmă. Filtrele din plasă de sârmă și cele din tablă perforată se utilizează la filtrarea unor aliaje neferoase, care necesită o temperatură de turnare mai scăzută și prezintă o fluiditate ridicată [149].

Macro incluziunile pot fi eliminate prin metoda filtrării pe suport, însă atunci când se dorește reținerea incluziunilor mici este necesară realizarea unei filtrări profunde [24], [149]. Filtrarea în adâncime sau filtrarea profundă se realizează când dimensiunile incluziunilor sunt mai mici decât porii filtrului. Prima aplicație a acestui model a fost realizată de către Apleian și Mutharasan [106].

Filtrele ceramice spongioase sunt cele mai utilizate la filtrarea topiturilor metalice neferoase. Ele sunt produse prin infiltrarea unei spume poliuretanice cu un amestec de material refractar Al₂O₃, ZrO₂, mullit și apă (barbotină); după infiltrare se realizează uscarea și calcinarea pentru eliminarea spumei precursore. În Figura 2.61 se prezintă schema privind procesul de filtrare în strat adânc, sau așa numita filtrare profundă [106], [33].

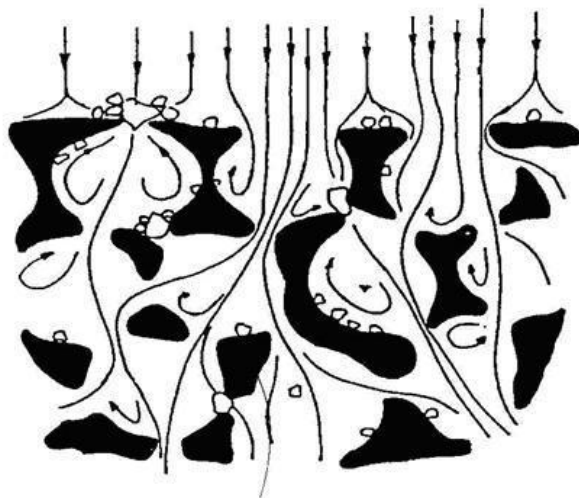


Figura 2.61. Schema procesului de filtrare profundă [106]

Eficiența filtrării profunde este influențată de mai mulți factori. Pentru a avea rezultate bune trebuie să se țină cont de natura aliajului topit, cantitatea de incluziuni, dimensiunea și distribuția lor [142].

Aspectele ce influențează cinetica de reținere a incluziunilor sunt [102], [106], [4]:

- Fluidul de transport, care se caracterizează prin vâscozitatea dinamică η_1 , densitatea ρ_1 și viteza fluxului u_m ;
- Suspensia, caracterizată prin concentrația C de particule care se consideră sferice cu diametrul mediu d și densitatea ρ_s ;

- Mediul filtrant poros, este caracterizat prin permeabilitatea inițială B_0 (legea lui Darcy) și porozitate. Stratul filtrant este format din grăunți sferici cu diametrul mediu d_g .

Natura curgerii lichidului metalic poate fi caracterizată prin numărul de transport al lichidului, Reynolds (Re). Pentru curgerea prin mediul poros granular, numărul Re are expresia [102]:

$$Re = \frac{u_m d_g \rho_1}{6(1 - \varepsilon_0) \eta_1} \quad (2.32)$$

în care u_m este viteza fluidului; d_g – diametrul mediu al granulelor de strat filtrant; ρ_1 - densitatea topiturii, η_1 - vâscozitatea topiturii; ε_0 - porozitatea stratului filtrant.

Porozitatea este raportul dintre volumul total al porilor și volumul total ocupat de mediul poros: $\varepsilon = \frac{V_p}{V}$. Această definiție se referă la o mărime globală. În mediul poros pot exista și interstiții complet blocate care nu permit unui fluid să pătrundă în ele (Figura 2.62) [102]. Așadar, din punct de vedere hidrodinamic este mult mai utilă definirea “porozității efective”, dată de raportul dintre volumul efectiv al porilor prin care un fluid poate să pătrundă și volumul total al mediului:

$$\varepsilon_{ef} = \frac{V_{ef}}{V} \quad (2.33)$$

Acestea sunt porozități volumice; la fel s-ar putea defini o porozitate superficială (raportul dintre aria suprafeței porilor și suprafața totală a unei secțiuni plane într-un mediu poros). Aceste două porozități sunt aproximativ egale [4].

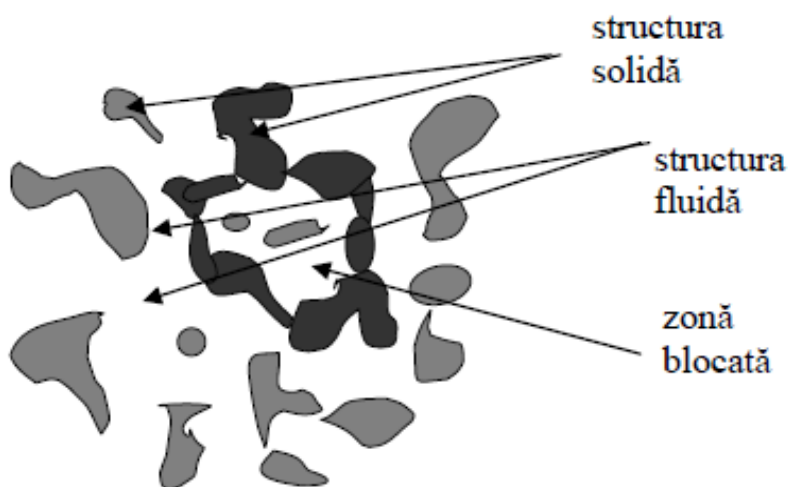


Figura 2.62. Reprezentare schematică a mediului poros [4]

Forțele care asigură reținerea particulelor în filtru sunt următoarele [102], [35]:

- Forțe de fricțiune;
- Forțe superficiale (van der Waals) de atracție;
- Forțe electrice (de atracție și respingere);
- Forțe chimice (forțele de atracție coloidală);
- Forța unitară axială a topiturii.

Mișcările incluziunilor în filtru răspund mai multor mecanisme, după cum urmează [102], [106]:

- Intercepție directă: o particulă de incluziuni se ciocnește de suprafața filtrului, urmând traiectoria sa, Figura 2.63;
- Forțe gravitaționale: o particulă cu densitatea diferită de cea a topiturii părăsește traiectoria inițială, datorită forței gravitaționale.;
- Mișcarea browniană: este deplasarea microscopică cauzată de bombardamentul molecular asupra particulei solide de incluziune nemetalică, în topitură metalică;
- Forțe inerțiale: sunt determinate de greutatea aparentă a particulei care nu poate urma schimbarea bruscă a traiectoriei și se ciocnește de suprafața interioară a filtrului;
- Efectele hidrodinamice: se datorează distribuției vitezei în celula de filtrare;
- Blocarea directă, datorată dimensiunilor incluziunilor care sunt mai mari decât porii filtrului.

În Figura 2.64 se prezintă mișcarea particulelor în interiorul filtrului și locul de reținere al acestora în funcție de mecanismele amintite mai sus.

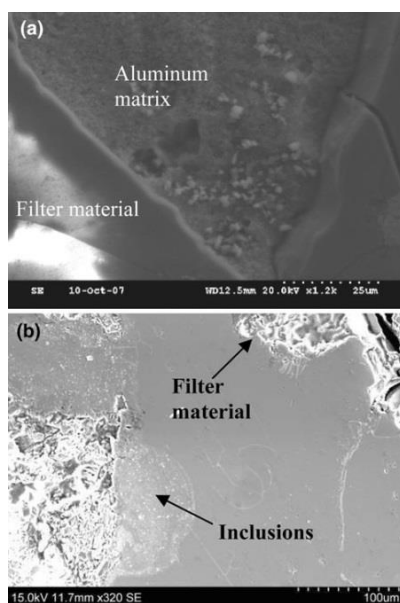


Figura 2.63. Incluziuni reținute pe pereții filtrului prin efectul intercepției [147]

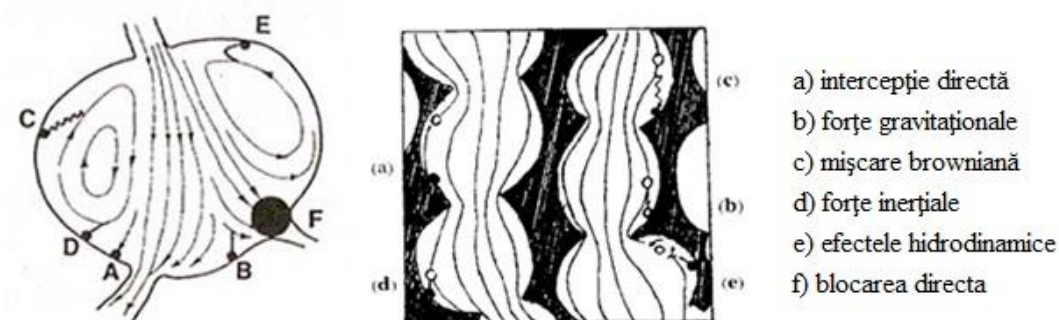


Figura 2.64. Reprezentarea schematică a mișcării particulelor solide în filtrele din spumă ceramică [55], [106]

Locurile de reținere a incluziunilor pe întreaga suprafață a filtrului este redată în Figura 2.65.

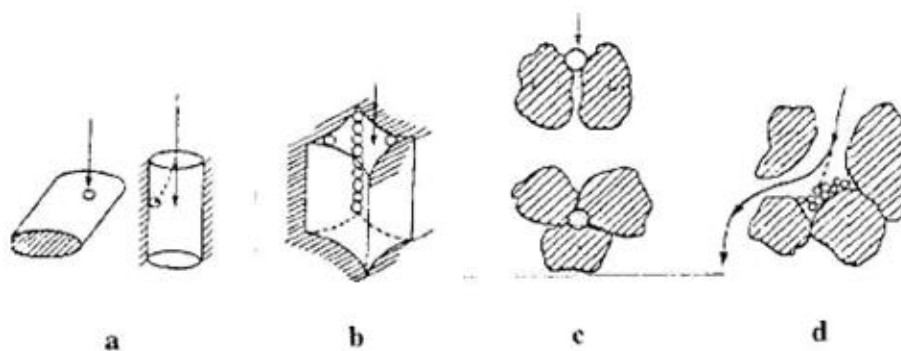


Figura 2.65. Locurile tipice de reținere a incluziunilor nemetalice : a) suprafața filtrului, b) crevase, c) locuri înguste, d) cavități [35], [102], [106]

Caracteristicile generale a filtrării profunde sunt [41], [45], [147]:

- Incluziunile reținute au de obicei dimensiuni mai mici decât deschiderile și porii mediului filtrant, deci sunt captate în interiorul acestuia;
- Căderea de presiune metalostatică pe filtru crește liniar cu timpul sau cu cantitatea de metal filtrat. Acumularea incluziunilor în stratul filtrant, în timpul turnării mărește treptat rezistența la curgere a mediului de filtrare. Ca rezultat, căderea de presiune metalostatică trebuie să crească pentru a menține debitul constant;
- Viteza de curgere interstițială în structura poroasă a mediului de filtrare determină eficiența eliminării incluziunilor, astfel că la viteze mici de curgere a metalului lichid se constată o creștere a eficienței filtrării, datorită probabilității mai mari de captare a incluziunilor;
- Concentrația particulelor reținute scade de la suprafața superioară a filtrului la suprafața de ieșire;

- Cu cât este mai mare suprafața filtrului cu atât probabilitatea de captare a incluziunilor și eficiența acesteia sunt mai mari;
- Filtrarea reduce turbulențele fluxului în timpul umplerii formei, (a se vedea Figura 2.66).

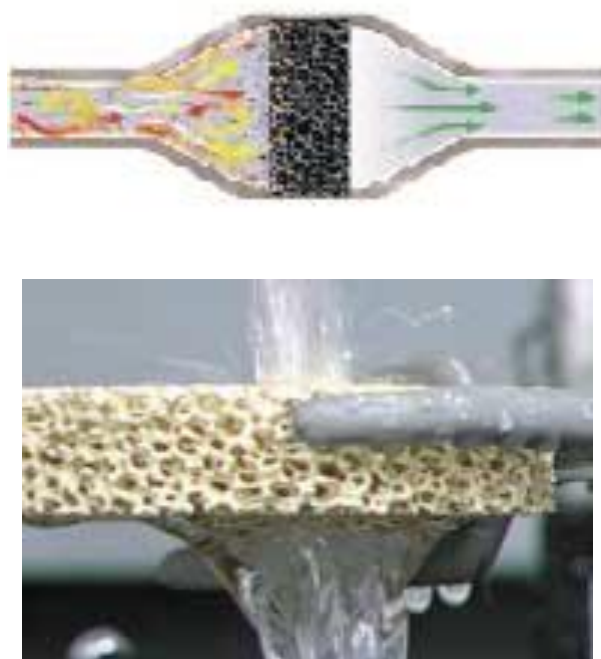


Figura 2.66. Reducerea turbulențelor la folosirea filtrelor [53]

Figura 2.67 [147] prezintă o simulare a vitezei aliajului, traiectoria incluziunilor și locul în care este captată incluziunea într-un filtru CFF de 30 ppi. Se observă că cea mai mare cantitate de incluziuni se află în partea superioară a filtrului. De asemenea, se mai poate observa și faptul că incluziunile de dimensiuni mai mari sunt reținute în zona de interconecție a porilor, iar incluziunile mai mici datorită fluctuațiilor turbulente sunt reținute pe întreg peretele porului.

Literatura de specialitate [31], [32], [45], [121], [144], prezintă diferite metode de determinare a incluziunilor în aliajele de aluminiu: PoDFA, Prefil, K-Mold, LiMCA, etc.

PoDFA a fost construit de Rio Tinto Alcan în anii '70, iar modul de funcționare constă în filtrarea în vid a unei cantități predeterminate de aliaj, folosind un filtru cu porozitate foarte fină. După filtrare, filtrul este tăiat, șlefuit și analizat metalografic. În Figura 2.68 se prezintă imaginea unui filtru analizat la microscopul optic și la SEM. Din analiza realizată a rezultat că majoritatea incluziunilor sunt oxizi amorfi; în imaginile de mai jos acești oxizi sunt identificați ca incluziuni de culoare neagră. În Figura 2.69 se prezintă principiul de funcționare al procedurii PoDFA.

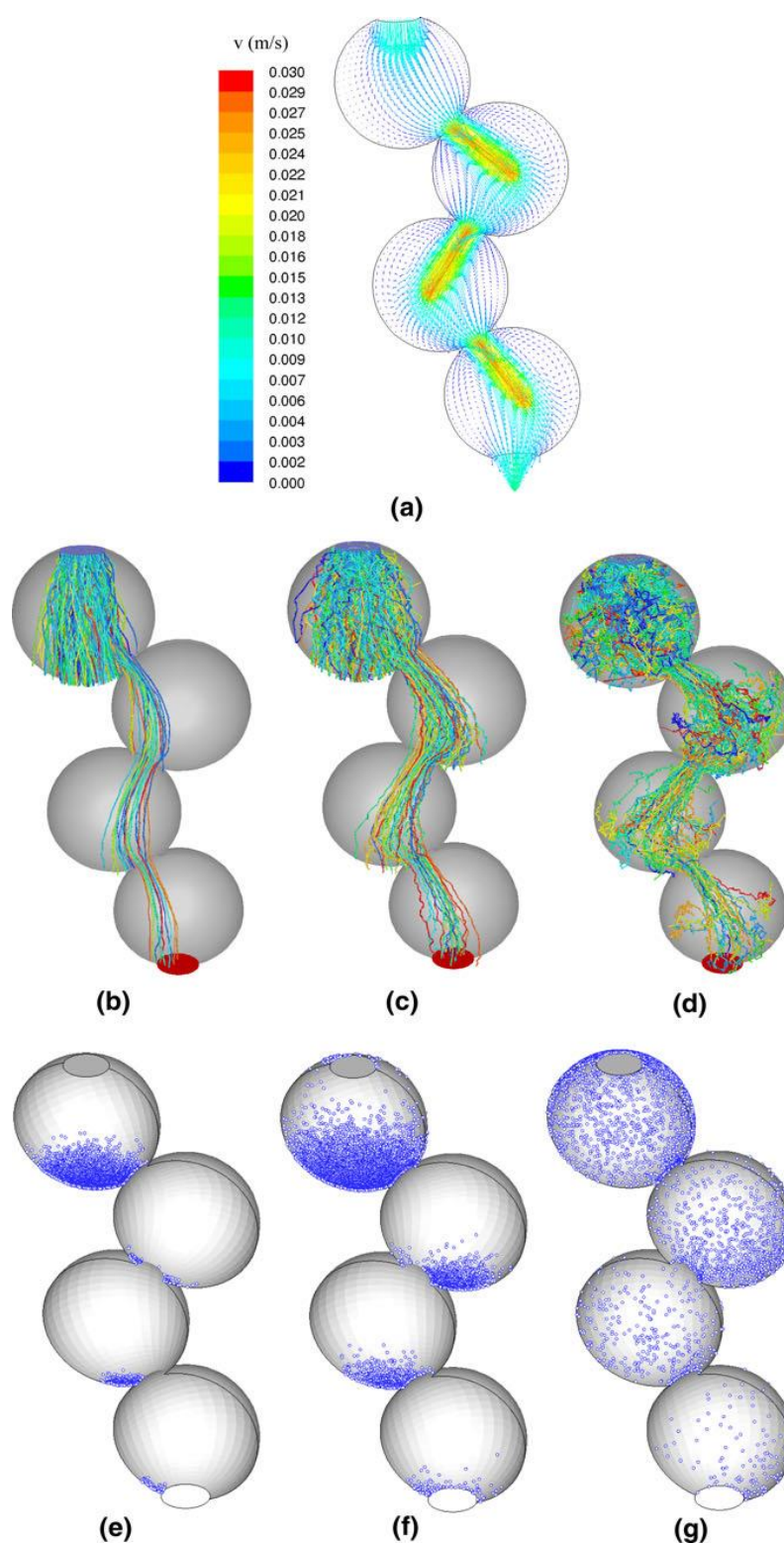


Figura 2.67. a) Viteza fluidului b) traiectoria incluziunilor de 100 μm , c) traiectoria incluziunilor de 50 μm ; d) traiectoria incluziunilor de 10 μm ; d) locul reținerii incluziunilor de 100 μm pe filtrul; e) locul reținerii incluziunilor de 50 μm ; g) locul reținerii incluziunilor de 10 μm [147]

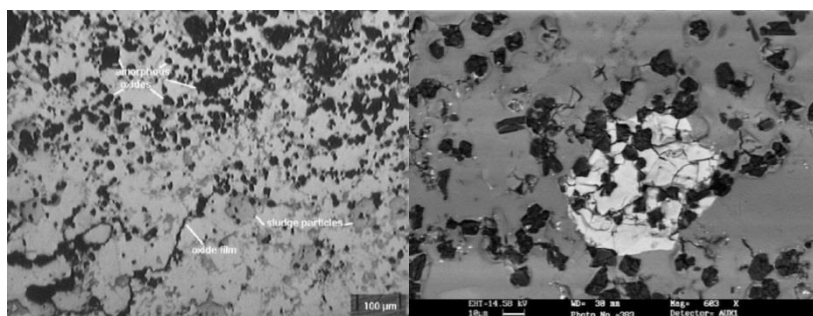


Figura 2.68. Incluziunile aflate în filtru după filtrarea unui aliaj cu o cantitate mare de incluziuni prin procedeul PoDFA [135]

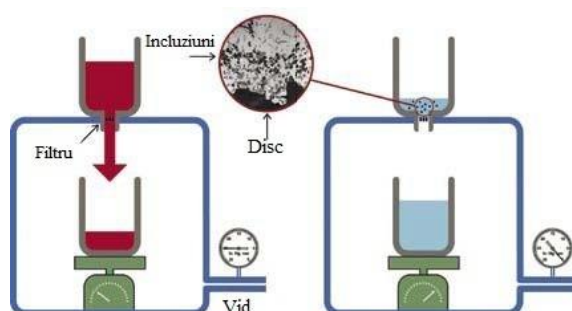


Figura 2.69. Principiul metodei PoDFA[130]

Perfil și PoDFA sunt două metode asemănătoare, însă pe lângă analiza metalografică Perfil prevede un feedback imediat a aliajului curățat prin debitul aliajului care trece prin filtru. Presiunea și temperatura metalului sunt doi parametri controlabili, însă un parametru necontrolabil care afectează filtrarea este conținutul de incluziuni. Nivelul de curățare a aliajului se poate determina din curba de filtrare prin greutatea aliajului filtrat în funcție de timp [66]. Reprezentarea schematică a metodei este redată în Figura 2.70.

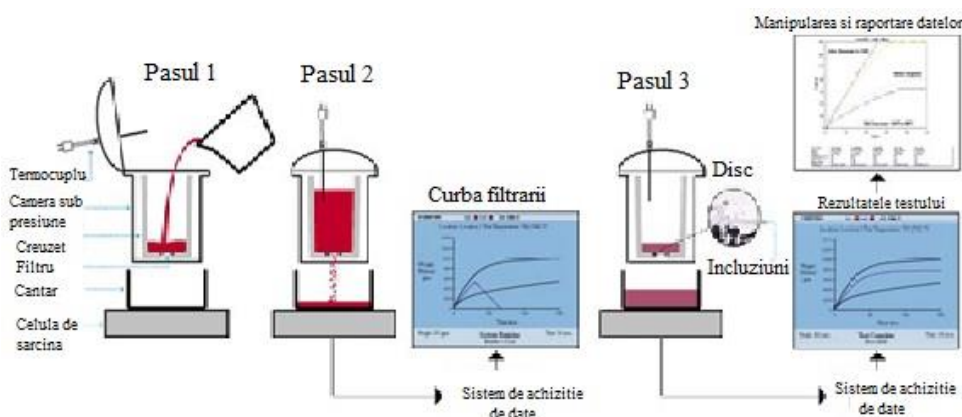


Figura 2.70. Principiul de operare a metodei Perfil-Footer [43], [46]

Metoda LiMCA II este o metodă mai complexă care măsoară concentrația totală și distribuția dimensională a incluziunilor prezente în aliajele de aluminiu. [46], [116]. Această metodă monitorizează evoluția de curățare a metalului în timp real, la intervale de timp de ordinul unui minut. Densitatea de particule este exprimată în mii de particule per kilogram de metal topit (K/kg), sau pe fracție de volum (parte de miliard). Reprezentarea schematică a acestui procedeu este prezentată în Figura 2.71.

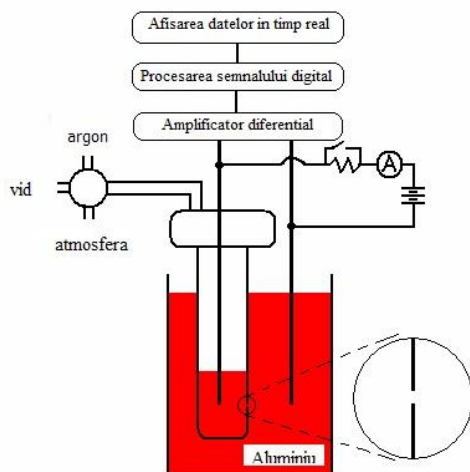


Figura 2.71. Reprezentarea schematică a procesului LiMCA [41]

Hervé Duval și colaboratorii săi [45] au realizat un sistem de filtrare (Figura 2.72) pentru a studia mecanismele filtrării aluminiului lichid folosind filtre CFF și aliaj de aluminiu cu o cantitate mare de incluziuni. Calitatea aliajului lichid este monitorizată în mod continuu prin procesul LiMCA. Ei au ajuns la concluzia că reținerea incluziunilor, care în marea lor majoritate au fost oxizi, s-a realizat pe baza interceptției directe și a sedimentării. Alții factori importanți au fost geometria filtrului și viteza de filtrare a metalului lichid.

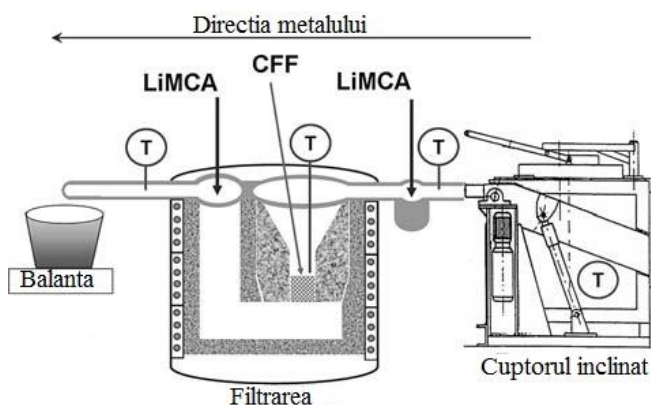


Figura 2.72. Diagrama sistemului de filtrare prin procedeul LiMCA [45], [96]

Lucas Nana și Lifeng Zhang [147] au filtrat un aliaj de aluminiu folosind două tipuri de filtre ceramice. Ambele tipuri de filtre au fost pe bază de alumină (Al_2O_3), însă unul a fost acoperit cu AlF_3 , iar celălalt neacoperit. Rezultatele obținute arată că filtrul ceramic cu porozitate de 30 ppi a reținut peste 85% din incluziuni și că majoritatea acestora au fost incluziuni intermetalice. Incluziunile cu dimensiuni $> 125\mu m$ au fost eliminate aproape în întregime, iar cele de aproximativ $5\mu m$ au fost eliminate într-un procent de 85%. Ambele tipuri de filtre s-au dovedit a fi eficiente.

2.4.2.2. Materiale filtrante

La elaborarea aliajelor neferoase se folosesc diferite tipuri de filtre, printre care: filtre cu strat adânc, filtre cu particule îmbinate (asamblate cu un liant), site metalice sau site din fibră de sticlă. În ultimii ani s-au realizat o multitudine de studii privind filtrarea aliajelor neferoase cu ajutorul filtrelor din spumă ceramică, cu scopul de a stabili mecanismele și eficiența lor. Filtrele ceramice sunt de mai multe feluri, iar clasificarea acestora este prezentată în subcapitolul următor.

2.4.2.3. Clasificarea filtrelor ceramice

Filtrele se pot clasifica în trei categorii în funcție de modul de fabricare [123]:

- Filtre ceramice presate;
- Filtre ceramice extrudate;
- Filtre din spuma ceramică.

Filtrele ceramice presate prezentate în Figura 2.73 se caracterizează prin următoarele:

- natura materialului din care sunt realizate (pe bază de alumină și silice, mulit etc.);
- forma orificiilor, de regulă rotundă sau pătrată;
- zona de curgere este de 45-58% din suprafața totală a filtrului;
- grosimea filtrului 12 – 22 mm;
- forma geometrică a filtrelor: cilindrică, prismă cu baza pătrată sau dreptunghiulară;
- diametrul găurilor este de regulă de 1,8-2,5 mm;
- temperatura maximă de utilizare este de 1700 °C.

Filtrele ceramice extrudate sunt prezentate în Figura 2.74. Acestea au în general aceleași caracteristici ca și cele presate, doar cu deosebirea că au o suprafață deschisă mai mare, de 60 – 70 % și grosimea este de aproximativ 10-20 mm.

Filtrele ceramice spongioase (CFFs) au apărut în anul 1974 pentru filtrarea aluminiului și a aliajelor sale, și au fost comercializate în anul 1976. Cu timpul s-a extins folosirea lor și pentru alte materiale precum: oțeluri, aliaje de cupru și pentru super aliaje [112]. Filtrele ceramice au următoarele caracteristici:

- grosimea este mai mare decât a celorlalte filtre;
- forma orificiilor este de regulă de alveolă sferică;
- alveolele comunică între ele și au dimensiunile de ordinul milimetrilor;
- suprafața deschisă este de aproximativ 80 %.

Aceste filtre ceramice din spumă ceramică prezintă o serie de avantaje în cazul filtrării profunde și sunt utilizate atât la filtrarea aliajelor neferoase cât și a celor feroase.

În Figura 2.75 se prezintă structura filtrelor ceramice.

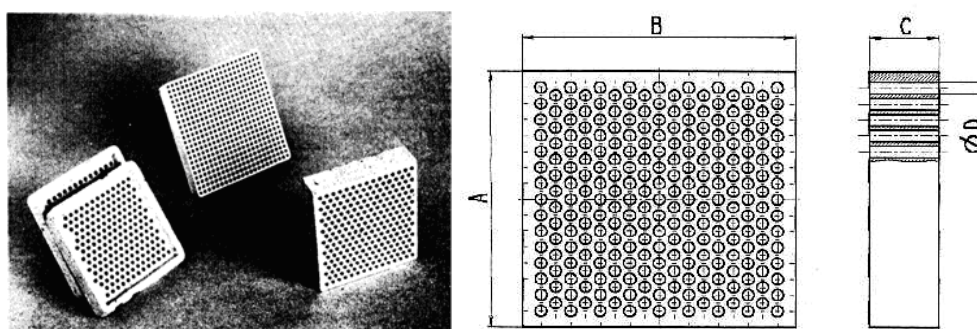


Figura 2.73. Filtre ceramice presate [123]

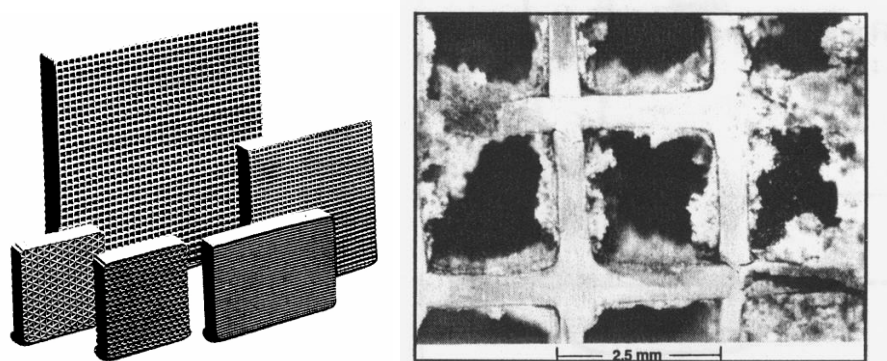


Figura 2.74. a) Filtre ceramice extrudate, b) incluziuni reținute pe pereții filtrului extrudat [123]

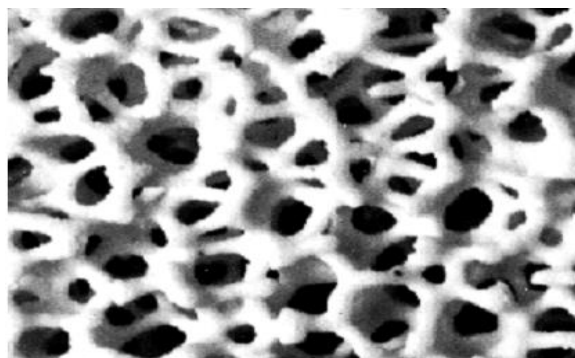


Figura 2.75. Structura filtrului din spumă ceramică [11]

Din Figura 2.76 se observă că porul filtrului ceramic are formă dodecaedrică [126], iar unirea mai multor dodecaedre prezintă o secțiune a unui filtru CFF.

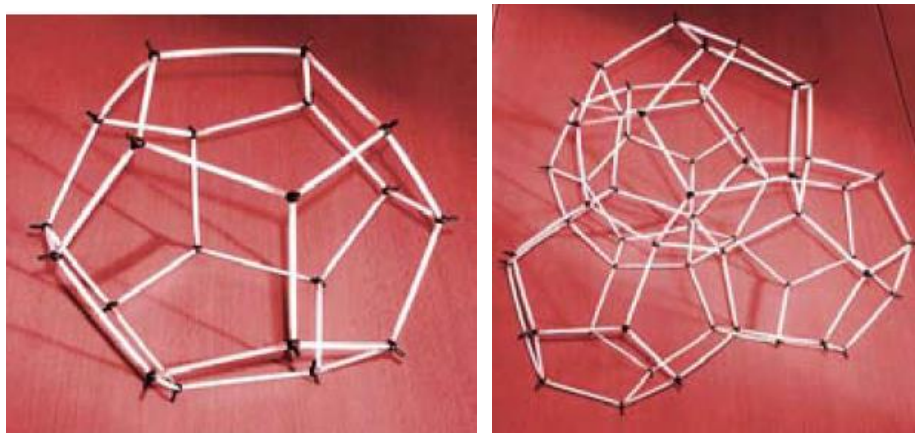


Figura 2.76. Forma orificilor filtrelor ceramice [120]

În Figura 2.77 se observă geometria porilor. Sferele reprezintă porii care sunt uniți și sunt reprezentați prin p , iar prin ϕ este reprezentat diametrul ferestrei prin care se realizează legătura între pori. Porii formează un labirint de pasaje unite pe unde trece metalul lichid. Aceste pasaje sunt cheia realizării filtrării profunde, acest mod de operare este direct responsabil de îndepărtarea celei mai mari părți de incluziunilor din metal [120].

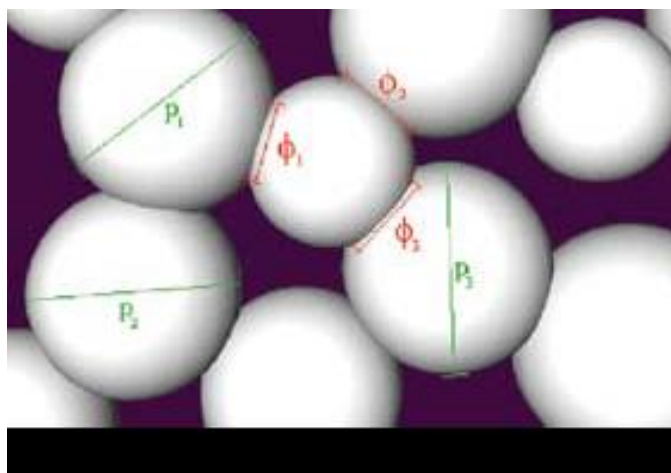


Figura 2.77. Reprezentarea geometriei porilor [120]

Filtrele din spumă ceramică pot fi fabricate din diverse materiale și se folosesc la filtrarea diferitelor materiale. O prezentare a materialelor și a domeniului de utilizare este prezentată în Tabelul 2.8 [77].

Figura 2.78 prezintă câteva modele de filtre ceramice fabricate din diverse materiale.

Tabelul 2.8. Tipuri de filtre ceramice

Tipul filtrului	Temperatura maximă de lucru	Materiale filtrate
Filtre pe bază de alumină (Al ₂ O ₃)	1100°C	- Alumiuniul și aliajele sale - Cupru
Filtre pe bază de carbură de siliciu (SiC)	1500°C	- Fier - Cupru - Aliaje de aluminu
Filtre pe bază de oxid de zirconiu (ZrO)	1700°C	- Oțel inoxidabil - Prealiaje
Filtre pe bază de oxid de magneziu (MgO)	800°C	- Aliaje de magneziu

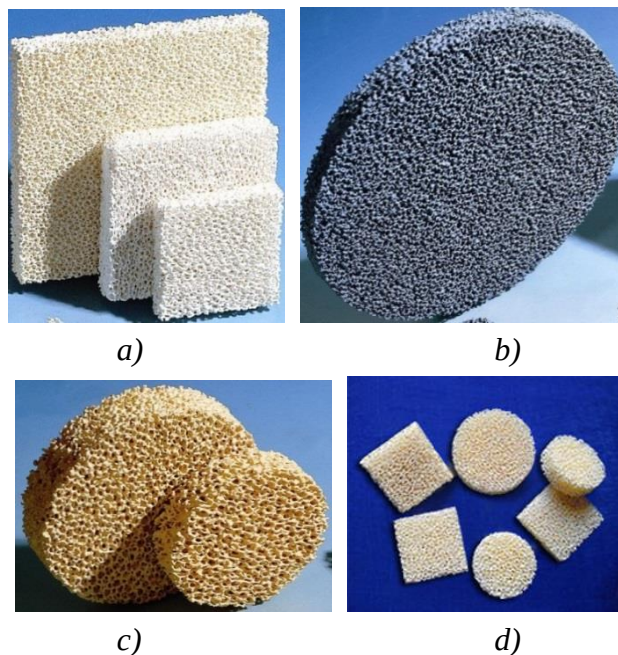


Figura 2.78. Tipuri de filtre ceramice a) Filtre pe bază de alumină (Al₂O₃), b) Filtre pe bază de carbură de siliciu (SiC), c) Filtre pe bază de oxid de zirconiu (ZrO), d) Filtre din oxid de magneziu [77]

Pe piață există filtre ceramice CFFs cu diferite porozități (10 ppi, 20 ppi, 30ppi, 50ppi, 60ppi, etc). O simulare realizată de către Lucas Nana și Lifeng Zhang [147] privind calculul incluziunilor eliminate în urma filtrării la care s-au folosit filtre de diferite porozități (10 ppi, 30ppi și 50 ppi), a demonstrat faptul că filtrele cu dimensiuni mai mici ale porilor sunt mai eficiente. După cum aminteam în subcapitolul anterior, în cazul filtrării cu filtru de 30 ppi sunt eliminate aproape toate incluziunile > 125μm, iar incluziunile

foarte mici de aproximativ 5μm sunt eliminate într-un procent de 85%. Aceste date sunt prezentate în Figura 2.79.

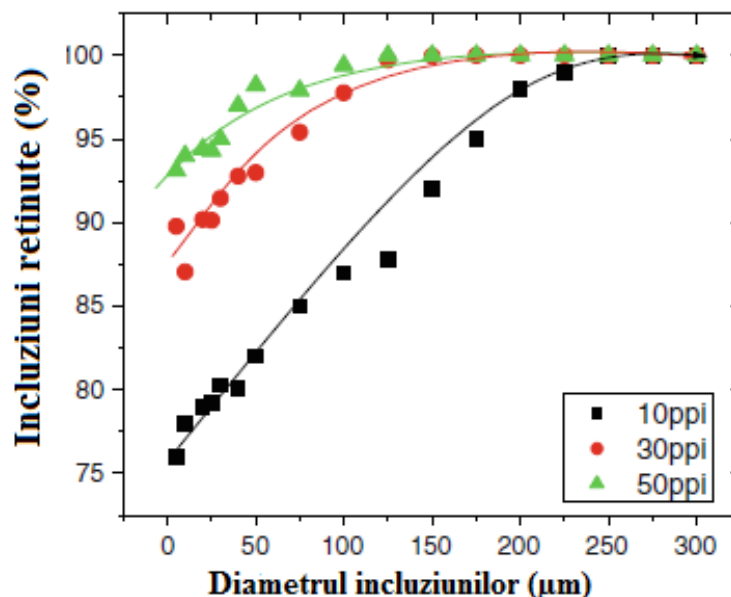


Figura 2.79. Calculul incluziunilor reținute de filtre cu diferite porozități [147]

2.4.2.4. Materiale utilizate la fabricarea filtrelor

Când se utilizează filtre pentru îmbunătățirea calității aliajelor, este foarte important să se obțină o viteză de umplere adecvată a formei de turnare. Proiectarea filtrelor trebuie să fie favorabilă și capabilă să suporte condițiile ambientale exigente din timpul procesului de turnare, pentru acest lucru materialul trebuie să prezinte bune proprietăți chimice, mecanice și termice [109].

În continuare se prezintă câteva proprietăți a materialelor necesare îndeplinirii obiectivelor anterioare [112], [123]:

- Capacitate de lucru la temperaturi înalte;
- Stabilitate chimică;
- Proprietăți fizice adecvate;
- Materialele ceramice utilizate trebuie să reziste la o schimbare bruscă de temperatură, și anume de la temperatura mediului ambiant până la temperatura de topire caracteristică a aliajului utilizat, fără a se produce topirea filtrului.
- Materialele ceramice sunt inerte chimic și pentru acest lucru sunt capabile să reziste efectelor corozive a aliajelor și zgurii cu care intră în contact.

Principalele materiale care se utilizează la fabricarea filtrelor din spumă ceramică sunt:

- Alumina (Al_2O_3), care este un oxid stabil din punct de vedere chimic. Are temperatura de topire $T_{\text{topire}} = 2050^\circ\text{C}$, rezistă la temperaturi ridicate 1700 – 1800 $^\circ\text{C}$, rezistă la acțiunea majorității gazelor. În mediu reducător poate fi utilizat până la 1900 $^\circ\text{C}$;
- Zirconiu ($\text{ZrO}_2 \cdot \text{SiO}_2$) care are temperatura de topire $T_{\text{topire}} = 2420^\circ\text{C}$ și o rezistență ridicată la șoc termic; poate fi folosit până la 1870 $^\circ\text{C}$;
- Oxidul de zirconiu (ZrO_2) prezintă o conductivitate termică scăzută și o temperatură de topire de 2600 $^\circ\text{C}$. Are o rezistență bună în atmosfera oxidantă, însă prezintă modificări cristalografice și necesită o stabilizare cu adaosuri de CaO, MgO, și Y_2O_3 ;
- Oxidul de magneziu (MgO) este stabil din punct de vedere chimic și termic;
- Mullitul ($3\text{Al}_2\text{O}_3 \cdot \text{SiO}_2$) se recomandă în cazul turnării fontelor; la turnarea oțelului nu este recomandat deoarece are rezistență scăzută la coroziune.

În Figura 2.80 [19], [27] se prezintă diagrama de flux pentru fabricarea filtrelor ceramice.

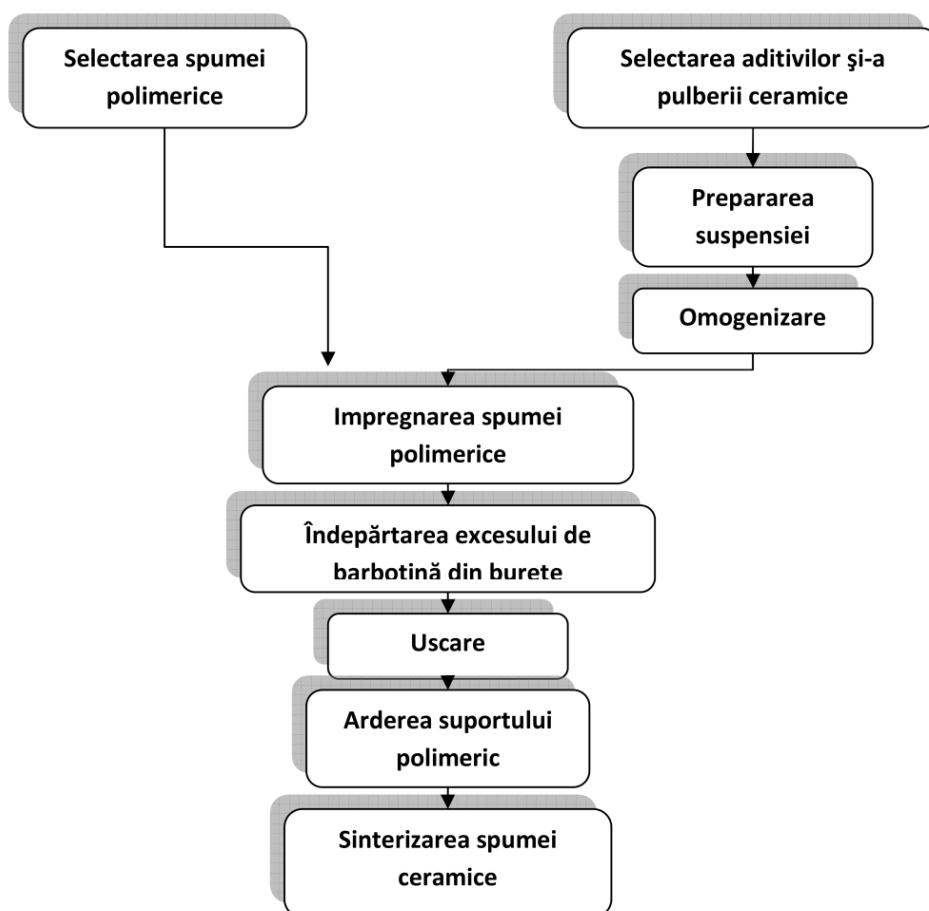


Figura 2.80. Diagrama de flux pentru fabricarea filtrelor ceramice

2.4.2.5. Caracteristicile și proprietățile filtrelor ceramice

Filtrele trebuie să aibă eficiență ridicată de filtrare pentru a elimina o mare parte din cantitatea de zgură, oxizi și incluziuni. Pentru a garanta rentabilitatea procesului, filtrele trebuie să fie de calitate și să ofere o funcționare sigură și constantă. Datorită proiectării și a formei sinusoidale a canalelor filtrului, zona de contact dintre filtru și incluziuni este mare, astfel că eliminarea se realizează cu eficiență.

Când densitatea aparentă a încărcăturii este scăzută, iar masa termică este de asemenea scăzută, filtrele au nevoie de o temperatură de transfer foarte mică pentru a atinge temperatura inițială necesară fluxului de metal. Proiectarea mecanică a filtrelor face ca acestea să reziste impactului inițial a fluxului de metal, precum și a sarcinii statice care se formează.

Principalele caracteristici ale filtrelor ceramice spongioase sunt prezentate în Tabelul 2.9 [3]:

Tabelul 2.9. Caracteristicile filtrelor ceramice

Caracteristicile materialului	Filtre ceramice pe bază de alumina	Filtre ceramice pe bază de carbură de siliciu	Filtre ceramice pe bază de zirconiu	Filtre ceramice pe bază de oxid de magneziu
Culoare	Albă	Gri – negru	Crem	Albă
Densitatea	8~60	8~60	8~60	
Porozitate (%)	~80	~80	~80	70-80
Temperatura de lucru (°C)	1100	1540	1750	
Rezistența la compresiune	0.8	1	1.5	≥1
Densitatea aparentă	0.35-0.55	0.45-0.65	1.0-1.5	-
Rezistența la șoc termic (°C)	≤800	≤1200	≤1400	≤800

Pentru menținerea fluxului în producție, dimensiunea porilor trebuie să fie constantă. Este foarte important ca în timpul fabricării filtrelor să se evite blocarea porilor pentru a garanta utilizatorului o rată de filtrare și un timp de umplere a formei bun.

Defectele care se pot produce în macrostructura filtrului sunt, spre exemplu ochiuri

triangulare cu muchii ascuțite. Datorită acestor borduri, filtrul se poate rupe și contamina baia metalică. Porii deschiși se pot evalua foarte ușor prin transpunerea filtrului la lumină [81].

Din literatura de specialitate se pot desprinde următoarele concluzii [10], [26], [61], [94], [133]:

- Greutatea totală scursă și debitul inițial al aliajului lichid ce traversează filtrele ceramice se diminuează când densitatea celulară crește;
- Debitele inițiale de traversare a aliajului prin filtre depind de suprafața frontală liberă și de suprafața totală a pereților porilor;
- Rezultatele scurgerii totale indică faptul că filtrele cu o densitate celulară mare elimină mai multă zgură și incluziuni;
- Filtrele utilizate realizează filtrarea atât prin efectul mecanic cât și prin cel fizico-chimic de reținere a impurităților mai fine prin adsorbția pe pereții filtrelor;
- Filtrele care sunt mai groase, sunt mai eficiente în procesul de filtrare, dar în același timp sunt mai susceptibile de a se bloca;
- Folosirea filtrelor îmbunătățește rezistența la oboseală a pieselor turnate;
- Filtrele din spumă ceramică au capacitate ridicată de a reduce defectele pieselor turnate prin reținerea incluziunilor de dimensiuni foarte mici.

CAPITOLUL 3 - MATERIALUL DISPONIBIL ȘI METODOLOGIA EXPERIMENTALĂ

3.1. Introducere

În acest capitol se prezintă date cu privire la materialele și aparatura folosită în studiu experimental, precum și o prezentare în detaliu a metodologiei experimentale de realizare a testelor care coincid fiecărei metode aplicate (degazare, filtrare și aplicarea tratamentelor termice pe piese obținute prin procedeele HPDC și SSR), în conformitate cu obiectivele care au fost prezentate în Capitolul 1 și care sunt prezentate în detaliu în subcapitolele ce urmează.

În mod concret, acest studiu prezintă o cercetare privind îmbunătățirea caracteristicilor aliajului de aluminiu ca urmare a aplicării metodelor prezentate mai sus. Pentru îndeplinirea acestor obiective s-a folosit aparatura prezentată în Tabelul 3.1.

Tabelul 3.1. Aparatura necesară pentru realizarea părții experimentale

Nr. Crt.	Aliajul și aparatura folosită la realizarea părții experimentale	Existența	Utilizare
1.	Aliajul de aluminiu AlSi ₉ Cu ₃	Alemag	Caracterizarea microscopică. Determinarea durității și a rezistenței la tracțiune.
2.	Cuptorul de elaborare		Topirea aliajului de aluminiu
	Oala de transport		Transportul aliajului în oală de la cuptorul de elaborare la cel de menținere; în aceasta oală se realizează degazarea
3.	Termometru cu sondă		Determinarea temperaturii
4.	Mașina de degazat Foseco		Degazarea aliajului de aluminiu
5.	Cuptorul filtrant Krown		Filtrarea aliajului de aluminiu
6.	Filtru pe bază de alumină (Al ₂ O ₃)		Filtrarea aliajului lichid

Tabelul 3.1. Aparatura necesară pentru realizarea părții experimentale (continuare)

Nr. Crt.	Aliajul și aparatura folosită la realizarea părții experimentale	Existența	Utilizare
7.	Lopată	Alemag	Îndepărtarea zgurii de la suprafața aliajului lichid după degazare
8.	Lingura pentru prelevarea probelor		Obținerea probelor pentru determinarea porozității și a incluziunilor
9.	Mașinile de tăiat probe: - Starrett Tecnimetal - Struers Secotom-15 (de precizie)	LADICIM Universitatea Cantabria	Tăierea probelor
10.	Mașina de încapsulat probe		Încapsularea probelor în rășină epoxi-neagră
11.	Mașina de șlefuit probe manuală “Knuth – rotor 2” Struers		Șlefuirea probelor
12.	Mașina de șlefuit probe automată “Tegra Poll II” Struers		Șlefuirea probelor
12.	Discuri pentru șlefuit		Șlefuirea probelor
13.	Lubrifianți		Șlefuirea probelor
14.	Microscopul electronic cu baleiaj Carl Zeiss		Determinarea compoziției chimice a incluziunilor nemetalice
15.	Microscopul optic Olympus BX61		Determinarea porozității și a microstructurii
16.	Cuptor electric Carbolite GWF 1200		Tratamente termice
17.	Cuptorul electric Hobersal, modelul HD 230		Tratamente termice
17.	Bazin cu apă		Călire pieselor
18.	Mașina Instron		Încercările la tracțiune
19.	Durimetru Centaur		Determinarea durității

3.2. Degazarea aliajului $AlSi_9Cu_3$

3.2.1. Obiectivele studiului

Aluminiul și aliajele sale au tendința de a absorbi hidrogenul care se află în atmosferă, mai ales când acesta se află într-un mediu cu umiditate ridicată. Hidrogenul este absorbit foarte ușor de către metalul lichid și se menține în acesta atâta timp cât aliajul se găsește în stare lichidă. În momentul în care aliajul se solidifică, solubilitatea hidrogenului scade și ca urmare apar bulele de gaz din interiorul pieselor, acestea numindu-se și pori [48].

Obiectivele acestui studiu au fost stabilite cu scopul de a realiza următoarelor cercetări:

- Analize asupra porozității în aliaj fără degazare și degazat;
- Stabilirea timpului optim de degazare;
- Determinarea pierderilor de temperatură a aliajului în fiecare etapă a procesului (temperatura aliajului în cuptorul de elaborare, în oala de turnare înainte de degazare și după degazare), având ca variabilă timpul de degazare.

3.2.2. Aliajul disponibil privind degazarea

Pentru determinarea eficienței degazării s-au analizat șaisprezece probe din aliajul $AlSi_9Cu_3$, care au fost prelevate din opt oale de transport diferite. Aliajul a fost elaborat într-un cuptor cu reverberație (Figura 3.1) la fabrica Alemag Norte S.L, după care s-a realizat degazarea în oala de transport cu ajutorul mașinii de degazat Foseco, prezentată în Figura 3.2. Această oală realizează transportul metalului la cuptorul de menținere, după care aliajul în stare lichidă este injectat în forma de turnare prin procedeul HPDC (High Pressure Die Casting). Din fiecare oală s-au prelevat câte două probe, unul înainte de degazare și altul după degazarea aliajului.



Figura 3.1. Elaborarea aliajului $AlSi_9Cu_3$ în cuptorul cu reverberație



Figura 3.2 Degazarea aliajului în oala de transport

Într-o primă fază s-au prelevat probe din oalele de transport C1 și C3, însă pentru a confirma rezultatele obținute s-au realizat încă două prelevări de probe în două zile diferite. A doua prelevare s-a realizat din oalele de transport C4, C5 și C6, iar a treia din oalele C7, C9 și C10.

Unul din parametrii analizați a fost timpul de degazare, care a fost de: un minut, două minute, două minute și treizeci de secunde și trei minute, după cum se observă din Tabelul 3.2. Un alt parametru analizat a fost pierderea de temperatură pe parcursul întregului proces de degazare pentru fiecare oală de turnare. S-a determinat temperatura aliajului lichid în cuptorul de elaborare, în oala de transport înainte de degazare și după realizarea degazării. Temperatura s-a determinat cu ajutorul unui termometru cu sondă.

Tabelul 3.2. Timpul de degazare pentru fiecare oală de transport

Timpul de degazare	Oala de transport
1 minut	C3, C6, C7
2 minute	C5, C9
2 minute și 30 secunde	C10
3 minute	C1, C4

La procesul de degazare s-a folosit azot (N₂) aplicând o cantitate de 15 l/minut. În Figura 3.3 se prezintă probele analizate prelevate din oala de transport.



Figura 3.3. Probele analizate

Cele șaisprezece probe obținute au primit următoarea denumire:

- Probe fără degazare (SD): SD-C1, SD-C3, SD-C4, SD-C5, SD-C6, SD-C7, SD-C9, SD-C10 (C1, C3, C4, C5, C6, C7, C9 y C10 face referire la cele opt oale de transport diferite, de unde au fost prelevate probele);
- Probe degazate (D): D-C1-3M, D-C3-1M, D-C4-3M, D-C5-2M, D-C6-1M, D-C7-1M, D-C9-2M, D-C10-2M-30S (ultima cifră și literă face referire la timpul de degazare care a fost de: trei minute, două minute și treizeci de secunde, două minute și un minut).

3.2.3. Pregătirea probelor pentru analiza porozității

După prelevarea probelor acestea au fost pregătite și analizate urmând mai mulți pași, la care s-au folosit aparatura adecvată pentru determinarea porozității. Pregătirea probelor s-a realizat în felul următor:

- S-au tăiat probele cu ajutorul mașinilor de tăiat probe Tecnimetal și Struers Secotom-15, ultima este o mașină de tăiat probe automată de precizie (Figura 3.4).

Probele s-au tăiat pentru început în două părți relativ egale, după cum se poate observa și în Figura 3.5. Una din jumătățile probei corespunzătoare oalelor de transport C1, C3, C7, C9 și C10 s-au rezervat, iar din cealaltă jumătate s-au extras câte trei probe. Fiecare probă a primit denumirea A, B și C. Din fiecare jumătate de probă corespunzător oalelor de transport C4, C5 și C6, s-au obținut șase probe denumite A, B, C, D, E și F.

În Tabelul 3.3 se prezintă denumirea tuturor probelor analizate; în total au fost analizate 66 de probe fără degazare și degazate.



Figura 3.4 Mașinile de tăiat probe, stânga Mașina Tecnimetal, dreapta Mașina automată de precizie Struers Secotom-15



Figura 3.5. Probe tăiate în două părți

- După ce s-a realizat selecția probelor prezentate în Figura 3.6, acestea au fost încapsulate în rășină epoxi-neagră cu ajutorul mașini de încapsulat probe Mecapress II, prezentată în Figura 3.7.

Tabelul 3.3. Denumirea probelor

OALA DE TRANSPORT 1	SD_C1					
	SD_C1_A		SD_C1_B		SD_C1_C	
	D_C1_3M					
	D_C1_3M_A		D_C1_3M_B		D_C1_3M_C	
OALA DE TRANSPORT 3	SD_C3					
	SD_C3_A		SD_C3_B		SD_C3_C	
	D_C3_1M					
	D_C3_1M_A		D_C3_1M_B		D_C3_1M_C	
OALA DE TRANSPORT 4	SD_C4					
	SD_C4_A		SD_C4_B		SD_C4_C	
	D_C4_3M					
	D_C4_3M_A		D_C4_3M_B		D_C4_3M_C	
OALA DE TRANSPORT 5	SD_C5					
	SD_C5_A	SD_C5_B	SD_C5_C	SD_C5_D	SD_C5_E	SD_C5_F
	D_C5_2M					
	D_C5_2M_A	D_C5_2M_B	D_C5_2M_C	D_C5_2M_D	D_C5_2M_E	D_C5_2M_F
OALA DE TRANSPORT 6	SD_C6					
	SD_C6_A	SD_C6_B	SD_C6_C	SD_C6_D	SD_C6_E	SD_C6_F
	D_C6_1M					
	D_C6_1M_A	D_C6_1M_B	D_C6_1M_C	D_C6_1M_D	D_C6_1M_E	D_C6_1M_F
OALA DE TRANSPORT 7	SD_C7					
	SD_C7_A	SD_C7_B	SD_C7_C	SD_C7_D	SD_C7_E	SD_C7_F
	D_C7_1M					
	D_C7_1M_A	D_C7_1M_B	D_C7_1M_C	D_C7_1M_D	D_C7_1M_E	D_C7_1M_F
OALA DE TRANSPORT 9	SD_C9					
	SD_C9_A		SD_C9_B		SD_C9_C	
	D_C9_2M					
	D_C9_2M_A		D_C9_2M_B		D_C9_2M_C	
OALA DE TRANSPORT 10	SD_C10					
	SD_C10_A		SD_C10_B		SD_C10_C	
	D_C10_2M_30S					
	D_C10_2M_30S_A		D_C10_2M_30S_B		D_C10_2M_30S_C	



Figura 3.6 Probele selectate



Figura 3.7. Mașina de încapsulat probe Mecapress II

În Figura 3.8 se prezintă câteva probe încapsulate în rășina epoxi-neagră.



Figura 3.8 Probe încapsulate în rășina epoxi-neagră

- Șlefuirea probelor s-a realizat urmând un procedeu adecvat aliajului $AlSi_9Cu_3$, prezentat în Figura 3.9 cu ajutorul mașini de șlefuit probe manuală Knuth – rotor 2 Struers și a mașinii de șlefuit automată “Tegra Poll II” Struers, prezentate în Figura 3.10.

$AlSi_9Cu_3$

Lustruire

Etape	PG	FG
Suprafață	Discuri de SiC	MD-Largo
Abraziv	SiC	Suspensie DP
Dimensiunea granulei	#320	9 μ m
Lubrifiant	Apă	Verde / Albastru
[rpm]	300	150
Forța [N]	150	180
Timpul [min]	Până se obține o suprafață plană	5

Pilire

Etape	DP 1	DP 1	OP
	MD-Dur	MD-Mol	MD-Nap sau MD-Chem
Abraziv	Suspensie DP	Suspensie DP	-
Dimensiunea granulei	6 μ m	3 μ m	-
Lubrifiant	Verde / Albastru	Verde / Albastru	Verde / Albastru
[rpm]	150	150	150
Forța [N]	180	150	60
Timpul [min]	4	3	4

Figura 3.9 Procedul de șlefuit a probelor



Figura 3.10. Mașinile de șlefuit probe, în stânga Mașina manuală Knuth – rotor 2 Struers și în dreapta, Mașina automată de șlefuit Tegra Poll II Struers

- Determinarea porozității prin microscopie optică s-a realizat cu ajutorul microscopului optic Olympus BX61, prezentat în Figura 3.11, care dispune de un sistem automatic, capabil să realizeze secvențe micrografice și să determine porozitatea existentă în suprafața scanată.



Figura 3.11. Microscopul optic Olympus BX61

3.2.4. Determinarea porozității

După cum aminteam în subcapitolul 3.1.3, după realizarea șlefuirii, probele au fost analizate la microscopul optic în următorul fel:

- S-a realizat o scanare a fiecărei probe, după cum se poate observa și în Figura 3.12 a.
- În imaginea obținută s-au identificat porii existenți care au fost clasificați în 10 clase, în funcție de aria porului; programul atribuie fiecărei clase de pori o culoare diferită după cum se poate observa în Figura 3.12 b.
- În final, în funcție de aria totală scanată a probei și aria totală a porilor, se determină automat porozitatea în procente.

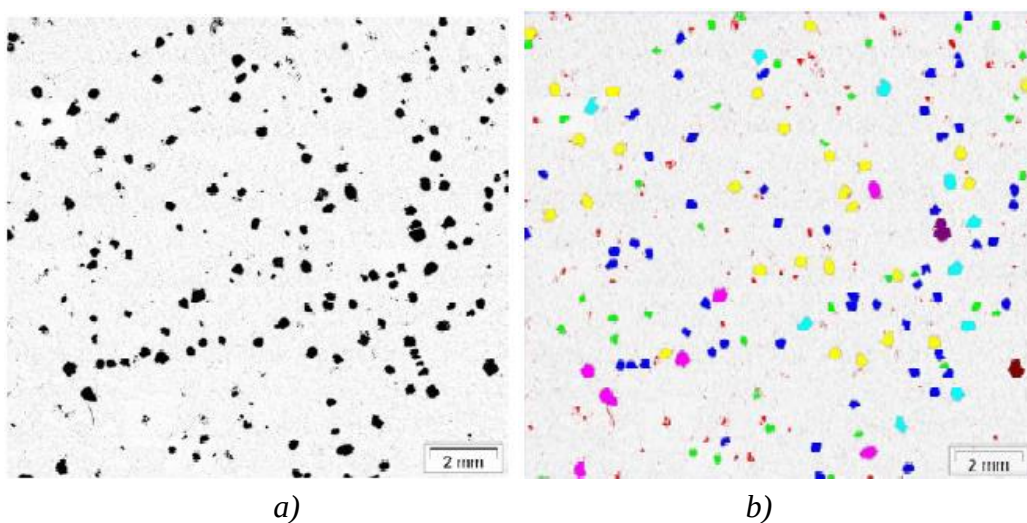


Figura 3. 12. a) Identificarea porilor; b) Clasificarea porilor pe clase în funcție de aria porului

3.3. Filtrarea și degazarea aliajului $AlSi_9Cu_3$

3.3.1. Obiectivele studiului

Degazarea și filtrarea sunt două metode de eliminare a impurităților metalice, incluziunilor nemetalice și gazoase din baia metalică. Degazarea a fost tratată în subcapitolul 3.2 în detaliu, iar în acest subcapitol se face o analiză a probelor fără degazare / fără filtrare, filtrate și în final, degazate - filtrate pentru 1 minut; la degazare s-a folosit azot, 15l/minut. Obiectivele acestui studiu sunt:

- Evaluarea eficienței tehnicii de filtrare și a combinării tehnicilor de degazare și filtrare;
- Studiu comparativ privind porozitatea în piese fără degazare / fără filtrare, filtrate și filtrate-degazate;
- Analiza microstructurii fiecărui tip de aliaj;
- Analiza filtrului după filtrare prin microscopie electronică cu baleiaj (SEM).

3.3.2. Aliajul disponibil privind filtrarea și degazarea

Materialul disponibil este aliajul de aluminiu $AlSi_9Cu_3$ care se prezintă în probe extrase din material fără degazare / fără filtrare, filtrat și filtrat - degazat. În consecință s-a analizat:

- Aliaj fără degazare și fără filtrare (NDF);
- Aliaj filtrat (F);
- Aliaj filtrat și ulterior degazat pentru un timp de 1 minut (FD);
- Filtrul pe bază de alumina cu porozitate de 20 ppi, după realizarea filtrării.

Aliajul a fost elaborat în același cuptor cu reverberație prezentat în subcapitolul 3.2.2, după care s-a filtrat timp de 1 minut și 50 de secunde în cuptorul filtrant Krown. Modul de operare al cuptorului în momentul filtrării este prezentat în Figura 3.13 și Figura 3.14 unde se observă introducerea aliajului în cuptorul filtrant și transferul acestuia după ce a fost filtrat, într-o oală de transport. După filtrare, aliajul de aluminiu a fost degazat în oala de transport cu ajutorul mașini de degazat Foseco pentru un timp de 1 minut, cu o cantitate de 15l/minut de azot. După această etapă, aliajul a fost transportat la cuptorul de menținere, iar apoi a fost turnat, rezultând piese comercializate de către fabrica Alemag.



Figura 3.13. Zona prin care se introduce aliajul în Cuptorul filtrant Krown

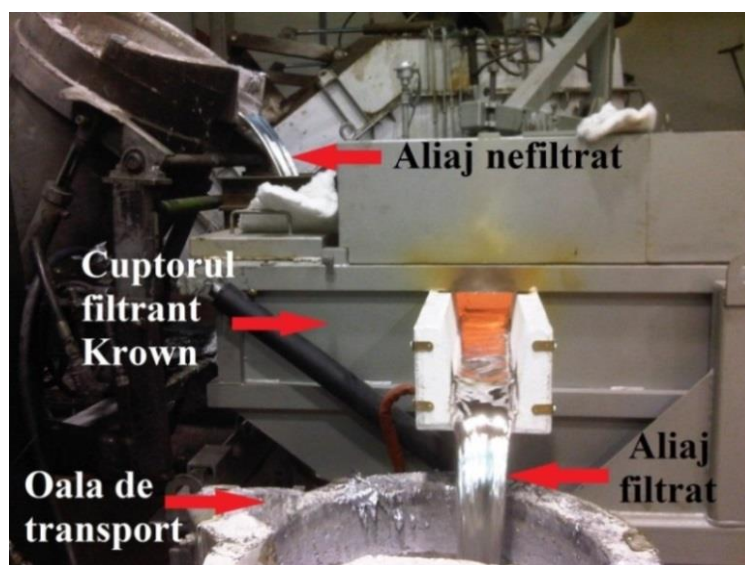


Figura 3.14. Filtrarea aliajului $AlSi_9Cu_3$ în cuptorul filtrant Krown

Aliajul de aluminiu analizat a fost prelevat din cinci oale de transport diferite, și anume:

- Primei prelevări îi corespund probele 1-NDF și 2-F;
- A doua prelevare, probele 3-NDF și 4-F;
- A treia prelevare, probele 5-NDF, 6-F și 7-FD;
- A patra prelevare, probele 8-NDF, 9-F și 10-FD;
- A cincea prelevare, probele 11-NDF, 12-F și 13-F.

În Figura 3.15 se prezintă probele analizate.

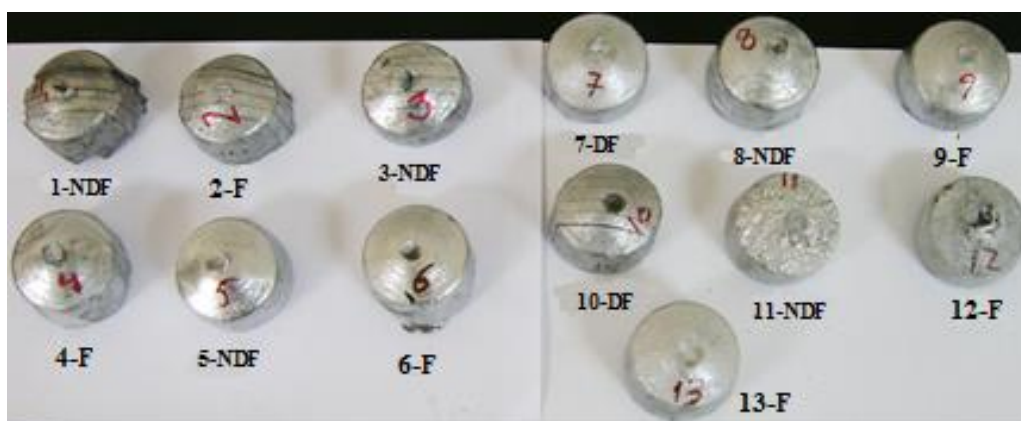


Figura 3.15. Probele analizate

În Figura 3.16 se prezintă starea filtrului după realizarea filtrării, la suprafața căruia se observă un strat de zgură, care s-a acumulat pe parcursul filtrării.



Figura 3.16 Filtrul pe bază de Al_2O_3 după filtrare

În consecință, acestui studiu îi corespunde următorul volum de probe pentru realizarea analizelor:

- Probe fără degazare / fără filtrare (grupul de control) cu un total de cinci probe, care corespund celor cinci prelevări diferite, denumite: 1-NDF, 3-NDF, 5-NDF, 8-NDF și 11-NDF. Din fiecare probe s-au extras câte 12 probe denumite A, B, C, D, E, F, G, H, I, K, K, L pentru analiza porozității și a microstructurii;
- Probe filtrate: se dispune de șase probe, care corespund celor cinci prelevări diferite, denumite: 2-F, 4-F, 6-F, 9-F și 12-F și 13-F. Probele 12-F și 13-F au fost extrase din aceeași oală de transport cu aliaj filtrat. Din fiecare probă s-au extras câte 12 probe denumite A, B, C, D, E, F, G, H, I, K, K și L pentru analiza porozității și a microstructurii;
- Probe filtrate și degazate sunt în total două, și au primit denumirea: 7-FD și 10-FD. Din fiecare probă s-au extras câte 12 probe, denumite A, B, C, D, E, F, G, H, I, K, K și L pentru analiza porozității și a microstructurii;
- Filtrul pe baza de Al₂O₃ după filtrare.

Analiza porozității s-a realizat pe un total de 156 de probe extrase din cele treisprezece probe prelevate, prezentate în Tabelul 3.4.

3.3.3. Pregătirea probelor pentru analiza porozității

Pregătire probelor s-a realizat aproximativ în același mod ca și în cazul degazării (prezentate în subcapitolul 3.2.3) prin respectarea următorilor pași:

- Tăierea probelor și selectarea probelor (să se vadă Figura 3.17);
- Încapsularea probelor, de această dată s-a folosit rășină EpoFix Kit transparentă, cu răcire la temperatura mediului ambiant. Încapsularea probelor este prezentată în Figura 3.18;
- Șlefuirii probelor și analiza porozității s-a realizat în același mod ca și în cazul studiului privind degazarea, prezentată în subcapitolul 3.2.3.

Tabelul 3.4 Denumirea probelor selectate

PRIMA PRELEVARE	1-NDF										
	1-NDF-A	1-NDF-B	1-NDF-C	1-NDF-D	1-NDF-E	1-NDF-F	1-NDF-G	1-NDF-H	1-NDF-I	1-NDF-J	1-NDF-K
	2-F										
	2-F-A	2-F-B	2-F-C	2-F-D	2-F-E	2-F-F	2-F-G	2-F-H	2-F-I	2-F-J	2-F-K
	3-NDF										
	3-NDF-A	3-NDF-B	3-NDF-C	3-NDF-D	3-NDF-E	3-NDF-F	3-NDF-G	3-NDF-H	3-NDF-I	3-NDF-J	3-NDF-K
	4-F										
	4-F-A	4-F-B	4-F-C	4-F-D	4-F-E	4-F-F	4-F-G	4-F-H	4-F-I	4-F-J	4-F-K
	5-NDF										
	5-NDF-A	5-NDF-B	5-NDF-C	5-NDF-D	5-NDF-E	5-NDF-F	5-NDF-G	5-NDF-H	5-NDF-I	5-NDF-J	5-NDF-K
	6-F										
	6-F-A	6-F-B	6-F-C	6-F-D	6-F-E	6-F-F	6-F-G	6-F-H	6-F-I	6-F-J	6-F-K
A TREIA PRELEVARE	7-FD										
	7-FD-A	7-FD-B	7-FD-C	7-FD-D	7-FD-E	7-FD-F	7-FD-G	7-FD-H	7-FD-I	7-FD-J	7-FD-K
	8-NDF										
	8-NDF-A	8-NDF-B	8-NDF-C	8-NDF-D	8-NDF-E	8-NDF-F	8-NDF-G	8-NDF-H	8-NDF-I	8-NDF-J	8-NDF-K
	9-F										
	9-F-A	9-F-B	9-F-C	9-F-D	9-F-E	9-F-F	9-F-G	9-F-H	9-F-I	9-F-J	9-F-K
	10-FD										
	10-FD-A	10-FD-B	10-FD-C	10-FD-D	10-FD-E	10-FD-F	10-FD-G	10-FD-H	10-FD-I	10-FD-J	10-FD-K
	11-NDF										
	11-NDF-A	11-NDF-B	11-NDF-C	11-NDF-D	11-NDF-E	11-NDF-F	11-NDF-G	11-NDF-H	11-NDF-I	11-NDF-J	11-NDF-K
	12-F										
	12-F-A	12-F-B	12-F-C	12-F-D	12-F-E	12-F-F	12-F-G	12-F-H	12-F-I	12-F-J	12-F-K
A CINCEA PRELEVARE	13-F										
	13-F-A	13-F-B	13-F-C	13-F-D	13-F-E	13-F-F	13-F-G	13-F-H	13-F-I	13-F-J	13-F-K
	13-F-L										
	13-F-L										
	13-F-L										
	13-F-L										
	13-F-L										
	13-F-L										
	13-F-L										
	13-F-L										
	13-F-L										
	13-F-L										



Figura 3.17 Probe selectate pentru realizarea analizelor

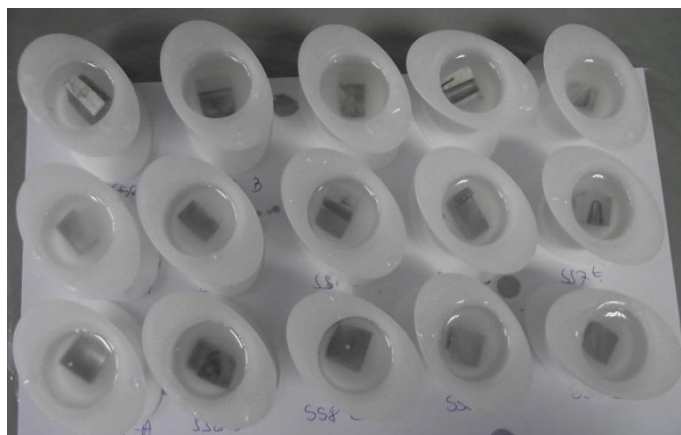


Figura 3.18. Încapsularea probelor în rășină transparentă EpoFix Kit

3.3.4. Determinarea porozității existente în aliaj

Pentru determinarea porozității, probele șlefuite se analizează la microscopul optic Olympus BX61, la fel ca și în cazul probelor degazate, prezentate în subcapitolul 3.2.4. Pe baza rezultatelor obținute se realizează un studiu comparativ a probelor fără degazare / fără filtrare, filtrate și în ultimul rând a celor filtrate - degazate.

3.3.5. Analiza microstructurii aliajului

Din probele care au fost analizate cu privire la porozitate, s-a realizat o selecție în funcție de valoarea medie a porozității din fiecare tip de aliaj analizat, fără filtrare / fără degazare, filtrat și filtrat - degazat (Tabelul 3.5).

Tabelul 3.5. Probe selectate pentru analiza microstructurii

Prelevarea corespunzătoare	Probe	Tipul aliajului
Prima prelevare	1K	Fără filtrare / Fără degazare
	2K	Filtrat
A treia prelevare	5E	Fără filtrare / Fără degazare
	6G	Filtrat
	7K	Filtrat / Degazat

Probele selectate au fost atacate cu reactivul Dix-Keller conform cu standardul ASTM E407-07 Standard Practice for Microetching Metals and Alloys [15]. Compoziția reactivului este următoarea:

- 95 ml apă distilată;
- 2,5 ml de NH_4OH ;
- 1,5 ml de HCl ;
- 1,0 ml HF .

Probele au fost imersate timp de 20 de secunde în reactivul Dix-Keller, după care s-a realizat spălarea cu apă distilată caldă. După spălare, probele au fost uscate cu ajutorul unor șervețele de hârtie.

După ce probele au fost atacate s-au analizat la microscopul optic Olympus BX61, unde s-au obținut imaginii cu microstructura aliajului. Software-ul folosit pentru analiza microstructurii a fost Analisis Particle Inspector. Pe baza imaginilor obținute în urma scanării probelor, s-au determinat fazele existente, procentajul fazelor, incluziunile și dimensiunea grăunților.

Pentru determinarea dimensiuni grăunților s-a realizat scanarea unei părți a probei, mai exact de dimensiunea 2.427mm x 1209mm. În aceste imagini nu se indică scala lor, deoarece aceasta poate interfera cu programul care realizează calculul dimensiuni grăunților.

În Figura 3.19 se prezintă imaginea unei probe scanate în care s-au identificat grăunții întregi prin culoarea verde, iar prin culoarea roșu sunt marcați grăunții aflați în apropierea conturului imaginii, grăunții care nu sunt întregi.

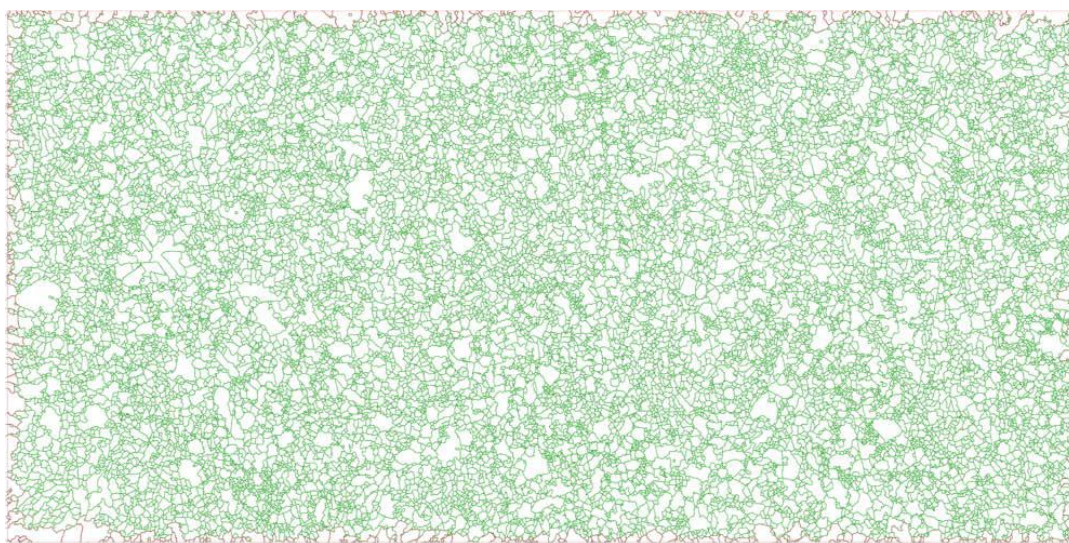


Figura 3.19 Exemplu unei imagini privind calculul dimensiuni grăunților

3.3.6. Determinarea incluziunilor nemetalice prezente pe filtru prin microscopie electronică cu baleiaj

După filtrare, filtrul SIVEX S a fost tăiat și s-a realizat o selecție a probelor, prezentate în Figura 3.20, care ulterior au fost analizate prin microscopie electronică cu baleiaj (SEM). Pentru realizarea acestei analize s-a folosit microscopul optic cu baleiaj Carl Zeiss prezentat în Figura 3.21. Această analiză s-a realizat cu scopul de a afla compoziția chimică a aliajului și a incluziunilor reținute pe filtrul ceramic în urma filtrării aliajului AlSi_9Cu_3 .



Figura 3.20 Probe selectate din filtru folosit la filtrarea aliajului



Figura 3.21. Microscopul electronic Carl Zeiss

3.4. Piese produse prin procedeele HPDC și SSR supuse tratamentelor termice T5 și T6

3.4.1. Obiectivele studiului

Obiectivul principal constă în determinarea eficienței tratamentelor termice asupra pieselor produse prin procedeele HPDC (High Pressure Die Casting) și SSR (Semi Solid Rheocasting) din aliajul $AlSi_9Cu_3$. Pe aceste piese s-au aplicat tratamentele termice T5 și T6. Atât pentru piesele obținute prin procedeul HPDC cât și pentru piesele obținute prin procedeul SSR s-au stabilit îndeplinirea următoarelor obiective:

- Optimizarea parametrilor tratamentelor termice T5 și T6;
- Studiul viabilității aplicării tratamentelor termice pe piese reale produse la fabrica Alemag, prin procedeele HPDC și SSR;
- Analiza comparativă a comportamentului mecanic prin încercări la tracțiune și duritate, înainte și după fiecare etapă a tratamentului termic;
- Analiza privind efectul tratamentului termic asupra porozității și a microstructurii în piesele obținute prin ambele procedee (HPDC și SSR).

3.4.2. Tratamentele termice aplicate pieselor turnate

Standardul UNE-EN nu oferă date cu privire la posibilitatea aplicării tratamentelor termice pe piese injectate din materialul $AlSi_9Cu_3$. În urma realizării unui studiu bibliografic amănunțit, am ales aplicarea tratamentelor termice T5 și T6 de acord cu standardul ASTM B917 (*TABLE 8 Recommended Heat Treatment for Semi-Solid Thixocast and Rheocast Castings*)[14], din considerentul că acesta se adaptează cel mai bine pieselor folosite.

Tratamentele aplicate, T5 și T6 sunt prezentate în Tabelul 3.6. Din acest tabel se observă că tratamentul termic T5 constă în a doua etapă a tratamentului T6 și anume în etapa de îmbătrânire.

Tabelul 3.6. Tratamentele termice T5 și T6

Tratamentul termic T6	Tratamentul termic T5
- Precipitare la 505 ± 5 °C, timp de 8 ore; - Călire în apă la 65-100°C; - Îmbătrânire la 155 ± 5 °C, timp de 3 ore.	- Îmbătrânire la 155 ± 5 °C, timp de 3 ore

3.4.3. Probleme apărute la aplicarea tratamentelor termice

Tratamentele termice s-au realizat în cuptoarele electrice disponibile în laboratorul LADICIM, de la Universitatea Cantabria, Spania. Primele tratamente termice s-au realizat în cuptorul Hobersal modelul HD 230 în care s-au introdus două piese simultan.

După aplicarea tratamentelor s-au observat două efecte negative. Prima dintre ele a fost inerția cuptorului, care era greu de controlat și depășea cu mai mult de 10°C temperatura indicată în standard [14] la etapa de precipitare, unde temperatura corectă aplicată trebuie să fie de 505 ± 5 °C. După constatarea acestei probleme s-a decis folosirea cuptorului Carbolite CWF 1200, care a permis aplicarea tratamentului termic în condiții adecvate. Cele două tipuri de cuptoare sunt prezentate în Figura 3.22.



Figura 3.22. Cuptoarele folosite la tratamentele termice a) Cuptorul Hobersal modelul HD 230; b) Cuptorul Carbolite CWF 1200

Cea de-a doua problemă a fost apariția umflăturilor și arderea pieselor la suprafață. Aceste efecte au fost observate în principal în următoarele cazuri:

- După etapa de precipitare a tratamentului T6;
- Când au fost introduse câte două piese simultan. Pentru a evita apariția umflăturilor la suprafața pieselor au fost introduse în cuptor doar câte o piesă;
- Când s-a utilizat Cuptorul Hobersal modelul HD 230, iar din acest motiv s-a folosit Cuptorul Carbolite CWF 1200, care avea o inerție termică mai mică, ce nu depășea cu mai mult de $10^{\circ}C$ temperatura corectă a tratamentului.

În Figura 3.23 se arată o piesă SSR tratată termic cu T6 în Cuptorul Hobersal, ce prezintă defectele despre care menționam anterior.



Figura 3.23. Piesa care a primit un tratament termic T6 în Cuptorul Hobersal

3.4.4. Materialul disponibil privind comportamentul mecanic înainte și după aplicarea tratamentelor termice

Materialul analizat constă în piese fabricate și comercializate de fabrica Alemag prin procedeele HPDC și SSR din aliajul $AlSi_9Cu_3$. Piesa prezintă o geometrie complicată cu zone de grosime foarte mică, de ordinul milimetrilor, după cum se poate observa în Figura 3.23.

3.4.4.1. Piese disponibile fabricate prin procedeul SSR

Aliajul SSR a fost primul tip de aliaj analizat și caracterizat. S-a dispus de piese fabricate prin procedeul SSR fără tratament termic și cu tratament termic T5 și T6:

- Piese fără tratament termic: s-au selectat trei piese care au primit denumirea SS6, SS7 și SS8.

Aceste piese au fost prelucrate mecanic la fabrica Alemag și s-au obținut câte două epruvete pentru încercările la tracțiune, iar din aliajul rămas, în laboratorul LADICIM, de la Universitatea Cantabria s-au pregătit probele pentru analiza porozității și a microstructurii;

- Piese preliminare cu tratament termic T6: piesele preliminare au fost SS9, SS10, SS11 și SS12.

Tratamentele termice pentru aceste probe s-au realizat în Cuptorul Hobersal, introducând câte două piese simultan. În mod sistematic, s-au apreciat umflăturile la suprafața pieselor tratate. Mai mult de atât, piesa care era situată în partea din spate a cuptorului, prezenta în general, o cantitate mai mare de umflături și avea zone arse. Prin analiza superficială a pieselor după fiecare etapă a tratamentului termic s-a constatat că apariția bisterelor s-a produs ca urmare a realizării primei etape a tratamentului, etapa de precipitare, însă în urma etapei a doua, de îmbătrânire nu s-au observat schimbări. Efectele de la suprafața piesei, după tratamentul termic T6 în Cuptorul Hobersal se pot observa în Figura 3.23. Aceste piese nu au fost pregătite pentru caracterizarea mecanică, analiza porozității și a microstructurii.

- Piese cu tratament termic T5: SS13 și SS14.

Tratamentul termic T5 pentru aceste două piese s-a realizat în Cuptorul Hobersal. După aplicarea tratamentului termic T5 nu s-au observat umflături pe suprafața piesei. Aceste două piese au fost trimise la fabrica Alemag pentru prelucrarea mecanică a epruvetelor pentru încercările la tracțiune, iar din aliajul rămas în urma prelucrării mecanice, în laboratorul LADICIM, de la Universitatea Cantabria s-au pregătit probele pentru analiza porozității și a microstructurii. În Figura 3.24 se apreciază piesele SS13 și SS14 după ce au fost tratate cu T5.



Figura 3.24. Piesele SS13 și SS14 după primirea tratamentului termic T5

- Piese adiționale cu tratament termic T6: SS15.

Din cauza faptului că rezultatele tratamentului termic T6 în Cuptorul Hobersal au fost defavorabile, s-a stabilit utilizarea Cuptorului Carbolite CWF 1200 cu scopul de a

proba rezultatele obținute în acest cuptor, în cazul în care piesele se introduc individual. Această piesă fiind doar de probă, nu a primit pregătirea necesară pentru caracterizarea mecanică și analiza porozității.

- Piese finale cu tratament termic T6: SS20, SS21, SS22 și SS23.

Aceste patru piese au fost introduse individual în Cuptorul Carbolite CWF 1200, și li s-au aplicat tratamentul termic T6. Controlul temperaturii în acest cuptor a fost mult mai ușor de realizat, iar rezultatele au fost mai eficiente. După realizarea tratamentelor termice, piesele au fost trimise la fabrica Alemag pentru prelucrarea mecanică a epruvetelor, pentru încercările la tracțiune, iar în laboratorul LADICIM, de la Universitatea Cantabria, din aliajul rămas după prelucrarea mecanică, s-au pregătit probele pentru analiza porozității și a microstructurii. Complementar, pe aceste piese s-a determinat duritatea, înainte și după fiecare etapă a tratamentului termic (precipitare și îmbătrânire). În Figura 3.25 se pot aprecia piesele după primirea tratamentului termic T6.



Figura 3.25. Piese SSR tratate termic T6

3.4.4.2. Piese disponibile fabricate prin procedeul HPDC

Tratamentele termice a pieselor obținute prin procedeul HPDC au fost realizate cu ajutorul Cuptorului Carbolite CWF 1200. Pieseile disponibile sunt următoarele:

- Piese fără tratament termic: HP01, HP02, HP03 și HP04.

Aceste patru piese au fost prelucrate mecanic la fabrica Alemag pentru obținerea epruvetelor pentru încercările la tracțiune, iar în laboratorul LADICIM, de la Universitatea Cantabria, din aliajul rămas s-au pregătit probele pentru analiza porozității și a microstructurii.

- Piese cu tratament termic T6: A01, A02, A03 și A04.

Aceste piese au fost introduse individual în Cuptorul Carbolite CWF 1200 și au primit tratamentul termic T6. După aplicarea tratamentelor termice, pieselor au fost trimise

la fabrica Alemag unde au fost prelucrate mecanic epruvetele pentru realizarea încercărilor la tracțiune, iar în laboratorul LADICIM, de la Universitatea Cantabria, din aliajul rămas s-au pregătit probele pentru analiza porozității și a microstructurii. Complementar, pe aceste piese s-a determinat duritatea, înainte și după fiecare etapă a tratamentului termic. În Figura 3.26 se prezintă piesele produse prin procedeul HPDC după aplicarea tratamentelor termice T6.



Figura 3.26. Piese HPDC după aplicarea tratamentelor termice T6

3.4.5. Protocolul de pregătire a probelor privind încercările la tracțiune, analiza porozității și a microstructurii

După aplicarea tratamentelor termice, piesele au fost trimise la fabrica Alemag unde s-au extras câte două epruvete din fiecare piesă, din aliajul fără tratament termic și cu tratament termic. În Figura 3.27 se apreciază un exemplu de piesă cu planul epruvetei extrase, care are dimensiuni mici (secțiunea rezistentă a epruvetelor este de doar 3 x 2 mm²), iar în Figura 3.28 se prezintă zona unei piese din care s-au extras cele două epruvete. În Figura 3.29 se prezintă în detaliu planul epruvetelor pentru încercările la tracțiune.

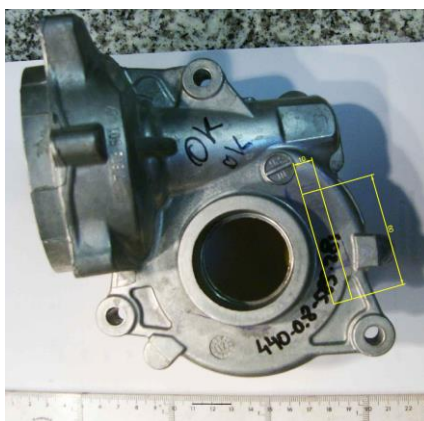


Figura 3.27. Piesa și planul epruvetei extrase



Figura 3.28. Zona piesei din care s-au extras două epruvete pentru realizarea încercărilor la tracțiune

Din aliajul rămas de la prelucrarea mecanică a epruvetelor pentru încercările la tracțiune, s-au extras probe pentru analiza porozității și a microstructurii.

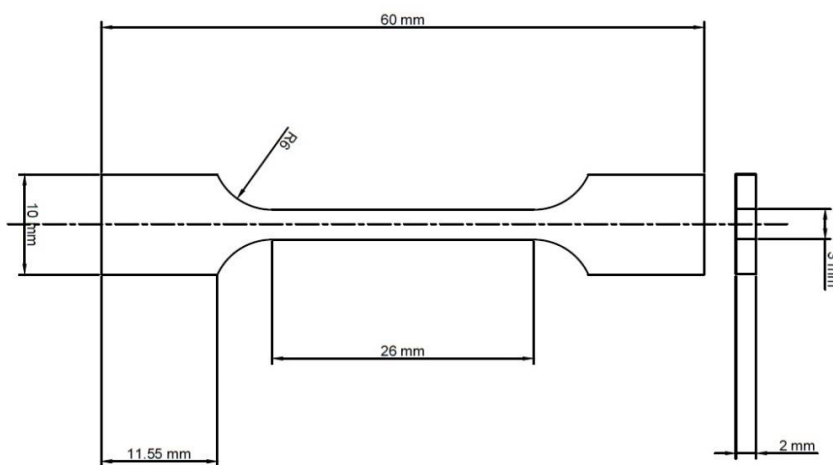


Figura 3.29. Detaliul privind planul epruvetelor pentru încercările la tracțiune

3.4.5.1. Pregătirea aliajului SSR

3.4.5.1.1. Pregătirea aliajului SSR pentru încercările la tracțiune

După cum aminteam în subcapitolul 3.4.4, din fiecare piesă au fost extrase câte două epruvete pentru realizarea încercărilor la tracțiune. Din aliajul SSR s-au extras câte două epruvete din fiecare piesă, fără tratament și cu tratamente termice T5 și T6, care au fost denumite A și B. În Figura 3.30, Figura 3.31 și respectiv Figura 3.32 se prezintă epruvetele obținute din aceste piese, iar în Tabelul 3.7 se prezintă un rezumat al tuturor epruvetelor analizate din acest tip de aliaj.

După etapa de prelucrare mecanică, epruvetele au fost supuse încercărilor la tracțiune în laboratorul LADICIM, de la Universitatea Cantabria. Modul de executare a testelor este prezentat în subcapitolul 3.4.6.

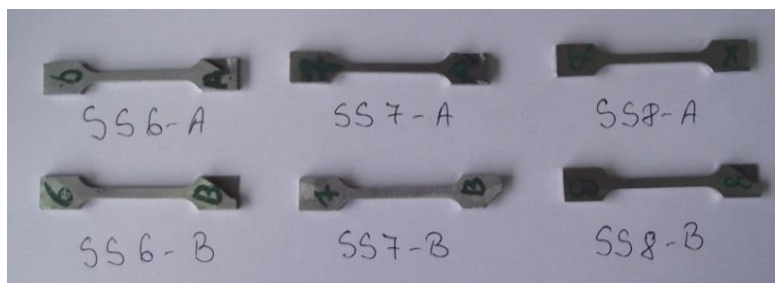


Figura 3.30. Epruvete pentru încercările la tracțiune obținute din piese fabricate prin procedeul SSR fără tratament termic

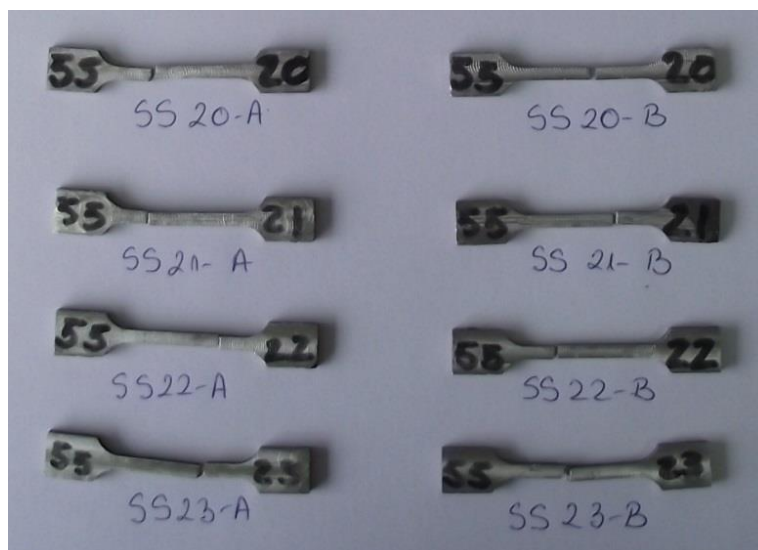


Figura 3.31. Epruvete pentru încercările la tracțiune obținute din piese fabricate prin procedeul SSR cu tratament termic T6

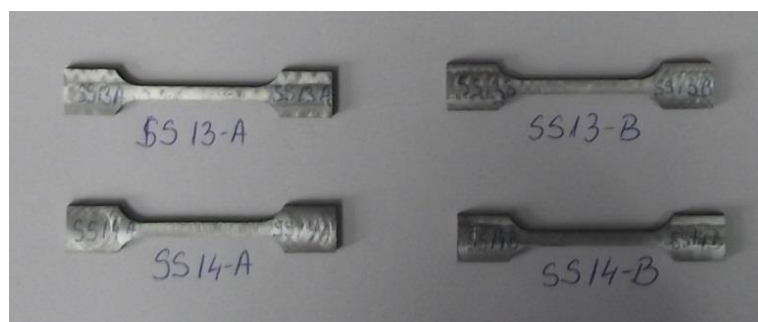


Figura 3.32. Epruvete pentru încercările la tracțiune obținute din piese fabricate prin procedeul SSR cu tratament termic T5

Tabelul 3.7. Epruvetele pentru încercările la tracțiune obținute din piese fabricate prin procedeul SSR

Tratamentul aplicat	Piesa	Epruveta
Fără tratament termic	SS6	SS6_A
		SS6_B
	SS7	SS7_A
		SS7_B
	SS8	SS8_A
		SS8_B
T5	SS13	SS13_A
		SS13_B
	SS14	SS14_A
		SS14_B
T6	SS20	SS20_A
		SS20_B
	SS21	SS21_A
		SS21_B
	SS22	SS22_A
		SS22_B
	SS23	SS23_A
		SS23_B

3.4.5.1.2. Pregătirea aliajului SSR pentru analiza porozității și a microstructurii

După prelucrarea mecanică a epruvetelor din aliajul rămas s-au extras câte cinci probe din fiecare piesă, pentru determinarea porozității și a microstructurii. În Figura 3.33 se prezintă patru piese după prelucrarea mecanică a epruvetelor pentru încercările la tracțiune.

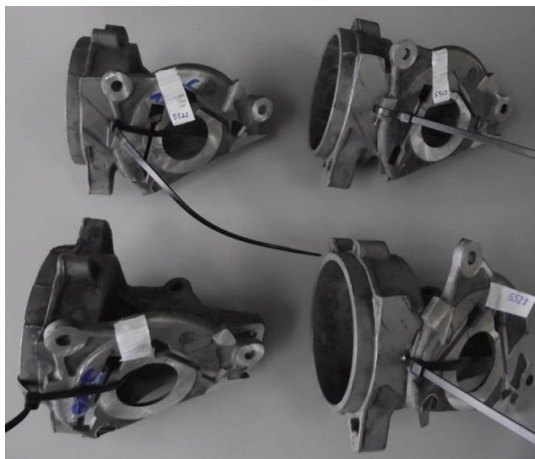


Figura 3.33 Piese după prelucrarea mecanică a epruvetelor pentru încercările la tracțiune

În Figura 3.34, Figura 3.35 și respectiv Figura 3.36 se prezintă epruvetele extrase din aliajul SSR fără tratament termic, cu tratament termic T5 și tratament termic T6. În total s-au obținut 45 de probe pentru analiza porozității și a microstructurii; acestea sunt prezentate în Tabelul 3.8.



Figura 3.34. Probe obținute din piese fabricate prin procedeul SSR fără tratament termic necesare pentru analiza porozității și a microstructurii

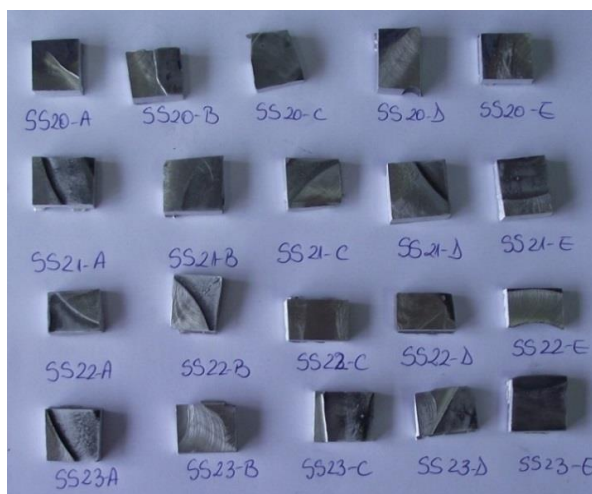


Figura 3.35. Probe obținute din piese fabricate prin procedeul SSR cu tratament termic T6 necesare pentru analiza porozității și a microstructurii



Figura 3.36. Probe obținute din piese fabricate prin procedeul SSR cu tratament termic T5 necesare pentru analiza porozității și a microstructurii

Tabelul 3.8. Probele analizate cu privire la porozitate

Tratamentul	Piesa	Probe analizate
Fără tratament	SS6	SS6_A, SS6_B, SS6_C, SS6_D, SS6_E
	SS7	SS7_A, SS7_B, SS7_C, SS7_D, SS7_E
	SS8	SS8_A, SS8_B, SS8_C, SS8_D, SS8_E
T6	SS20	SS20_A, SS20_B, SS20_C, SS20_D, SS20_E
	SS21	SS21_A, SS21_B, SS21_C, SS21_D, SS21_E
	SS22	SS22_A, SS22_B, SS22_C, SS22_D, SS22_E
	SS23	SS23_A, SS23_B, SS23_C, SS23_D, SS23_E
T5	SS13	SS13_A, SS13_B, SS13_C, SS13_D, SS13_E
	SS14	SS14_A, SS14_B, SS14_C, SS14_D, SS14_E

Toate probele obținute au fost încapsulate în rășină transparentă EpoFix Kit, după care s-a realizat șlefuirea lor în același mod ca și în cazul probelor prezentate în subcapitolul 3.3.3, la care s-a folosit un procedeu adecvat aliajului AlSi₉Cu₃.

3.4.5.2. Pregătirea aliajului HPDC

3.4.5.2.1. Pregătirea aliajului HPDC pentru încercările la tracțiune

Pregătirea aliajului HPDC pentru încercările la tracțiune s-a realizat la fel ca și în cazul aliajului SSR. Din fiecare piesă obținută prin procedeul HPDC fără tratament termic și cu tratament termic T6 s-au extras câte două epruvete denumite A și B, după cum se poate observa în Figura 3.37 și Figura 3.38. În Tabelul 3.9 se prezintă un rezumat al tuturor epruvetelor obținute.

După etapa de prelucrare mecanică, epruvetele au fost supuse testelor pentru încercările la tracțiune în laboratorul LADICIM de la Universitatea Cantabria. Modul de executare a testelor este prezentat în subcapitolul 3.3.6.

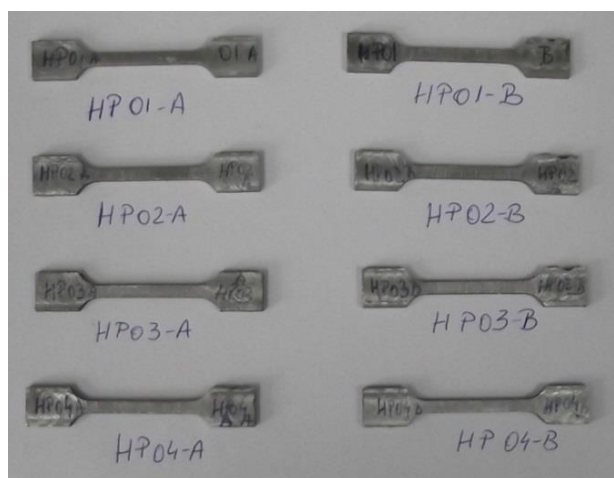


Figura 3.37. Epruvete pentru încercările la tracțiune obținute din piese fabricate prin procedeul HPDC fără tratament termic

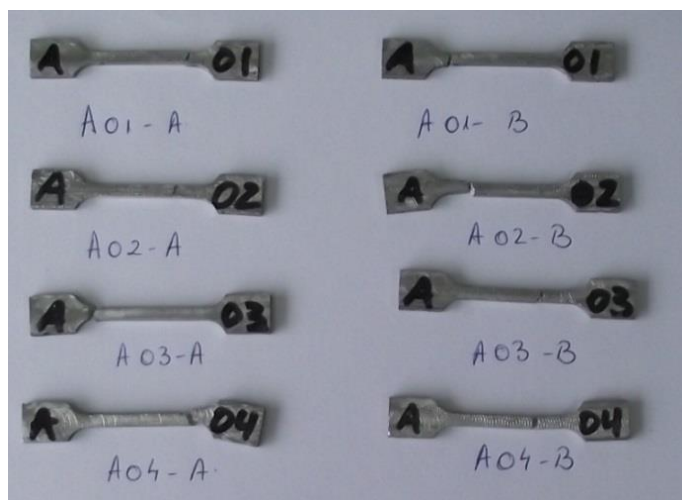


Figura 3.38. Epruvete pentru încercările la tracțiune obținute din piese fabricate prin procedeul HPDC cu tratament termic T6

Tabelul 3.9. Epruvete pentru încercările la tracțiune obținute din piese fabricate prin procedeul HPDC

Tratamentul aplicat	Piesa	Epruvete
Fără tratament termic	HP01	HP01_A
		HP01_B
	HP02	HP02_A
		HP02_B
	HP03	HP03_A
		HP03_B
	HP04	HP04_A
		HP04_B
T6	A01	A01_A
		A01_B
	A02	A02_A
		A02_B
	A03	A03_A
		A03_B
	A04	A04_A
		A04_B

3.4.5.2.2. Pregătirea aliajului HPDC pentru analiza porozității și a microstructurii

După prelucrarea mecanică a epruvetele din aliajul rămas s-au extras câte cinci probe din fiecare piesă, obținând un total de 40 de probe care s-au analizat cu privire la determinarea porozității și a microstructurii. În Figura 3.39 și Figura 3.40 se prezintă cele 40 de probe obținute, iar Tabelul 3.10 prezintă un rezumat al probelor analizate.

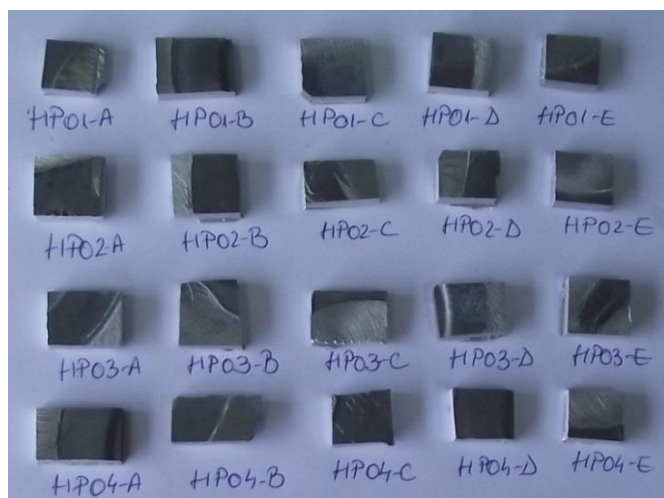


Figura 3.39. Probe obținute din piese fabricate prin procedeul HPDC fără tratament termic necesare pentru analiza porozității și a microstructurii

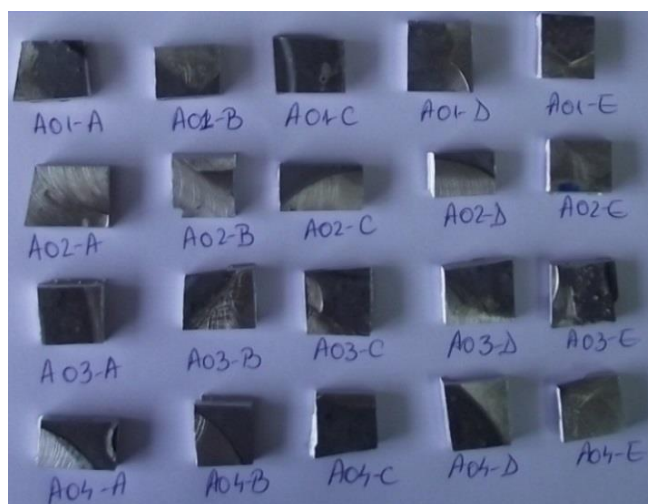


Figura 3.40. Probe obținute din piese fabricate prin procedeul HPDC cu tratament termic T6 necesare pentru analiza porozității și a microstructurii

Tabelul 3.10. Probele analizate

Tratamentul aplicat	Piesa	Probe analizate
Fără tratament	HP01	HP01_A, HP01_B, HP01_C, HP01_D, HP01_E
	HP02	HP02_A, HP02_B, HP02_C, HP02_D, HP02_E
	HP03	HP03_A, HP03_B, HP03_C, HP03_D, HP03-E
	HP04	HP04_A, HP04_B, HP04_C, HP04_D, HP04_E
T6	A01	A01_A, A01_B, A01_C, A01_D, A01_E
	A02	A02_A, A02_B, A02_C, A02_D, A02_E
	A03	A03_A, A03_B, A03_C, A03_D, A03_E
	A04	A04_A, A04_B, A04_C, A04_D, A04_E

Toate probele obținute au fost încapsulate în rășină transparentă EpoFix Kit, după care s-a realizat șlefuirea, în același mod ca și în cazul probelor prezentate în subcapitolul 3.3.3, la care s-a folosit un procedeu adecvat aliajului AlSi₉Cu₃.

3.4.6. Determinarea rezistenței la tracțiune a aliajului SSR și HPDC

Pentru determinarea rezistenței la tracțiune a fost necesară proiectarea și prelucrarea mecanică a unui dispozitiv adecvat, care să realizeze contactul între epruvetă și mașina cu care s-au efectuat testele. În Figura 3.41 se prezintă o imagine a dispozitivului dezvoltat. Încercările tracțiune au fost realizate cu o mașină servohidraulică universală Instron cu o celulă de forță de 100kN (în acest caz a fost echipată cu o celulă de forță mai mică, de doar 5 kN) de acord cu procedeu stabilit în standardul ASTM E8 [16].

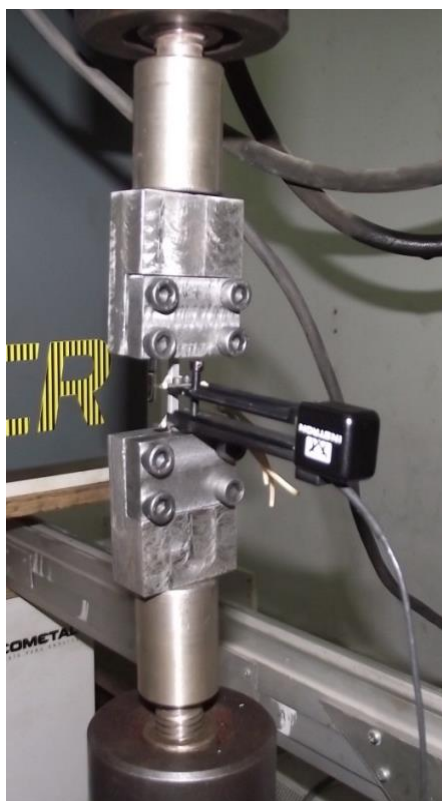


Figura 3.41. Dispozitivul utilizat la realizarea încercărilor la tracțiune

Epruvetele de dimensiuni geometrice mici, cum sunt și în acest caz, nu sunt lipsite de dificultăți, mai ales în cazul prelucrării mecanice. În special, în cazul în care aliajul nu este omogen, prin prezența porilor sau a incluziunilor, rezultatele experimentale pot fi influențate. Este bine de știut că o incluziune fragilă poate să reducă substanțial valorile testelor obținute în cazul epruvetelor de dimensiuni reduse. Din aceste motive se urmează o dublă strategie:

- Obținerea unui număr cât mai mare de epruvete, pentru a evita rezultatele false. Acest obiectiv este limitat de capacitatea proprie de producție și posibilitatea de prelucrare mecanică a fabricii Alemag;
- După realizarea testelor, se analizează cu atenție secțiunea de rupere a epruvetelor și se elimină acele epruvete la care se observă pori sau incluziuni care pot să afecteze rezultatele. Date cu privire la acest aspect voi prezenta în cele ce urmează.

În Figura 3.42, Figura 3.43 și respectiv Figura 3.44 se prezintă epruvetele din aliajul SSR după realizarea încercărilor la tracțiune.

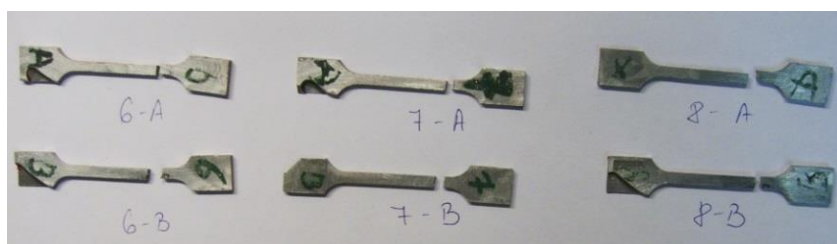


Figura 3.42. Epruvetele SSR fără tratament termic după realizarea testelor de tracțiune



Figura 3.43. Epruvetele SSR cu tratament termic T6 după realizarea testelor de tracțiune



Figura 3.44. Epruvetele SSR cu tratament termic T5 după realizarea testelor de tracțiune

În Figura 3.45 și Figura 3.46 se prezintă epruvetele din aliajul HPDC după realizarea încercărilor la tracțiune.

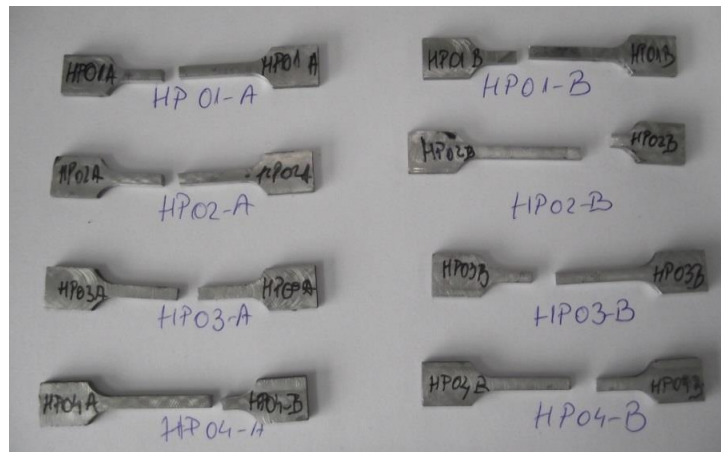


Figura 3.45. Epruvetele HPDC fără tratament termic după realizarea testelor de tracțiune



Figura 3.46. Epruvetele HPDC cu tratament termic T6 după realizarea testelor de tracțiune

După cum aminteam anterior, o problemă importantă în cazul epruvetelor de dimensiuni reduse sunt incluziunile și pori existenți în acestea. În Figura 3.47 și Figura 3.48 se includ fotografii în care se pot aprecia defectele localizate în secțiunea de rupere a epruvetelor. În prima fotografie din Figura 3.47 se observă două incluziuni, iar în a doua, apare o incluziuni mare care pare a fi o regiune de fuziune parțială a aliajului. În partea dreapta-sus a celei de a doua fotografii se observă o zonă de rupere a aliajului, însă este imposibil de afirmat dacă aceasta s-a produs ca și consecință a testului sau se afla în epruvetă înainte de realizarea lui. În orice caz, defectele localizate implică selectarea acestor rezultate, prezentate în Capitolul 4, cu scopul de a obține o imagine corectă a comportamentului mecanic al aliajului.

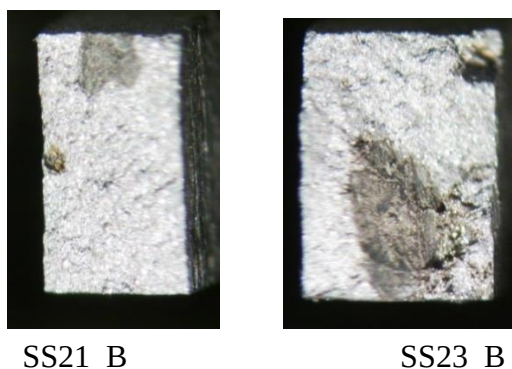


Figura 3.47. Defecte prezente în aliajul SSR



Figura 3.48. Exemplu de defecte prezente în aliajul HPDC

3.4.7. Determinarea durității Brinell a aliajului SSR și HPDC

Piese SSR și HPDC au fost analizate cu privire la îmbunătățirea durității înainte și după fiecare etapă a tratamentului termic T6 (precipitare și îmbătrânire). Duritatea Brinell a fost determinată cu ajutorul durimetrului Centaur, prezentat în Figura 3.49. Forța aplicată a fost de 62,5 kgf, iar bila utilizată a avut diametru de 3.175 mm. Piesele analizate sunt prezentate în Tabelul 3.11.



Figura 3.49. Durimetrul Centaur

Tabelul 3.11. Piese pe care s-a determinat evoluția durtății Brinell

Aliaj	Tratament termic	Piesa
HPDC	T6	SS20
		SS21
		SS22
		SS23
SSR	T6	A01
		A02
		A03
		A04

3.4.8. Determinarea porozității în material HPDC și SSR fără tratament termic și cu tratamente termice

Probele prezentate în subcapitolele 3.4.5.1.2 și 3.4.5.2.2 sub formă de probe mici, extrase din aliajul rămas de la prelucrarea mecanică a epruvetelor pentru încercările la tracțiune au fost încapsulate în rășină EpoFix Kit transparentă cu răcire la temperatura mediului ambiant, la fel ca și cele prezentate în subcapitolul 3.3.3. După această etapă au fost șlefuite, conform cu procedeul adecvat pentru acest tip de aliaj ($AlSi_9Cu_3$), redat în subcapitolul 3.2.3.

Pentru determinarea porozității, probele șlefuite se analizează la microscopul optic Olympus BX61, la fel ca și în subcapitolul 3.2.4.

În total, pentru determinarea porozității s-au analizat un număr de 95 de probe.

3.4.9. Analiza microstructurii aliajului

Din probele care au fost analizate cu privire la porozitate, s-a realizat o selecție în funcție de valoarea medie a porozității din fiecare tip de aliaj analizat (HPDC fără tratament și tratat termic T6, SSR fără tratament termic și tratat termic T5 și T6).

Probele selectate au fost atacate cu reactivul Dix-Keller conform cu standardul ASTM E407-07 Standard Practice for Microetching Metals and Alloys [15], la fel ca și în cazul probelor filtrate și degazate.

Compoziția reactivului este următoarea:

- 95 ml apă distilată;
- 2,5 ml de NH_3 ;
- 1,5 ml de HCl ;
- 1,0 ml HF .

La fel ca și în cazul aliajului fără degazare/fără filtrare, filtrat și filtrat- degazat, și pentru aceste probe s-a urmat același procedeu de realizare a atacului chimic și de analiză a fazele existente, procentajul fazelor, incluziunile și dimensiunea grăunților prin folosirea microscopul optic Olympus BX61.

În Tabelul 3.12 se prezintă probele selectate pentru analiza microstructurii.

Tabelul 3.12. Probe selectate pentru analiza microstructurii

Probe analizate	Tipul aliajului
SS6_E	SSR fără tratament termic
SS7_D	
SS13_B	SSR+T5
SS14_C	
SS21_D	SSR+T6
SS22_E	
HP03_C	HPDC fără tratament termic
HP04_B	
A03_C	HPDC+T6
A04_B	

CAPITOLUL 4 - PREZENTAREA ȘI ANALIZA REZULTATELOR EXPERIMENTALE

4.1. Introducere

În acest capitol se regăsesc rezultatele experimentale obținute din aliajul de aluminiu AlSi₉Cu₃ fără degazare / fără filtrare, degazat, filtrat și filtrat- degazat, precum și din aliajul obținut prin procedeele HPDC și SSR pe care s-a aplicat tratamentele termice T5 și T6. Obiectivele atinse în acest capitol sunt următoarele:

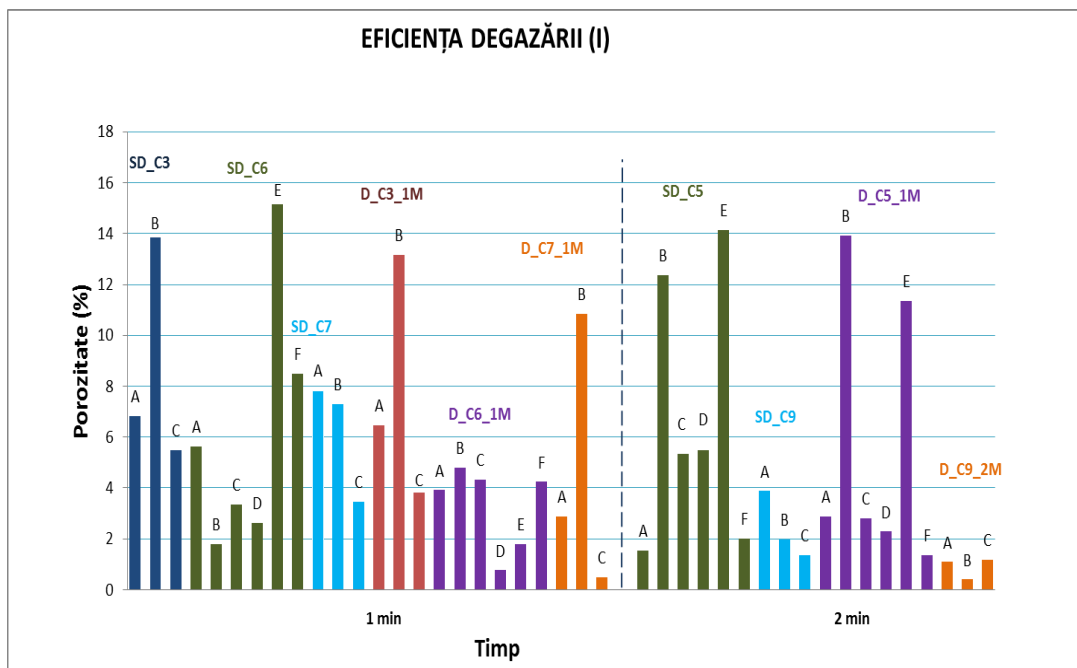
- Stabilirea eficienței degazării în funcție de timpul de degazare, unde gazul folosit a fost azotul. Datele care redau eficiența acestei metode sunt cele legate de prezența porozității în aliajul utilizat;
- Determinarea pierderilor de temperatură în timpul degazării aliajului aflat în stare lichidă, de la cuptorul de elaborare până la momentul în care s-a finalizat procesul de degazare;
- Modul în care filtrarea în combinație cu degazarea de 1 minut influențează calitatea aliajului. Parametrii analizați au fost porozitatea și microstructura aliajului;
- Influența tratamentelor termice T5 și T6 pe piese obținute prin procedeele HPDC și SSR cu privire la caracterizarea mecanică, analiza porozității pe piese fără tratament termic și cu tratament, duritatea înainte de aplicarea tratamentelor termice și după fiecare etapă a tratamentului termic T6 (solubilizare și îmbătrânire). De asemenea, s-a analizat și caracterizat microstructura aliajului fără tratament termic și cu tratament termic;
- Validarea proceselor aplicate asupra aliajului AlSi₉Cu₃.

4.2. Degazarea aliajului AlSi₉Cu₃

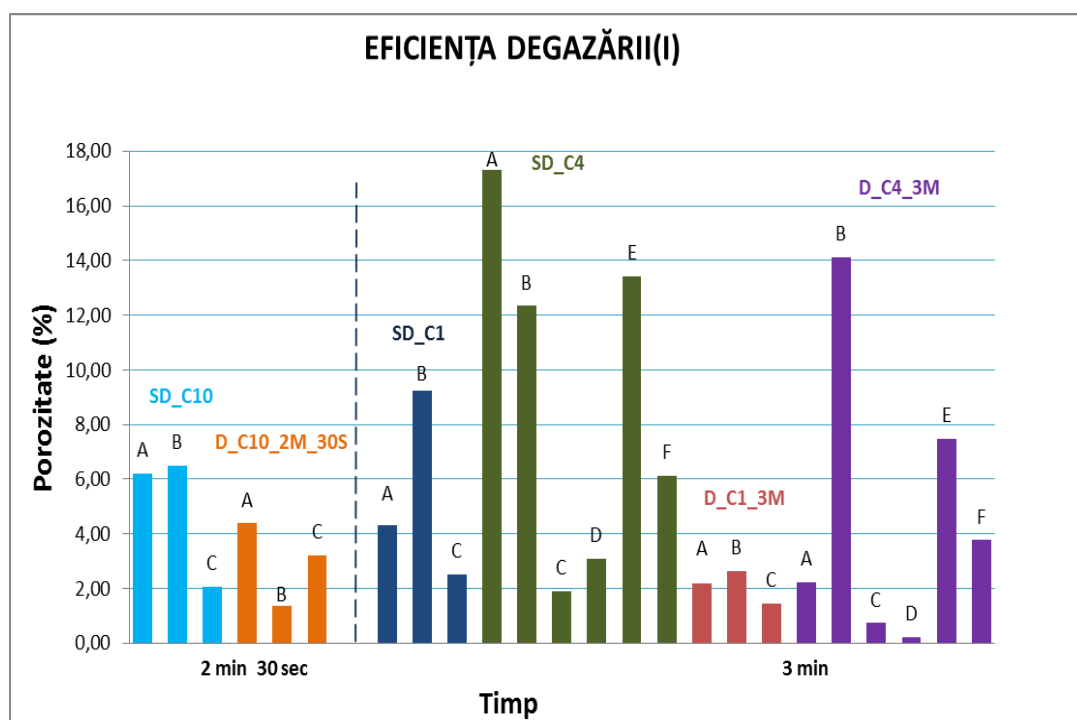
În acest subcapitol se prezintă rezultatele obținute din analiza porozității de la 66 de probe fără degazare și degazate, analizate prin microscopie optică (subcapitolul 4.2.1), precum și rezultatele privind pierderile de temperatură pe parcursul procesului de degazare. (subcapitolul 4.2.2).

4.2.1. Analiza porozității în probe degazate

Rezultatele de porozitate obținute, reprezentând eficiența procesului de degazare, sunt oferite în Figura 4.1. În același mod, în Figura 4.2 s-au reprezentat valorile porului maxim în fiecare probă analizată.

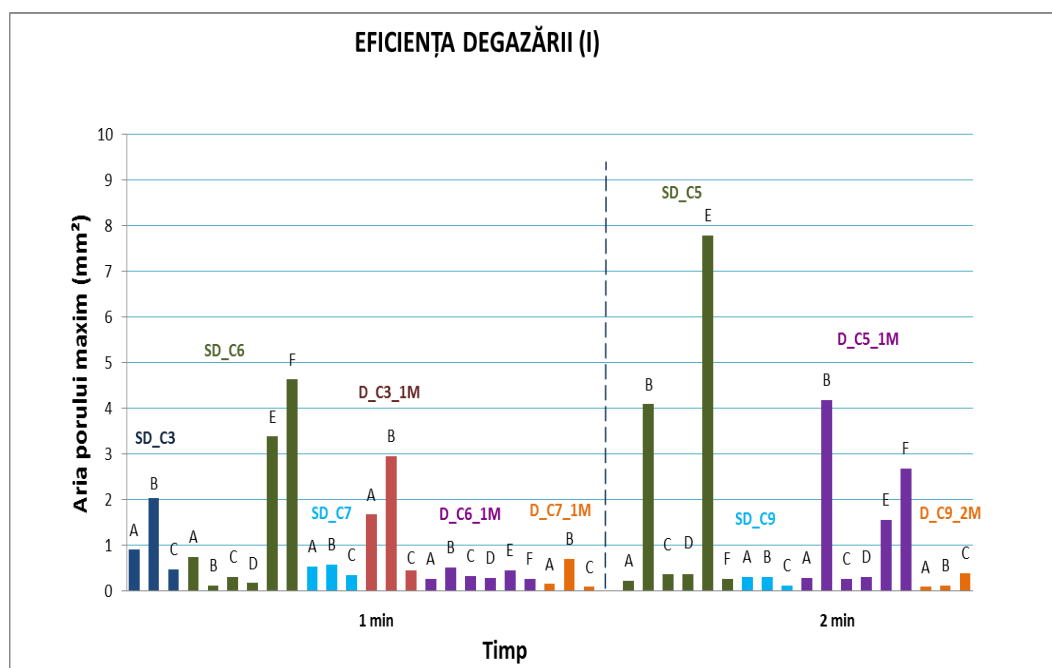


a)

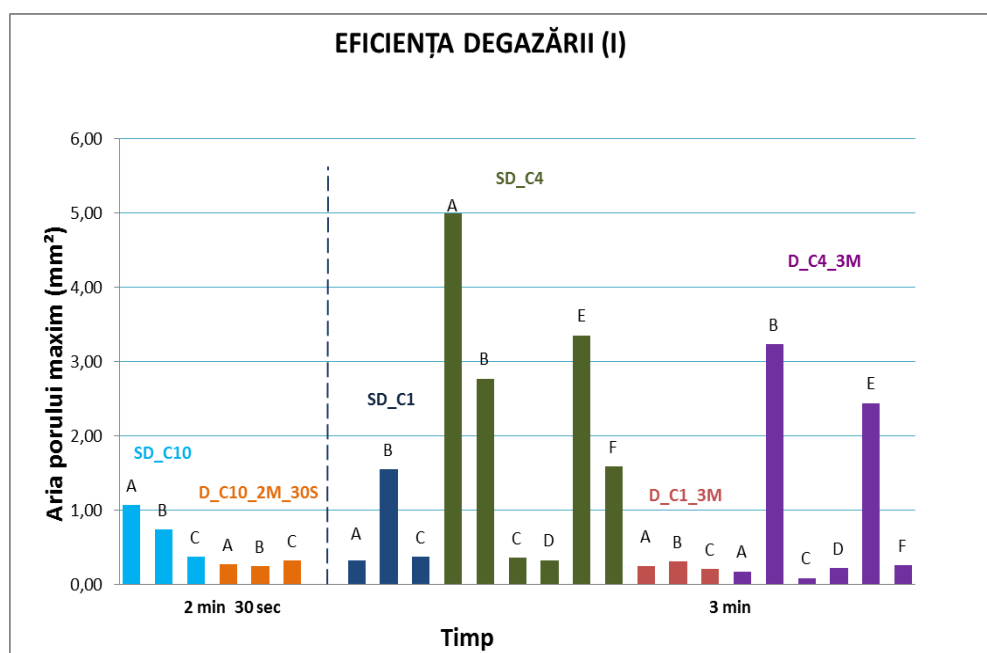


b)

Figura 4.1. Porozitatea probelor fără degazare și degazate a) fără degazare și degazate 1 și 2 minute; b) fără degazare și degazate 2 minute și 30 secunde și 3 minute



a)



b)

Figura 4.2. Aria porului maxim în probe fără degazare și degazate a) fără degazare și degazate 1 și 2 minute; b) fără degazare și degazate 2 minute și 30 secunde și 3 minute

Referitor la rezultatele prezentate în Figura 4.1 și Figura 4.2 se pot face următoarele afirmații:

- În fiecare grup de probe există diferențe semnificative între probele A, B, C, D, E și F. Aceste rezultate duc la concluzia că distribuția porilor în aliaj este aleatorie.
- Din analiza celor două figuri rezultă faptul că, procesul de degazare produce o diminuare, atât în cazul porozității cât și a dimensiunii porului maxim.

În Figura 4.3 și Figura 4.4 sunt reprezentate valorile medii obținute pentru fiecare timp de degazare și fiecare oală de transport, cu privire la porozitate și aria porului maxim.

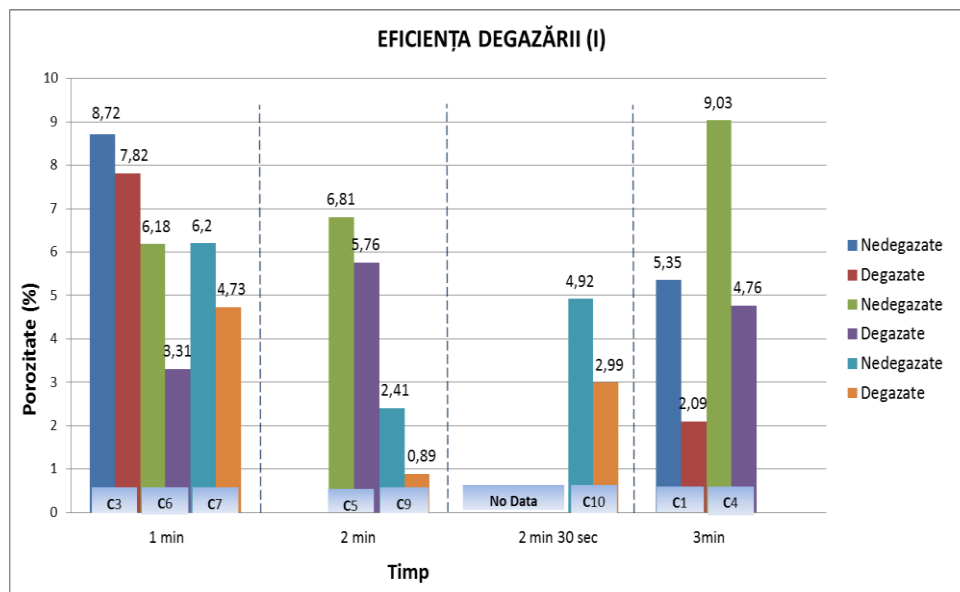


Figura 4.3. Media porozității obținută în fiecare probă în funcție de oala de transport

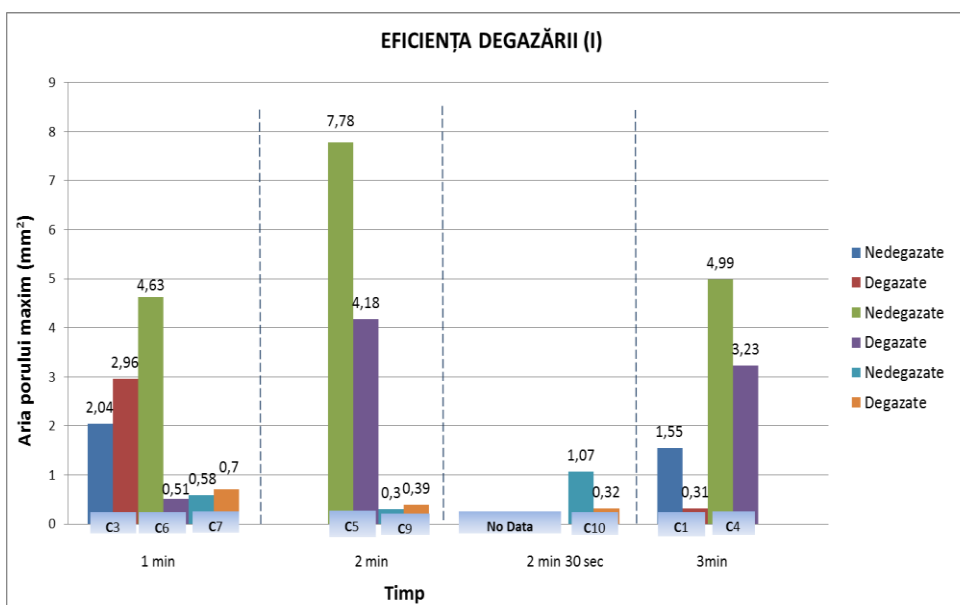


Figura 4.4. Aria porului maxim în fiecare probă în funcție de oala de transport

În Figura 4.5 și Figura 4.6 sunt reprezentate valorile porozității și a porului maxim prin gruparea tuturor datelor prezentate în figurile anterioare (se reprezintă valoarea medie și deviația standard).

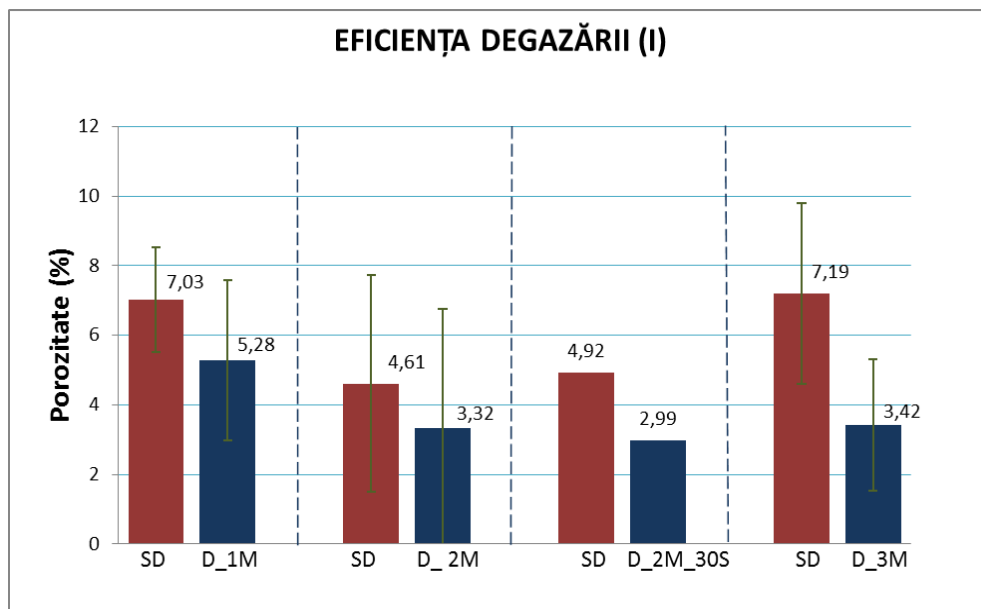


Figura 4.5. Media ariei totale a porilor în funcție de timpul de degazare

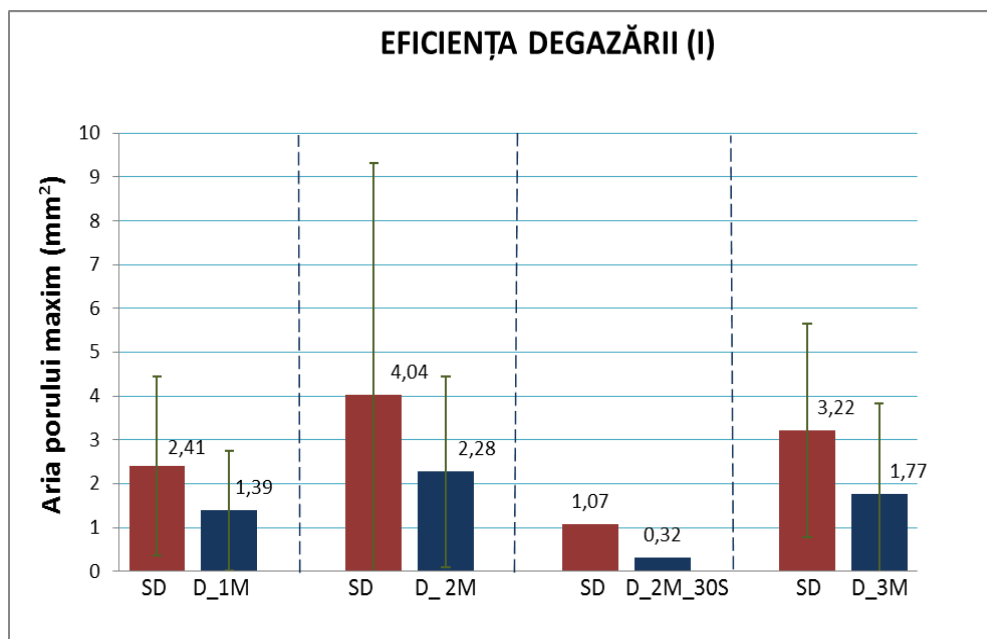


Figura 4.6. Media porului maxim în funcție de timpul de degazare

S-a realizat un calcul cu privire la media privind reducerea porozității în funcție de timpul de degazare. Aceste date sunt prezentate în Tabelul 4.1 și Figura 4.7.

Tabel 4.1. Media diminuării porozității în urma degazării

Probe		Porozitate(%)	Diminuarea porozității (%)
1 minut	SD	7,03	24,9
	D_1M	5,28	
2 minute	SD	4,61	27,98
	D_2M	3,32	
2 minute și 30 secunde	SD	4,92	39,23
	D_2M_30S	2,99	
3 minute	SD	7,19	51,73
	D_3M	3,42	

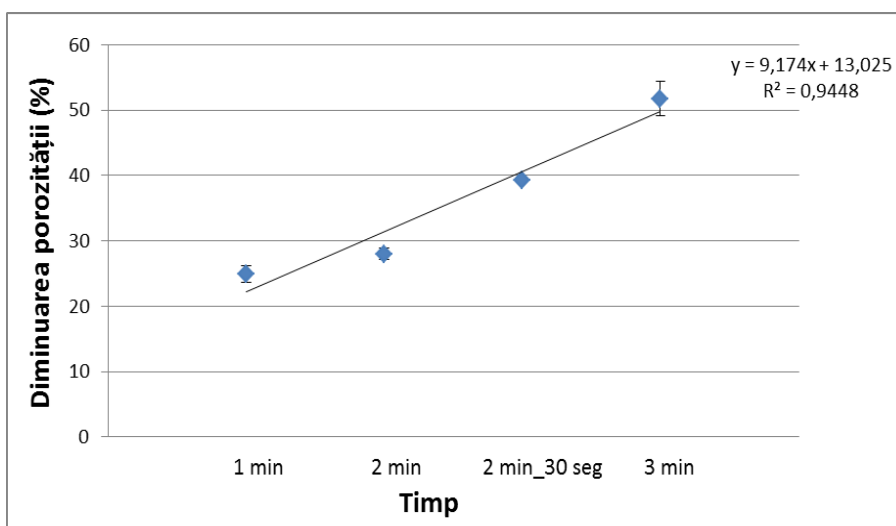


Figura 4.7. Diminuarea porozității în procente în funcție de timpul de degazare

În Tabelul 4.2 și Figura 4.8 sunt prezentate valorile medii a diminuării ariei porului maxim în funcție de timpul de degazare.

Tabelul 4.2. Media diminuării ariei porului maxim în urma degazării

Probe		Aria porului maxim (mm ²)	Diminuarea ariei porului maxim (%)
1 minut	SD	2,41	42,32
	D_1M	1,38	
2 minute	SD	4,04	43,56
	D_2M	2,28	
2 minute și 30 secunde	SD	1,07	70,09
	D_2M-30S	0,32	
3 minute	SD	3,22	45,03
	D_3M	1,77	

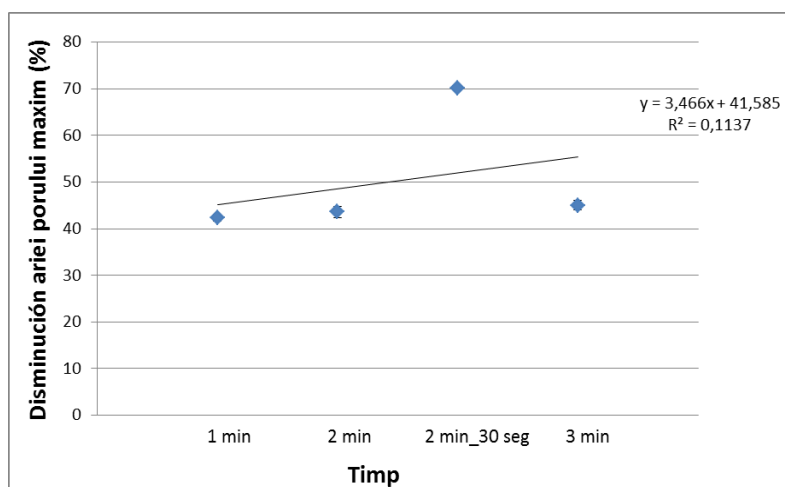


Figura 4.8. Diminuarea ariei porului maxim în funcție de timpul de degazare

Din analiza rezultatelor prezentate în figurile și tabelele anterioare se observă faptul că, atât în cazul porozității cât și a ariei porului maxim se produce o diminuare a valorilor acestora. Cel mai important aspect îl reprezintă dimensiunea porului maxim. Observăm că în cazul tuturor timpilor de degazare diminuarea dimensiunii porului maxim este relativ aceeași, datorită acestui lucru se acceptă timpi de degazare reduși.

În figurile următoare (Figura 4.9 – Figura 4.16) se prezintă comparațiile între distribuția porilor privind porul maxim, între aliaj fără degazare și degazat. Scopul acestor comparații este de a localiza diferențe asociate eficienței degazării. Pentru fiecare timp de degazare se prezintă câte două figuri de diferite mărimi.

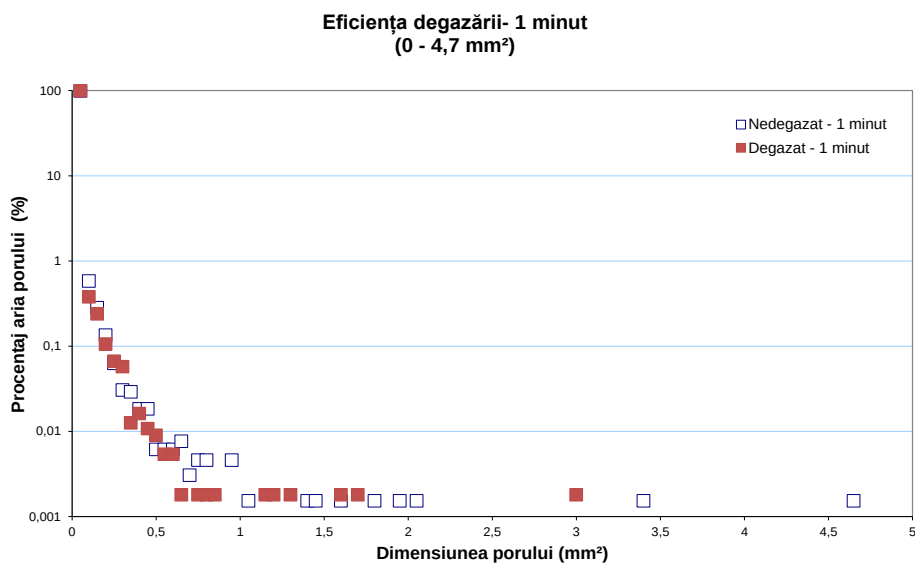


Figura 4.9. Diminuarea cantității porilor aplicând o degazare de 1 minut (0 – 4,7 mm²)

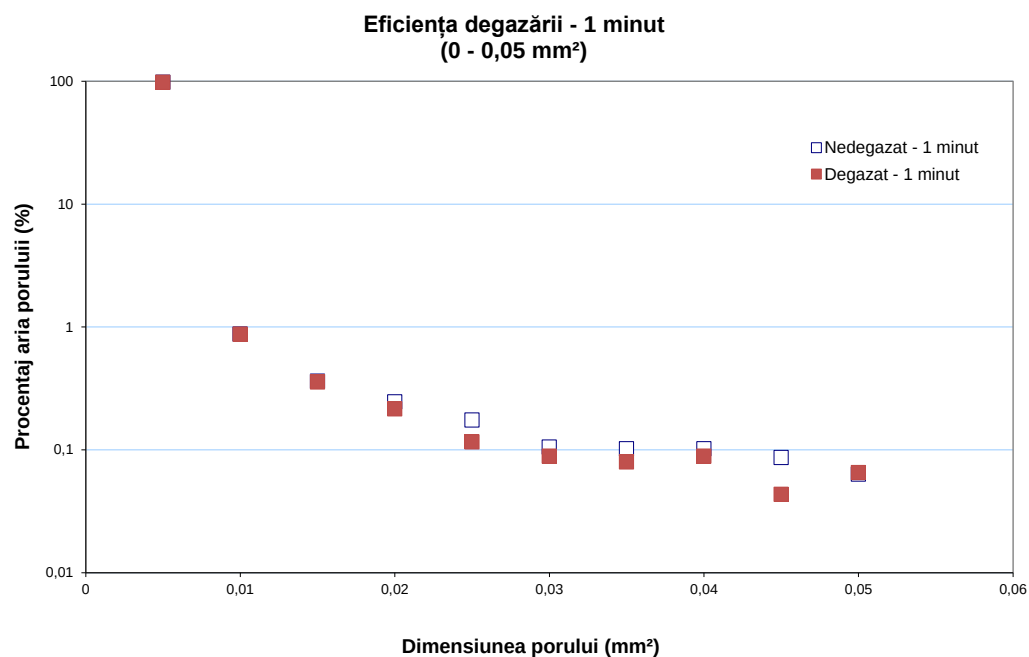


Figura 4.10. Diminuarea cantității porilor aplicând o degazare de 1 minut
(0 – 0,5 mm²)

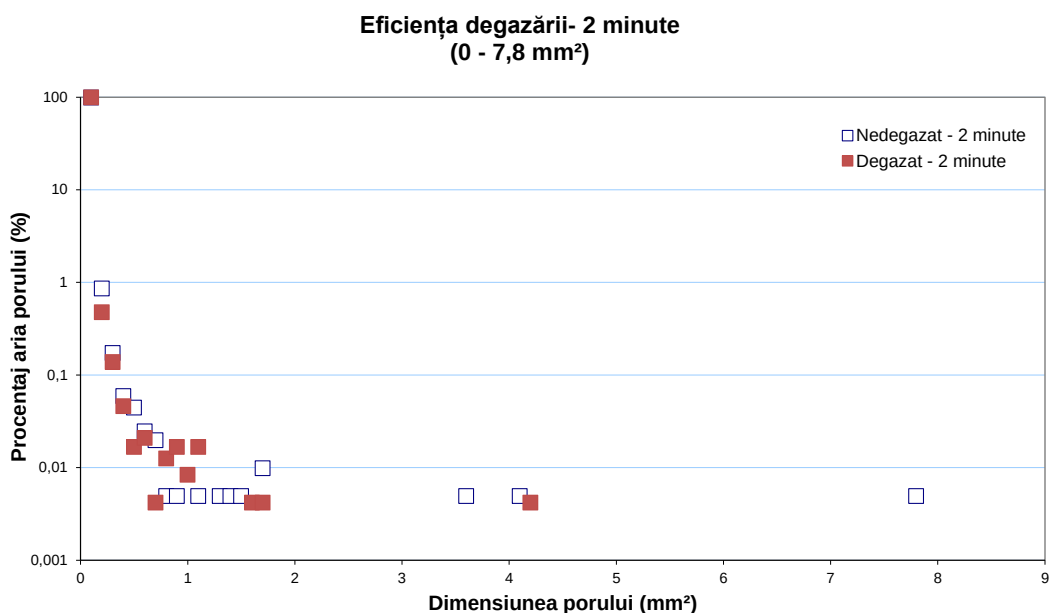


Figura 4.11. Diminuarea cantității porilor aplicând o degazare de 2 minute
(0 – 7,8 mm²)

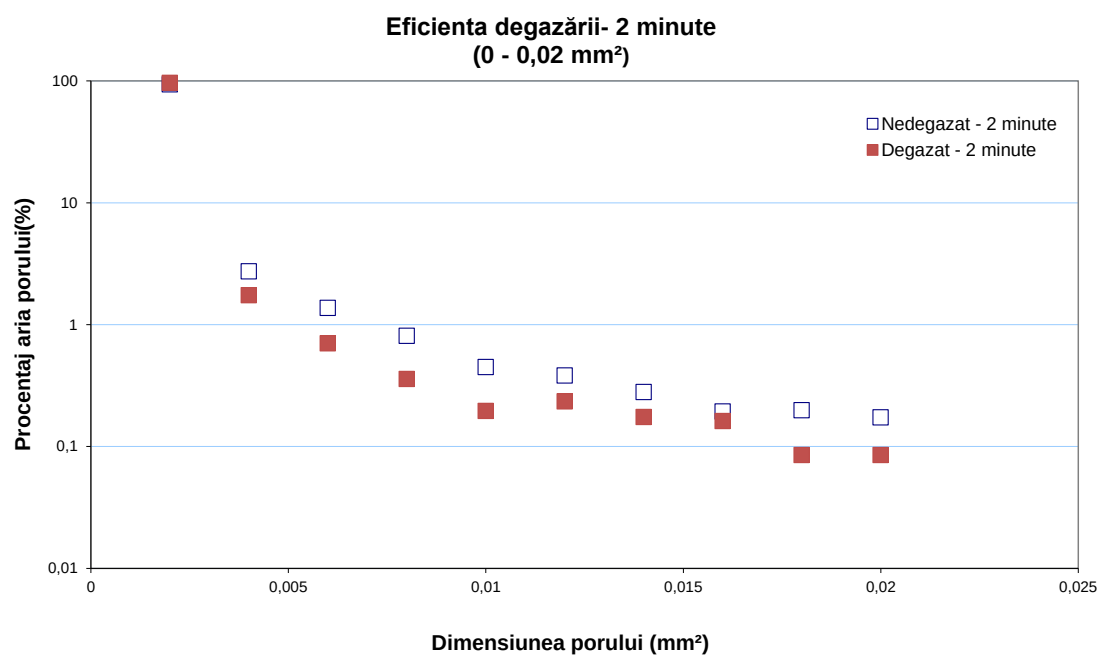


Figura 4.12. Diminuarea cantității porilor aplicând o degazare de 2 minute (0 – 0,02 mm²)

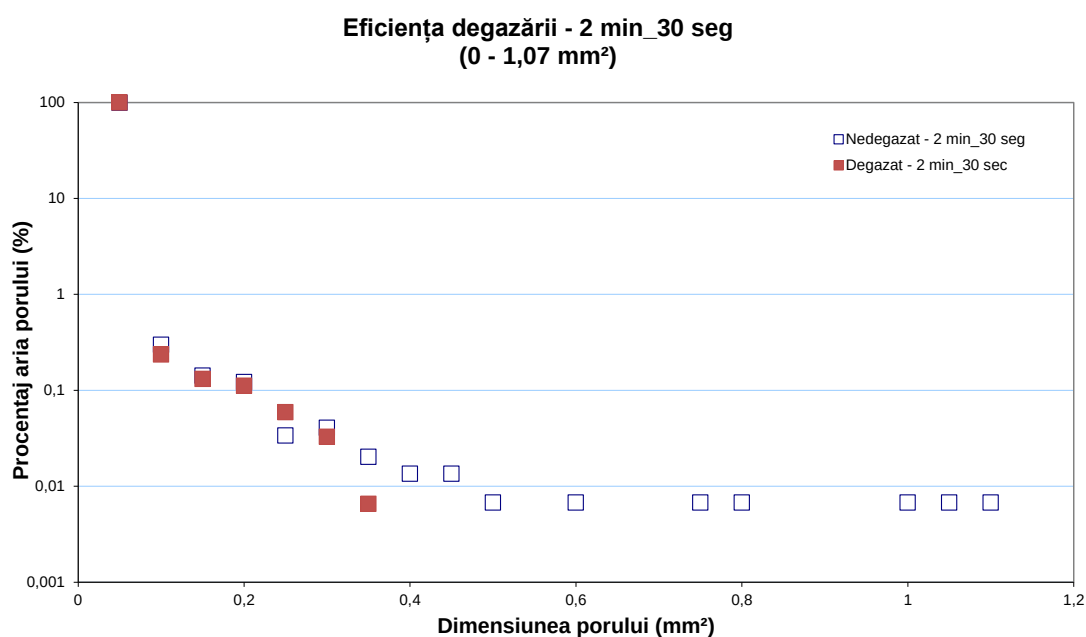


Figura 4.13. Diminuarea cantității porilor aplicând o degazare de 2 minute și 30 secunde (0 – 1,07 mm²)

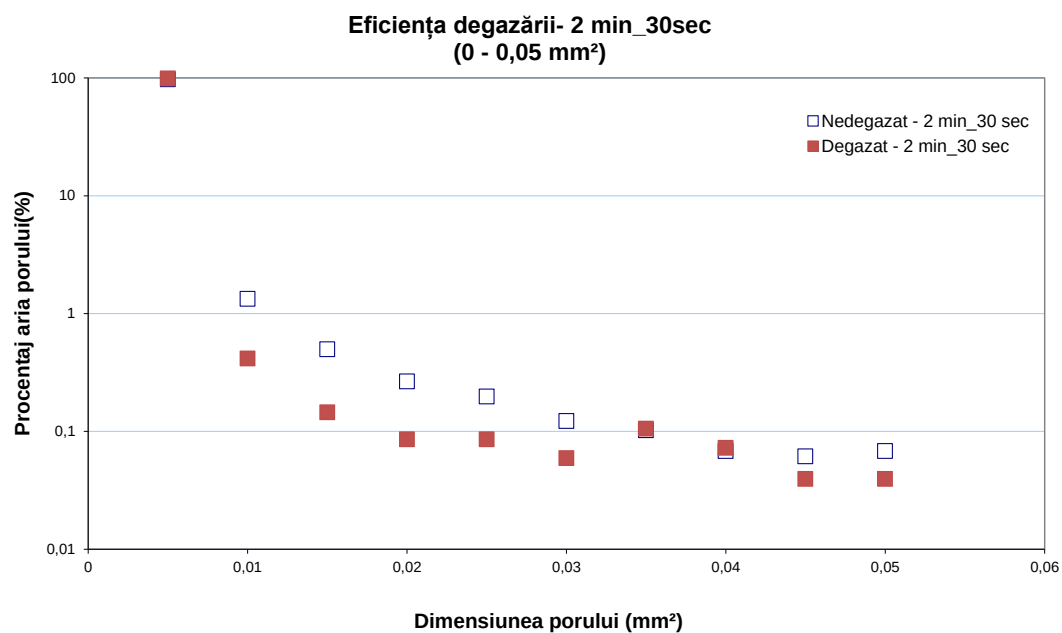


Figura 4.14. Diminuarea cantității porilor aplicând o degazare de 2 minute și 30 secunde (0 – 0,05 mm²)

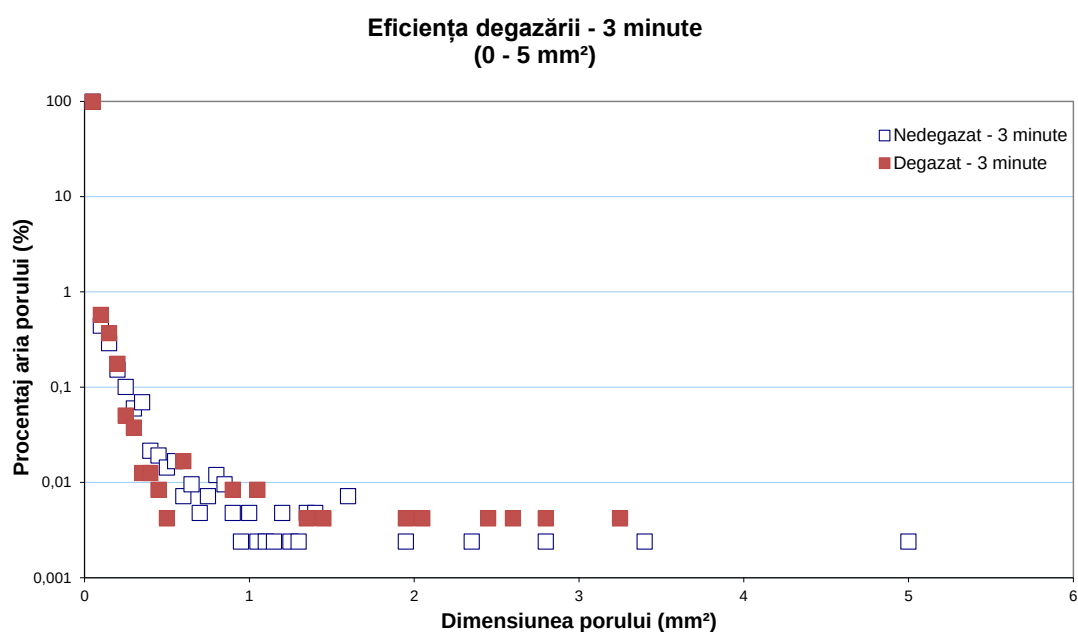
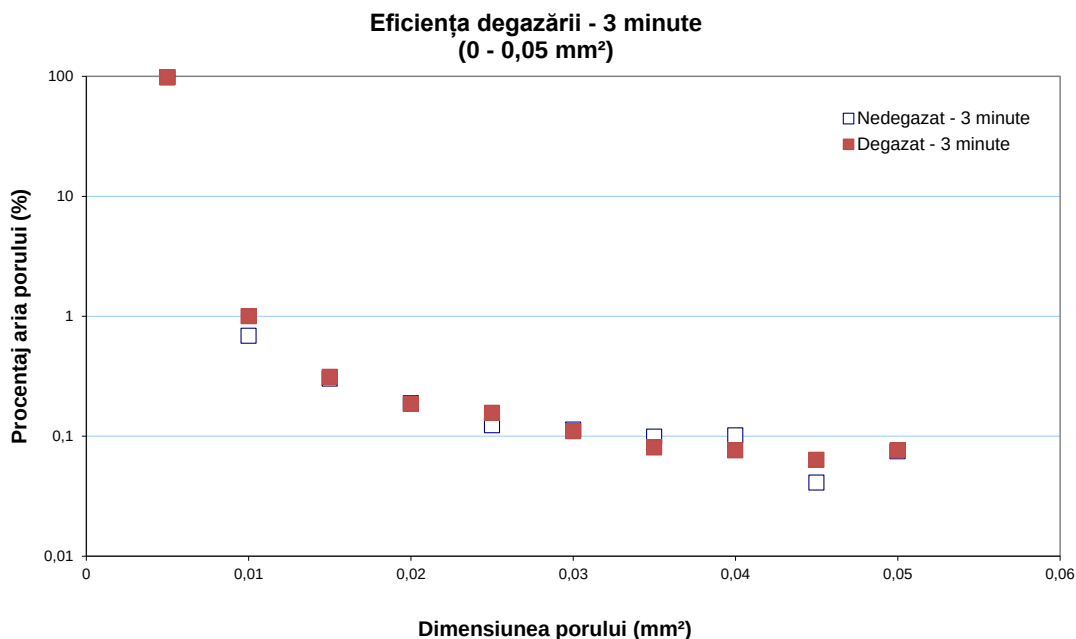


Figura 4.15. Diminuarea cantității porilor aplicând o degazare de 3 minute (0 – 5 mm²)



*Figura 4.16. Diminuarea cantității porilor aplicând o degazare de 3 minute
(0 – 0,05 mm²)*

Din analiza rezultatelor prezentate mai sus nu se apreciază diferențe substanțiale între probele fără degazare și degazate; doar în cazul probelor degazate pentru un timp de 2 minute și a celor de 2 minute și 30 secunde se observă o ușoară îmbunătățire pentru dimensiunile de pori cuprinse între 0,01 și 0,03 mm². Înlăturând acest mic detaliu, se poate concluziona că, degazarea afectează aproximativ în aceeași măsură toate dimensiunile de pori.

4.2.2. Analiza pierderilor de temperatură în urma degazării

După cum s-a prezentat în capitolul 3, subcapitolul 3.22., în timpul procesului de degazare s-a determinat evoluția temperaturii aliajului în stare lichidă aflată în cuptorul de elaborare, în oala de transport înainte de degazare și în oala de transport după realizarea degazării, pentru fiecare timp de degazare. Rezultatele obținute sunt redată în Figura 4.17.

De menționat este faptul că ordinea prelevării probelor a fost în următorul fel:

- Pentru prima și a doua prelevare: 3 minute → 2 minute → 1 minut;
- Pentru a treia prelevare 1 minut → 2 minute → 2 minute și 30 secunde .

În ceea ce privește pierderea de temperatură datorată transferului aliajului de la cuptorul de elaborare la oala de transport se poate aprecia că, în cazul oalei de transport C1 și C4 această pierdere de temperatură ajunge să fie de 90 și respectiv 105°C. Aceste date trebuie luate în calcul cu prudență, deoarece determinarea lor s-a realizat punctual.

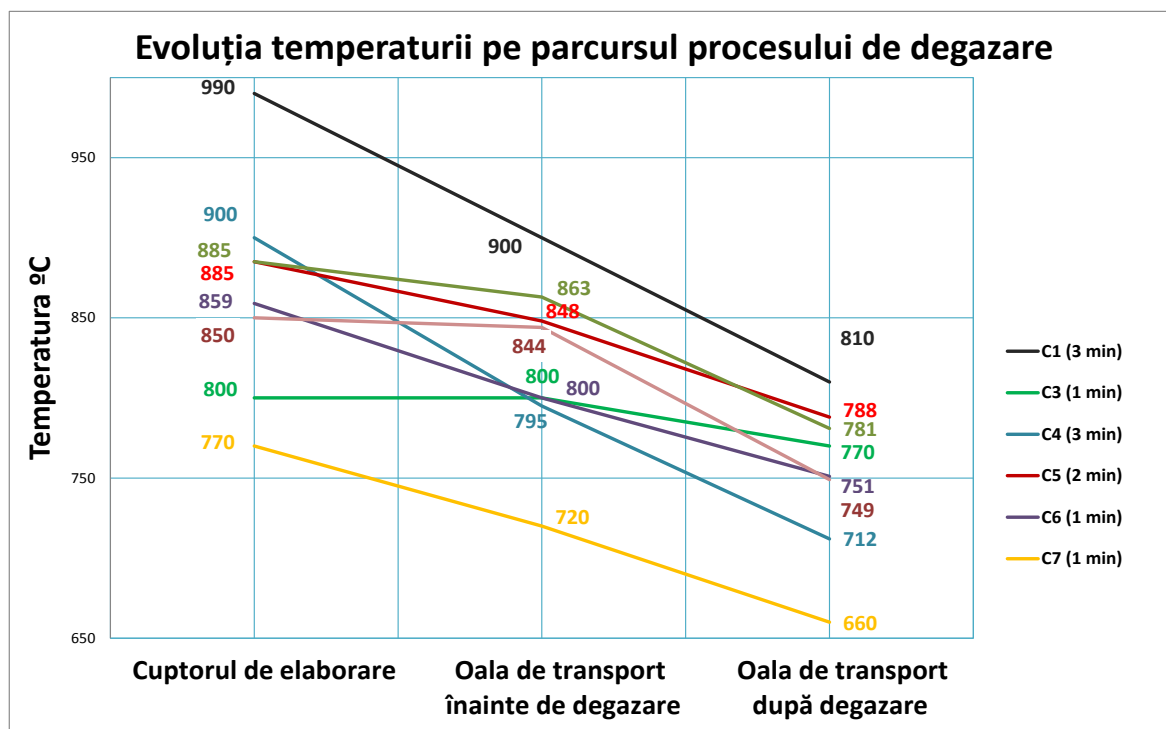


Figura 4.17. Pierdere temperaturii pe parcursul procesului de degazare

Atrage atenția rezultatul obținut în cazul oalei de transport C3 unde aparent nu se produce nici o pierdere a temperaturii de la cuptorul de elaborare la oala de transport, însă în cazul oalelor C5, C9 și respectiv C10, pierderile de temperatură de la cuptorul de elaborare la oala de transport sunt mai mici, mai exact pierderile sunt de 37, 6 și respectiv 22°C. În Tabelul 4.3 se observă pierderile de temperatură între cuptorul de elaborare și oala de transport, înainte de degazare, grupate în funcție de cele trei prelevări de probe.

Tabelul 4.3. Pierderile de temperatură datorate transferului aliajului de la cuptorul de elaborare la oala de transport înainte de degazare

PRIMA PRELEVARE		A DOUA PRELEVARE		A TREIA PRELEVARE	
Oala de transport	Pierdere de temperatura (°C)	Oala de transport	Pierdere de temperatura (°C)	Oala de transport	Pierdere de temperatura (°C)
C1	90	C4	105	C7	50
C3	0	C5	37	C9	6
-	-	C6	59	C10	22

În general, se observă că pierderea de temperatură este mai mare în cazul primei oale de transport de la fiecare prelevare (oalele C1, C4 și C7), în timp ce la următoarele oale de transport pierderile de temperatură sunt mai mici. În urma datelor de mai sus

rezultă că, pierderile de temperatură sunt influențate de temperatura refractarului oalei de transport, deoarece la începutul procesului aceasta prezintă o temperatură mai scăzută.

Rezultatele diminuării temperaturii ca și consecință a procesului de degazare, este de fapt ceea ce ne interesează cu adevărat în acest context; acestea s-au dovedit a fi mult mai consistente. După cum se observă din Figura 4.18, pentru degazarea de 1 minut (C3, C6 și C7), temperatura se reduce cu 30, 49 și 60°C; pentru două minute (C5 și C9) cu 60 și 83°C; pentru 2 minute și 30 secunde (C10) cu 80°C, iar pentru trei minute (C1 și C4) cu 90 și 83°C. În general există o pierdere de temperatura de 13°C/minut de degazare, acest lucru se poate observa și din Figura 4.18.

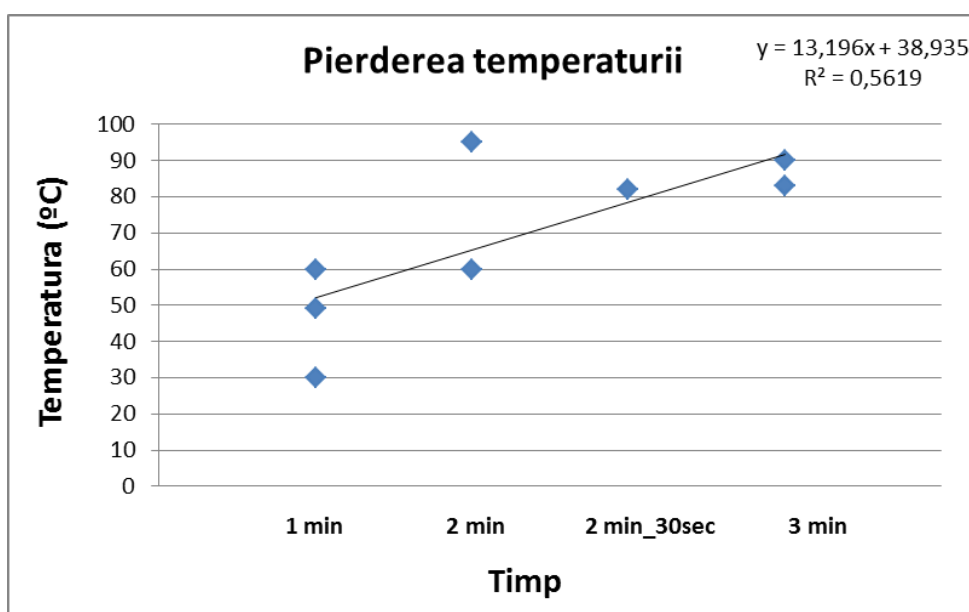


Figura 4.18. Pierderile de temperatură în funcție de timpul de degazare

Aceste rezultate permit formularea următoarelor concluzii cu privire la degazarea aliajului de aluminiu AlSi₉Cu₃:

- Rezultatele experimentale demonstrează faptul că, porii prezintă o mare variabilitate în fiecare probă analizată;
- S-a obținut o corelație consistentă între parametrii analizați ai acestui proces (diminuarea ariei totale a porilor și dimensiunea porului maxim).
- În ceea ce privește variația termică, menționez următoarele concluzii:
- S-a apreciat că pierderea de temperatură asociată procesului de degazare este de aproximativ 13°C/minut.

4.3. Filtrarea și degazarea aliajului AlSi₉Cu₃

4.3.1. Analiza porozității în probe fără degazare / fără filtrare, filtrate și filtrate - degazate

Probele prezentate în acest subcapitol au fost analizate la microscopul optic, după care s-a realizat o analiză a rezultatelor experimentale. În Tabelul 4.4 se prezintă rezultatele experimentale obținute cu privire la porozitatea totală și dimensiunea porului maxim în fiecare probă analizată, precum și rezultatele grupate în funcție de proba prelevată din fiecare oală de transport. Se prezintă de asemenea, media și abaterea privind porozitatea și aria porului maxim, pentru fiecare oală de transport.

Tabelul 4.4. Rezultatele privind porozitatea și dimensiunea porului maxim în probe fără filtrare / fără degazare, filtrate și degazate

	Probe	Porozitate (%)	Media	Abatere	Porul maxim (mm ²)	Media	Abatere
1 -NDF	1A	6.182	5,877	1,583	4,706	4,896	2,687
	1B	8.363			9,874		
	1C	5.116			1,742		
	1D	4.220			3,310		
	1E	7.378			9,863		
	1F	7.335			6,355		
	1G	3,712			2,958		
	1H	7,328			4,930		
	1I	7,043			5,523		
	1J	4,405			3,298		
	1K	5,262			4,139		
	1L	4,180			2,059		
2 -F	2A	2.851	2,264	0,588	2,862	1,781	0,457
	2B	1.752			1,417		
	2C	1.857			1,301		
	2D	2.749			1,662		
	2E	2.615			1,599		
	2F	3.613			2,064		
	2G	1,858			2,134		
	2H	2,247			2,009		
	2I	1,656			1,532		
	2J	1,891			1,281		
	2K	2,238			2,025		
	2L	1,844			1,487		
3 -NDF	3A	2.883	1,885	0,634	4,625	2,904	1,100
	3B	3.176			2,255		
	3C	1.526			3,744		
	3D	1.488			2,491		
	3E	2.475			1,363		
	3F	1.968			2,195		
	3G	1,413			2,908		
	3H	1,670			2,985		
	3I	1,400			4,778		

Tabelul 4.4. Rezultatele privind porozitatea și dimensiunea porului maxim în probe fără filtrare / fără degazare, filtrate și degazate (continuare)

	Probe	Porozitate (%)	Media	Abatere	Porul maxim (mm ²)	Media	Abatere
3 - NDF	3J	1,127			1,474		
	3K	1,714			3,552		
	3L	1,784			2,476		
4 - F	4A	4,118	2,299	0,909	2,766	2,268	0,228
	4B	2,795			3,268		
	4C	2,437			3,017		
	4D	1,451			2,791		
	4E	1,139			2,640		
	4F	1,376			3,017		
	4G	2,045			2,564		
	4H	3,432			2,590		
	4I	2,742			1,173		
	4J	1,278			0,749		
	4K	2,431			1,175		
	4L	2,343			1,470		
5 -NDF	5A	2,822	2,705	0,977	2,140	2,726	1,008
	5B	4,925			3,260		
	5C	2,408			1,415		
	5D	1,702			3,828		
	5E	3,112			1,816		
	5F	1,656			3,522		
	5G	2,186			2,412		
	5H	3,955			4,664		
	5I	2,464			2,813		
	5J	1,608			2,236		
	5K	3,020			3,220		
	5L	2,595			1,382		
6 -F	6A	2,563	2,579	0,953	4,344	2,595	1,077
	6B	3,376			4,678		
	6C	1,407			2,357		
	6D	2,529			2,441		
	6E	1,765			2,284		
	6F	2,215			1,751		
	6G	2,396			3,148		
	6H	4,968			1,895		
	6I	2,041			1,369		
	6J	2,472			3,366		
	6K	3,357			2,036		
	6L	1,854			1,472		
7 -FD	7A	1,893	2,059	0,437	0,833	1,865	1,627
	7B	2,943			0,840		
	7C	2,374			0,641		
	7D	1,763			3,980		
	7E	1,946			0,835		
	7F	2,535			1,149		
	7G	1,561			0,894		
	7H	2,394			3,461		
	7I	1,503			1,003		
	7J	1,636			0,597		
	7K	2,164			5,462		
	7L	1,995			2,679		

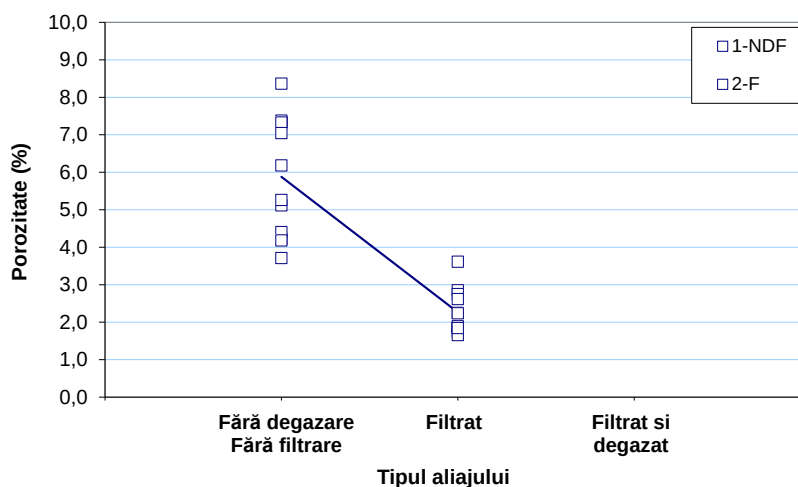
Tabelul 4.4. Rezultatele privind porozitatea și dimensiunea porului maxim în probe fără filtrare / fără degazare, filtrate și degazate (continuare)

	Probe	Porozitate (%)	Media	Abatere	Porul maxim (mm ²)	Media	Abatere
8-NDF	8A	1.117	2,215	1,530	1,237	2,223	1,878
	8B	5.004			2,496		
	8C	1.259			0,893		
	8D	0.948			0,911		
	8E	5.286			2,831		
	8F	2.903			3,992		
	8G	1,381			0,964		
	8H	3,067			7,282		
	8I	1,046			0,922		
	8J	1,499			1,735		
	8K	1,785			2,454		
	8L	1,290			0,964		
9-F	9A	5.339	4,290	1,124	2,185	3,329	1,479
	9B	4.208			1,816		
	9C	6.446			3,575		
	9D	4.665			5,158		
	9E	5.125			3,085		
	9F	3.470			4,132		
	9G	2.930			1,937		
	9H	4.218			6,823		
	9I	2.216			2,338		
	9J	3.729			2,454		
	9K	4.493			3,688		
	9L	4.636			2,757		
10-FD	10A	1.479	2,310	0,720	1,190	1,467	0,465
	10B	2.311			1,446		
	10C	1.865			1,225		
	10D	1.272			1,150		
	10E	2.122			0,987		
	10F	2.031			1,116		
	10G	2,487			1,845		
	10H	4,058			2,745		
	10I	2,932			1,470		
	10J	2,090			1,522		
	10K	2,488			1,519		
	10L	2,585			1,390		
11-NDF	11A	4.404	4,496	0,828	4,495	4,515	1,876
	11B	4.303			2,845		
	11C	4.186			3,316		
	11D	3.706			3,214		
	11E	3.829			2,798		
	11F	3.276			3,140		
	11G	4,592			7,948		
	11H	4,142			3,993		
	11I	6,176			5,252		
	11J	4,705			4,929		
	11K	5,817			8,362		
	11L	4,818			3,889		

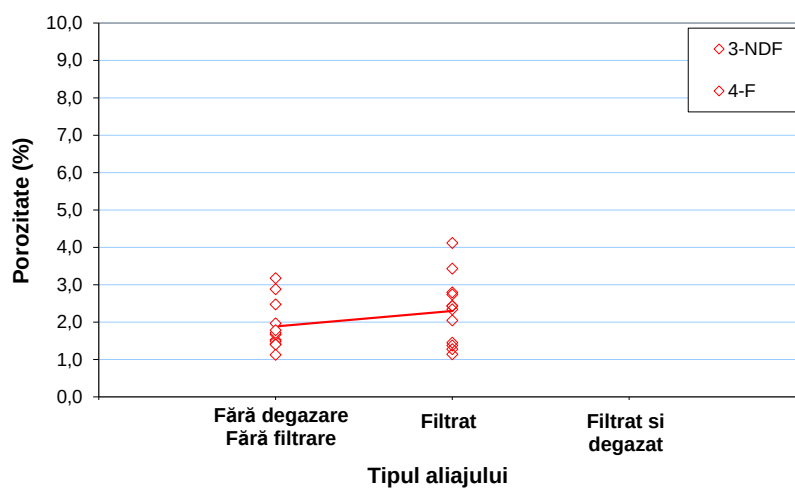
Tabelul 4.4. Rezultatele privind porozitatea și dimensiunea porului maxim în probe fără filtrare / fără degazare, filtrate și degazate (continuare)

	Probe	Porozitate (%)	Media	Abatere	Porul maxim (mm ²)	Media	Abatere
12-F și 13-F	12A	2,115	2,506	0,725	3,595	4,059	1,150
	12B	1,684			3,495		
	12C	2,140			3,660		
	12D	1,423			2,679		
	12E	1,043			3,965		
	12F	1,893			2,606		
	12G	2,555			3,695		
	12H	1,914			3,969		
	12I	2,667			7,117		
	12J	3,090			3,222		
	12K	1,897			3,237		
	12L	2,819			3,365		
	13-A	3,878			5,292		
	13B	3,519			3,856		
	13C	2,543			3,590		
	13D	1,302			2,696		
	13E	3,338			4,566		
	13F	3,052			4,039		
	13G	2,841			4,583		
	13H	3,045			4,113		
	13I	2,727			4,065		
	13J	2,825			4,353		
	13K	2,869			7,215		
	13L	2,969			4,432		

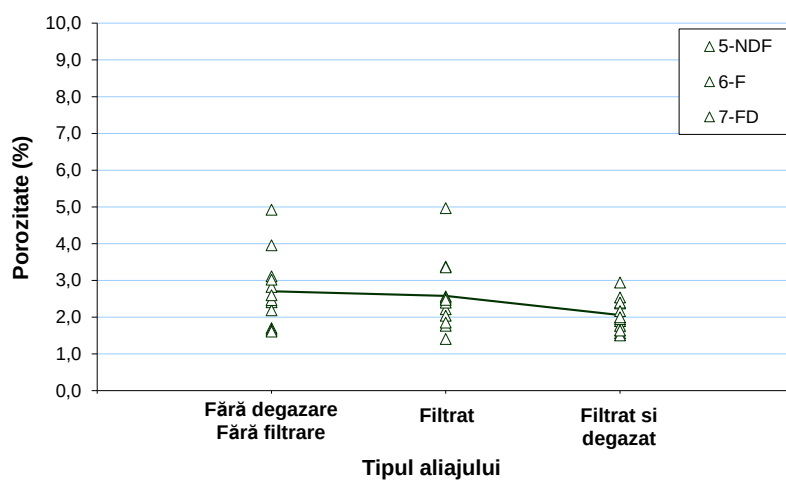
Figura 4.19 prezintă graficele ce includ datele aferente fiecărei oale de transport. În fiecare grafic se prezintă o comparație între valorile porozității probelor NDF (fără degazare / fără filtrare), FD (filtrate și degazate), și F (filtrate). În Figura 4.20 se prezintă o comparație generală cu privire la cele trei tipuri de aliaj analizat.



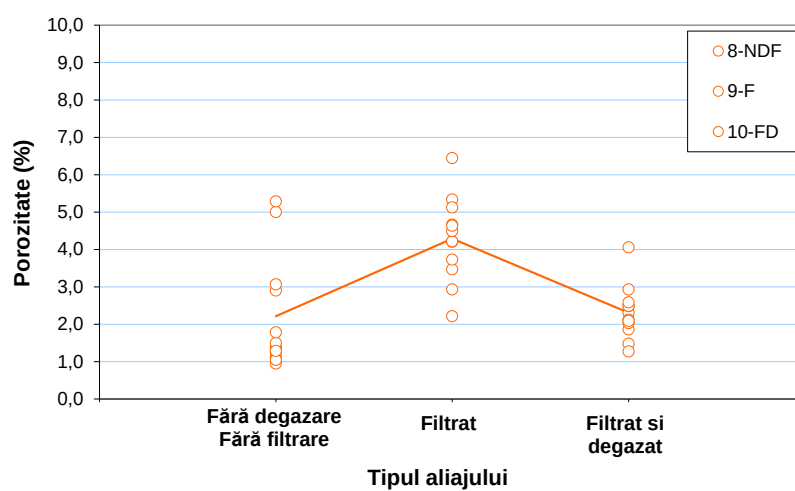
a)



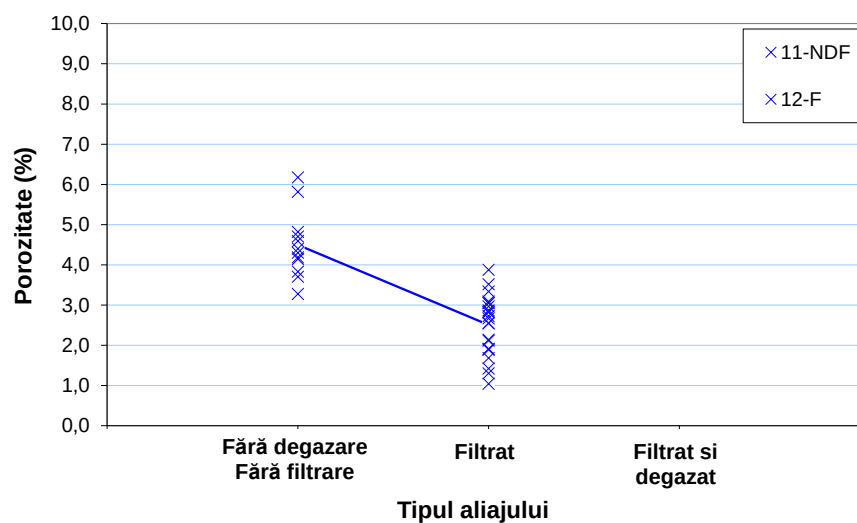
b)



c)



d)



e)

Figura 4.19. Comparație dezagregată (în funcție de oala de transport) a rezultatelor privind porozitatea

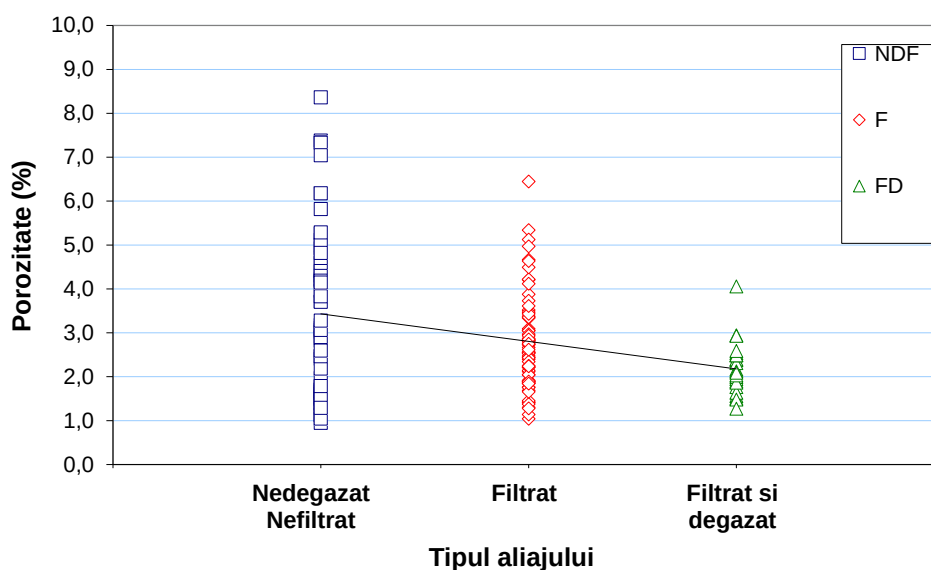
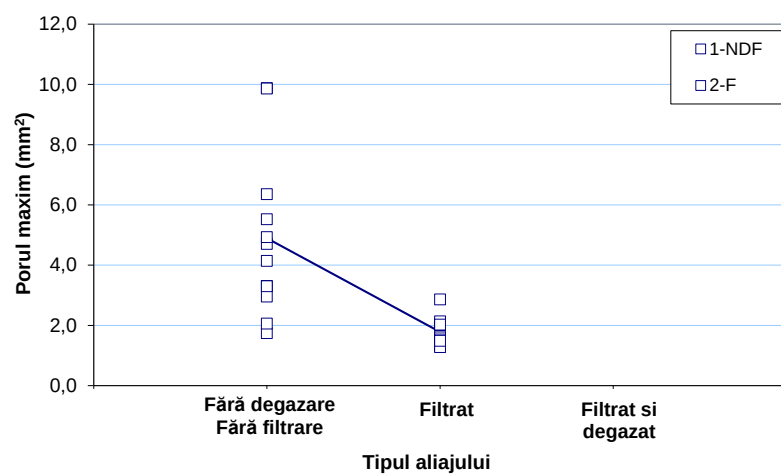
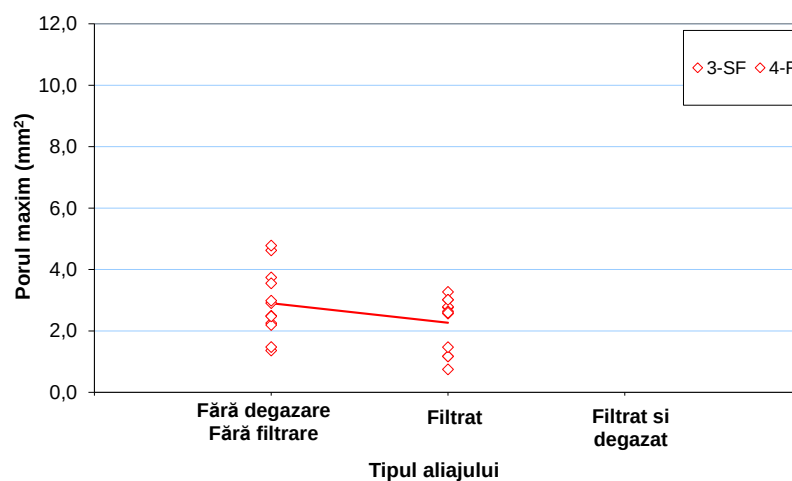


Figura 4.20. Comparație agregată (în funcție de tipul de material) a rezultatelor privind porozitatea

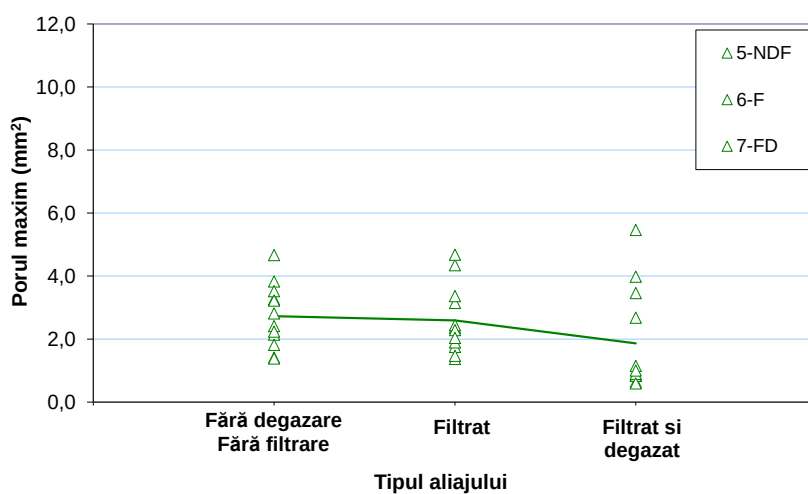
Rezultatele cu privire la porul de dimensiune maximă sunt prezentate în Figura 4.21 și Figura 4.22 în același mod ca și în cazul datelor privind porozitate, care au fost prezentate anterior.



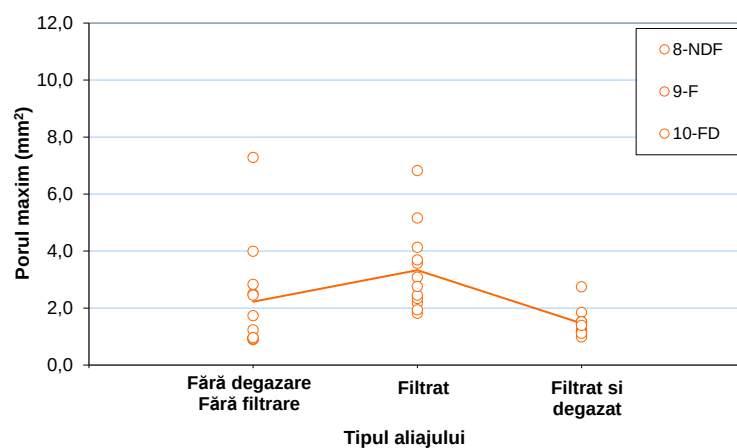
a)



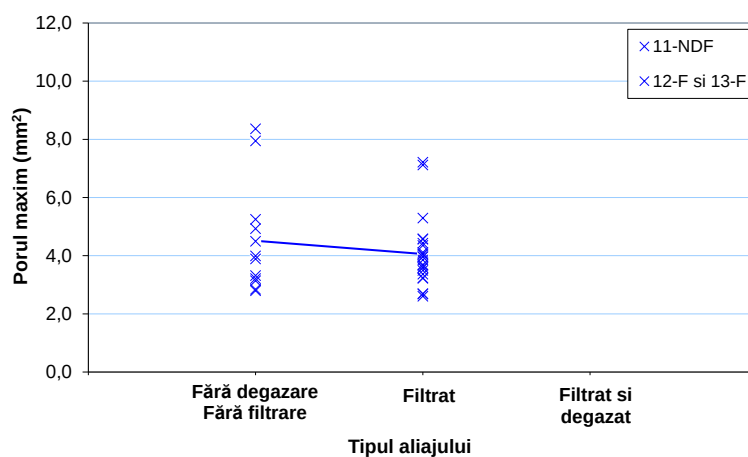
b)



c)



d)



e)

Figura 4.21. Comparație dezagregată (în funcție de oala de transport) a rezultatelor privind dimensiunea porului maxim

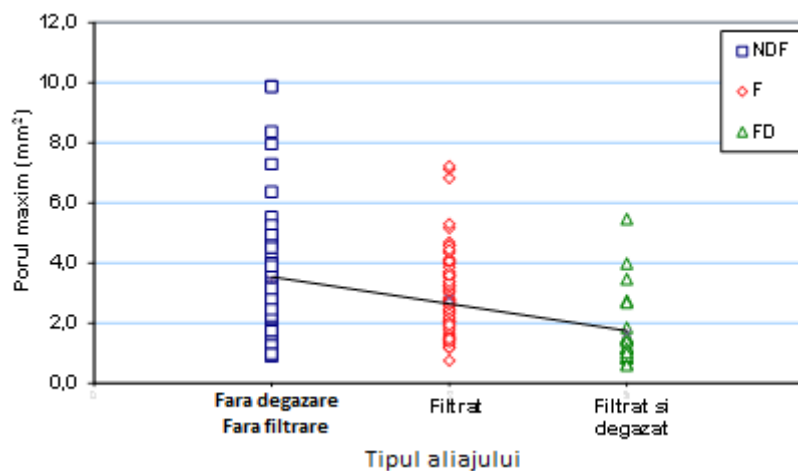


Figura 4.22. Comparație agregată (în funcție de tipul de aliaj) a rezultatelor privind porul de dimensiune maximă

Figurile prezentate mai sus permit realizarea unei analize asupra influenței filtrării și a combinării procesului de filtrare cu procesul de degazare, cu privire la porozitatea în probe prelevate direct din oala de transport. În funcție de datele prezentate în Tabelul 4.4 și figurile anterioare, se formulează următoarele concluzii:

- În general, se observă că rezultatele aferente fiecărui tip de aliaj oferă o dispersie importantă;
- Este dificil să se stabilească concluzii din analiza dezagregată a datelor. În concret, Figura 4.19 și Figura 4.21 prezintă comparații între probele fără filtrare / fără degazare, filtrate și filtrate - degazate, ce provin din aceeași oală de transport. Din aceste grafice nu este posibil să se stabilească dacă filtrarea are efecte asupra porozității sau că degazarea posterioară afectează substanțial porozitatea (Figura 4.19) și dimensiunea porului maxim (Figura 4.21);
- Fără îndoială, analiza graficelor prezentate în Figura 4.20 și Figura 4.22, în care se prezintă datele sub formă agregată, permit stabilirea unor concluzii robuste asupra ambelor procese aplicate, filtrarea și degazarea. În primul rând, se observă că filtrarea nu afectează distribuția valorilor privind porozitatea și o face foarte puțin în cazul rezultatelor privind dimensiunea porului maxim, prin reducerea acestor valori. Pe de altă parte se observă că aplicarea degazării produce o diminuare importantă a ambilor parametri, atât a porozității (Figura 4.20) cât și a dimensiunii porului maxim (Figura 4.22).

4.3.2. Analiza microstructurii aliajului $AlSi_9Cu_3$ fără degazare / fără filtrare, filtrat și filtrat - degazat

Pentru determinarea microstructurii aliajului $AlSi_9Cu_3$, probele pregătite au fost scanate la microscopul optic, iar pe baza imaginilor obținute s-au determinat fazele prezente, procentajul fazei alfa, dimensiunea grăunților și incluziunile. Date cu privire la aceste analize sunt redată în subcapitolele următoare.

4.3.2.1. Fazele prezente în aliajul analizat

Din analiza imaginilor obținute se observă că faza predominantă este faza alfa, iar al doilea element ca și cantitate este siliciul, care este de culoare cenușie și se găsește sub formă laminară, datorită faptului că răcirea aliajului s-a produs lent. Aceste faze se pot observa în Figura 4.23. În aceeași imagine se observă prezența fazelor Al_5FeSi , $Al-Al_2Cu-Si$ care au forma unor ace de culoare neagră.

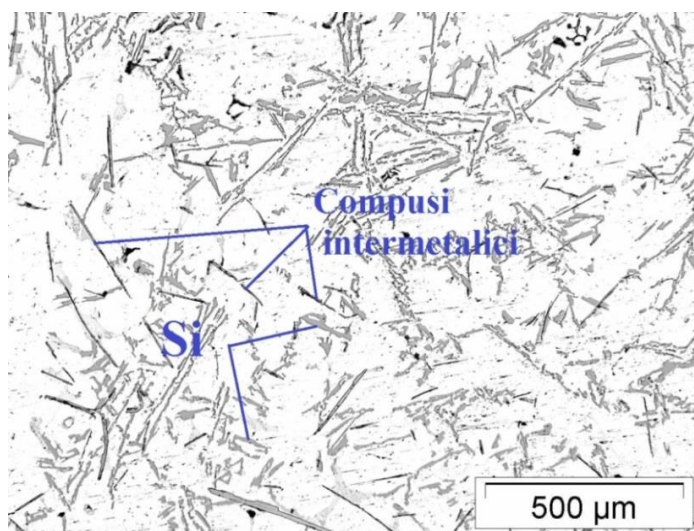


Figura 4.23. Proba 7K – faza alfa, siliciul și compușii intermetalici Al₅FeSi, Al-Al₂Cu-Si

Pe lângă fazele prezentate anterior, în majoritatea probelor se pot aprecia particule de fier, sub formă poligonală sau de litere chinezești [113]. Acești compuși intermetalici sunt prezentați în Figura 4.24.

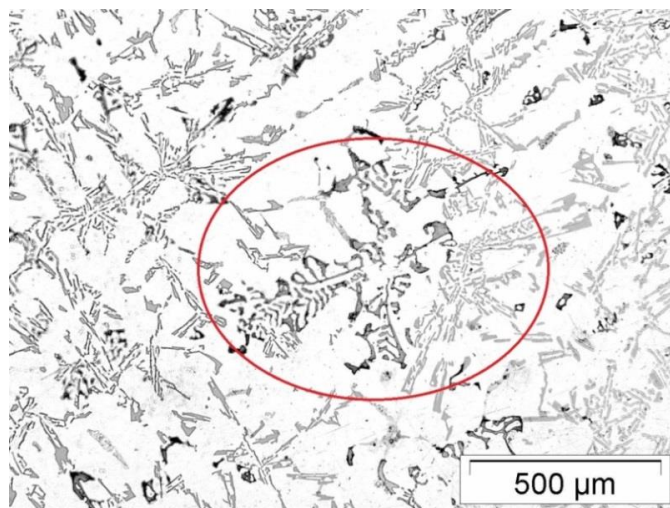


Figura 4.24. Proba 1K – faza Al₁₅(MnFe)₃Si

4.3.2.2. Procentajul fazei alfa

Pentru determinarea fazei alfa, fiecare probă a fost scanată la microscopul optic, iar pe baza imaginilor obținute, software-ul utilizat redă procentajul fazei. Acest procedeu s-a realizat pe probele 1K, 2K, 5E, 6G, 7K. Rezultatele obținute sunt prezentate în Figura 4.25. Prin determinarea fazei alfa s-a cuantificat indirect incluziunile eliminate în urma filtrării aliajului.

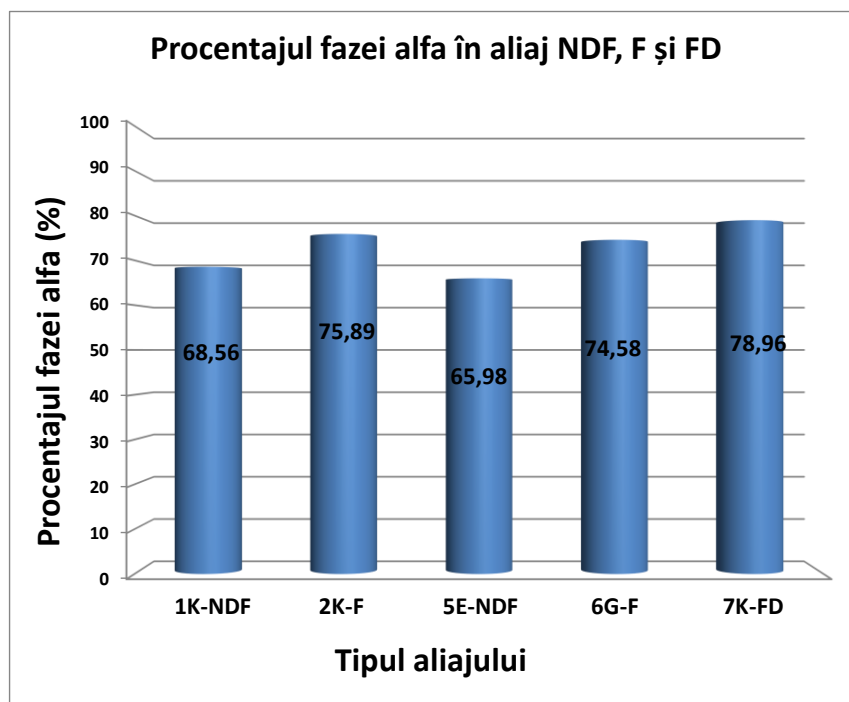


Figura 4.25. Procentajul fazei alfa în aliajul $AlSi_9Cu_3$ fără degazare / fără filtrare, filtrat și filtrat - degazat

Din rezultatele obținute se observă că, procentajul cel mai ridicat al fazei alfa se regăsește în cazul aliajului filtrat și degazat. Acest rezultat este consecința degazării și a filtrării în urma cărora s-au eliminat parte din incluziuni și compuși intermetalici. Pentru a confirma aceste rezultate, s-a realizat un studiu a filtrului ceramic folosit la filtrarea aliajului. Rezultatele obținute confirmă faptul că pe filtrul analizat sunt prezenți oxizi, ca urmare a aderării lor pe pereții acestuia în timpul trecerii aliajului prin filtru. Mai multe date cu privire la analiza filtrului sunt prezentate în subcapitolul 4.3.2.5.

4.3.2.3. Dimensiunea grăunților

Dimensiunea grăunților are un rol important în cazul proprietăților mecanice ale pieselor. În general, atunci când dimensiunile grăunților sunt mici, rezistența la tracțiune este mai ridicată, astfel că un aliaj cu dimensiuni a grăunților mai mici este mai dur și mai rezistent decât un aliaj care are dimensiunea grăunților mai mari.

De regulă, un aliaj își modifică dimensiunea grăunților atunci când acesta este supus unor tratamente termice, sau datorită gradientului de temperatură din timpul solidificării.

Din analiza rezultatelor probelor NDF, F și FD nu s-au identificat modificări privind dimensiunea grăunților în urma aplicării filtrării sau a degazării. Modul de răcire a fost același în cazul tuturor probelor, iar probele nu au primit nici un tratament termic.

În Tabelul 4.5 și în figurile următoare (Figura 4.26 – Figura 4.30) se prezintă date cu privire la distribuirea grăunților în probele analizate și dimensiunea acestora.

Tabelul 4.5. Date privind dimensiunea grăunților în probe fără degazare / fără filtrare, filtrate și degazate

	1K	2K	5E	6G	7K
Total area [μm^2]	2909173,40	2909173,40	2909173,40	2909173,40	2909173,40
Number of inner grains	9778,00	8952,00	18986,00	20589,00	5836,00
Area of inner grains [μm^2]	2548963,67	2296368,60	2694589,22	2758963,82	2615896,53
Number of border grains	258,00	235,00	382,00	496,00	183,00
Area of border grains [μm^2]	353450,73	541967,80	168275,17	148124,58	332431,87
Class number of grain					
G number elongated 1	9,23	8,92	9,58	9,73	7,98
G number elongated 2	8,92	9,57	10,02	10,20	8,89
Elongation number	1,01	0,99	0,97	0,98	0,97
G number single grain	8,29	9,20	9,58	10,10	8,58
Dual grain 1	6,96	5,87	8,21	7,98	5,90
Dual grain 2	10,96	11,58	11,52	11,70	10,57
G number sandwich 1	0,00	0,00	0,00	0,00	0,00
G number sandwich 2	0,00	0,00	0,00	0,00	0,00
Grain size 1,0	0,00	0,00	0,00	0,00	0,00
Grain size 1,5	0,00	3,938	0,00	0,00	3,52
Grain size 2,0	1,9425	3,938	0,00	0,00	3,45
Grain size 2,5	1,596	9,713	1,12	0,00	4,58
Grain size 3,0	1,85	8,118	1,896	1,56	4,98
Grain size 3,5	3,45	8,085	1,98	1,98	5,35
Grain size 4,0	7,27	5,775	3,58	3,58	5,58
Grain size 4,5	8,79	7,45	0,7872	1,56	6,56
Grain size 5,0	7,68	6,017	1,664	0,992	7,712
Grain size 5,5	9,2391	4,345	5,328	3,336	7,52
Grain size 6,0	9,1773	4,026	7,248	4,92	6,592
Grain size 6,5	7,5602	2,5745	9,696	6,616	4,936
Grain size 7,0	6,3242	3,456	9,288	6,968	6,02
Grain size 7,5	7,2512	2,052	8,776	7,32	4,744
Grain size 8,0	5,7783	1,8145	6,904	6,912	4,376
Grain size 8,5	5,0779	2,3052	5,032	6,28	3,28
Grain size 9,0	4,944	2,5092	6,132	8,508	3,912
Grain size 9,5	4,1552	2,754	4,872	7,668	3,696
Grain size 10,0	3,4692	3,0192	5,1	7,992	3,84
Grain size 10,5	3,1948	4,92	4,149	5,706	2,5
Grain size 11,0	2,401	4,635	3,627	5,139	2,56
Grain size 11,5	1,8032	3,855	3,042	4,185	1,35
Grain size 12,0	1,1956	1,8768	3,1125	4,125	1,02
Grain size 12,5	0,7546	1,1118	2,0125	2,4875	0,7
Grain size 13,0	0,63	0,448	1,125	1,325	0,5625
Grain size 13,5	0,285	0,176	0,5	0,5875	0,4

Tabelul 4.5. Date privind dimensiunea grăunților în probe fără degazare / fără filtrare, filtrate și degazate (continuare)

	1K	2K	5E	6G	7K
Grain size 14,0	0,12	0,048	0,425	0,1875	0,2625
Grain size 14,5	0,03	0,015	0,356	0,123	0,123
Grain size 15,0	0,00	0,01	0,07	0,078	0,078
Grain size 15,5	0,00	0,00	0,02	0,052	0,052
Grain size 16,0	0,00	0,00	0,01	0,02	0,02
Grain size 16,5	0,00	0,00	0,00	0,00	0,00
Grain size 17,0	0,00	0,00	0,00	0,00	0,00
Grain size 17,5	0,00	0,00	0,00	0,00	0,00
Grain size 18,0	0,00	0,00	0,00	0,00	0,00
Grain size 18,5	0,00	0,00	0,00	0,00	0,00
Grain size 19,0	0,00	0,00	0,00	0,00	0,00
Above grain size 19,0	0,00	0,00	0,00	0,00	0,00

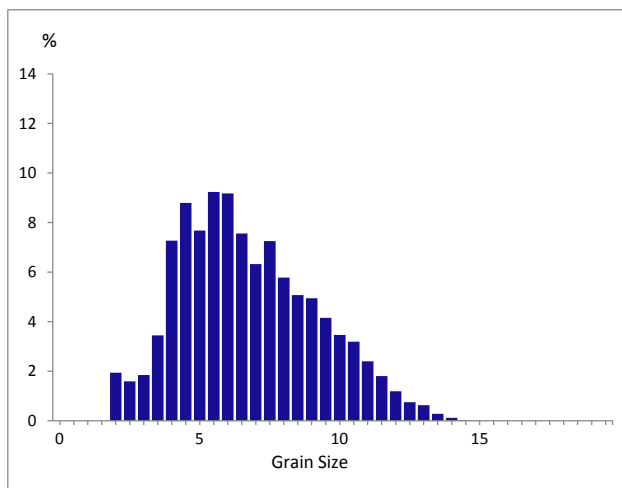


Figura 4.26. Distribuția grăunților în funcție de mărime, în proba 1K

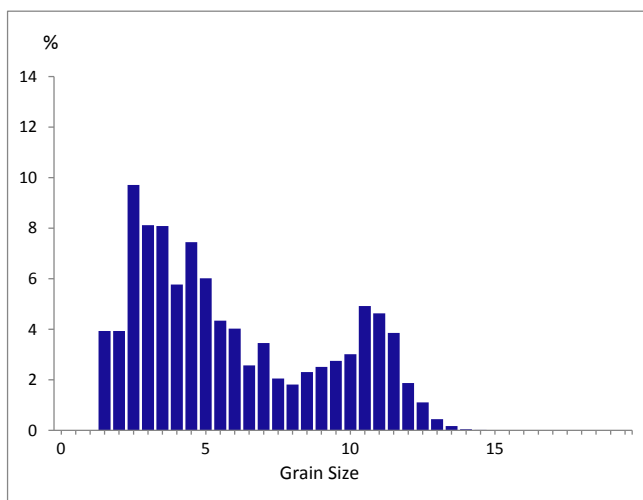


Figura 4.27. Distribuția grăunților în funcție de mărime, în proba 2K

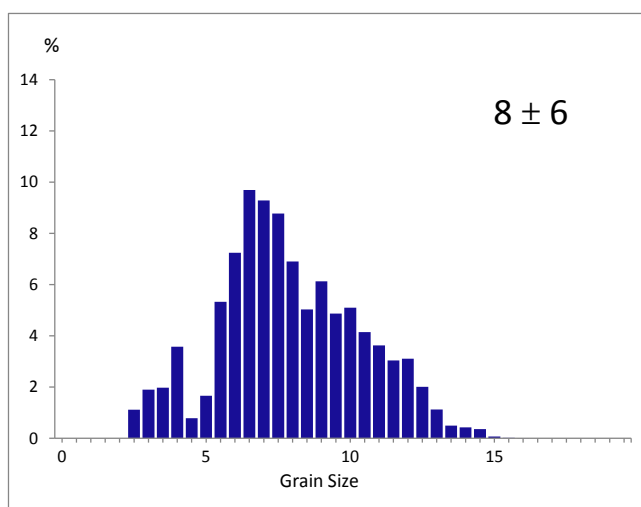


Figura 4.28. Distribuția grăunților în funcție de mărime, în proba 5E

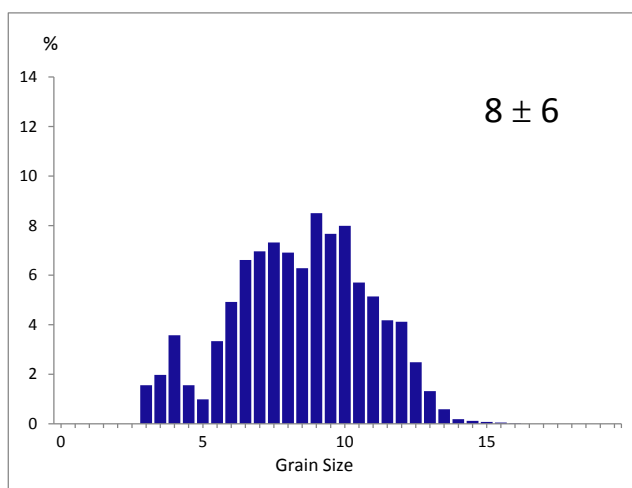


Figura 4.29. Distribuția grăunților în funcție de mărime, în proba 6G

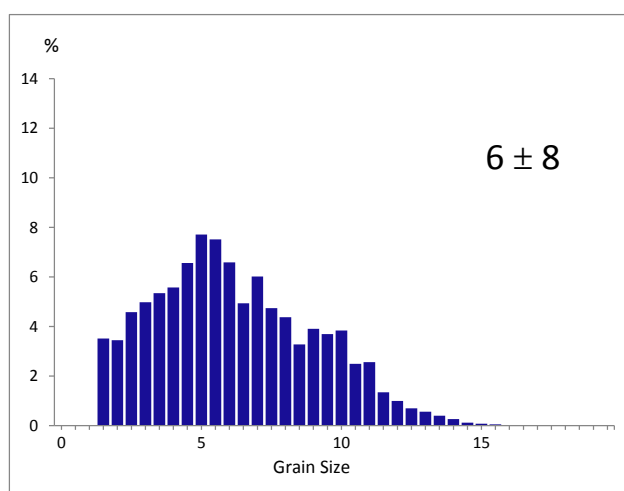


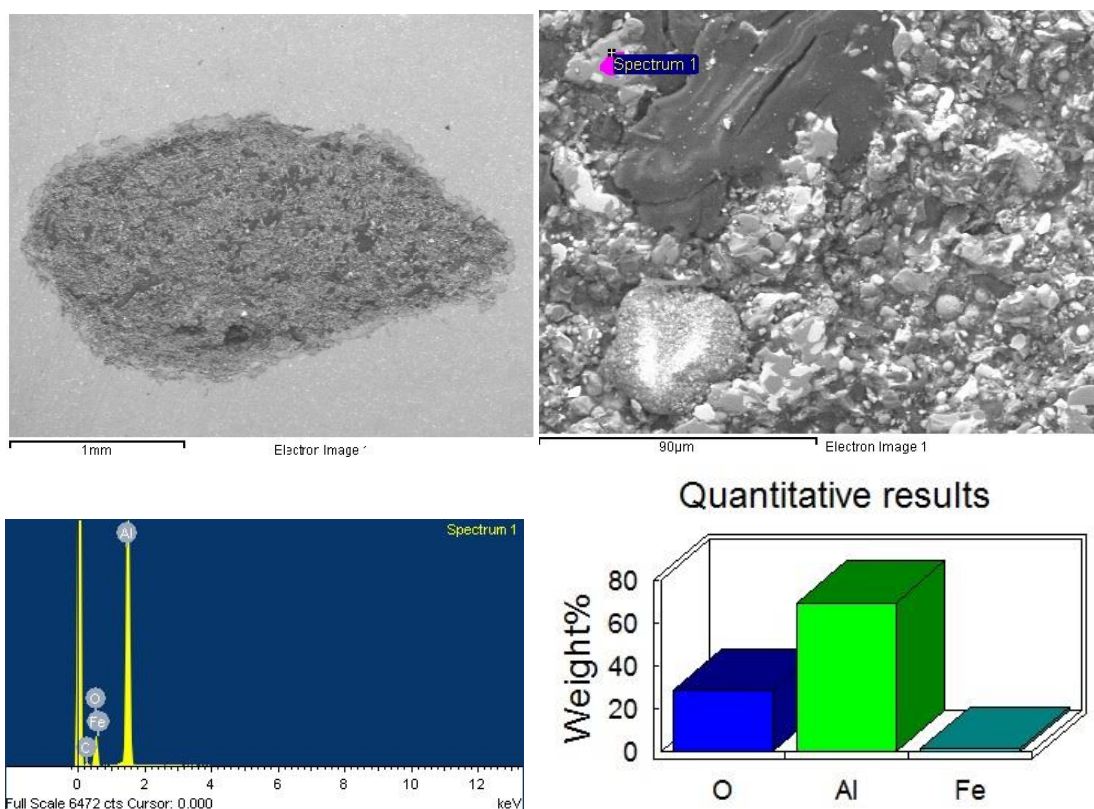
Figura 4.30. Distribuția grăunților în funcție de mărime, în proba 7K

4.3.2.4. Analiza incluziunilor și a punctelor dure în aliajul $AlSi_9Cu_3$

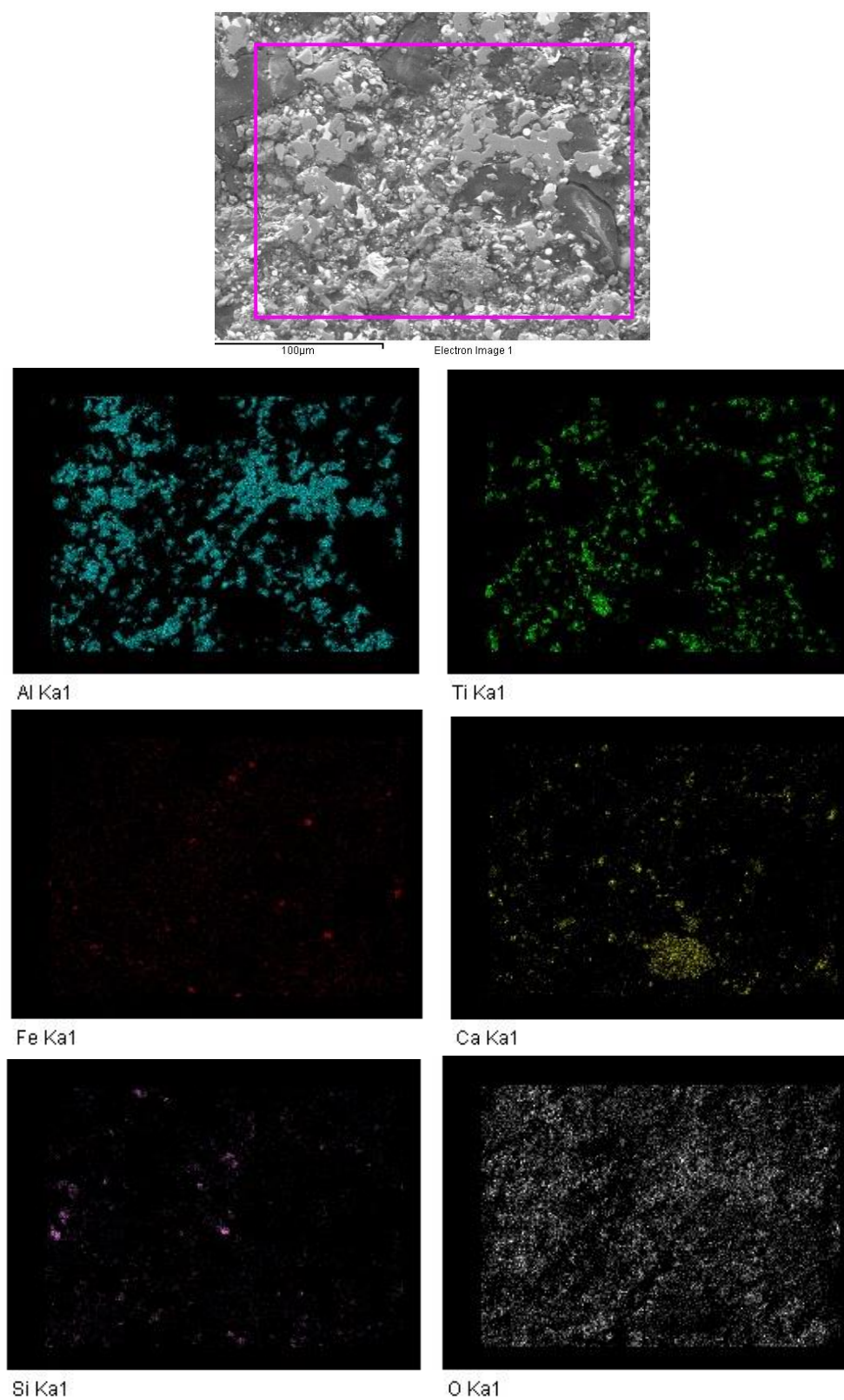
Un aspect important în cazul pieselor din aluminiu îl reprezintă calitatea acestora, caracterizată prin prezența incluziunilor și a punctelor dure în aliaj. Prin prezența acestora, proprietățile mecanice ale aliajului pot fi reduse considerabil. Un inconvenient al punctelor dure prezente în piesele finale apare în momentul prelucrării mecanice a piesei, care produc uzura instrumentelor și cauzează defecte superficiale ale piesei, având ca și consecință transformarea pieselor în rebut. Aceste puncte dure sunt oxizi de aluminiu, numiți și corindon.

Compoziția chimică a acestor puncte dure a fost analizată la microscopul electronic cu baleiaj (SEM). Din Figura 4.32 se observă că aceste puncte dure sunt oxizi de aluminiu.

De asemenea la SEM s-a analizat compoziția chimică a probelor fără degazare / fără filtrare, filtrate și filtrate - degazate, care anterior au fost atacate chimic și analizate cu privire la microstructura aliajului. Din analiza realizată rezultă că, compușii intermetalici și incluziunile sunt cele amintite în subcapitolul 4.2.3.1. În Figura 4.33 se prezintă câteva exemple de incluziuni care au fost identificate și analizate cu privire la compoziția chimică a acestora.



a)



b)

Figura 4.32. Compoziția chimică a punctelor dure

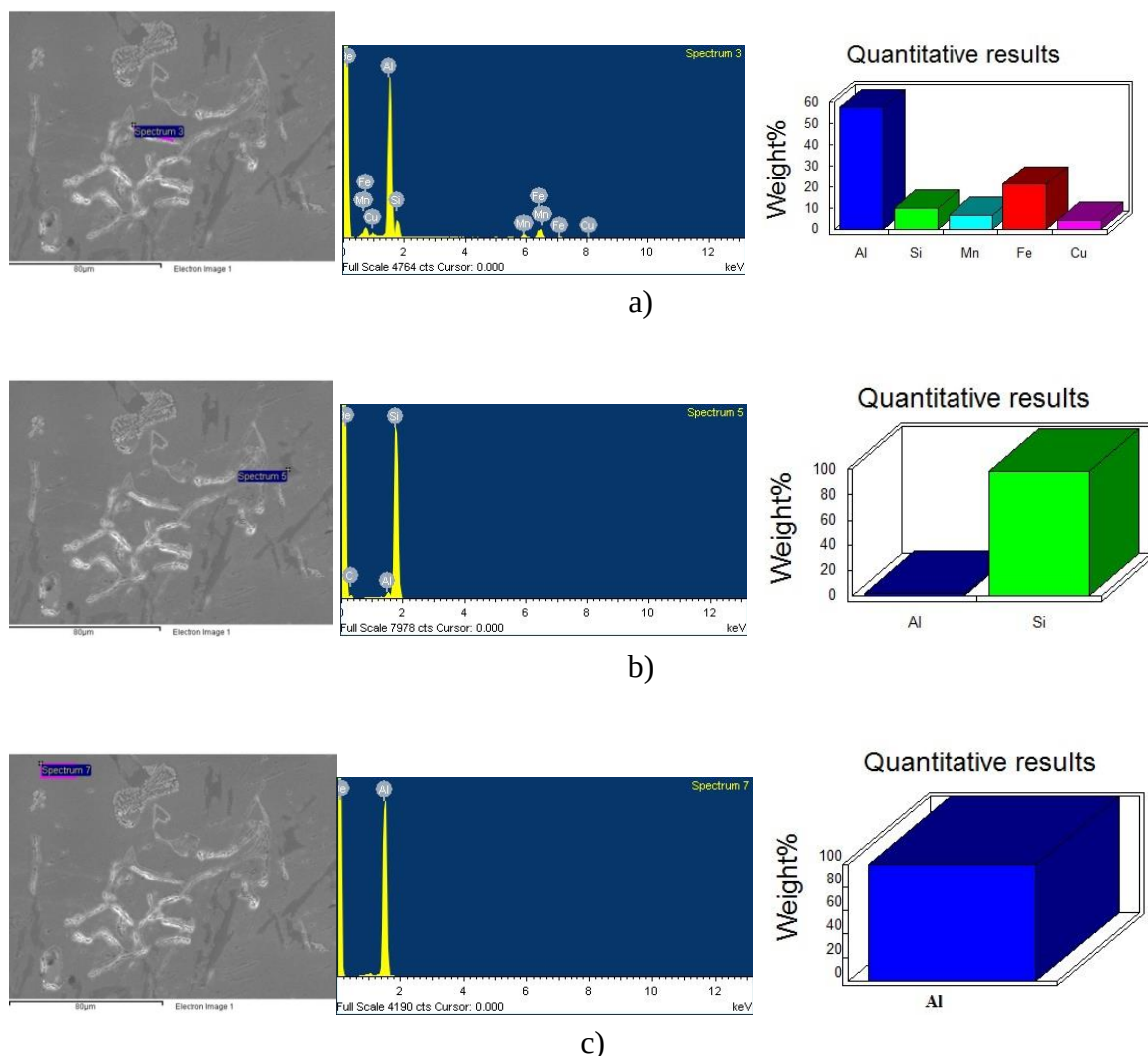


Figura 4.33. Compoziția chimică a pieselor fără degazare / fără filtrare, filtrate și degazate (matricea alfa, siliciul și compușii intermetalici)

4.3.2.5. Analiza filtrului după filtrarea aliajului

Probele selectate din filtrul Sivex S, folosit la filtrarea aliajului de aluminiu au fost analizate la microscopul electronic cu baleiaj (SEM). Din imaginile obținute de la analiza acestuia prin microanaliza EDS, se observă că în majoritatea zonelor analizate s-au găsit elemente precum: aluminiu, oxigen, siliciu, fier, cupru și magneziu.

În Figura 4.34 se prezintă câteva zone a filtrului în care s-a determinat compoziția chimică. Un studiu mai amplu cu privire la compoziția chimică a filtrului analizat se prezintă în Anexa 2.

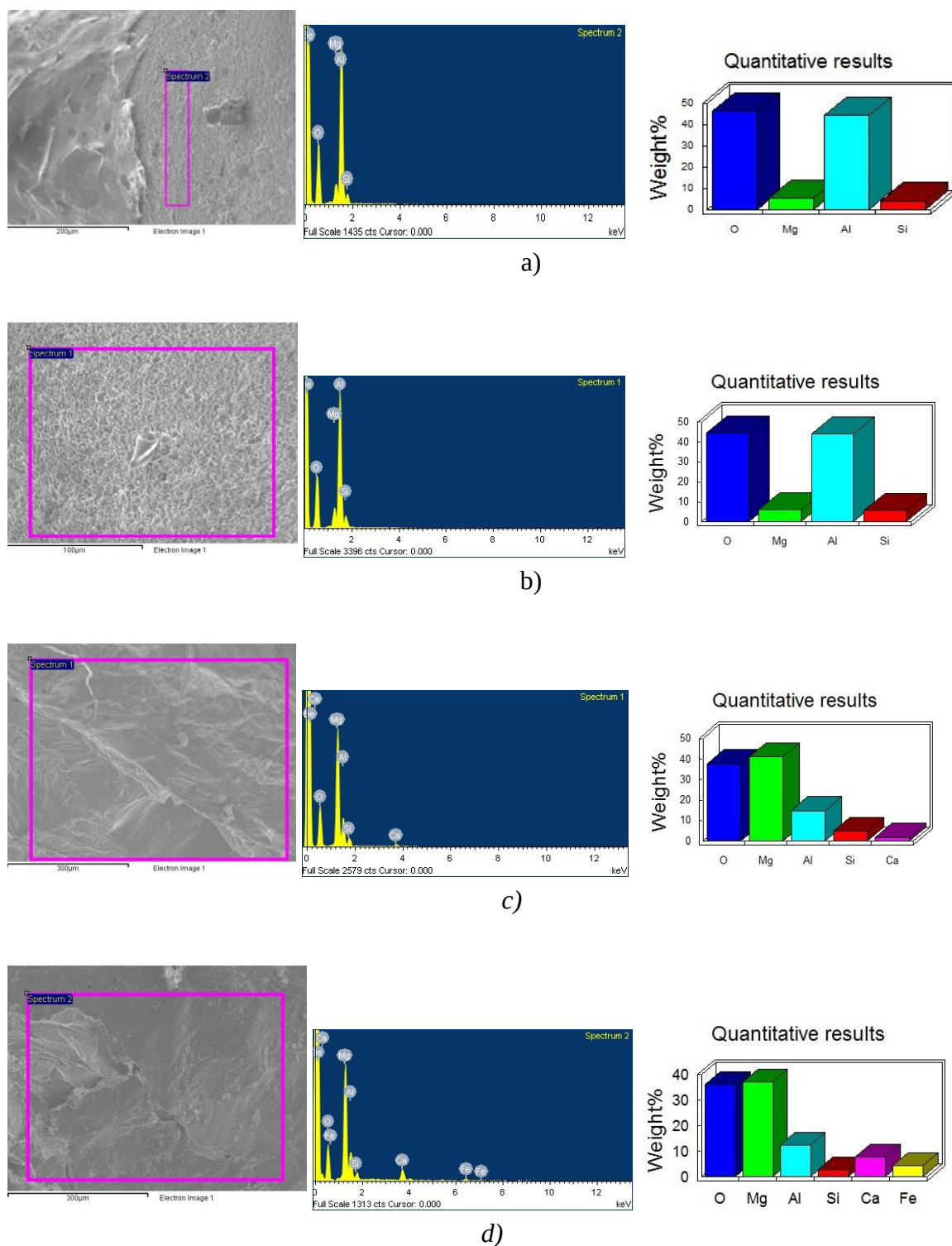


Figura 4.34. Analiza filtrului folosit la filtrarea aliajului $AlSi_9Cu_3$ prin microanaliza EDS

4.3.2.6. Determinarea pierderilor de temperatură în urma filtrării și a degazării

Determinarea temperaturii s-a realizat în cuptorul de elaborare, după realizarea filtrării și după degazare.

Schema privind procesul de elaborare a acestor probe este prezentată în Figura 4.35. În Figura 4.36 se prezintă un grafic cu pierderile de temperatură de la cuptorul de elaborare, după filtrare și după degazarea cu azot a aliajului AlSi₉Cu₃.

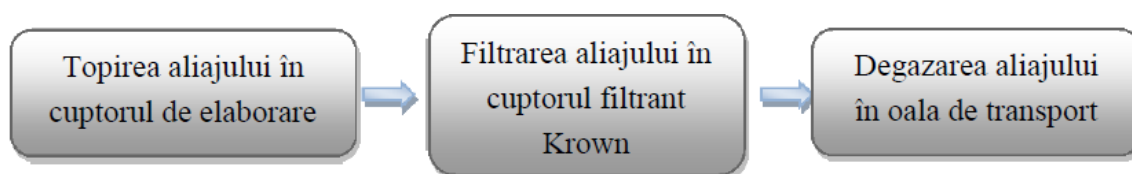


Figura 4.35. Schema de lucru privind elaborarea probelor filtrate și degazate

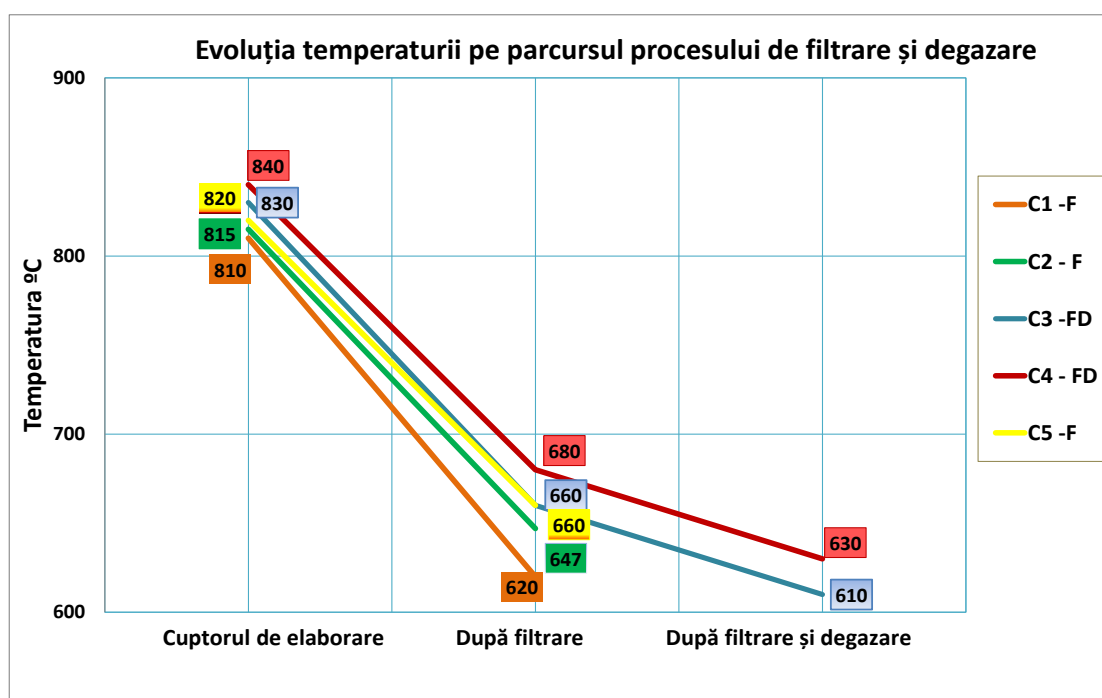


Figura 4.36. Pierdere temperaturii în urma proceselor de filtrare și degazare

În Tabelul 4.6 se prezintă pierderile de temperatură pentru fiecare prelevare în parte, de la cuptorul de elaborare până în momentul în care s-a terminat degazarea.

Din datele prezentate se observă că pierderile de temperatură de la cuptorul de elaborare până în momentul terminării procesului de filtrare sunt cuprinse între 160 și 190°C, iar ca urmare a degazării se mai pierde încă 50°C. Pe întreg procesul de elaborare se produce o pierdere a temperaturii de 210-220°C.

Tabelul 4.6. Pierderile de temperatură în urma filtrării și a degazării pentru fiecare prelevare

Pierderea temperaturii	C1 (°C)	C2 (°C)	C3 (°C)	C4 (°C)	C5 (°C)
De la cuptorul de elaborare - după filtrare	190	168	170	160	160
Pe parcursul degazării			50	50	
Total pierderea temperaturii	190	168	220	210	160

4.4. Piese produse prin procedeele HPDC și SSR

4.4.1. Determinarea porozității în piese HPDC și SSR înainte și după aplicarea tratamentelor termice

În Tabelul 4.7 se prezintă toate rezultatele experimentale obținute (porozitate și dimensiunea porului maxim) în fiecare probă analizată. Pentru facilitarea comparației, s-au inclus valorile medii și abaterea standard pentru fiecare probă.

Tabelul 4.7. Date privind porozitate și dimensiunea porului maxim în piese HPDC și SSR

Tipul aliajului	Piesa	Probe	Porozitate (%)	Media	Abatere	Porul maxim (mm ²)	Media	Abatere
SSR	SS6	SS6-A	0.188	0.118	0.067	0.0000	0.0006	0.0005
		SS6-B	0.170			0.0010		
		SS6-C	0.138			0.0013		
		SS6-D	0.035			0.0004		
		SS6-E	0.060			0.0003		
	SS7	SS7-A	0.058	0.063	0.032	0.0004	0.0004	0.0002
		SS7-B	0.009			0.0003		
		SS7-C	0.080			0.0002		
		SS7-D	0.079			0.0006		
		SS7-E	0.088			0.0004		
	SS8	SS8-A	0.035	0.302	0.465	0.0005	0.0017	0.0014
		SS8-B	1.117			0.0022		
		SS8-C	0.027			0.0016		
		SS8-D	0.261			0.0039		
		SS8-E	0.071			0.0003		

Tabelul 4.7. Date privind porozitate și dimensiunea porului maxim în piese HPDC și SSR (continuare)

Tipul aliajului	Piesa	Probe	Porozitate (%)	Media	Abatere	Porul maxim (mm ²)	Media	Abatere
SSR + T6	SS20	SS20-A	0.298	0.115	0.114	0.0062	0.0035	0.0030
		SS20-B	0.075			0.0023		
		SS20-C	0.145			0.0072		
		SS20-D	0.051			0.0014		
		SS20-E	0.007			0.0005		
	SS21	SS21-A	0.065	0.174	0.089	0.0073	0.0108	0.0088
		SS21-B	0.092			0.0021		
		SS21-C	0.258			0.0045		
		SS21-D	0.231			0.0224		
		SS21-E	0.226			0.0176		
	SS22	SS22-A	0.026	0.023	0.018	0.0002	0.0010	0.0012
		SS22-B	0.008			0.0003		
		SS22-C	0.040			0.0028		
		SS22-D	0.038			0.0015		
		SS22-E	0.001			0.0000		
	SS23	SS23-A	0.008	0.021	0.018	0.0006	0.0011	0.0011
		SS23-B	0.050			0.0030		
		SS23-C	0.011			0.0004		
		SS23-D	0.023			0.0011		
		SS23-E	0.010			0.0004		
SSR + T5	SS13	SS13-A	0.005	0.012	0.016	0.0001	0.0002	0.0001
		SS13-B	0.040			0.0001		
		SS13-C	0.004			0.0002		
		SS13-D	0.006			0.0003		
		SS13-E	0.004			0.0001		
	SS14	SS14-A	0.016	0.013	0.014	0.0021	0.0006	0.0008
		SS14-B	0.004			0.0002		
		SS14-C	0.003			0.0001		
		SS14-D	0.036			0.0006		
		SS14-E	0.004			0.0002		
HPDC	HP01	HP01-A	0.031	0.020	0.009	0.0011	0.0012	0.0009
		HP01-B	0.011			0.0011		
		HP01-C	0.013			0.0007		
		HP01-D	0.019			0.0005		
		HP01-E	0.026			0.0027		
	HP02	HP02-A	0.032	0.062	0.027	0.0011	0.0023	0.0012
		HP02-B	0.035			0.0013		
		HP02-C	0.068			0.0024		
		HP02-D	0.082			0.0025		
		HP02-E	0.091			0.0041		

Tabelul 4.7. Date privind porozitate și dimensiunea porului maxim în piese HPDC și SSR (continuare)

Tipul aliajului	Piesa	Probe	Porozitate (%)	Media	Abatere	Porul maxim (mm ²)	Media	Abatere
HPDC	HP03	HP03-A	0.099	0.081	0.101	0.0048	0.0053	0.0082
		HP03-B	0.015			0.0005		
		HP03-C	0.250			0.0196		
		HP03-D	0.012			0.0003		
		HP03-E	0.032			0.0014		
	HP04	HP04-A	0.115	0.084	0.053	0.0017	0.0016	0.0015
		HP04-B	0.032			0.0006		
		HP04-C	0.023			0.0003		
		HP04-D	0.107			0.0042		
		HP04-E	0.141			0.0011		
HPDC + T6	A01	A01-A	2.403	2.281	0.648	0.0529	0.0418	0.0089
		A01-B	2.358			0.0436		
		A01-C	1.407			0.0316		
		A01-D	3.196			0.0469		
		A01-E	2.043			0.0341		
	A02	A02-A	0.157	0.759	0.698	0.0073	0.0132	0.0096
		A02-B	0.680			0.0128		
		A02-C	0.361			0.0042		
		A02-D	0.649			0.0126		
		A02-E	1.946			0.0292		
	A03	A03-A	2.524	3.567	0.952	0.0555	0.0820	0.0279
		A03-B	4.730			0.1028		
		A03-C	2.875			0.0866		
		A03-D	4.374			0.1138		
		A03-E	3.330			0.0513		
	A04	A04-A	1.826	1.675	1.022	0.0258	0.0626	0.0597
		A04-B	0.971			0.0279		
		A04-C	2.556			0.1180		
		A04-D	2.700			0.1358		
		A04-E	0.322			0.0055		

Rezultatele cu privire la porozitate și dimensiunea porului maxim, reprezentate în Figura 4.37 și Figura 4.38 atrag atenția datorită faptului că, se observă un rezultat similar în toate tipurile de aliaj, mai puțin în cazul grupului HPDC+T6, unde valorile de porozitate depășesc cu mult celelalte rezultate. Acest lucru se datorează aplicării tratamentului termic T6 pe piese fabricate prin procedeul HPDC. După cum aminteam în Capitolul 3 cu privire la realizarea tratamentelor termice, datorită optimizării modului de aplicare a tratamentelor termice nu au mai apărut umflături la suprafața pieselor, însă acest tratament termic a

condus la apariția unui număr foarte mare de bule în interiorul pieselor. După cum putem observa din figurile prezentate mai sus, porozitatea depășește 4,5%, iar dimensiunea porilor ajunge până la 0,14 mm².

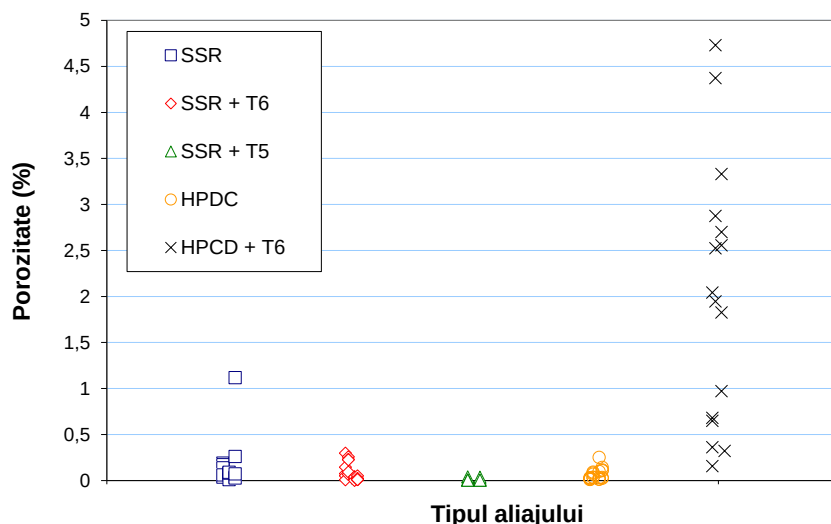


Figura 4.37. Comparație privind rezultatele de porozitate obținute în piese fabricate prin procedeele HPDC și SSR, fără tratament și tratate termic cu T5 și T6

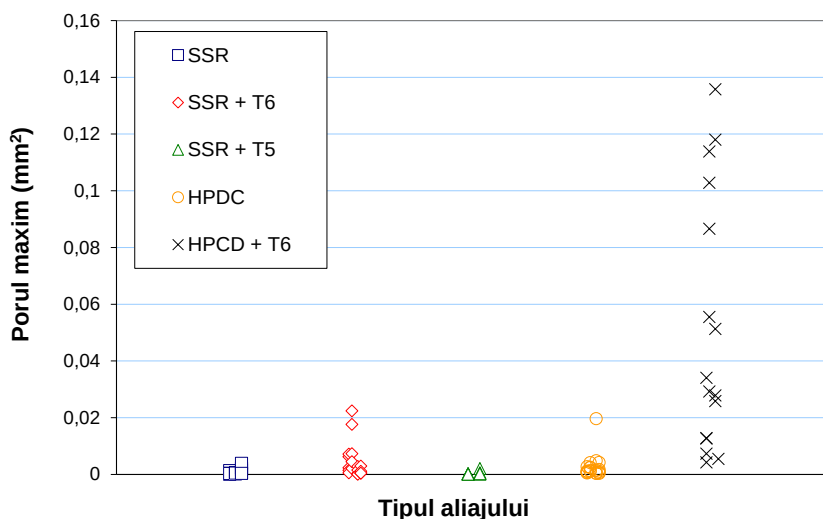


Figura 4.38. Comparație privind rezultatele porului de dimensiune maximă obținute în piese fabricate prin procedeele HPDC și SSR fără tratament și tratate termic cu T5 și T6

În Figura 4.39 se prezintă porozitatea provocată de aplicarea tratamentului termic T6 într-una din piesele analizate. În concluzie, putem afirma că piesele produse prin procedeul HPDC nu se pretează tratamentului termic T6.

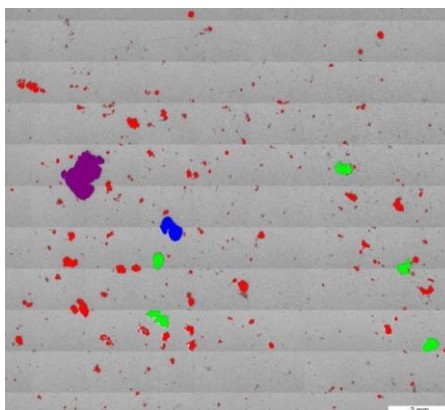


Figura 4.39. Imagine de la analiza porozității, a unei probe din aliaj HPDC+T6

O analiză în detaliu a tipurilor de aliaj care nu prezintă variații radicale se prezintă în Figura 4.40 și Figura 4.41, în care sunt redată rezultatele de porozitate și dimensiunea porului maxim. În aceste figuri este exclus tipul de aliaj HPDC+T6. În urma analizei celor două figuri se pot face următoarele observații:

- Toate tipurile de aliaj prezintă o dispersie importantă;
- În ceea ce privește aplicarea tratamentului termic T6 pe piese fabricate prin procedeul SSR, putem afirma faptul că acest tratament nu pare să afecteze rezultatele privind porozitatea, însă produce o ușoară creștere a dimensiunii porului maxim.
- Probele SSR și HPDC nu prezintă diferențe majore în ceea ce privește porozitatea, însă se apreciază că valorile porului de dimensiune maximă în probele HPDC sunt ușor superioare față de probele SSR.

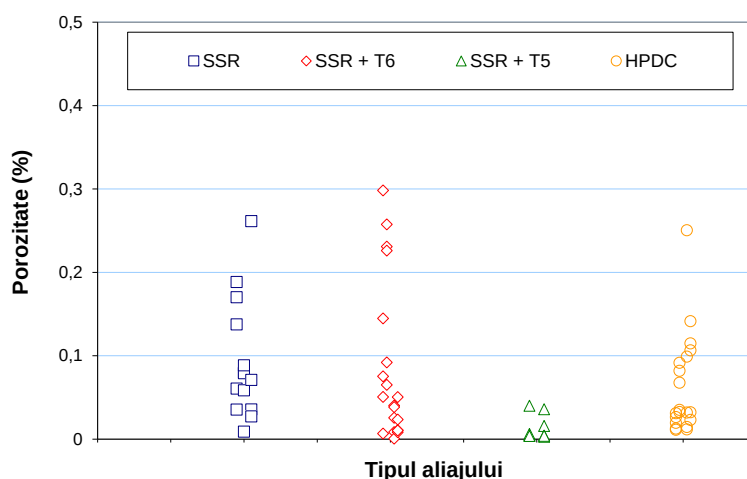


Figura 4.40. Comparație privind rezultatele de porozitate obținute în piese fabricate prin procedeele HPDC și SSR, fără tratament și tratate termic (s-a exclus aliajul HPDC+T6)

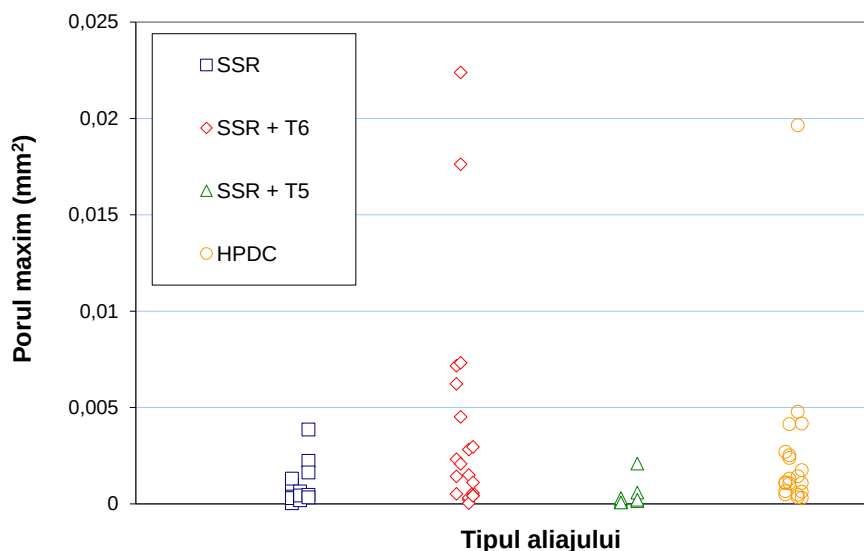


Figura 4.41. Comparația rezultatelor privind dimensiunea porului maxim în piese fabricate prin procedeele HPDC și SSR, fără tratament și tratate termic (s-a exclus aliajul HPDC+T6)

4.4.2. Analiza microstructurii în piesele HPDC și SSR

În acest subcapitol se prezintă date cu privire la microstructura aliajului HPDC fără tratament termic și cu T6, precum și microstructura aliajului SSR fără tratament termic și cu tratamentele termice T5 și T6. La fel ca și în cazul aliajului filtrat și degazat, parametrii analizați au fost fazele prezente în aliaj, procentajul fazei alfa și dimensiunea grăunților.

4.4.2.1. Microstructura aliajului HPDC

4.4.2.1.1. Fazele prezente în aliajul analizat

Fazele prezente în acest tip de aliaj sunt aproximativ aceleași ca și în cazul aliajului filtrat și degazat, și anume, faza alfa, compușii intermetalici și siliciul. În Figura 4.42 și Figura 4.43 se observă faza alfa, siliciul și compușii intermetalici sub formă de ace de culoare închisă. Din Figura 4.43 se observă că în urma tratamentului termic microstructura aliajului prezintă modificări din punct de vedere al prezentării siliciului, care este sferoidizat, iar grăunții sunt finisați; în schimb în Figura 4.42 siliciul se găsește grupat. De asemenea, în cazul aliajului tratat termic se observă o cantitate mai mare de compuși intermetalici sub formă de ace de culoare închisă.

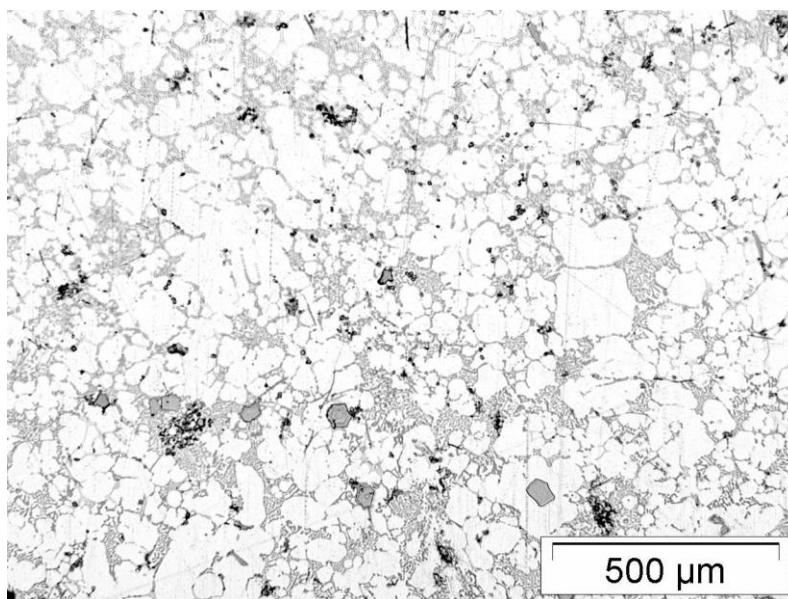


Figura 4.42. Imaginea structurii metalografice a probei HP04_B, fără tratament termic

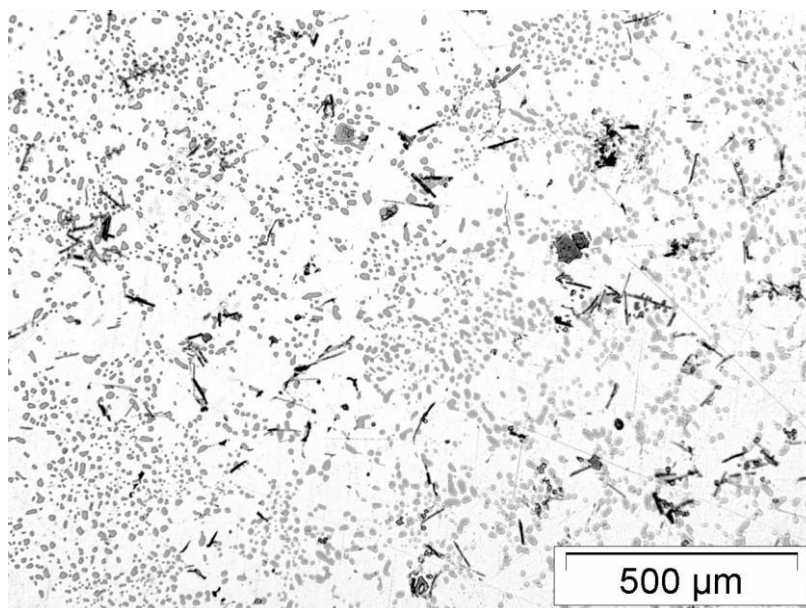


Figura 4.43. Imaginea structurii metalografice a probei A04_B, cu tratament termic T6

4.4.2.1.2. Procentajul fazei alfa

Din analiza fazei alfa a probelor analizate, prezentată în Figura 4.44 rezultă faptul că, probele care nu au primit tratament termic au un procentaj mai mic al fazei alfa față de cele care au fost supuse tratamentului termic T6. Procentajul mai ridicat al fazei alfa al probelor din aliaj HPDC cu tratament termic se datorează faptului că a doua fază, adică siliciul, ori o parte din compușii intermetalici s-au solubilizat total sau parțial datorită tratamentului termic.

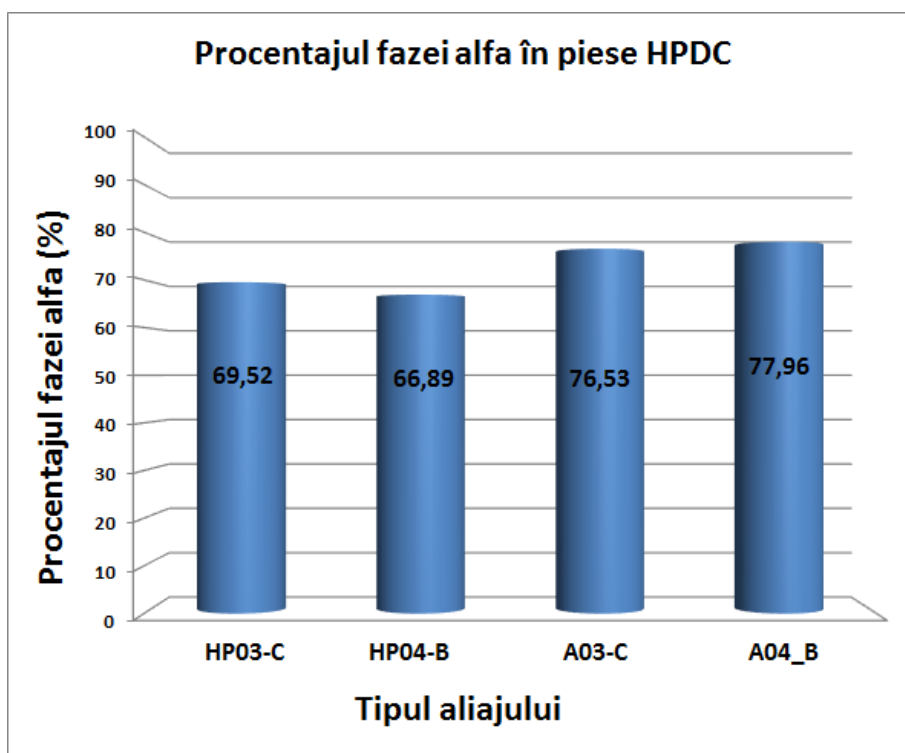


Figura 4.44. Procentajul fazei alfa în probele HPDC

4.4.2.1.3. Dimensiunea grăunților

Analiza mărimii grăunților în probele din aliaj HPDC s-a realizat doar în cazul probelor HPDC fără tratament termic, deoarece marginile grăunților în probele cu tratament termic T6 nu sunt bine definite. Din comparația rezultatelor obținute pe baza aliajului HPDC fără tratament termic și SSR fără tratament termic, se ajunge la concluzia că nu sunt diferențe majore între aceste tipuri de probe cu privire la dimensiunea grăunților. Rezultatele obținute sunt prezentate în Tabelul 4.8 și în Figura 4.45, respectiv Figura 4.46.

Tabel 4.8. Date cu privire la mărimea grăunților în piese HPDC fără tratament termic

	HP03_C	HP04_B
Total area [μm^2]	2909173,40	2909173,40
Number of inner grains	16068,00	20245,00
Area of inner grains [μm^2]	2735869,62	2665894,65
Number of border grains	453,00	526,00
Area of border grains [μm^2]	156782,78	222537,80
Class number of grain		
G number elongated 1	9,54	9,96
G number elongated 2	9,60	9,93
Elongation number	1,00	0,99

Tabel 4.8. Date cu privire la mărimea grăunților în piese HPDC fără tratament termic (continuare)

	HP03_C	HP04_B
G number single grain	9,65	10,02
Dual grain 1	8,56	8,87
Dual grain 2	10,50	11,25
G number sandwich 1	0,00	0,00
G number sandwich 2	0,00	0,00
Grain size 1,0	0,00	0,00
Grain size 1,5	0,00	0,00
Grain size 2,0	0,00	0,00
Grain size 2,5	0,00	0,00
Grain size 3,0	0,00	0,00
Grain size 3,5	0,00	0,00
Grain size 4,0	0,00	0,00
Grain size 4,5	1,3774	0,4171
Grain size 5,0	2,0952	0,2522
Grain size 5,5	2,7839	1,9497
Grain size 6,0	5,238	2,97
Grain size 6,5	8,37	6,2532
Grain size 7,0	10,4436	8,6724
Grain size 7,5	12,9168	11,6208
Grain size 8,0	11,4804	12,0312
Grain size 8,5	9,291	10,735
Grain size 9,0	8,189	10,013
Grain size 9,5	7,163	8,436
Grain size 10,0	7,3224	8,2512
Grain size 10,5	5,168	5,928
Grain size 11,0	3,8285	4,4745
Grain size 11,5	2,7075	3,477
Grain size 12,0	1,8335	2,356
Grain size 12,5	1,1155	1,649
Grain size 13,0	0,6014	0,9118
Grain size 13,5	0,3007	0,4947
Grain size 14,0	0,1067	0,1649
Grain size 14,5	0,0194	0,0485
Grain size 15,0	0,00	0,0097
Grain size 15,5	0,00	0,00
Grain size 16,0	0,00	0,00
Grain size 16,5	0,00	0,00
Grain size 17,0	0,00	0,00
Grain size 17,5	0,00	0,00
Grain size 18,0	0,00	0,00
Grain size 18,5	0,00	0,00
Grain size 19,0	0,00	0,00
Above grain size 19,0	0,00	0,00

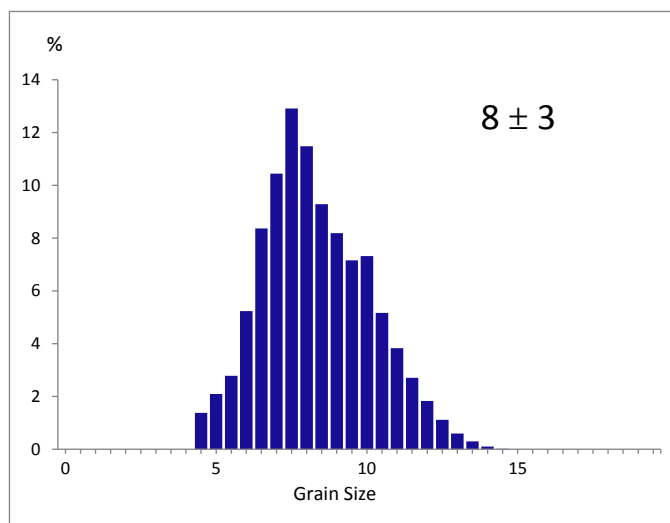


Figura 4.45. Distribuția grăunților în funcție de mărime, în proba HP03_C

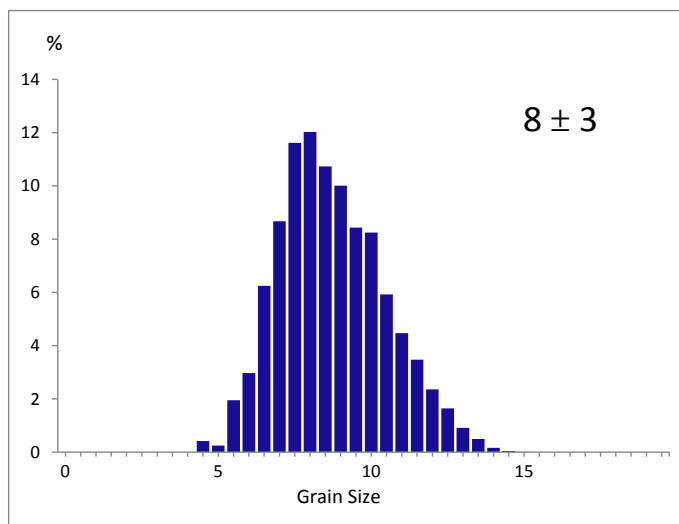


Figura 4.46. Distribuția grăunților în funcție de mărime, în proba HP04_B

4.4.2.2. Microstructura aliajului SSR

4.4.2.2.1. Fazele prezente în aliajul analizat

Fazele prezente în acest tip de aliaj sunt aceleași ca și în cazul celorlalte tipuri de aliaje prezentate anterior, și anume, faza alfa, siliciul și compușii intermetalici. În piesele SSR tratate termic cu T6, la fel ca și în cazul pieselor HPDC tratate, siliciul, în urma expunerii la temperaturi ridicate a fost sferoidizat, prezentându-se ca precipitați, sub formă rotundă, în timp ce în cazul pieselor fără tratament termic sau cu tratament termic T5, siliciul se găsește grupat. În figurile următoare (Figura 4.47 – Figura 4.49) se prezintă imaginii cu microstructura aliajului SSR fără tratament termic și cu tratament termic T5 și T6.

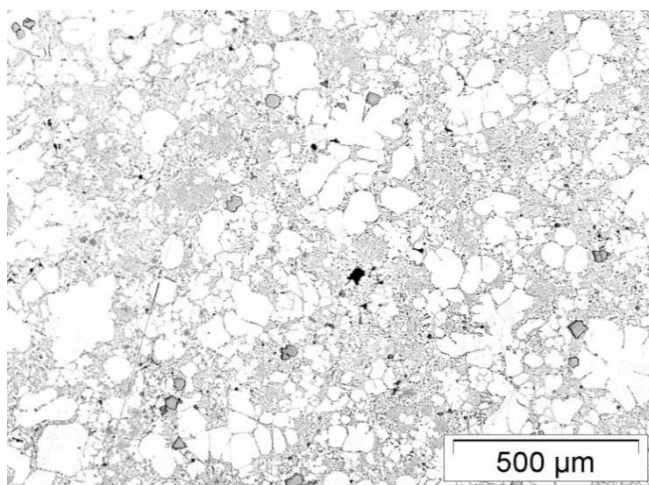


Figura 4.47. Imaginea structurii metalografice a probei SS7_C, fără tratament termic

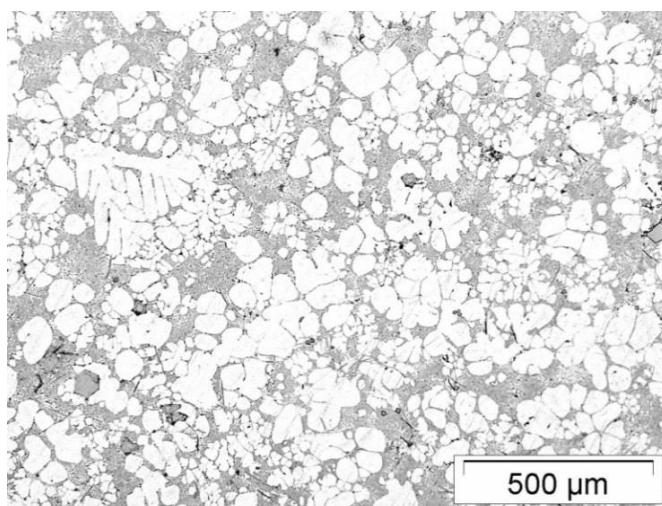


Figura 4.48. Imaginea structurii metalografice a probei SS13_B, cu tratament T5

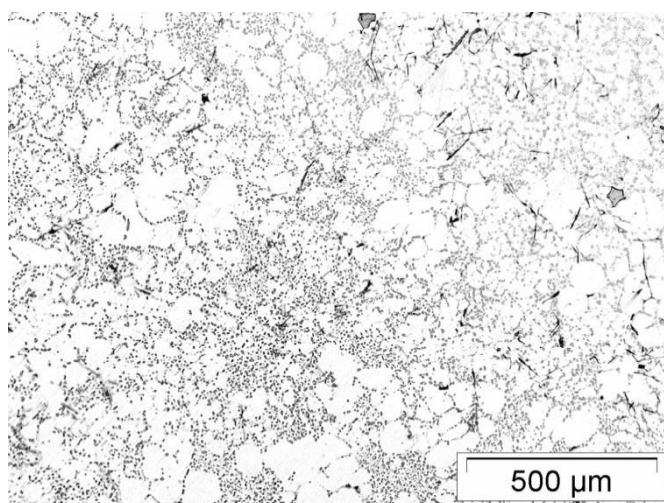


Figura 4.49. Imaginea structurii metalografice a probei SS22_E, cu tratament T6

4.4.2.2.2. Procentajul fazei alfa

Procentajul cel mai scăzut al fazei alfa se regăsește în cazul probelor SSR fără tratament termic. Este evident faptul că procentajul fazei alfa variază în funcție de tratamentul termic la care este supusă piesa. Ca urmare, probele cărora li s-au aplicat tratament termic T6 prezintă cel mai ridicat procentaj al fazei alfa. La fel ca și în cazul probelor HPDC supuse tratamentului termic T6 și acest aliaj, în urma temperaturii ridicate la care a fost supus, anumite faze și compusi intermetalici s-au solubilizat. Probele tratate cu T5 prezintă un procentaj mai mic al fazei alfa față de cele tratate cu T6. Reprezentarea grafică a datelor obținute din aceste aliaje este prezentată în Figura 4.50.

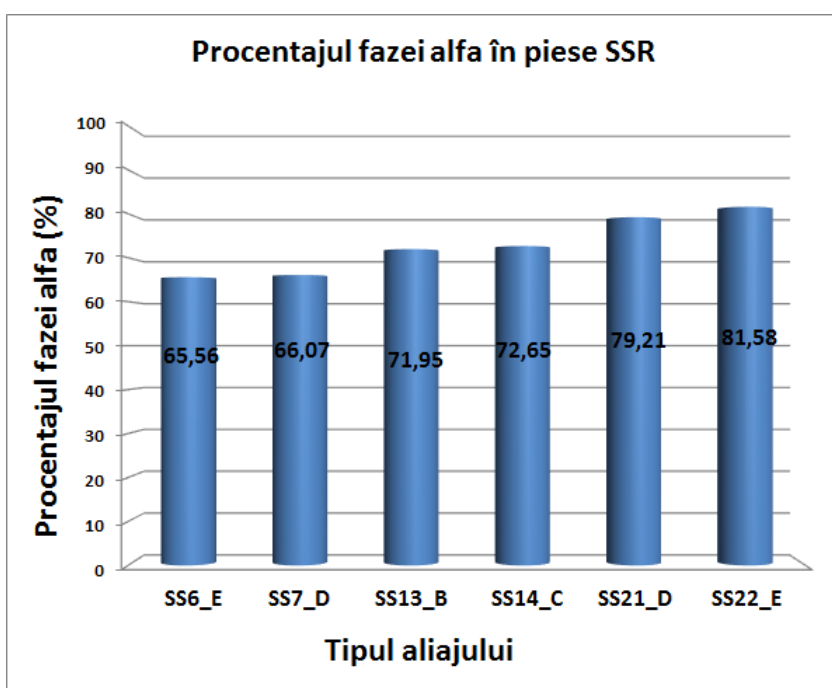


Figura 4.50. Procentajul fazei alfa în piese SSR

4.4.2.2.3. Dimensiunea grăunților

Din analiza probelor SSR rezultă faptul că probele cu dimensiunea cea mai mică a grăunților o prezintă piesele SSR tratate cu T6. Probele SSR fără tratament termic și cu tratament T5 prezintă aproximativ aceleași rezultate, deși în cazul probei SS14 se observă o ușoară diminuare a dimensiunii grăunților. După cum este prezentat și în literatura de specialitate, cu cât dimensiunea grăunților este mai mică cu atât proprietățile mecanice ale pieselor sunt mai bune. În acest studiu s-au realizat teste pentru determinarea rezistenței la tracțiune și determinarea durtății Brinell cu scopul de a identifica legătura între dimensiunea grăunților și proprietățile mecanice ale acestui aliaj. Datele cu privire la rezistența la tracțiune și durtatea Brinell sunt prezentate în subcapitolul 4.4.3.

În Tabelul 4.9 se prezintă datele obținute cu privire la dimensiunea grăunților în piesele din aliaj SSR fără tratament termic și cu tratament termic T5 și T6. În Figura 4.51 – Figura 4.56 se prezintă graficele cu distribuția grăunților în funcție de dimensiunea lor.

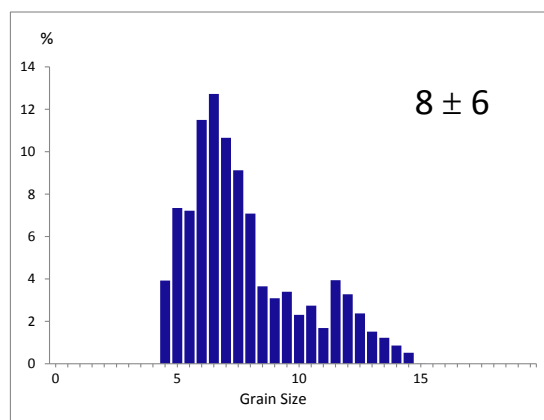


Figura 4.51. Distribuția grăunților în funcție de mărime, în proba SS6_E

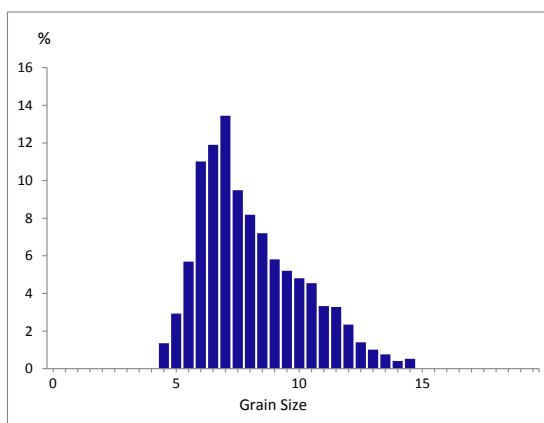


Figura 4.52. Distribuția grăunților în funcție de mărime, în proba SS7_E

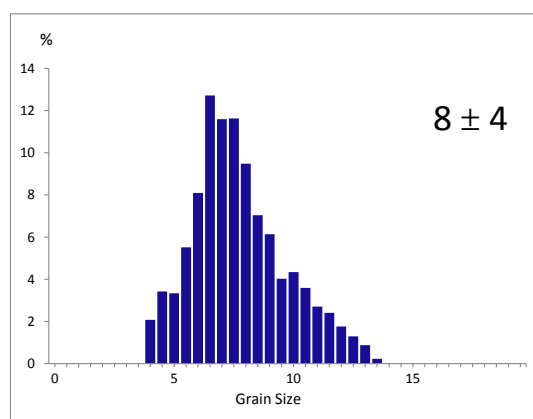


Figura 4.53. Distribuția grăunților în funcție de mărime, în proba SS13-B

Tabel 4.9. Date cu privire la mărimea grăunților în piese SSR

	SS6_E	SS7_E	SS13_B	SS14_C	SS21_D	SS22_E
Total area [μm^2]	2909173,40	2909173,40	2909173,40	2909173,40	2909173,40	2909173,40
Number of inner grains	16789,00	18456,00	19896,00	92589,00	5789,00	5378,00
Area of inner grains [μm^2]	2689647,58	2730896,86	2647893,58	2547489,89	2358965,72	2014589,56
Number of border grains	349,00	395,00	385,00	320,00	218,00	185,00
Area of border grains [μm^2]	202387,82	159425,54	240998,82	268774,51	544209,68	889020,84
Class number of grain						
G number elongated 1	9,85	9,79	9,47	9,10	8,25	8,89
G number elongated 2	9,58	9,25	9,47	9,	8,45	8,56
Elongation number	0,99	0,98	1,00	1,01	1,00	1,00
G number single grain	9,82	9,47	9,58	9,78	8,56	8,56
Dual grain 1	7,04	7,98	7,87	8,14	5,52	5,25
Dual grain 2	11,87	11,95	11,58	11,47	10,65	10,45
G number sandwich 1	0,00	0,00	0,00	0,00	0,00	0,00
G number sandwich 2	0,00	0,00	0,00	0,00	0,00	0,00
Grain size 1,0	0,00	0,00	0,00	0,00	4,47	3,45
Grain size 1,5	0,00	0,00	0,00	2,45	6,45	7,67
Grain size 2,0	0,00	0,00	0,00	3,45	7,22	9,45
Grain size 2,5	0,00	0,00	0,00	3,98	8,06	7,56
Grain size 3,0	0,00	0,00	0,00	3,29	10,85	10,45
Grain size 3,5	0,00	0,00	0,00	6,45	8,61	10,24
Grain size 4,0	0,00	0,00	2,08	8,61	10,56	11,47
Grain size 4,5	3,92	1,35	3,42	8,94	11,45	11,45
Grain size 5,0	7,34	2,92	3,34	9,2	7,25	8,62
Grain size 5,5	7,21	5,69	5,52	10,5	6,1	5,12
Grain size 6,0	11,50	11,01	8,10	8,25	5,89	3,45
Grain size 6,5	12,72	11,90	12,72	6,38	3,45	1,56

Tabel 4.9. Date cu privire la mărimea grăunților în piese SSR (continuare)

	SS6_E	SS7_E	SS13_B	SS14_C	SS21_D	SS22_E
Grain size 7,0	10,65	13,44	11,59	6,16	3,05	3,05
Grain size 7,5	9,12	9,48	11,63	5,18	2,45	1,21
Grain size 8,0	7,08	8,18	9,48	3,54	2,07	1,38
Grain size 8,5	3,65	7,20	7,04	2,62	1,47	0,98
Grain size 9,0	3,08	5,81	6,14	2,48	1,06	0,71
Grain size 9,5	3,40	5,20	4,03	1,87	1,13	1,35
Grain size 10,0	2,31	4,80	4,34	1,76	0,93	1,11
Grain size 10,5	2,74	4,54	3,59	1,56	0,59	0,70
Grain size 11,0	1,69	3,32	2,71	1,14	0,33	0,39
Grain size 11,5	3,94	3,27	2,41	0,83	0,27	0,32
Grain size 12,0	3,27	2,34	1,76	0,41	0,01	0,01
Grain size 12,5	2,37	1,40	1,30	0,10	0,03	0,03
Grain size 13,0	1,51	1,01	0,88	0,00	0,00	0,00
Grain size 13,5	1,23	0,75	0,23	0,00	0,00	0,00
Grain size 14,0	0,86	0,40	0,01	0,00	0,00	0,00
Grain size 14,5	0,52	0,52	0,00	0,00	0,00	0,00
Grain size 15,0	0,00	0,00	0,00	0,00	0,00	0,00
Grain size 15,5	0,00	0,00	0,00	0,00	0,00	0,00
Grain size 16,0	0,00	0,00	0,00	0,00	0,00	0,00
Grain size 16,5	0,00	0,00	0,00	0,00	0,00	0,00
Grain size 17,0	0,00	0,00	0,00	0,00	0,00	0,00
Grain size 17,5	0,00	0,00	0,00	0,00	0,00	0,00
Grain size 18,0	0,00	0,00	0,00	0,00	0,00	0,00
Grain size 18,5	0,00	0,00	0,00	0,00	0,00	0,00
Grain size 19,0	0,00	0,00	0,00	0,00	0,00	0,00
Above grain size 19,0	0,00	0,00	0,00	0,00	0,00	0,00

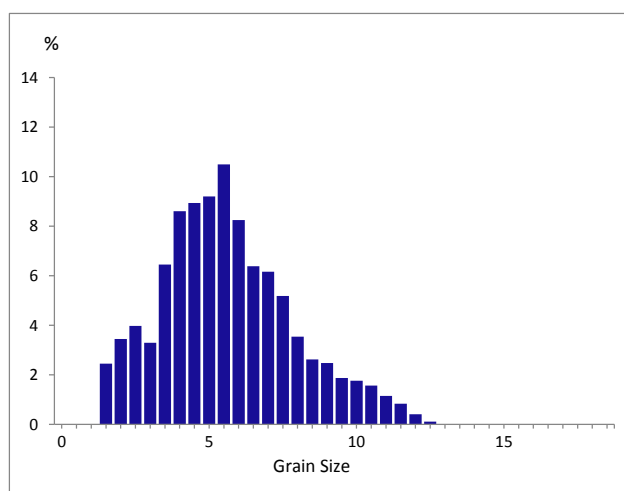


Figura 4.54. Distribuția grăunților în funcție de mărime, în proba SS14_C

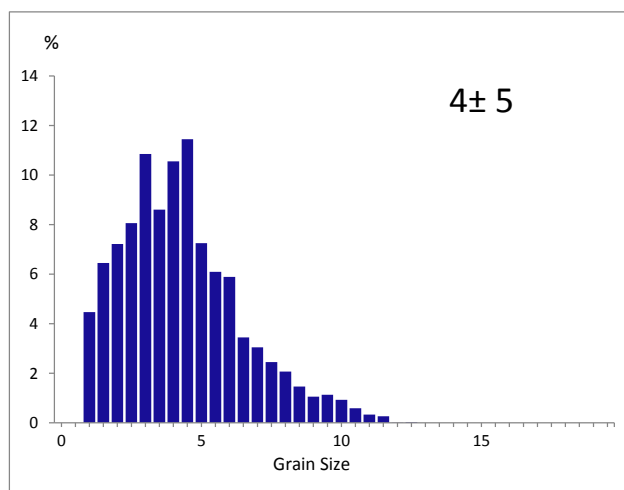


Figura 4.55. Distribuția grăunților în funcție de mărime, în proba SS21_D

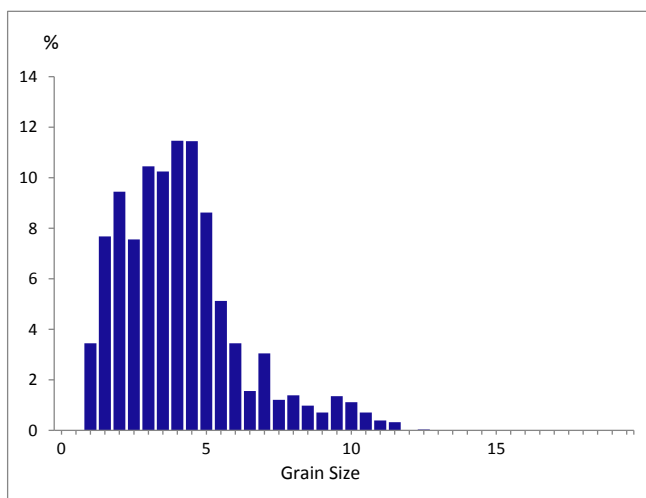


Figura 4.56. Distribuția grăunților în funcție de mărime, în proba SS22_E

4.4.3. Analiza proprietăților mecanice a aliajului HPDC și SSR

În acest subcapitol se prezintă rezultatele experimentale (încercări la tracțiune și duritatea Brinell), obținute pentru fiecare tip de aliaj (SSR și HPDC). Sub capitolul 4.4.3.1.1 redă rezultatele obținute pentru probele HPDC, iar sub capitolul 4.4.3.2 cele referitoare la aliajul SSR. Parametrii mecanici reprezentativi ai comportamentului mecanic privind încercările la tracțiune analizați, au fost: modulul de elasticitate /modulul Young (E), limita de elasticitate (σ_Y), tensiunea la rupere (σ_R), deformarea sub sarcină maximă ($\epsilon_{\max}$).

4.4.3.1. Rezultatele experimentale obținute

Prezentarea rezultatelor experimentale cu privire la proprietățile mecanice ale probetelor testate, este prezentată grupat, în funcție de aliajul analizat (HPDC și SSR).

4.4.3.1.1. Rezultatele obținute pe baza aliajului HPDC

În Tabelul 4.10 se prezintă datele obținute în urma realizării testelor de tracțiune a fiecărei epruvete prelucrate mecanice, din aliajul HPDC și după caz, netratate termic sau tratate cu tratamentul T6. După cum s-a prezentat în capitolul 3, subcapitolul 3.4.6, în urma analizei fotografice efectuată prin microscopie optică, a secțiunii de rupere a probei s-a constatat că unele probetele prezintă defecte importante. Datorită acestor defecte s-a hotărât excluderea rezultatelor aferente fiecărei probe de acest fel din analiza rezultatelor.

Tabelul 4.10. Rezultatele experimentale obținute în urma încercărilor la tracțiune pentru aliajul HPDC

Tratament	Epruveta	E (GPa)	σ_Y (MPa)	σ_R (MPa)	$\epsilon_{\max}$ (%)
Fără tratament	HP01_A	79.9	155	237	1.47
	HP01_B	76.0	265	281	0.97
	HP02_A	99.1	150	201	0.97
	HP02_B	65.1	145	263	2.80
	HP03_A	77.5	130	210	1.56
	HP03_B	79.1	135	246	2.35
	HP04_A	61.1	140	256	2.45
	HP04_B	52.2	150	230	1.70
T6	A01_A	-	-	-	-
	A01_B	73.9	166	166	0.42
	A02_A	63.4	140	162	0.91
	A02_B	67.1	150	162	0.55
	A03_A	94.5	154	192	1.02
	A03-B	66.0	160	174	0.60
	A04-A	75.7	155	185	0.76
	A04-B	65.0	150	209	1.47

Testele privind duritatea Brinell au fost realizate în starea brută a aliajului, după etapa de solubilizare și după îmbătrânire. Datele obținute sunt prezentate în Tabelul 4.11.

Tabelul 4.11. Rezultatele durității pentru aliajul HPDC

Piesă	Stare brută	După solubilizare	După îmbătrânire
A01	111.05	111.05	121.84
	111.05	111.05	131.73
A02	101.12	116.92	125.01
	107.75	116.92	119.85
A03	107.75	114.05	107.75
	106.01	116.92	106.01
A04	119.85	121.84	121.84
	116.92	121.84	114.05

4.4.3.1.2. Rezultatele obținute pe baza aliajului SSR

În Tabelul 4.12 se redau, detaliat pentru fiecare epruvetă prelucrată mecanic din piesele fabricate prin procedeul SSR (fără tratament termic și cu tratament termic T5 și T6), rezultatele obținute în urma realizării încercărilor de tracțiune.

Tabelul 4.12. Rezultatele experimentale obținute în urma realizării încercărilor la tracțiune pentru aliajului SSR

Tratament	Epruveta	E (GPa)	σ_Y (MPa)	σ_R (MPa)	ϵ_{max} (%)
Fără tratament	SS6_A	92.3	186	219	0.87
	SS6_B	56.6	169	241	1.54
	SS7_A	18.6	87	158	3.20
	SS7_B	77.8	151	209	1.03
	SS8_A	79.7	160	184	0.60
	SS8_B	83.8	154	235	1.43
T5	SS13_A	82.6	165	202	0.72
	SS13_B	80.9	175	246	1.21
	SS14_A	66.8	149	149	0.36
	SS14_B	74.5	150	292	4.69
T6	SS20-A	77.0	183	261	2.39
	SS20-B	71.7	174	196	0.92
	SS21-A	78.9	162	212	1.36
	SS21-B	86.9	183	229	1.22
	SS22-A	80.5	190	272	2.12
	SS22-B	80.0	190	308	4.46
	SS23-A	106.8	230	255	0.66
	SS23-B	74.6	165	168	0.45

La fel ca și în cazul aliajului HPDC, și pentru aliajul SSR s-a determinat duritatea Brinell în stare brută, după etapa de solubilizare și de îmbătrânire.. Datele privind duritatea Brinell sunt redată în Tabelul 4.13.

Tabelul 4.13. Rezultatele durității pentru aliajul SSR

Piesa	În stare brută	După solubilizare	După îmbătrânire
SS20	96.51	111.21	127.44
	94.39	107.75	125.01
SS21	86.36	114.05	147.74
	88.26	107.75	159.69
SS22	101.12	127.44	125.01
	106.01	125.01	125.01
SS23	101.12	121.84	138.92
	94.39	128.21	135.16

4.4.3.1.3. Studiu comparativ privind evoluția durității Brinell în piese fabricate prin procedeele HPDC și SSR după fiecare etapă a tratamentului termic T6

Pe baza rezultatelor privind duritatea Brinell obținute pentru aliajul HPDC și SSR s-au realizat două grafice comparative. În Figura 4.57 se prezintă o comparație a valorilor durității Brinell, a aliajelor HPDC și SSR fără tratament termic. Din analiza graficului se observă că, în general, aliajul HPDC prezintă o duritate superioară față de aliajul SSR, în concret duritatea (media $\pm$ deviația standard) a aliajului SSR este 96 ± 7 , în timp ce duritatea aliajului HPDC ajunge la 110 ± 6 .



Figura 4.57. Comparație privind duritatea Brinell a aliajului HPDC și SSR în stare brută de fabricare

În Figura 4.58 se poate aprecia o reprezentare a evoluției durezza Brinell a aliajului SSR și HPDC, după fiecare etapă a tratamentului termic T6 (solubilizare și îmbătrânire).

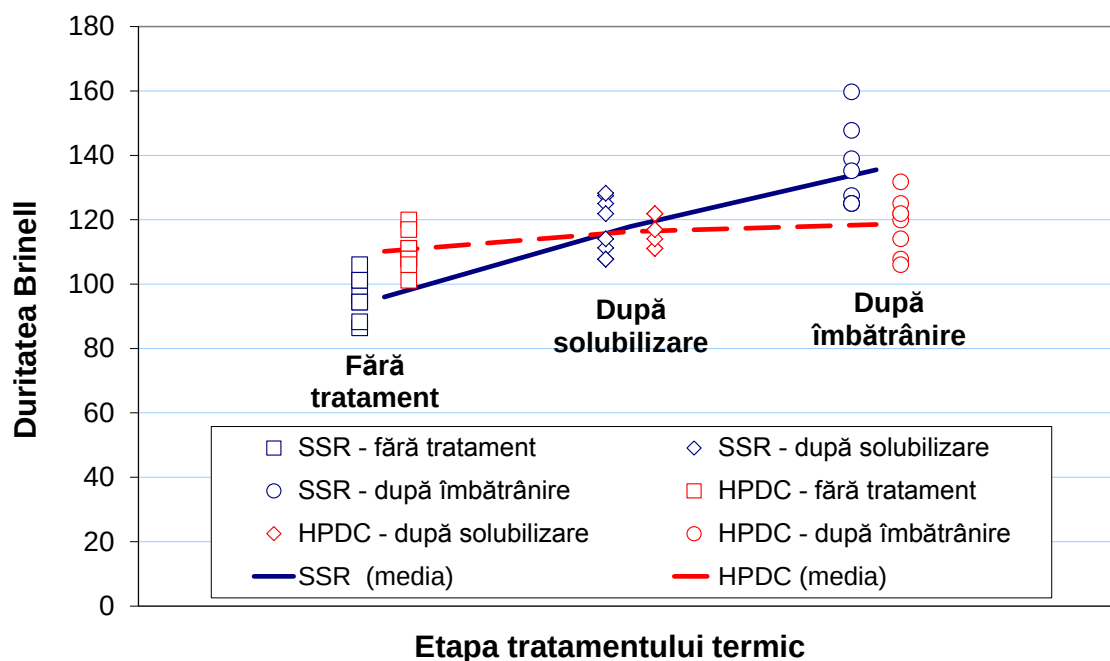


Figura 4.58. Evoluția durezza Brinell a aliajului SSR și HPDC în urma diferitelor etape ale tratamentului termic T6

Se observă că după prima etapă a tratamentului termic duritate este echilibrată, iar ca urmare a etapei de îmbătrânire, care de altfel este ultima etapă a tratamentului termic, duritatea aliajului SSR rezultă net superioară față de aliajul HPDC. În acest sens, rezultatele testelor privind duritatea relevă faptul că, aliajul SSR se pretează tratamentelor termice, în schimb aliajul HPDC prezintă insensibilitate în fața tratamentului termic T6.

4.4.3.1.4. Studiu comparativ al comportamentului mecanic a pieselor fabricate prin procedeele HPDC și SSR în stare brută

Valorile comportamentului mecanic obținute pentru aliajul SSR și HPDC fără tratament termic au fost expuse în grafice comparative, în concret parametri comparației sunt limita de elasticitate, tensiunea de rupere și deformarea sub sarcină maximă. Primii doi parametri sunt reprezentați în Figura 5.59 și Figura 5.60. Se observă faptul că datele obținute prezintă dispersie, astfel că nu se poate vorbi de diferențe substanțiale între cele două tipuri de aliaje.

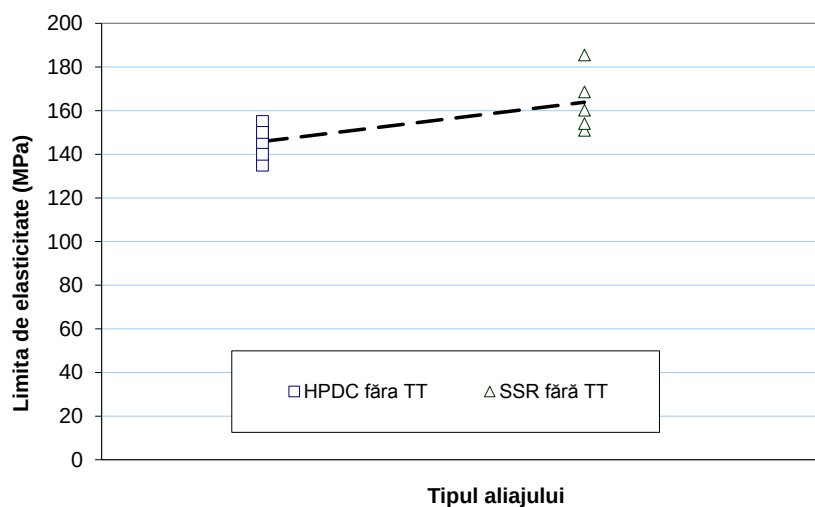


Figura 4.59. Compararea limitei de elasticitate a aliajului SSR și HPDC în stare brută

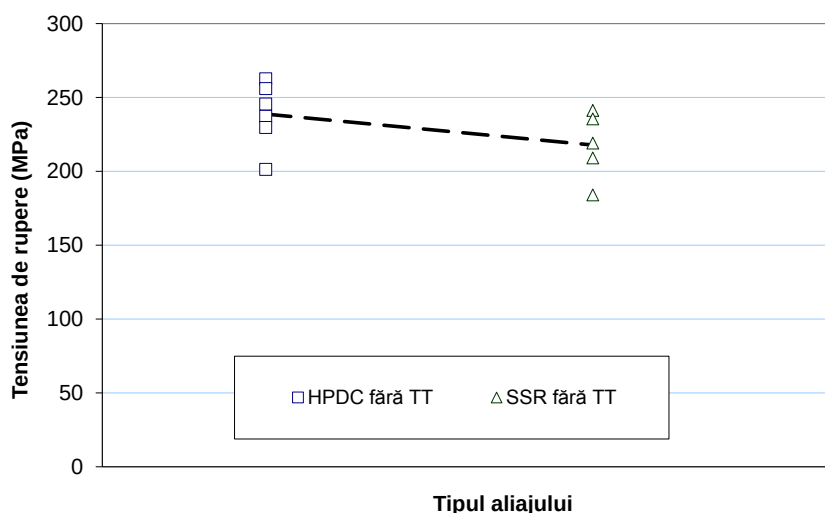


Figura 4.60. Compararea tensiunii de rupere a aliajului SSR și HPDC în stare brută

În final, Figura 4.61 oferă o comparație a deformării sub sarcină maximă a ambelor tipuri de aliaje. Din nou se apreciază o dispersie importantă însă, fără îndoială se permite perceperea unei diferențe semnificative în ceea ce privește valoarea medie a aliajului, astfel că aliajul HPDC este mai ductil decât aliajul SSR. Această comparație trebuie luată în calcul cu precauție, deoarece deformarea sub sarcină maximă este un parametru mecanic sensibil în cazul iregularităților și eterogenității aliajului (în cazul porilor sau a incluziunilor), mai ales când testele au fost realizate cu epruvetele de dimensiuni geometrice reduse.

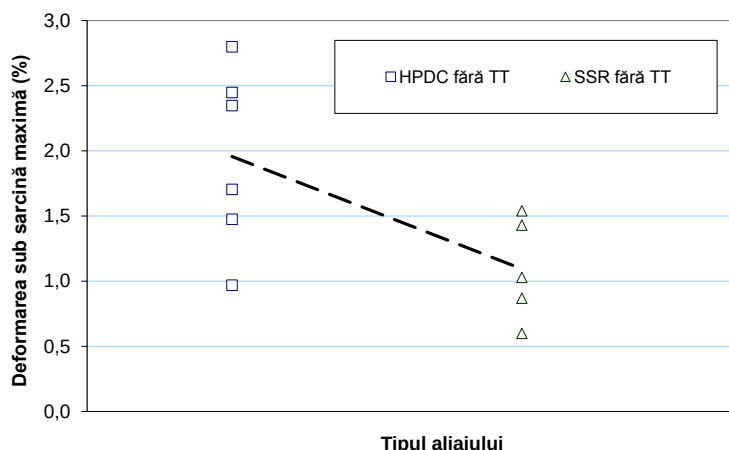


Figura 4.61. Comparația deformării sub sarcină maximă a aliajului SSR și HPDC în stare brută

4.4.3.1.5. Studiu comparativ al comportamentului mecanic a pieselor fabricate prin procedeele HPDC și SSR înainte și după aplicarea tratamentului termic reprezentat în funcție de tipul aliajului

Influența tratamentelor termice T5 și T6 asupra limitei de elasticitate, a tensiunii de rupere și a deformării sub sarcină maximă a aliajului SSR este reprezentată în Figura 5.62, Figura 5.63 și respectiv Figura 5.64. Cu toate că rezultatele experimentale prezintă dispersie, se observă o îmbunătățire substanțială a aliajului în cazul celor trei parametri analizați în urma tratamentului termic T6. De asemenea, tratamentul termic T5 îmbunătățește tensiunea de rupere a aliajului, precum și ductilitatea, în timp ce aparent nu influențează limita de elasticitate. Aceste rezultate sunt în concordanță cu analiza valorilor privind duritatea Brinell.

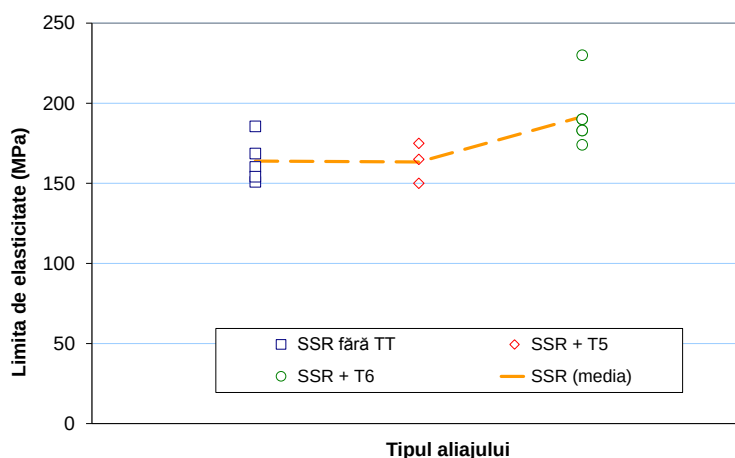


Figura 5.62. Influența tratamentelor termice T5 și T6 asupra limitei de elasticitate a aliajului SSR

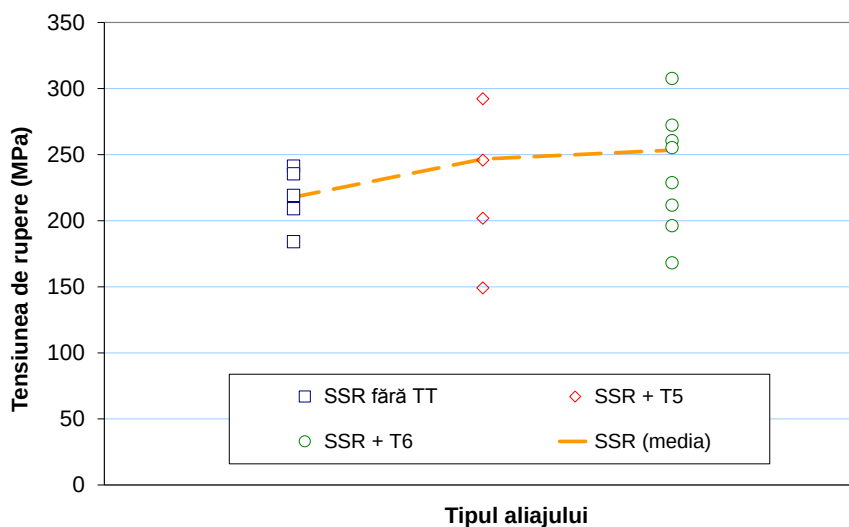


Figura 5.63. Influența tratamentelor termice T5 și T6 asupra tensiunii de rupere a aliajului SSR

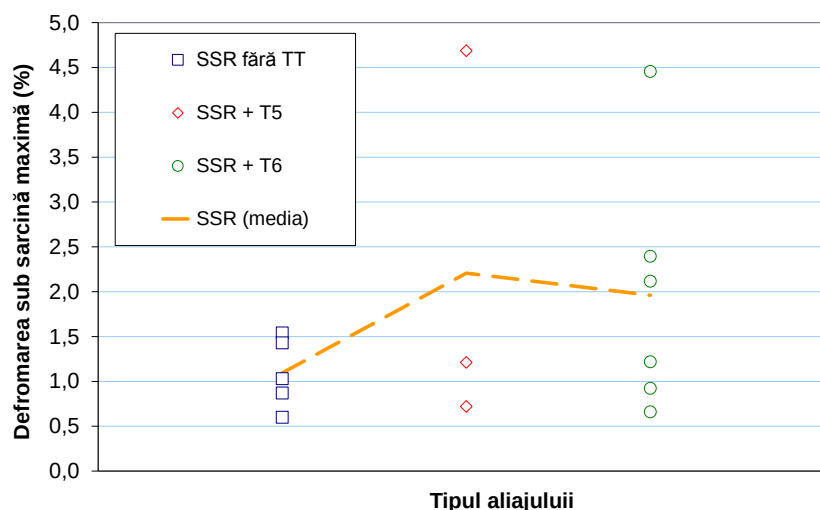


Figura 5.64. Influența tratamentelor termice T5 și T6 asupra deformării sub sarcină maximă a aliajului SSR

Rezultatele privind comportamentul mecanic al aliajului HPDC sunt reprezentate în Figura 5.65 (limita de elasticitate), Figura 5.66 (tensiunea de rupere) și Figura 4.67 (deformarea sub sarcină maximă). Din nou, rezultatele obținute sunt în concordanță cu rezultatele duriității, astfel că nici limita de elasticitate, nici tensiunea de rupere nu par a fi afectate de aplicarea tratamentului termic T6. În cazul deformării sub sarcină maximă este mai complicat, ținând cont că se apreciază o diminuare a valorilor medii în urma aplicării tratamentului termic T6, iar din cauza dispersiei rezultatelor experimentale nu se pot face afirmații concrete cu privire la aceste date.

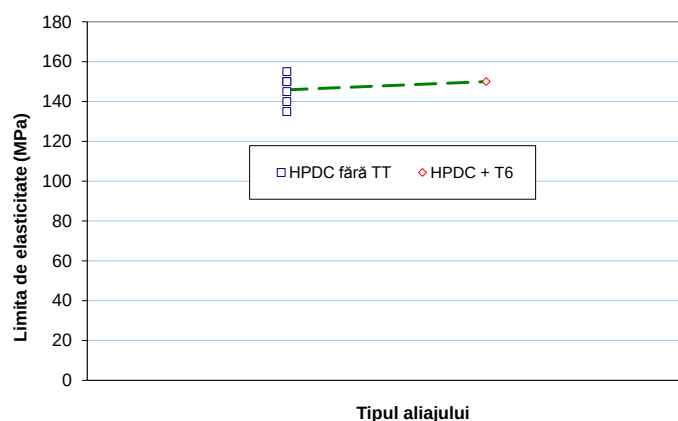


Figura 4.65. Influența tratamentului termic T6 asupra limitei de elasticitate a aliajului HPDC

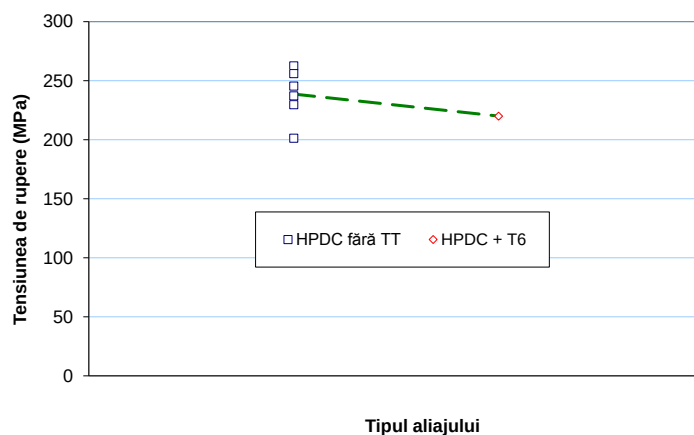


Figura 4.66. Influența tratamentului termic T6 asupra tensiunii de rupere a aliajului HPDC

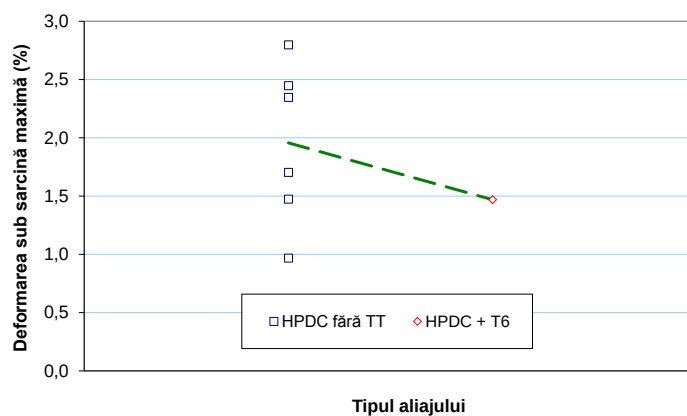


Figura 4.67. Influența tratamentului termic T6 asupra deformării sub sarcină maximă a aliajului HPDC

4.4.3.1.6. Studiu comparativ al comportamentului mecanic a pieselor HPDC și SSR după aplicarea tratamentului termic

Comparația limitei de elasticitate, a tensiunii de rupere și a deformării sub sarcină maximă a aliajului SSR și HPDC după ce au fost supus tratamentului termic T6 este prezentată în Figura 5.68, Figura 5.69 și respectiv Figura 5.70. Din analiza acestor comparații se poate afirma că, tratamentul termic T6 îmbunătățește comportamentul mecanic al aliajului SSR, în măsura în care acum, acest aliaj este cel care are cele mai ridicate valori, aflându-se în contra poziție față de rezultatele prezentate cu privire la aliajele care nu au primit tratament termic. În concret, toți cei trei parametri analizați și-au îmbunătățit comportamentul, și în toate cazurile, aliajul SSR este superior aliajului HPDC. Din nou, aceste rezultate sunt în concordanță cu ceea ce s-a apreciat din analiza valorilor privind duritatea Brinell, valori expuse anterior.

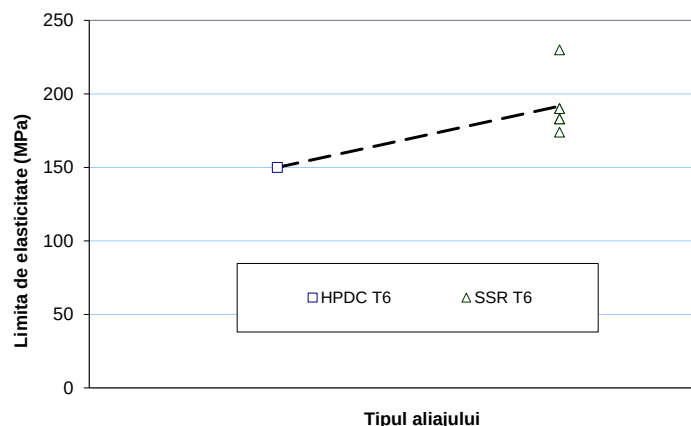


Figura 5.68. Compararea limitei de elasticitate a aliajelor SSR și HPDC după aplicarea tratamentului termic T6

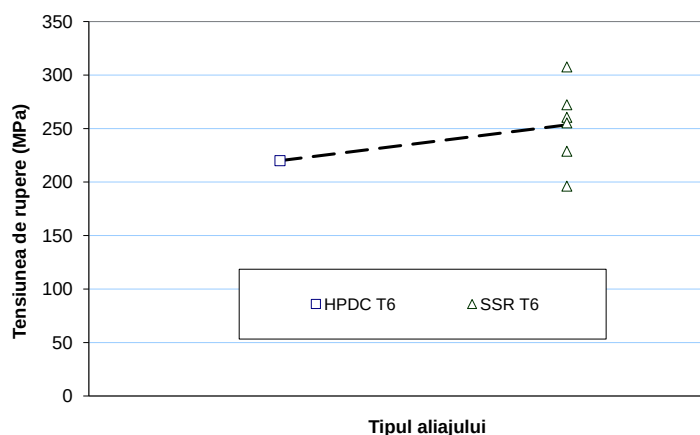


Figura 5.69. Compararea tensiunii de rupere a aliajului SSR și HPDC după aplicarea tratamentului termic T6

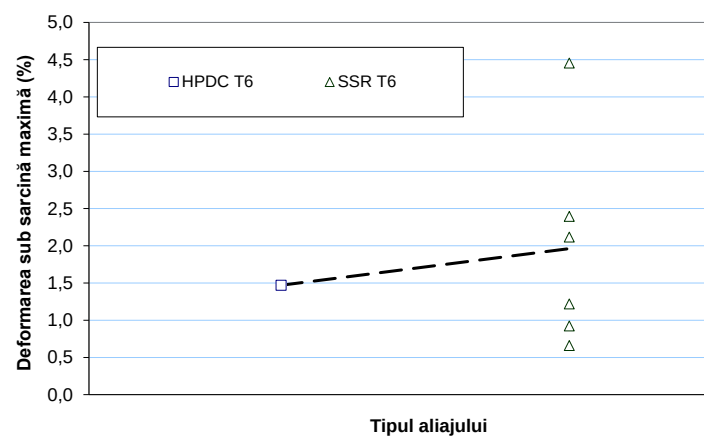


Figura 5.70. Comparația deformării sub sarcină maximă a aliajului SSR și HPDC după aplicarea tratamentului termic T6

CAPITOLUL 5 - CONSIDERAȚII FINALE

5.1. Concluzii și contribuții proprii

În acest subcapitol se regăsesc concluziile generale obținute în acest studiu asupra metodelor de degazare și filtrare, precum și a procedeele HPDC (High Pressure Die Casting) și SSR (Semi-Solid Rheocastings).

Studiul procesului de degazare:

- Rezultatele experimentale demonstrează că, dimensiunea porului maxim și cantitatea de pori prezintă o importantă variabilitate; aceste probe prelevate în condiții identice oferă valori dispersate în cazul ambilor parametri;
- S-a obținut o corelație consistentă între parametrii analizați ai procesului (diminuarea porozității și a dimensiunii porului maxim) în funcție de timpul de degazare. În acest sens, se observă că reducerea porozității depinde în mare măsură de timpul de degazare, în timp ce dimensiunea porului maxim este influențat foarte puțin de această variabilă;
- În legătură cu ce s-a spus anterior, având în vedere că dimensiunea porului maxim este principala variabilă pentru evaluarea calității pieselor finale, un timp redus de degazare rezultă eficient în majoritatea cazurilor;
- S-a observat că pierderea de temperatură între cuptorul de elaborare și oala de transport, în care se realizează degazarea, depinde de temperatura acesteia, așadar această pierdere de temperatură este influențată de ordinea lor. Astfel că, primele oale de transport prezintă o pierdere a temperaturii mai ridicată decât următoarele oale, datorită temperaturii inițiale scăzute a refractarului oalei de transport, care pe măsura utilizării, temperatura acestuia crește. Din acest motiv se recomandă ca normă generală de bună practică eliminarea primelor oale de transport. Această recomandare va îmbunătăți și randamentul economic al procesului de injectare, având în vedere că în industria metalurgică a aluminiului este un lucru frecvent eliminarea primelor injectării (deși în acest caz, cauza este legată de temperatura scăzută a formei de la mașina de injectat);
- Din rezultatele experimentale rezultă că, pierderea temperaturii aliajului lichid pe parcursul procesului de degazare este de aproximativ 13°C / minut de degazare.

Studiu privind combinarea proceselor de filtrare și degazare:

- Analiza rezultatelor experimentale demonstrează că, procesele de degazare și filtrare, acționează sinergic, adică filtrarea colaborează cu degazarea la reducerea porozității și, simultan degazarea ajută la eliminarea incluziunilor împreună cu filtrarea;
- Evaluarea direct a eficienței procesului de filtrare reprezintă o muncă complicată. De fapt, în acest scop trebuie cuantificate și comparate, prin analiză microscopică, numărul de incluziuni în probe fără filtrare și fără degazare. Din acest motiv, s-a căutat o cale alternativă, care pornește de la fazele prezente în aliaj, care sunt: faza alfa, siliciul și compușii intermetalici. Având în vedere că software-ul are capacitatea de a evalua cantitatea fazei alfa, prezența lui permite cuantificarea în formă indirectă cantitatea altor faze. Prin intermediul acestui proces alternativ s-a stabilit că, cea mai mare cantitate de fază alfa o are aliajul filtrat și degazat (prin urmare o cantitate mai mică de incluziuni), urmat de aliajul filtrat și în final de aliajul fără degazare / fără filtrare;
- O analiză complementară este realizarea unui studiu privind dimensiunea grăunților în probele analizate. După cum era de așteptat, nu s-au produs modificări notabile cu privire la acest parametru în urma proceselor de filtrare și/sau degazare;
- În urma analizei filtrului prin microanaliza SEM-EDS, s-au localizat incluziunile reținute în acesta, a căror compoziție chimică corespunde cu incluziunile analizate în acest studiu;
- Conform cu cele spuse mai sus, se recomandă combinarea tehnicilor de filtrare și degazare cu scopul de a reduce cantitatea de pori și de incluziuni în piesele finale.

Studiu comparativ al comportamentului mecanic al pieselor fabricate prin procedeele HPDC și SSR:

- Un prim fapt demn de remarcat constă în faptul că, piesele fabricate prin procedeul HPDC prezintă umflături la suprafața acestora în urma aplicării tratamentului termic T6. Acest lucru se observă vizual și a fost confirmat prin realizarea studiilor de porozitate.
- În schimb, probele fabricate prin procedeul SSR nu prezintă nici un defect în urma aplicării tratamentului termic T5 și T6.
- Rezultatele privind caracterizarea mecanică (duritatea Brinell și rezistența la tracțiune) a aliajului fabricat prin procedeul HPDC demonstrează că acesta rămâne insensibil în urma aplicării tratamentului termic T6;
- Piesele fabricate prin procedeul SSR prezintă o îmbunătățire a comportamentului mecanic în urma aplicării tratamentelor termice.

Acest lucru se reflectă în rezultatele testelor privind duritatea și a încercărilor la tracțiune; acestea fiind mai ridicate în cazul tratamentului termic T6, decât a tratamentului T5. Așadar, în stare brută, piesele fabricate prin procedeul HPDC prezintă rezultate mai bune decât piesele fabricate prin procedeul SSR, însă fără îndoială, în urma tratamentului termic T6 piesele SSR sunt superioare pieselor HPDC;

- Studiu microstructural realizat asupra pieselor SSR a relevat fenomene care stau la baza îmbunătățirii comportamentului mecanic. Așadar, tratamentul termic T6 produce în primul rând solubilizarea compușilor intermetalici în marticea aliajului (acest lucru s-a determinat prin cuantificarea fazei alfa) și reduce dimensiunea grăunților aliajului;
- Ca și consecință la ce s-a expus anterior, se recomandă fabricarea de piese prin procedeul SSR în cazul în care se dorește o rezistență mai ridicată a aliajului.

5.2. Direcții viitoare de cercetare

În urma realizării acestui studiu se dorește continuarea cercetării în funcție de următoarele aspecte:

- Principalele direcții de cercetare se vor stabili în funcție de necesitățile fabricii și de problemele întâlnite la procedeele de fabricare a pieselor;
- Se dorește realizarea unei simulări privind degazarea și filtrarea aliajului folosit la procedeele HPDC și SSR;
- Realizarea testelor prezentate în acest studiu pe aliaje de magneziu;
- Aplicarea tratamentelor termice pe un număr cât mai mare de piese fabricate prin procedeul SSR și realizarea unui studiu amplu privind comportamentul mecanic și microstructural al aliajului.

CAPITOLUL 6 - BIBLIOGRAFIA

[1].***, *"El ciclo de reciclaje de aluminio,"* disponibil in: http://www.yolimpio.com/recicla/pdf/5_El_ciclo_del_reciclaje_del_aluminio.pdf.

[2]. ***, *"Estudio y ensayos de materiales, Aluminio y sus aleaciones, Ingeniería Industrial,"* Universidad Catolica Argentina, 2008.

[3]. ***, *"Guide ceramic foam filter,"* disponibil in : www.guideceramics.com.

[4].***, *"Medii poroase. Proprietăți,"* Disponibil in: <http://math.ubbcluj.ro/~tgrosan/Cap1.pdf>.

[5]. ***, *"Modificación de las propiedades mecánicas mediante tratamientos térmicos en aleaciones ligeras (Al y Mg) - Proyecto,"* AIMME- Instituto Tecnológico Metalmecánico, 2011.

[6]. ***, *"Value Added Aluminum Manufacturing: Market Analysis for Investment Attraction,"* Daystar Marketing, December 2008.

[7].***, *"Aluminium production and recycling,"* disponibil in: <http://thinkcans.net/sites/default/files/Science%20and%20Applied%20Science%20-%20Teachers%20Notes.pdf>.

[8].Abal, *"Sustainability report aluminum industry,"* Abal, disponibil in: http://www.abal.org.br/downloads/rsia_abal_en.pdf.

[9]. Acebes, C., *"El aluminio,"* no. Boletín 19/5/99, 19/5/99, p. 14.

[10].Akselrod, L.M., Melnikova, G.G., Bodina, G.O., *"Developments in the technology for making a refractory material to retard the blockage of a metal conduction channel,"* Ogneupory i Tekhn,Keramika, No. 2, 2001.

[11]. Antsiferov, V. N., Porozova, S.E., *"Foam ceramic filters for molten metals: Reality and prospects,"* Powder Metallurgy and Metal Ceramics, vol. 42, nr. 9-10, 2003.

[12].Apelian, D., *"Aluminium Cast Alloys: Enabling tools for improved performance,"* NADCA, 2009.

[13].ASM Handbook, Metallurgy and Microstructure, vol. 9, p. 1370.

[14].ASTM B917/B917M – 12 Standard Practice for Heat Treatment of Aluminum-Alloy Castings from All Processes, .

[15]. ASTM E407-07 Standard Practice for Microetching Metals and Alloys, .

[16]. ASTM E8 / E8M - 11 Standard Test Methods for Tension Testing of Metallic Materials, .

[17]. Azpilgain, Z., Hurtado, L., Romera, R., Lete, L., Armendáriz, A., *"Factores termodinámicos y microestructurales para el diseño de aleaciones Tixotrópicas,"* Rev. Metal Madrid, no. Extn, 2005, p. 170-175.

[18]. Bacanu, A., *"Productia de piese turnate a Romaniei in anul 2012,"* Revista de turnatorie, Nr. 11-12, 2012.

[19]. Badanoiu, A., *"Materiale ceramice cu porozitate ridicata, Raport de cercetare,"* Revista de Politica Stiintei si Scientometrie, 2005, ISSN- 1582-1218.

[20]. Baile Puig, T., *"Estudio de la conformación de componentes aluminio-silicio es estado semisólido,"* Tesis doctoral, Universidad Politécnica de Catalunya, Julio 2005.

[21]. Befesa, *"Reciclaje de residuos de aluminio,"* Befesa, Informe anual 2003, http://www.befesa.es/export/sites/befesa/resources/pdf/accionistas_e_inversores/informe_anual/2003/2003_4a.pdf.

[22]. Bell, S., Davis, B., Javaid, A., Essadiqi, E., *"Final Report on Refining Technologies of aluminium,"* Report No. 2003-21 (CF), 2003.

[23]. Berg, *"El periodico de Berg, Información para fundidores,"* nr.1, p. disponibil in: http://bergsi.com/assets/pdf/periodicos/periodico_1.pdf.

[24]. Besville, J.C., *"Filtration des fontes, Hommes et fonderie,"* Conférence prononcée á la tribune a l'ATF, Juin-Juillet 1988.

[25]. Bref, *"Presentation and discussion of the BREF on Non Ferrous Metals Industry,"* Baia Mare – Lippstadt, Februarie 2007.

[26]. Brockmeyer J.W., A., L.S., *"Application of ceramic foam filters in molten metal filtration,"* Cer Engin. Sci. Proceed., vol. 8, Nr. 1-2, 2008.

[27]. Brockmeyer, Aubrey, J.W., Dore, L.S., James E, *"Patente de invención, Filtro esponjado ceramico y procedimiento para su fabricación,"* Fecha de publicacion del folleto de patente: 01.10.89.

[28]. Bronfin, B., Moscovitch, N., Trostenetsky, V., Gerzberg, G., Nagar, N., Yehuda, R., *"High Performance HPDC Alloys as Replacements for A380 Aluminum Alloy,"* The Minerals, Metals & Materials Society, 2008.

[29]. Brown, T.J., Walters, A.S., Idoine N.E., Shaw, R.A., Wrighton, C.E., Bide, T., *"World Mineral Production 2006-2010,"* British Geological Survey, 2012, ISBN 978-0-85272-69669.

[30]. Cáceres, C.H., Svensson, I.L., Raylor, J.A., *"Strength – ductility behaviour of Al-Si-Cu Mg casting alloys in T6 temper,"* Int. J. Cast Metals Res., 2003, p. 531-543.

[31]. Cao, X., *"A new indirect method of measuring the contents of solid inclusions in liquid aluminium alloys,"* J MATER SCI 41, 2006.

[32]. Cao, X., *"Pressure filtration tests of liquid Al–Si cast alloys I. Flow behaviour,"* Materials Science and Engineering A 403, 2005, p. 101-111.

[33]. Carcea, I., *"Elaborarea și turnarea aliajelor neferoase,"* Universitatea Tehnică „Gh. Asachi” Iași, Facultatea de Știința și Ingineria Materialelor, Iași, 1995.

[34]. Carcea, I., Gherghe, M., *"Aliaje neferoase de turnatorie,"* Editura Performantica, vol. ISBN - 978-973-730-578-7, 2009.

[35]. Carcea, I., Roman, C., *Aliaje neferoase – Aplicatii practice.*

[36]. Chiricuță, I., Paradovscki, C.I., Popa, I., *"Tehnologie ecologică de degazare a aliajelor de aluminiu turnate în piese,"* Revista de turnătorie, nr. 4, 1998.

[37]. Coca P., *"Manual del aluminio,"* Segunda edición, Editorial Reverté, S.A., vol. I, 1992, ISBN 84-291-60116.

[38]. Conti, C., Jacobs, M., *"Depth filtration of liquid metals, application of the limiting trajectory method to the calculation of inclusion deposition in open cell structure filters,"* In Buletin de la Société Chimique de France, no 11-12, 1984.

[39]. Cui J., R., H.J., *"Recycling of automotive aluminum,"* Trans. Nonferrous Met. Soc. China, 2010, p. 2057-2063.

[40]. Davis, J.R., *"ASM Special Handbook: Aluminum and Aluminum Alloys,"* ASM International, The Materials Information Society, Materials park, 1994, p. 1-30.

[41]. Dispinar, D., *"Determination of metal quality of aluminium and its alloys,"* A thesis submitted to The University of Birmingham, School of Metallurgy and Materials, January 2005.

[42]. Dispinar, D., Akhtar, S., Nordmark, A., Di Sabatino, M., Arnberg, L., *"Degassing, hydrogen and porosity phenomena in A356,"* Materials Science and Engineering A 527, 2010, p. 3719–3725.

[43]. Djurdjević, M.B., Odanović, Z., Pavlović-Krstić, J., *"Melt quality control at aluminum casting plants,"* MJoM, vol. 16 (1), 2010, p. 63-76.

[44]. Do Lee, C., *"Effects of microporosity on tensile properties of A356 aluminum alloy,"* Materials Science and Engineering A 464, 2007, p. 249–254.

[45]. Duval, H., Riviére, C., Laé, É., Le Brun, P., *"Pilot-Scale Investigation of Liquid Aluminum Filtration through Ceramic Foam Filters: Comparison between Coulter Counter Measurements and Metallographic Analysis of Spent Filters,"* Metallurgical and materials transactions B, vol. 40B, April 2009, p. 233-246.

[46]. Enright, P.G., Hughes, I.R., Pickering, J., *"Characterisation of molten metal quality using the pressure filtration technique,"* American Foundry Society, 2003.

[47]. Enríquez Berciano, J.L., Tremps Guerra, E., *"Monografías sobre Tecnología del Acero. Parte II,"* Metalurgia secundaria, 2007.

[48]. Ernesto Rivas, C., Amador Pineda, M., Emilio Argüello, J., Alberto Mejía, G., *"Pruebas de densidad en vacío en muestras de aluminio obtenido a partir de latas para bebidas carbonatadas,"*.

[49]. Espinosa, C., *"Evolución de las inclusiones ne metálicas en los procesos de elaboración de acero,"* Tesis Ingeniería mecánica, Facultad de Ingeniería, Universidad de Buenos Aires, 2005.

[50]. Fan, Z., Fang, X., Ji, S., *"Microstructure and mechanical properties of rheo-diecast (RDC) aluminium alloys,"* Materials Science and Engineering A 412, 2005, p. 298–306.

[51]. Ferencz, P., *"Cercetări privind îmbunătățirea constructivă și tehnologică a reperelor tip "Suporți" la autovehicule,"* Teza de doctorat, Facultatea de inginerie manageriala si tehnologica I.O.S.U.D. – Inginerie Industrială, Universitatea din Oradea, 2012.

[52]. Forn, A., Martín, E., Baile, M.T., Menargues S., Campillo, M., *"Propiedades mecánicas y análisis fractográfico de componentes de aluminio conformado en estado semisolido,"* Anales de la Mecánica de Fractura, vol. I, 2007.

[53]. Foseco, *"Flow Modification Properties of Ceramic Foam Filters – A Summary of Recent Work,"* disponibil in: http://www.foseco.com.tr/tr/downloads/FoundryPractice/238-04_flow_modification_properties_of_ceramic_foam_filters.pdf.

[54]. Fresno Abad, D., *"Optimización de los Tratamientos Térmicos T5 y T6 para una Aleación A356, Conformada por SLC,"* PROYECTO FI DE CARRERA, Julio 2007.

[55]. Friedrich, B., Kräutlein, C., *"Melt treatment of copper and aluminium – the complex step before casting,"* Metalurgia- Journal of metallurgy, Association of Metallurgical Engineers of Serbia AMES, disponibil in <http://www.metallurgie.rwth-aachen.de/data/publications/9016.pdf>.

[56]. Fukatsu, N., Kurita, N., Shiga, H., Murai, Y., Ohashi, T., *"Incorporation of hydrogen into magnesium aluminate spinel,"* Solid State Ionics 152– 153, 2002, p. 809–817.

[57]. Gâdea, S., Protopopescu, M., *"Aliaje neferoase,"* Editura Tehnică, București, 1965.

[58]. Gou, J., *"Use of ultrasonic technique in measuring inclusions in Al-Si alloys melts,"* Mémoire présenté à l'université du Québec à Chicoutimi comme exigence partielle de la maîtrise en ingénierie, Juillet 2007.

[59]. Granath, O., Wessén M., Cao, H., *"Porosity reduction possibilities in commercial Aluminium A380 and Magnesium AM60 alloy components using the RheoMetal™ process,"* Metallurgical Science and Technology, vol. 28-1, 2010.

[60]. Guo, J., *"The use of ultrasonic technique in measuring inclusions in Al-Si alloy melt,"* Université du Québec á Chicoutimi, , Juillet 2007.

[61]. Guzman, Y., *"Certain principles of formation of porous ceramic structures properties and applications (a review),"* Glass and Ceramic, vol. 60, 2003.

[62]. Haberl, K., Schumacher, P., Geier, G., Stauder, B., *"Characterization of the metal quality and impurity content of Lm25 alloy,"* Metalurgical and materials transaction B, vol. 40B, December 2009.

[63]. Hinojosa, M., Montelongo, O., Ortíz, U., *"Análisis fractal de la microestructura dendrítica en una aleación de aluminio,"* Ingenierías, vol. III, nr. 8, 2000.

[64]. Holly, A., *"Filtrele filtrează?,"* Revista de Turnătorie, Nr.9-10, 2005.

[65].http://books.google.es/books?id=BOncbMz-uzAC&pg=PA443&lpg=PA443&dq=las+inclusiones+no+met%C3%A1licas+en+aluminio&source=bl&ots=gNRDcBQfdV&sig=j2TUAoTEUTJb4iaLrNW0s_fYYDk&hl=es&ei=1ouZTdiPMtKGhQe9s7DfCA&sa=X&oi=book_result&ct=result&resnum=3&ved=0CCgQ6AEwAg#v=onepage&q=las%20inclusiones%20no%20met%C3%A1licas%20en%20aluminio&f=false.

[66].http://en.wikipedia.org/wiki/Aluminium_alloy_inclusions#Inclusion_measurement.

[67]. <http://en.wikipedia.org/wiki/File:Bayer-process-en.svg>.

[68]. <http://es.wikipedia.org/wiki/Bauxita>.

[69].http://fundytec.com.mx/index.php?option=com_content&task=view&id=5&Itemid=6&limit=1&limitstart=1.

[70].http://fundytec.com.mx/index.php?option=com_content&task=view&id=6&Itemid=6.

[71]. <http://www.alueurope.eu/about-aluminium/production-process/>.

- [72]. <http://www.autoexpert.ro/Stiri/Aluminiul-%C5%9Fi-automobilele/688/2/>.
- [73]. http://www.befesa.com/web/es/unidades_de_negocio/reciclaje_de_residuos_de_aluminio/index.html, .
- [74]. <http://www.buscalogratias.com/ecologia-para-que-sirve-reciclar-aluminio.htm>.
- [75]. http://www.carbueros.com/productos_sectores/gases_nitro.html.
- [76]. <http://www.cryoinfra.com/aplicaciones/item/71-desgasificado-de-acero-n2-%E2%80%A2-ar>.
- [77]. <http://www.dfxcl.com/English/newsinfo.asp?ArticleID=81>.
- [78]. <http://www.ecomagazin.ro/info/reciclarea-aluminiului/>.
- [79]. http://www.foseco.es/es/products_and_services/Index.php?navid=8.
- [80]. <http://www.google.ro/search?q=produse+din+aluminu&bav=on.2,o.r.&>.
- [81]. http://www.ialonso.com/filtros/latest%20technol%20for%20steel%20filtration_T.htm#top.
- [82]. <http://www.infra.com.mx/>.
- [83]. <http://www.kmarket.ro/rapoarte/arhiva/aluminu/aluminu.html>.
- [84]. <http://www.quimica.es/enciclopedia/Aluminio.html#Producci.C3.B3n>.
- [85]. <http://www.referatele.com/referate/chimie/online4/Metalurgia-Aluminiului---aliaje-referatele-com.php>.
- [86]. <http://www.scribube.com/tehnica-mecanica/PARTICULARITATI-ALE-TURNARII-L35412.php>.
- [87]. <http://www.scribube.com/tehnica-mecanica/TRATAMENTE-TERMICE-ALIAJE-DE-A65511.php>.
- [88]. http://www.substech.com/dokuwiki/doku.php?id=degassing_treatment_of_molten_aluminum_alloys.

[89]. Hurtalová, L., Belan, J., Tillová E., Chalupová, M., *"Changes in Structural Characteristics of Hypoeutectic Al-Si Cast Alloy after Age Hardening,"* Materials science (Medziagotyra), vol. 18, nr.3, 2012, ISSN 1392-1320.

[90]. Ienciu, M., Moldovan, P., Panait, N., Buzatu, M., *"Elaborarea și turnarea aliajelor neferoase speciale,"* Editura didactică și pedagogică București, 1986.

[91]. Ienciu, M., Moldovan, P., Panait, N., Groza, I., Buzatu, M., Marinescu, D., *"Elaborarea și turnarea aliajelor neferoase,"* Editura didactică și pedagogică, București, 1982.

[92]. Kasprzak, W., Sahoo, M., Sokolowski, J., Yamagata, H., Kurita, H., *"The effect in the melt temperature and the cooling rate on the microstructure of the Al-20%Si alloy used for monolithic engine blocks,"* International Journal of metalcasting, 2009.

[93]. Khalifa, W., Samuel, F.H., Gruzleski, J.E., *"Nucleation of Solid Aluminum on Inclusion Particles Injected into Al-Si-Fe Alloys,"* Metallurgical and materials transaction A, vol. Vol. 35A, October 2004.

[94]. Kostornov, G., Kirichenko, O.V., Brodnikovski, N.P., Guslienکو, Yu.A., Klimenko, V.N., *"High-porous materials made from alloy steel fiber production, structure and mechanical properties,"* Powder Metallurgy and Metal Ceramics, vol. 47, nr. 5-6, 2008.

[95]. Kuijpersa, N.C.W., Koolb, W.H., Koenisc, P.T.G., Nilsenc, K.E., Toddd, I. Van der Zwaag, S., *"Assessment of different techniques for quantification of α -Al(FeMn)Si and β -AlFeSi intermetallics in AA 6xxx alloys,"* Materials Characterization 49, 2003, p. 409-420.

[96]. Laé, E., Duval, H., Rivière, C., Le Brun, P., Guillot J.B., *"Experimental and Numerical Study of Ceramic Foam Filtration,"* Light Metals, 2006.

[97]. Laukli, H.I., *"High Pressure Die Casting of Aluminium and Magnesium Alloys - Grain Structure and Segregation Characteristics,"* A thesis submitted to the Norwegian University of Science and Technology (NTNU), Trondheim, 2004.

[98]. Lebedev, M. V., Melnicov, A.V., Nikolaenko, V.V., *"Turnarea pieselor din aliaje de aluminiu,"* Editura Tehnică București, 1972.

[99]. Lee, P.D., Chirazi, A., See, D., *"Modeling microporosity in aluminum-silicon alloys: a review,"* Journal of Light Metals 1, 2001, p. 15-30.

[100]. Liu, L., Samuel, F.H., *"Effect of inclusions on the tensile properties of Al-7%Si-0,35%Mg (A356.2) aluminium casting alloys,"* Journal of Materials Science 33, 1998, p. 2269-2281.

[101]. Luo, A.A., Sachdev A.K., Powell, B.R., *"Advanced casting technologies for lightweight automotive applications,"* China Foundry, vol. 7, no.4, 2010.

[102]. Lupinca, C.I., *"Bazele elaborării aliajelor neferoase,"* Universitatea Eftimie Murgu Reșița, Facultatea de Inginerie, 2004.

[103]. Martínez, H.V., *"Metalurgia semisólida de aleaciones y composites metálicos procesados por agitación mecánica,"* Revista Latinoamericana de Metalurgia y Materiales, vol. 27, nr. 1, 2007.

[104]. Mbuya, T. O., Odera, B. O., Ng'ang'a, S. P., Oduori, F. M., *"Effective recycling of cast aluminum alloys for small foundries, Recycling for Foundries,"* JAGST, vol. 12(2), 2010.

[105]. Menzie, W.D., Barry, J.J., Bleiwas D.I., Bray, E.L., Goonan, T.G. and Matos, G., *"Materiales Case Study 2: Aluminium, OECD Forum on Environment, Focusing on Sustainable Materials Management,"* Mechelen, Belgium, 25-27 October 2010.

[106]. Moldovan, P., Panait, N., Mărginean St., *"Bazele tratării topiturilor metalice neferoase,"*, ed. Editura INTACT București, 1998.

[107]. Moríñigo, D., Rivas, A., Rodríguez, M.A., Maroto, Martín, J., *"Inclusiones en fundiciones de aluminio y técnicas electromagnéticas de separación,"* FUNDIpress, no. Nr.2, Diciembre 2007.

[108]. Ni, H., Sun, B., Jiang, H., Ding, W., *"Effects of rotating impeller degassing on microstructure and mechanical properties of the A356 scraps,"* Materials Science and Engineering A352, 2003, p. 294-299.

[109]. Novick, V.J., Ahluwalia, R. K, Natesan, K., Soppet, W.K., Spencer, B.E., *"Performance of an Iron Aluminium de Metal Filter in a Reducing Environment,"* Journal of Materials Engineering and Performance, vol. 10 (3), 2001.

[110]. Ochi, Y., Masaki, K., Matsumura, T., Kumagai, Y., Hamaguchi, T., *"Effects of degassing process on high cycle fatigue property in casting aluminium alloy,"* disponibil in : <http://www.icf11.com/proceeding/EXTENDED/5016.pdf>.

[111]. Ogris, E., Wahlen, A., Lüchinger, H., Uggowitzer, P.L., *"On the silicon spheroidization in Al–Si alloys,"* , Journal of Light Metals 2, 2002, p. 263–269.

[112]. Olson III, R.A., Martins, L.C.B., *"Cellular ceramics in metal filtration,"* Advanced engineering materials, no.4, 2005.

[113]. Panušková M., Tillová, E., Chalupová, M., *"Relation between mechanical properties and microstructure of cast aluminum alloy AlSi9Cu3,"* Strength of Materials, vol. 40, nr.1, 2008.

[114]. Pezda, J., *"Heat treatment of the EN AC-AlSi9Cu3(Fe) alloy, Archives of foundry engineering,"*, vol. 10, 2010, p. 99-102, ISSN 1897-3310.

[115]. Piwonka, T.S., Flemings, M.C., *"Pore formation in solidification,"* Transactions of the Metallurgical Society of AIME, 1966.

[116]. Poynton, S., Brandt, M., Grandfield, J., *"A review of inclusion detection methods in molten aluminium,"* Light Metals, 2009.

[117]. Prillhofer, B., Antrekowitsch, H., Böttcher, H., Enright, P., *"Nonmetallic inclusions in the secondary aluminum industry for the production of aerospace alloys,"* TMS (The minerals, Metals & Materials Society), 2008.

[118]. Puga, H., Barbosa, J., Seabra, E., Ribeiro, S., Prokic, M., *"New Trends in Aluminium Degassing –A Comparative Study,"* Fourth International Conference on Advances and Trends in Engineering Materials and their Applications (AES – ATEMA), Hamburg, 2009.

[119]. Puga, H., Barbosaa, J., Gabriel, J., Seabra, E., Ribeiro, S., Prokic, M., *"Evaluation of ultrasonic aluminium degassing by piezoelectric sensor,"* , Journal of Materials Processing Technology 211, 2011, p. 1026–1033.

[120]. Pyrotek, *"Pyrotek improving performance in the filtration process,"* disponibil in: <http://www.pyrotek.info/filtration>.

[121]. Pyrotek, *"Soluciones técnicas globales para la industria del proceso del aluminio,"* Mejorar rendimiento, 2009.

[122]. Rodríguez, G.G., Passarella, D.N., Gómez Sánchez A.V., Vicente, E.E., *"Conformado de aleaciones livianas en estado semosólido. Potencial innovación tecnológica en la industria autopartista Argentina,"* Congreso SAM/CONAMET, Septiembre de 2007.

[123]. Roučka, J., *"Casting alloy filtration,"* Czech Foundry Society, 2000.

[124]. Rübner, M., Günzl, M., Körner, C., Singer, R.F., *"Aluminium–aluminium compound fabrication by high pressure die casting,"* Materials Science and Engineering A 528, 2011, p. 7024-7029.

[125]. Samuel, A. M., Gotmare, A., Samuel, F.H., *"Effect of solidification rate and metal feedability on porosity and SiC/Al₂O₃ particle distribution in an Al-Si-Mg (359) alloy,"* Composites Science Technology 53, 1995, p. 301-315.

[126]. Schladitz, K., Redenbach, C., Sych, T., Godehardt, M., *"Microstructural characterisation of open foams using 3d images,"* Berichte des Fraunhofer ITWM, Nr. 148, 2008.

[127]. Serban R., *"Mecanisme si organe de masini,"* disponibil in: <http://inginerie.ulbsibiu.ro/disc.mom/CURSURI/CURSURI%20SERBAN%20REMUS/IM-Mecanisme%20si%20Organe%20de%20Masini-PPS/MOM-Curs%202.pdf/>.

[128]. Shayganpour, A., *"Evaluation of signifiant factors in aluminum lost foam casting using doe approach,"* Universiti Teknologi Malaysia, December 2010.

[129]. Șontea, S., Vlădoi, M., Zaharia, N., *"Metale și aliaje neferoase de turnătorie,"* ed. Editura Scrisul Românesc, Craiova, 1981.

[130]. Stanica, C., Moldovan, P., *"Aluminum meltcleanliness performance evaluation using PoFDA (Porous Disk Filtration Apparatus) technology,"* U.P.B. Sci. Bull., Series B, 2009.

[131]. Suárez-Peña B., A., J., *"Una estrategia de ecodiseño de piezas obtenidas mediante moldeo a presión: análisis microestructural aplicado a la desmaterialización,"* Revista de metalurgia, 45 (3), 2009, p. 181-190, ISSN 0034-8570.

[132]. Suciu, V., Suciu, M.V., *"Studiul materialelor,"* Editura Fair Parteners, no. ISBN 978-973-1877-01-3, 2008.

[133]. Ten, E.B., *"The mechanism of filtration refinement for molten metals,"* Litei. Pro., Nr. 9, 1990.

[134]. Thirugnanam, M., *"Modern High Pressure Die-casting Processes for Aluminium Castings,"* Transactions of 61st Indian Foundry Congress, 2013.

[135]. Tian, C., Law, J., Van der Touw, J., Murray, M., Yao, J.Y., Graham, D., St. John, D., *"Effect of melt cleanliness on the formation of porosity defect in automotive aluminium high pressure die castings,"* Journal of Materials Processing Technology 122, 2002, p. 82–93.

[136]. Tillová, E., Chalupová, M., Hurtalová, L., Bonek, M., Dobrzański, L.A., *"Structural analysis of heat treated automotive cast alloy,"* Journal of Achievements in Materials and Manufacturing Engineering, vol. 47, July 2011.

[137]. U.S. Geological Survey, *"Mineral commodity summaries 2008,"* U.S. Geological Survey, 2009, ISBN 978-1-4113-2076-5.

[138]. U.S. Geological Survey, *"Mineral commodity summaries 2009,"* : U.S. Geological Survey, 2009, ISBN 978-1-4113-295-0.

[139]. U.S. Geological Survey, *"Mineral commodity summaries 2010,"* U.S. Geological Survey, 2010, ISBN 978-1-4113-2666-8.

[140]. U.S. Geological Survey, *"Mineral commodity summaries 2011,"* U.S. Geological Survey, 2011, ISBN 978-1-4113-3083-2.

[141]. U.S. Geological Survey, *"Mineral commodity summaries 2012,"* U.S. Geological Survey, 2012, ISBN 978-1-4113-3349-9.

[142]. Uemura, K., Takahashi, M., Koyama S., Nitta, M., *"Filtration Mechanism of Non-metallic Inclusions In Steel by Ceramic Loop Filter,"* ISIJ International, vol. 32, nr.1, 1992, p. 150-156.

[143]. Valer, J., Rodríguez J.M., Urcola, J.J., *"Conformado de aleaciones en estado semisólido. Aplicación a aleaciones hipereutécticas de Al-Si,"* Rev. Metal Madrid, 32 (4), 1996.

[144]. Waite, P., *"A technical perspective on molten aluminum processing,"* Light Metals, 2002.

[145]. Wang, L., Turnley, P., Savage, G., *"Gas content in high pressure die castings,"* Journal of Materials Processing Technology 211, 2011, p. 1510–1515.

[146]. Wannasin J., T., S., *"Development of a semi-solid metal processing technique for aluminium casting applications,"* Songklanakarin J. Sci. Technol. 30 (2), 2008, p. 215-220.

[147]. Wiredu Damoah L.N., Zhang, L., *"Removal of Inclusions from Aluminum Through Filtration,"* Metallurgical and materials transactions B, vol. 41B, 2010.

[148]. Zedan, Y., Samuel, F.H., Samuel, A.M. Doty, H.W., *"Effects of Fe intermetallics on the machinability of heat-treated Al-(7–11)%Si alloys,"* Journal of Materials Processing Technology 210, 2010, p. 245-257.

[149]. Zirbo, G., *"Definirea mediului poros în cazul solidificării unor aliaje metalice,"* Revista de Turnătorie, nr. 1-2, 2006, ISBN 913-8466-03-2.

[150]. Zirbo, G., Ciobanu I., *"Tehnologia turnării,"* Institutul Politehnic Cluj-Napoca, vol. I, 1989.

ANEXE

ANEXA 1

PRODUCȚIA DE BAUXITĂ, ALUMINĂ ȘI ALUMINIU ÎN LUME, PE ȚĂRI

Tabelul 1. Producția de bauxită în lume (tone)

Țara	2006	2007	2008	2009	2010
Bosnia și Herțegovina	854047	866933	1018333	555820	827909
Franța	160.000	160000	-	-	-
Grecia	2162900	2125900	2174000	1935000	1902000
Ungaria	538258	546310	511337	317000	365000
Munte negru	659370	667053	671811	45779	61205
Rusia	6399200	6053900	5675000	5300000	5000000
Turcia	771227	863404	900000	406700	855000
Gana	841775	1033368	796000	440000	512208
Guineea	18783928	18519010	17682330	14774240	16427300
Mozambic	11069	8650	5443	3600	36000
Sierra Leone	1071140	1169036	954370	742820	1089131
Tanzania	5373	5003	20601	122920	130000
Jamaica	14865351	14567738	14636102	7817500	8539853
Mexic	-	-	-	20000	21250
Usa	361047	141914	98796	30240	59143
Brazil	23236300	25460700	28097500	26074400	32028000
Guyana	1478670	2242928	2092237	1484935	1082512
Suriname	4945353	5237195	5333031	3388419	3096650
Venezuela	5928000	5323300	4192000	3610859	3126242
China	18981600	20446000	25176900	29213100	30000000

Tabelul 1. Producția de bauxită în lume (tone) (continuare)

Țara	2006	2007	2008	2009	2010
India	15732535	22624960	15554385	13952002	12064000
Indonezia	9000000	16000000	18000000	15000000	27000000
Iran	500000	520800	520000	522018	525000
Irak	-	-	4928	250	3350
Kazakhstan	4883800	4962600	5160100	5131000	5310200
Malaysia	91806	156785	295176	263432	124274
Pakistan	7831	18082	36000	13618	9031
Vietnam	60000	80000	80000	80000	80000
Australia	61781000	62428000	64038000	66168000	68535000
Total	194000000	212000000	214000000	197000000	219000000

Tabelul 2. Producția de alumina în lume (tone)

Țara	2006	2007	2008	2009	2010
Azerbaijan	362665	184500	164879	9590	-
Bosnia și Herțegovina	393580	303799	294455	191792	269414
Franța	636000	600000	630000	348000	481000
Germania	850000	900000	1000000	1154000	1000000
Grecia	780000	788900	807500	796000	785000
Ungaria	301000	301000	299000	185000	214000
Ireland	1800000	1800000	1890000	1240000	1864000
Italia	1090000	1327000	1045000	92000	-
Muntele Negru	236740	240186	220426	58528	-
România	622083	22830	344	44000	414000
Rusia	3265216	3332308	3112000	2794000	2857000
Spania	1400000	1300000	1300000	1300000	11300000
Turcia	150117	163435	150000	80000	15000
Ucraina	1671620	1655718	1673000	1524000	1534000
Guineea	529200	542100	593000	530000	597000
Canada	1476959	1454390	1491523	1232604	1416600

Tabelul 2. Producția de alumină în lume (tone) (continuare)

Țara	2006	2007	2008	2009	2010
Jamaica	4099548	3940589	3995358	1773600	1590658
USA	4696000	4236000	4298000	3064000	3950000
Brazilia	6735000	7077600	7822300	8708800	9431000
Suriname	2151148	2178472	2153968	1536187	1486449
Venezuela	1920000	1751000	1591000	1376000	1244000
China	13256900	19453000	23029200	23792900	28939000
India	3077000	3208000	3600000	3600000	3600000
Iran (a)	167783	220000	220000	200000	300000
Japonia	780000	650000	600000	550000	550000
Kazakhstan	1514509	1544462	1607829	1608000	1639000
Australia	18312000	18844000	19446000	19939000	19957000
Total	72300000	78000000	83000000	77700000	85600000

Tabelul 3. Producția de aluminiu în lume (tone)

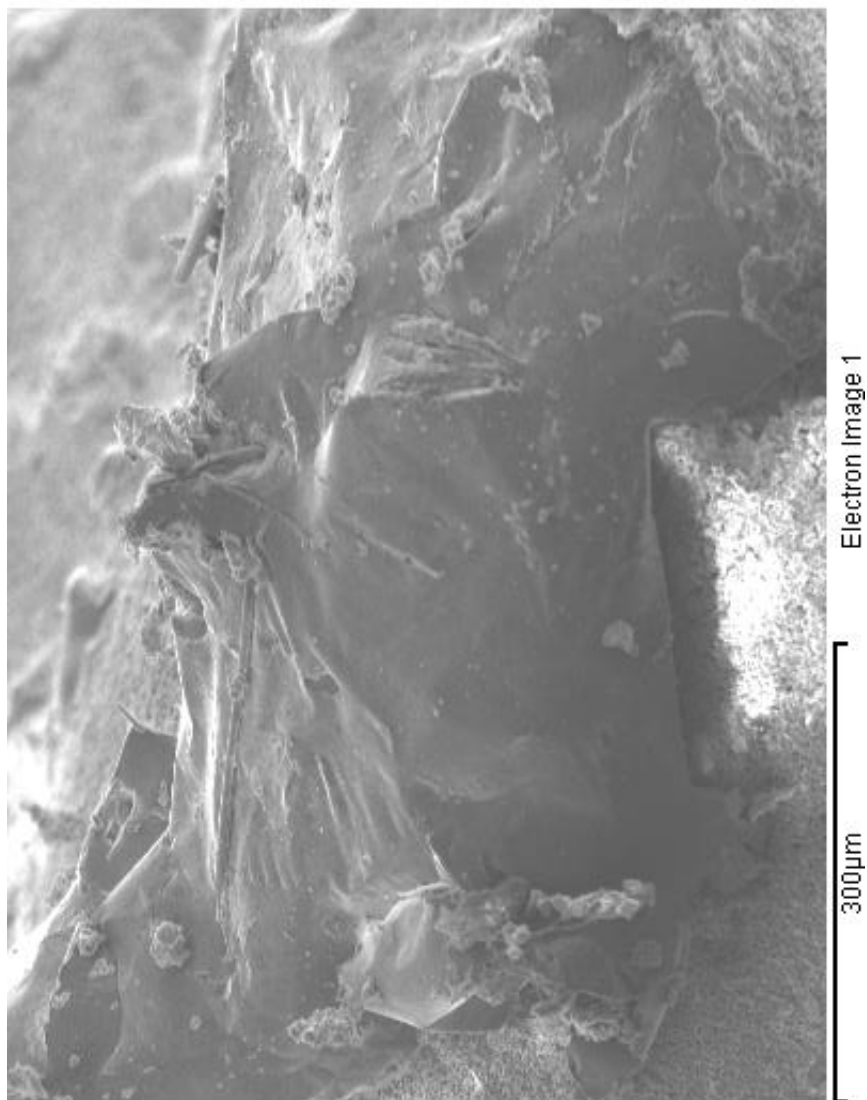
Țara	2006	2007	2008	2009	2010	2011
Statele Unite ale Americii	2284	2554	2658	1727	1726	1990
Australia	1930	1960	1970	1940	1930	1930
Bahrain	872	873	865	870	870	870
Brazilia	1498	1660	1660	1540	1540	1410
Canada	3050	3090	3120	3030	2960	2970
China	9350	12600	13200	12900	16200	18000
Germania	537	550	550	292	394	450
Islanda	320	398	787	785	780	790
India	1100	1220	1310	1400	1450	1700
Mozambique	564	564	536	545	557	560
Norvegia	1330	1300	1360	1130	800	800
Qatar	-	-	-	-	190	390

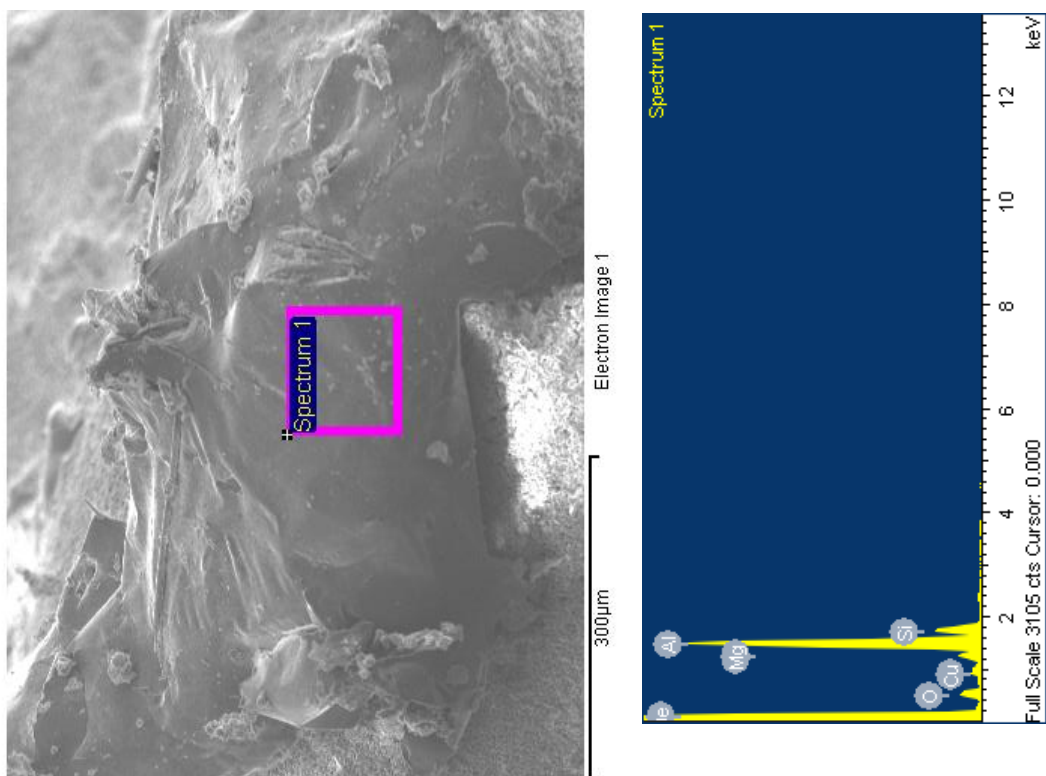
Tabelul 3. Producția de aluminiu în lume (tone) (continuare)

Țara	2006	2007	2008	2009	2010	2011
Rusia	3720	3960	3800	3820	3950	4000
Africa de Sud	895	899	811	809	807	800
Tajikistan	414	419	-	-	-	-
Emiratele Arabe Unite, Dubai	730	890	910	1010	1400	1800
Venezuela	610	610	610	610	335	380
Alte țări	4510	4460	4850	4900	4900	5230
Total (rotunjit)	33700	38000	39000	37300	40800	44100

ANEXA 2

ANALIZA FILTRULUI FOLOSIT LA FILTRAREA ALIAJULUI AlSi₉Cu₃

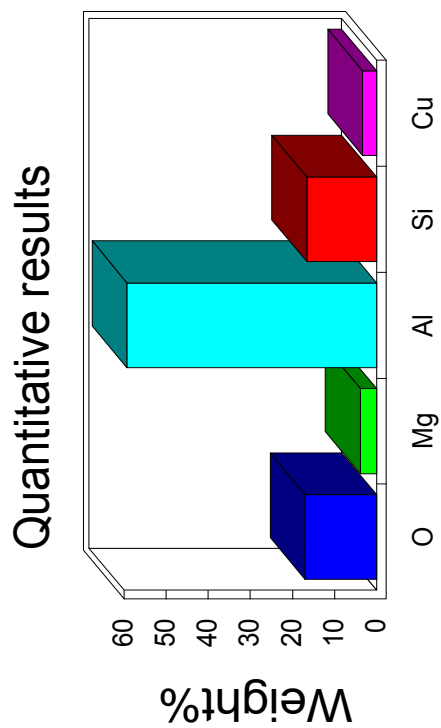


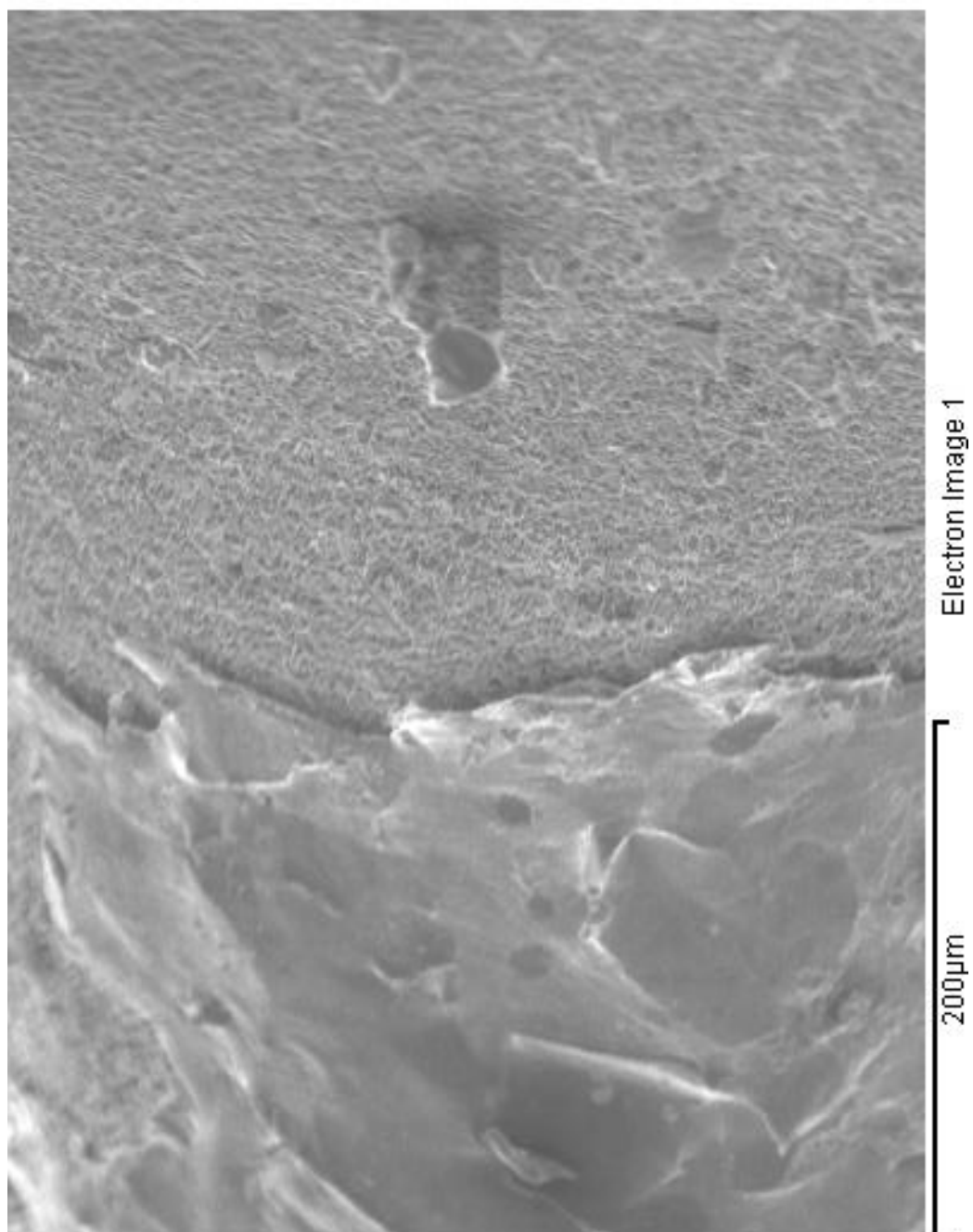


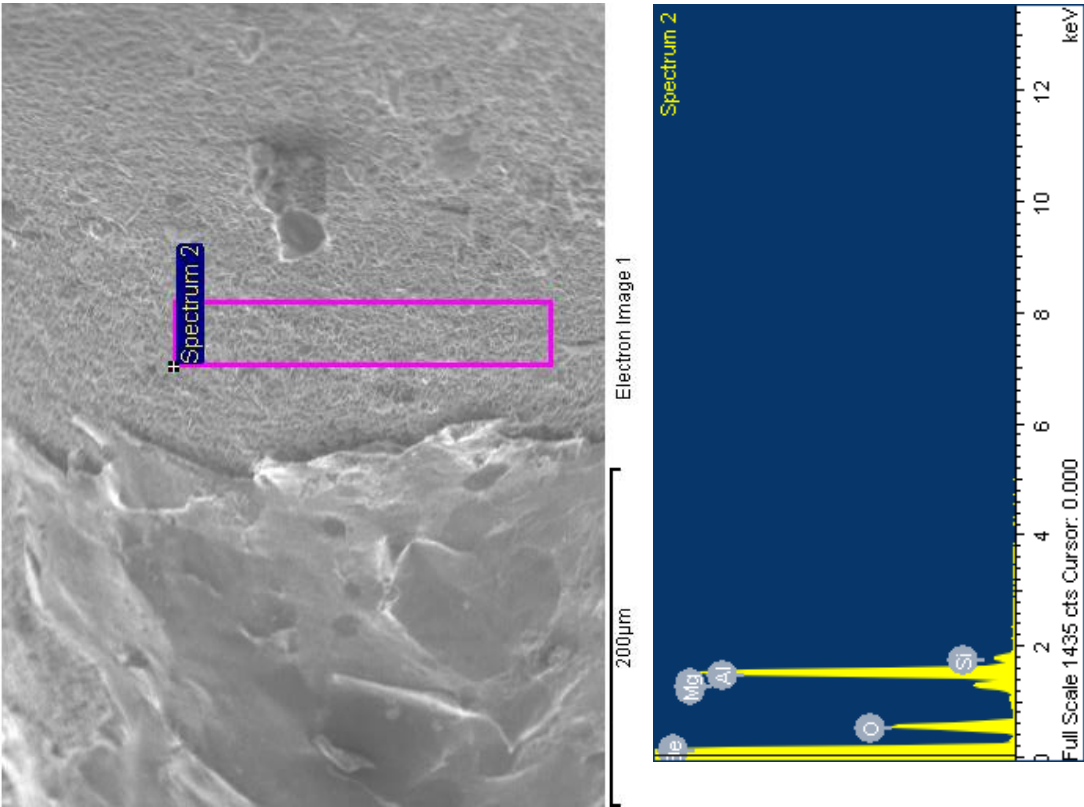
Spectrum processing :
No peaks omitted

Processing option : All elements analyzed (Normalised)
Number of iterations = 4

Standard :
O SiO₂ 1-Jun-1999 12:00 AM
Mg MgO 1-Jun-1999 12:00 AM
Al Al₂O₃ 1-Jun-1999 12:00 AM
Si SiO₂ 1-Jun-1999 12:00 AM
Cu Cu 1-Jun-1999 12:00 AM



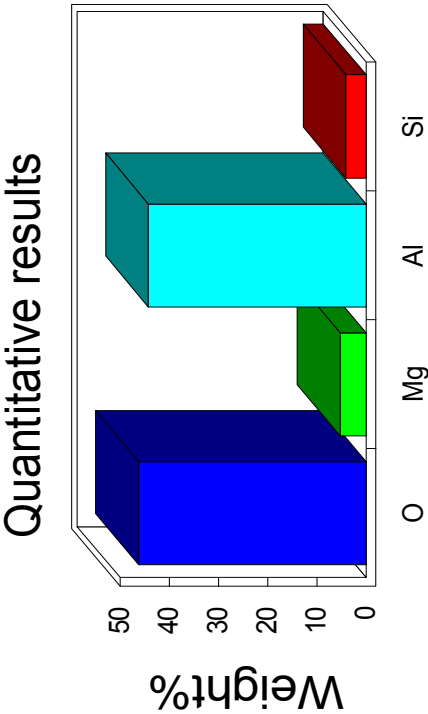


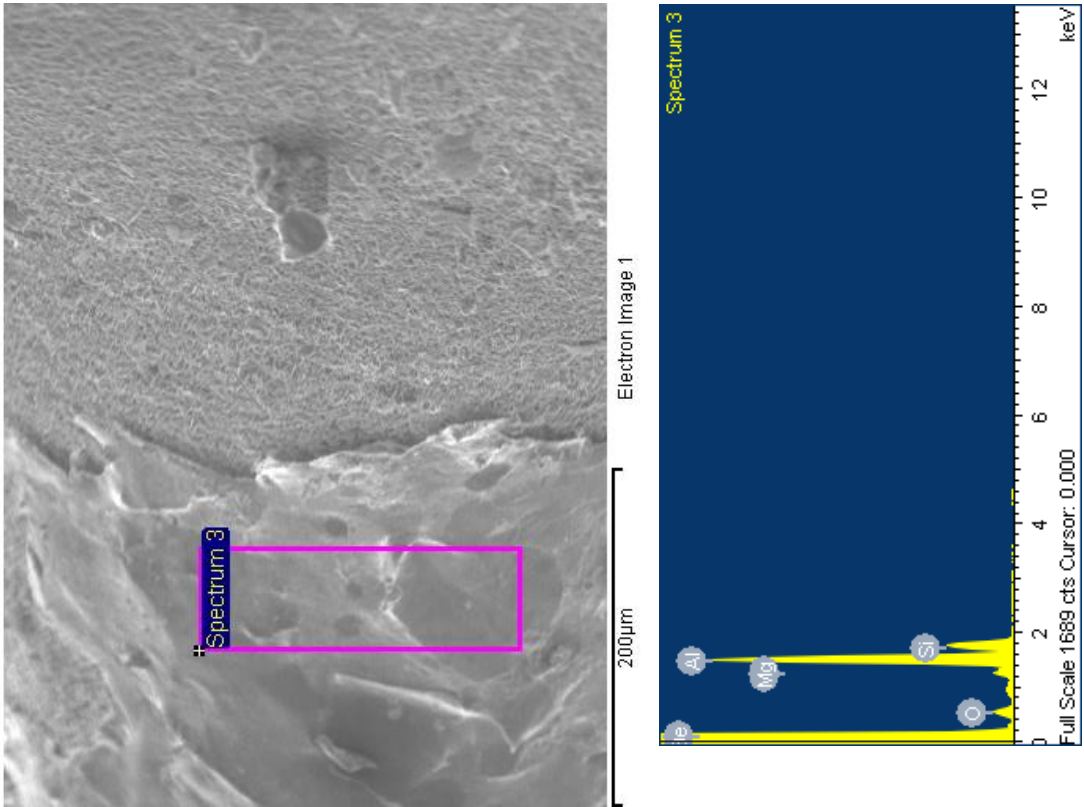


Spectrum processing :
No peaks omitted

Processing option : All elements analyzed (Normalised)
Number of iterations = 3

Standard :
O SiO₂ 1-Jun-1999 12:00 AM
Mg MgO 1-Jun-1999 12:00 AM
Al Al₂O₃ 1-Jun-1999 12:00 AM
Si SiO₂ 1-Jun-1999 12:00 AM

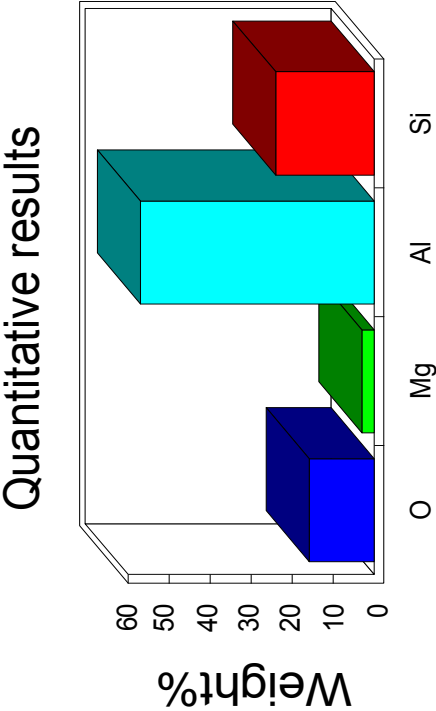


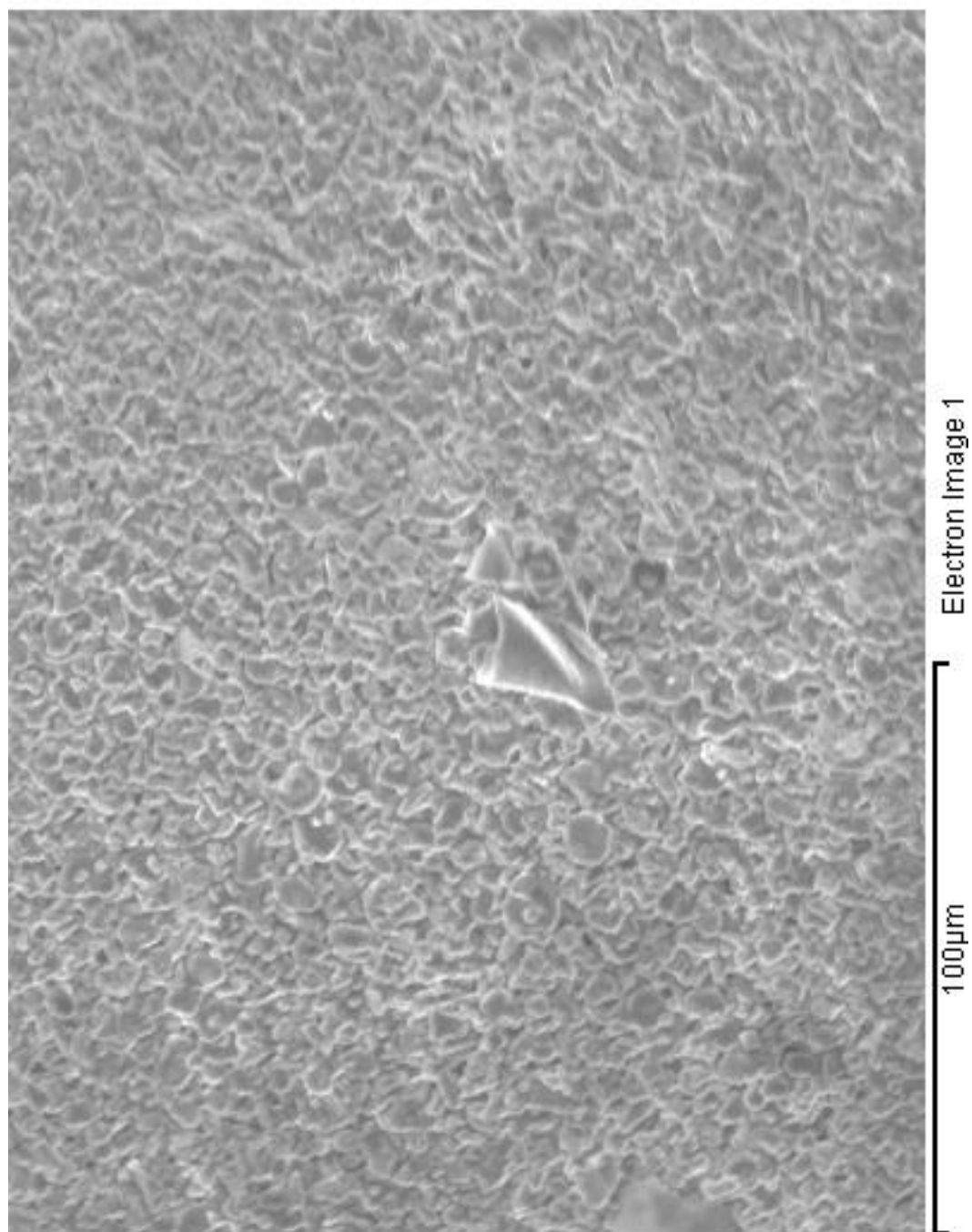


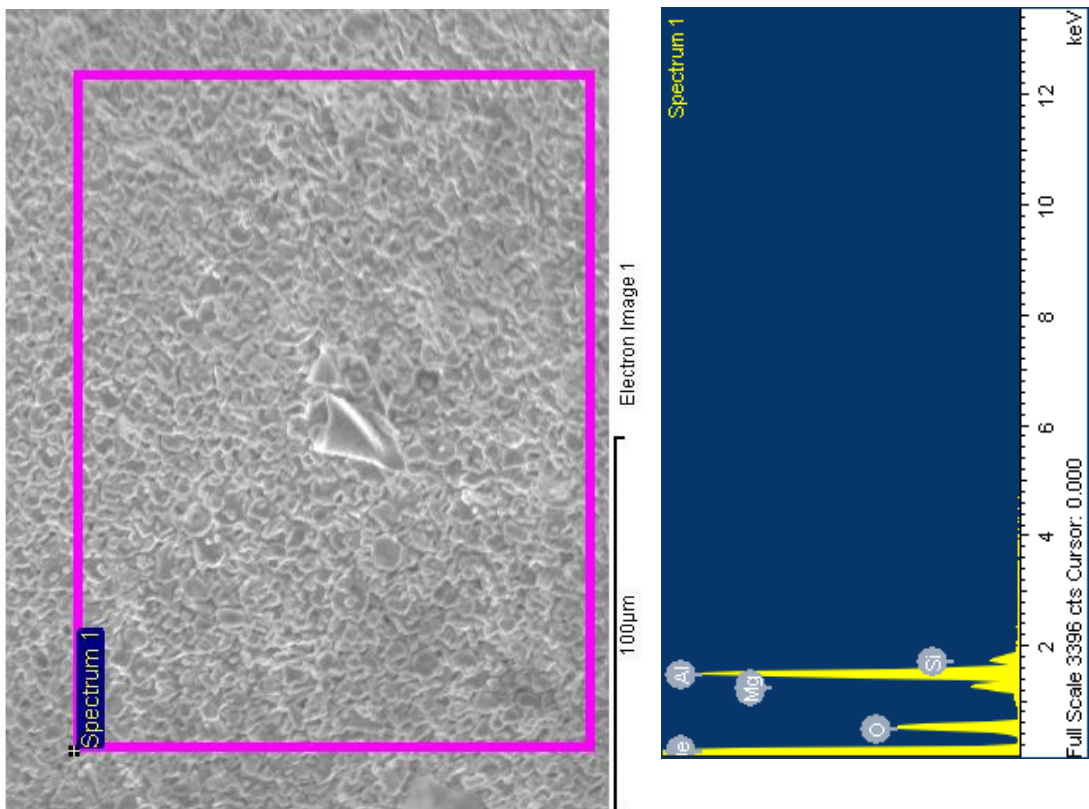
Spectrum processing :
No peaks omitted

Processing option : All elements analyzed (Normalised)
Number of iterations = 3

Standard :
O SiO₂ 1-Jun-1999 12:00 AM
Mg MgO 1-Jun-1999 12:00 AM
Al Al₂O₃ 1-Jun-1999 12:00 AM
Si SiO₂ 1-Jun-1999 12:00 AM



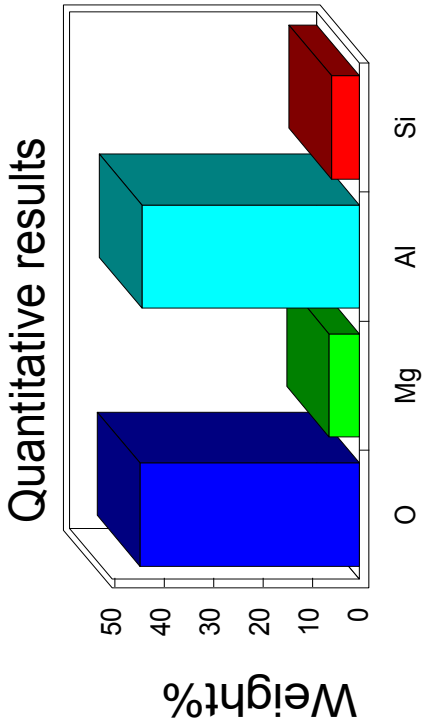


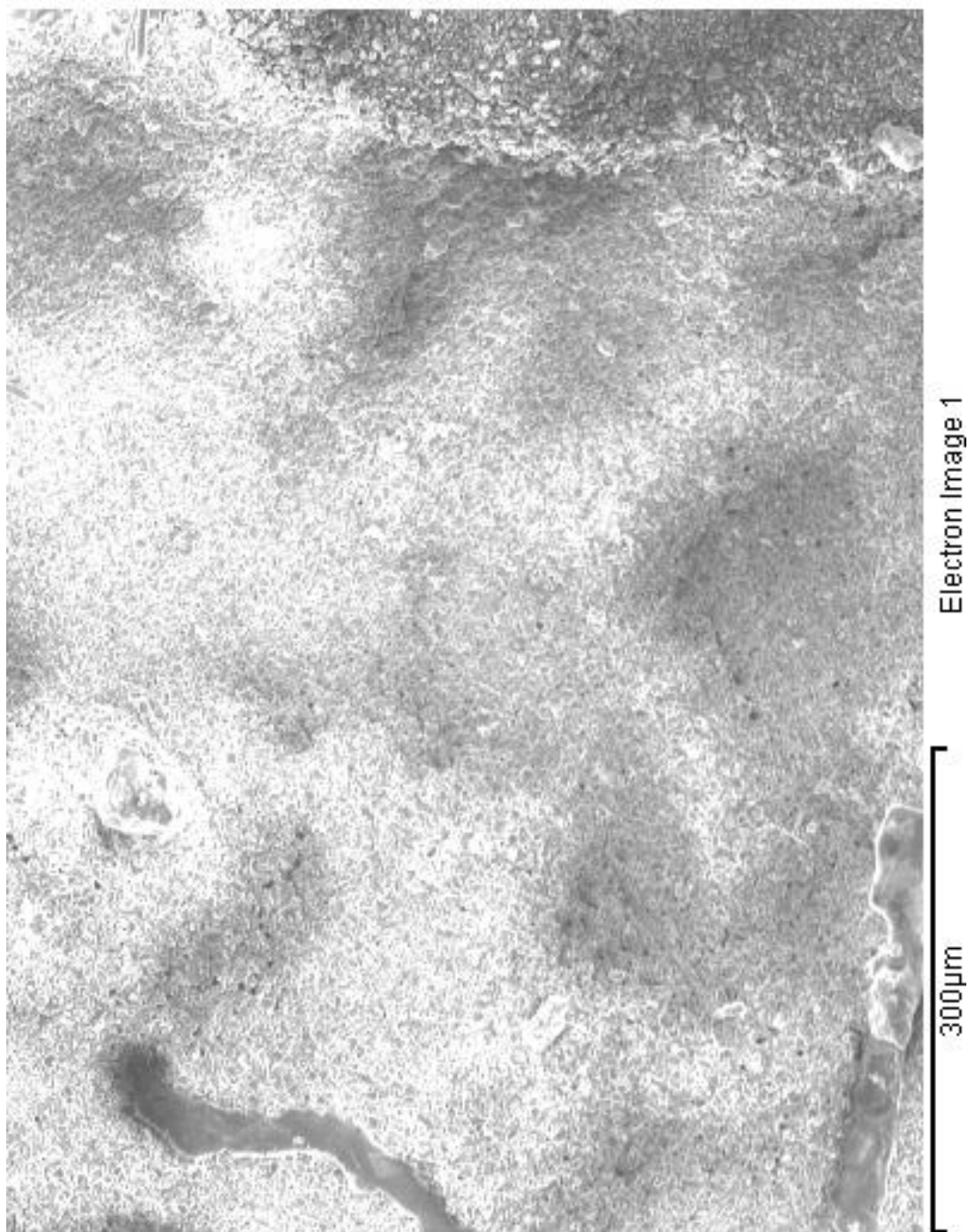


Spectrum processing :
No peaks omitted

Processing option : All elements analyzed (Normalised)
Number of iterations = 4

Standard :
O SiO₂ 1-Jun-1999 12:00 AM
Mg MgO 1-Jun-1999 12:00 AM
Al Al₂O₃ 1-Jun-1999 12:00 AM
Si SiO₂ 1-Jun-1999 12:00 AM





Sample: FILTRO MARON
Type: Default
ID:

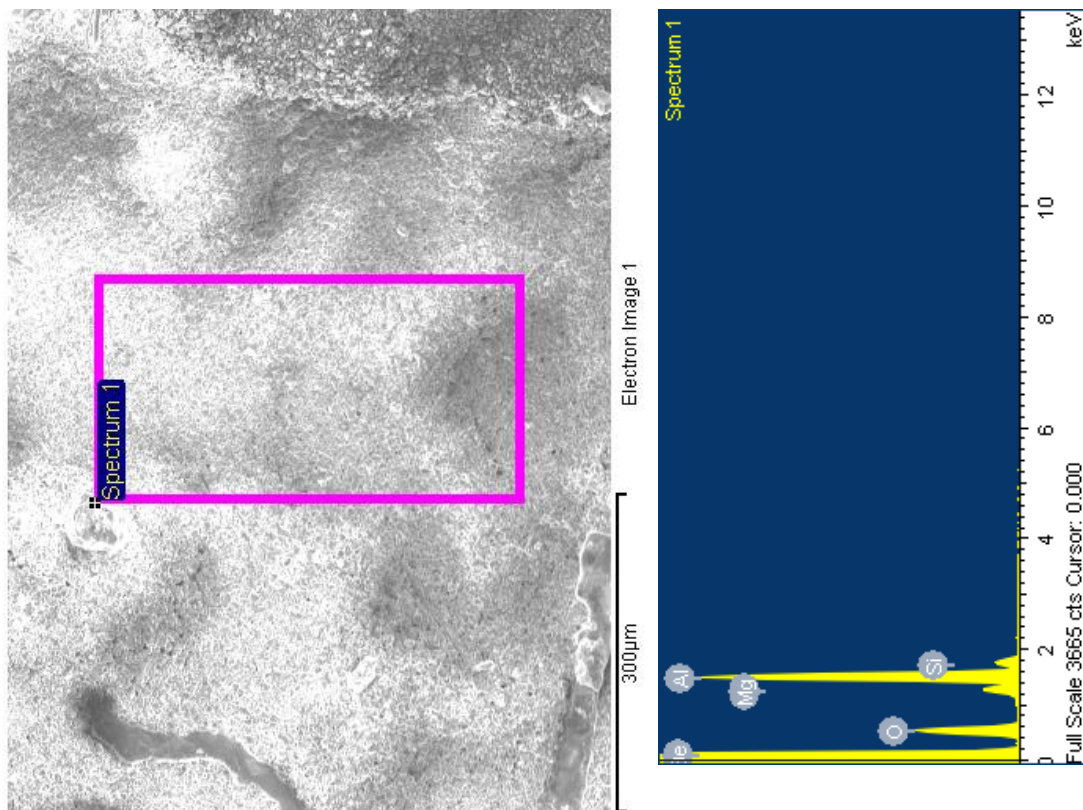
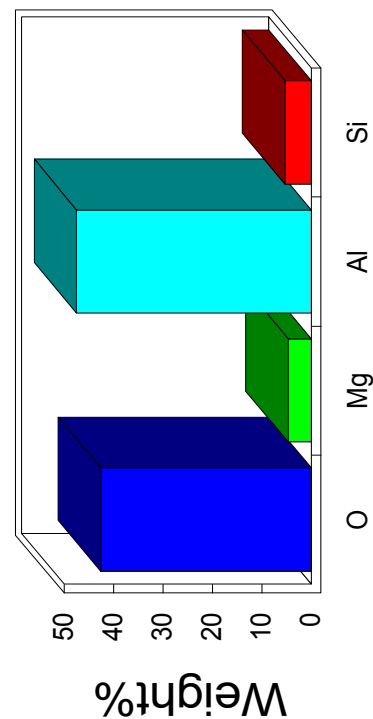
Spectrum processing :
No peaks omitted

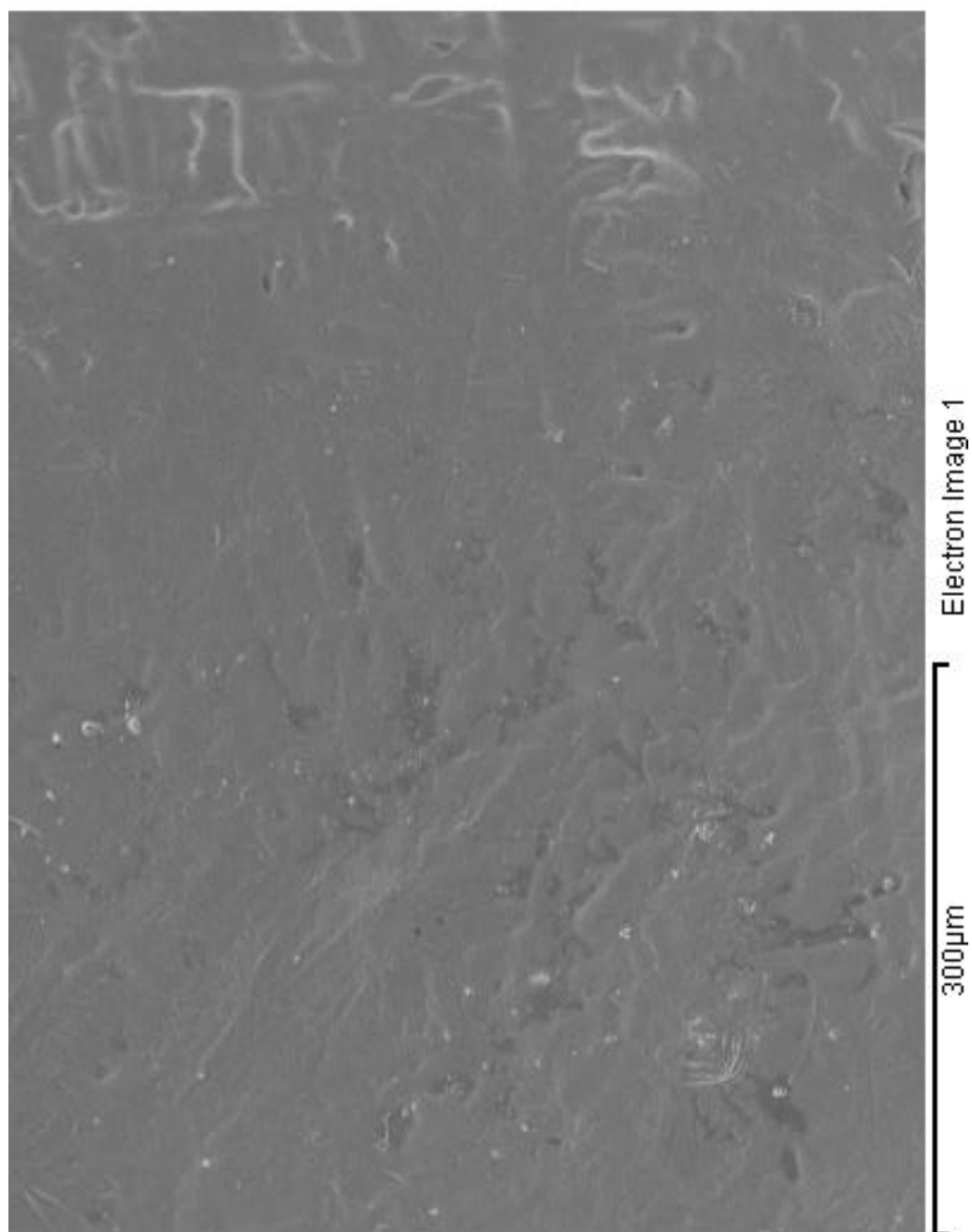
Processing option : All elements analyzed (Normalised)
Number of iterations = 3

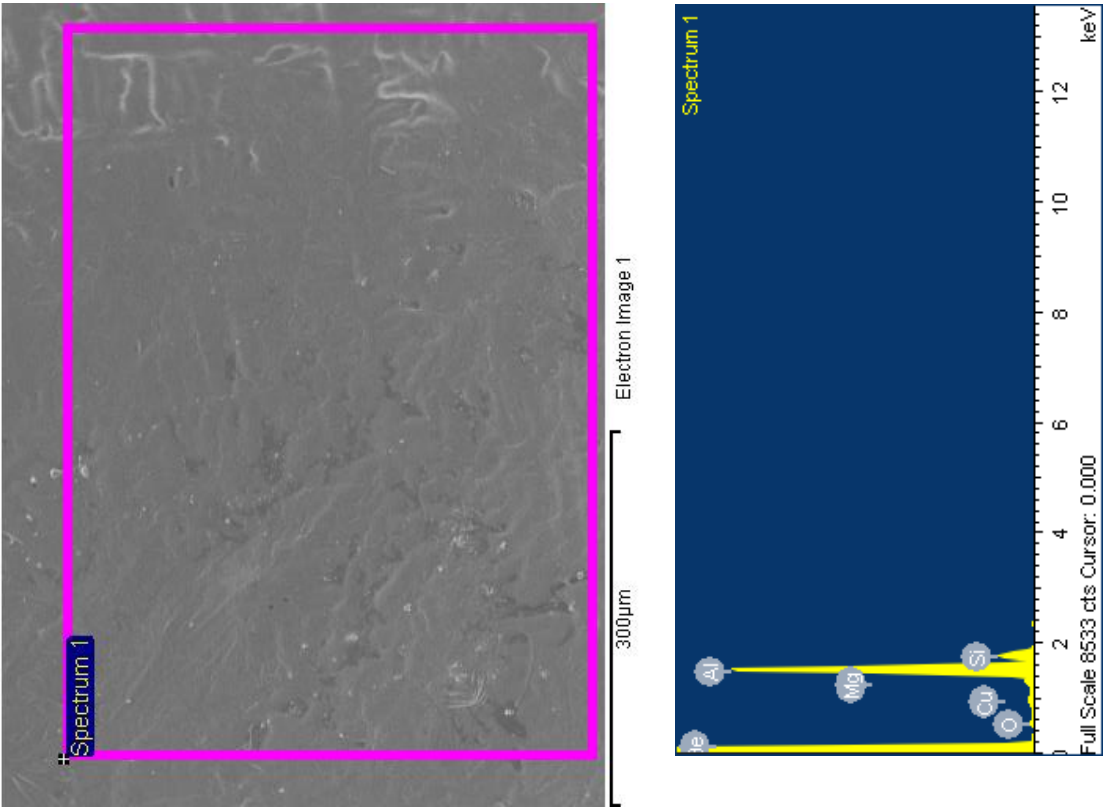
Standard :

O SiO₂ 1-Jun-1999 12:00 AM
Mg MgO 1-Jun-1999 12:00 AM
Al Al₂O₃ 1-Jun-1999 12:00 AM
Si SiO₂ 1-Jun-1999 12:00 AM

Quantitative results



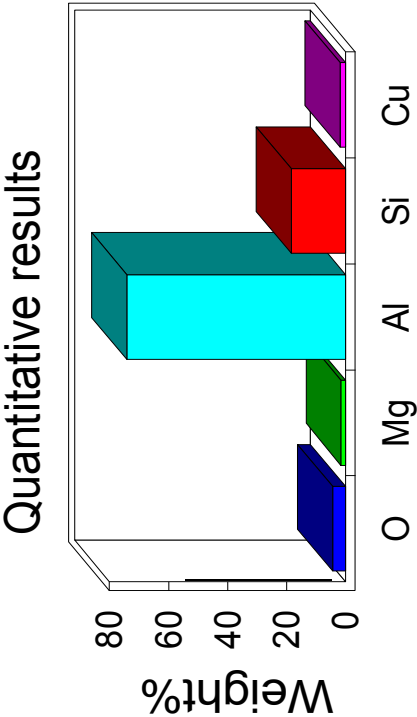


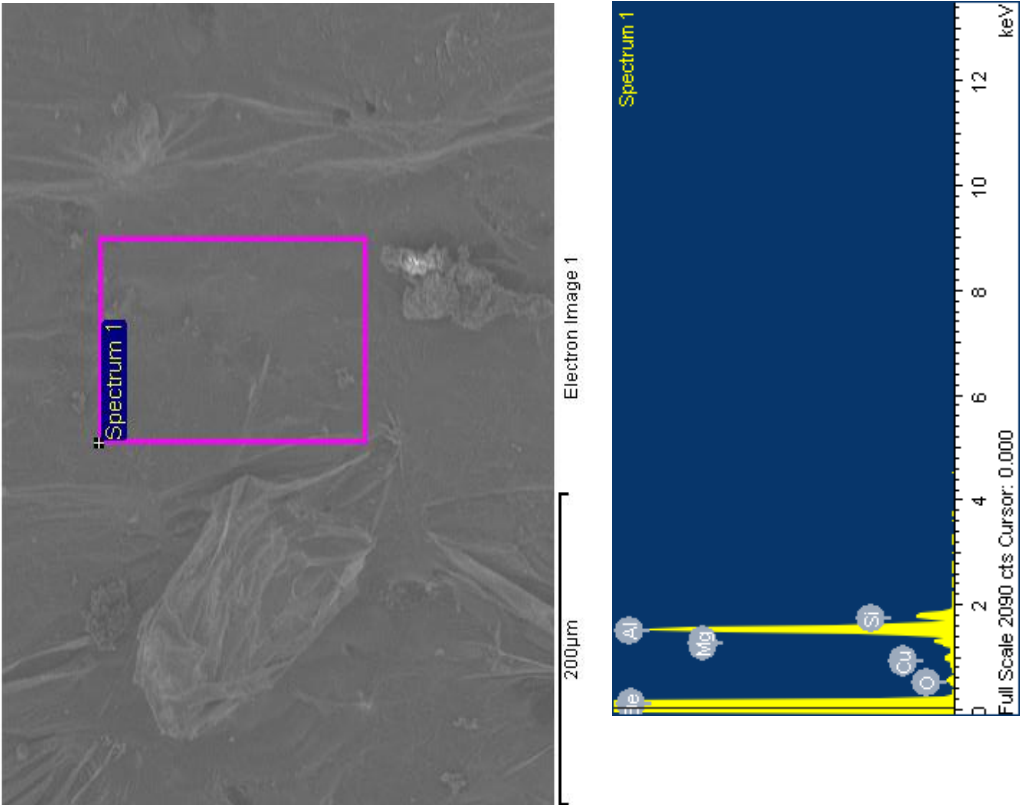


Spectrum processing :
Peak possibly omitted : 6.380 keV

Processing option : All elements analyzed (Normalised)
Number of iterations = 4

Standard :
O SiO₂ 1-Jun-1999 12:00 AM
Mg MgO 1-Jun-1999 12:00 AM
Al Al₂O₃ 1-Jun-1999 12:00 AM
Si SiO₂ 1-Jun-1999 12:00 AM
Cu Cu 1-Jun-1999 12:00 AM

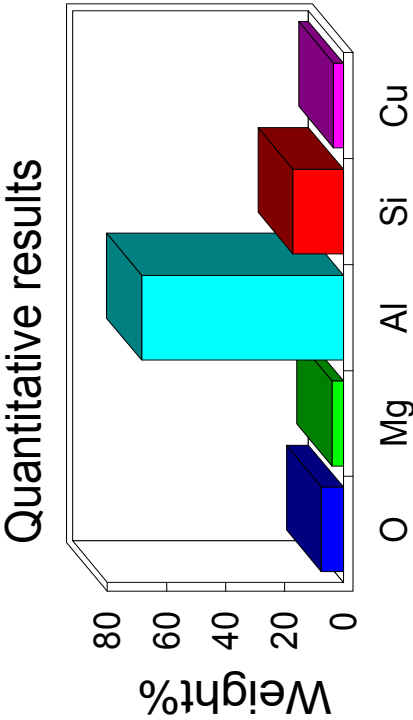


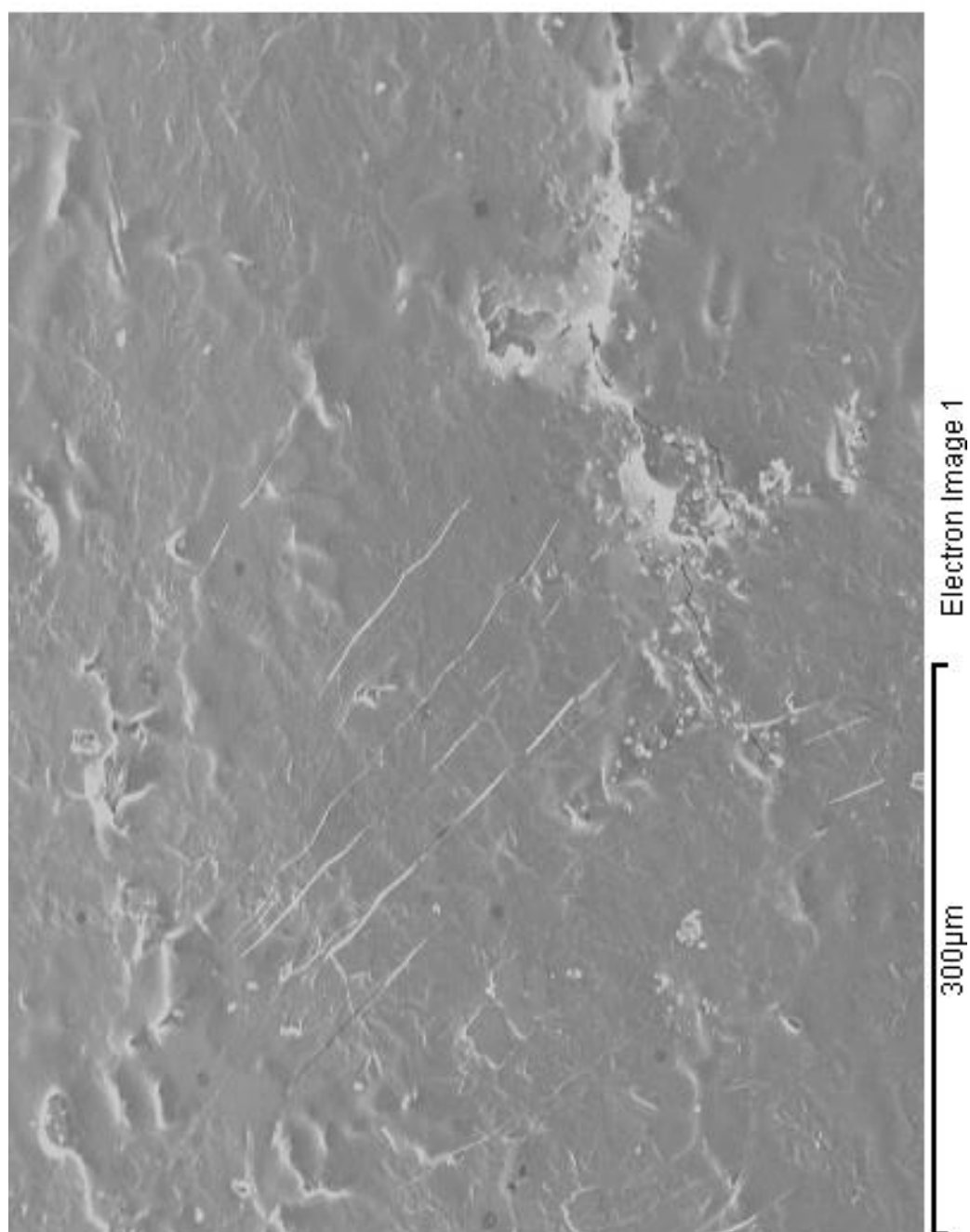


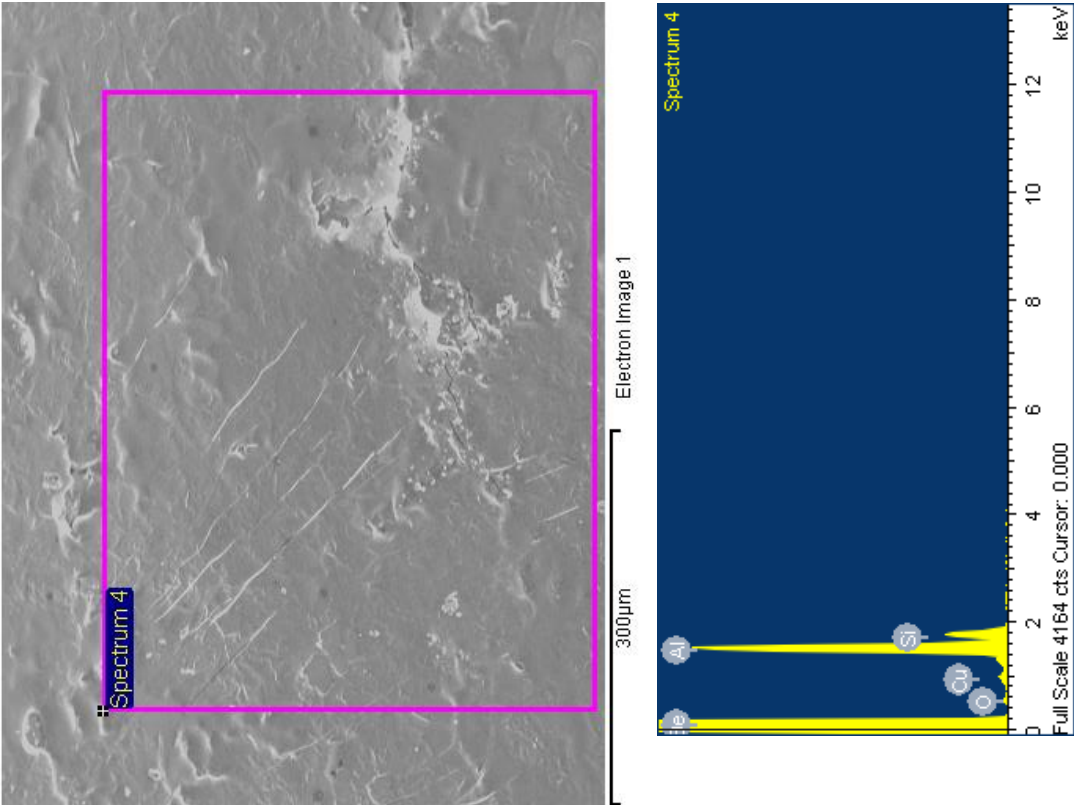
Spectrum processing :
No peaks omitted

Processing option : All elements analyzed (Normalised)
Number of iterations = 3

Standard :
O SiO₂ 1-Jun-1999 12:00 AM
Mg MgO 1-Jun-1999 12:00 AM
Al Al₂O₃ 1-Jun-1999 12:00 AM
Si SiO₂ 1-Jun-1999 12:00 AM
Cu Cu 1-Jun-1999 12:00 AM



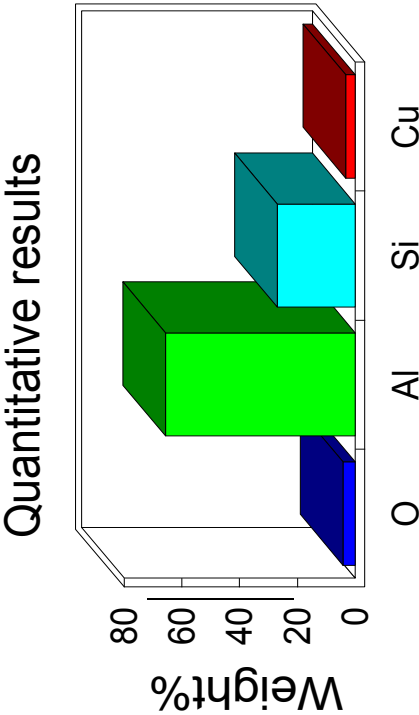


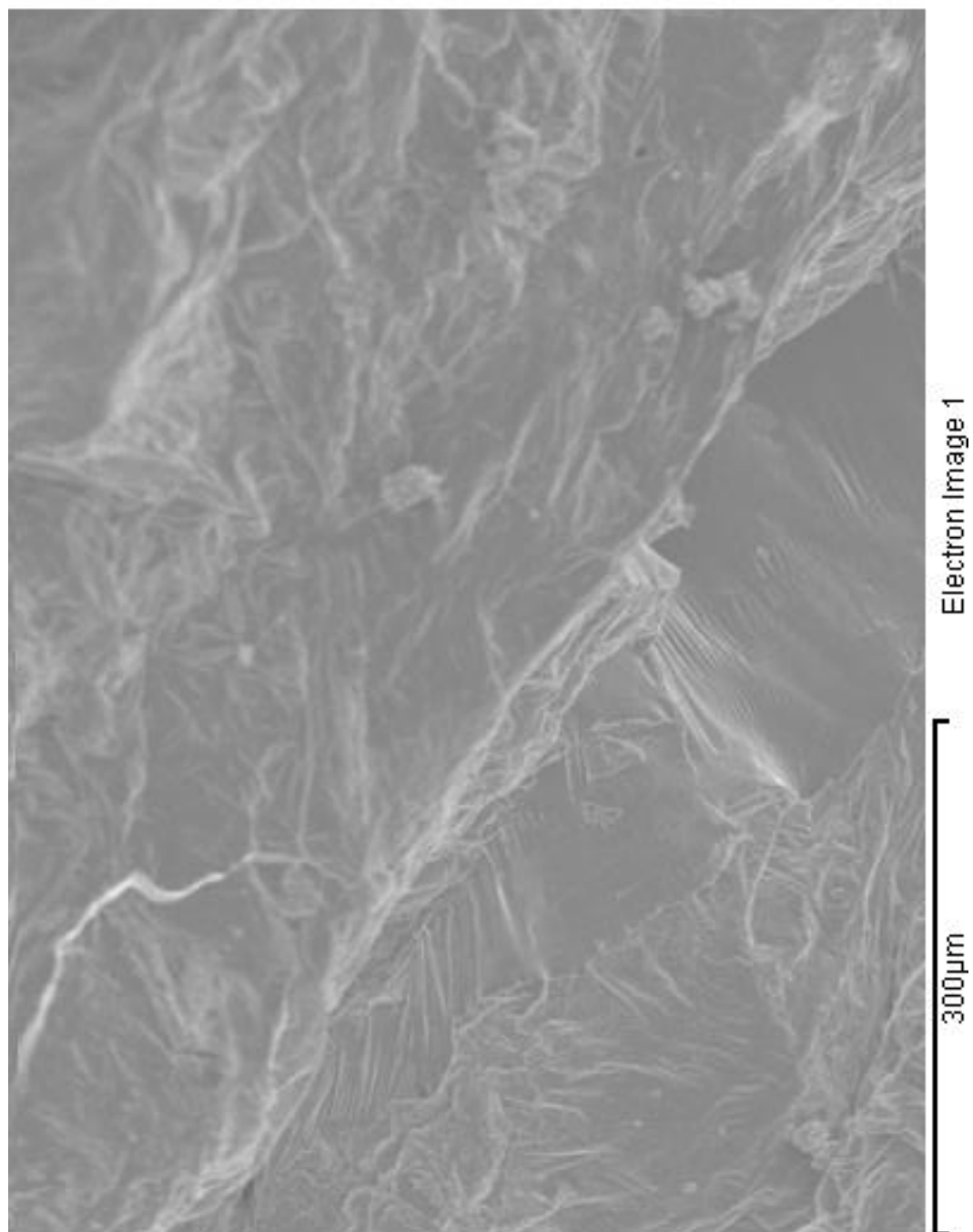


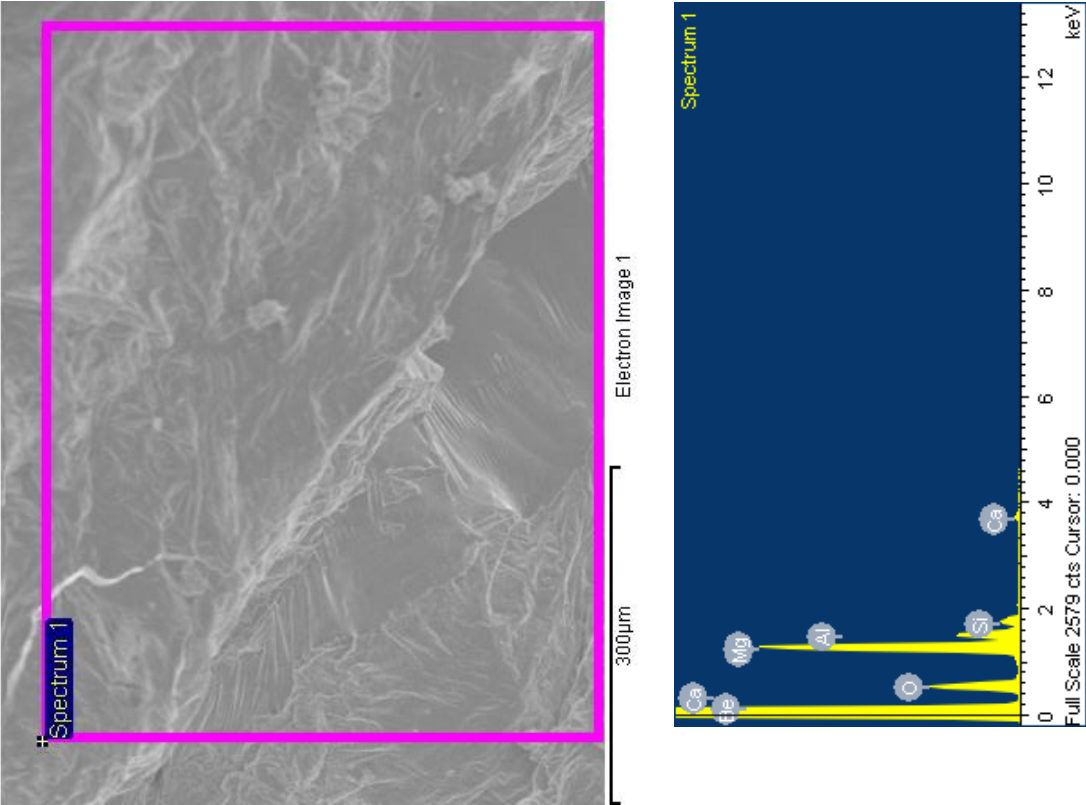
Spectrum processing :
No peaks omitted

Processing option : All elements analyzed (Normalised)
Number of iterations = 3

Standard :
O SiO₂ 1-Jun-1999 12:00 AM
Al Al₂O₃ 1-Jun-1999 12:00 AM
Si SiO₂ 1-Jun-1999 12:00 AM
Cu Cu 1-Jun-1999 12:00 AM



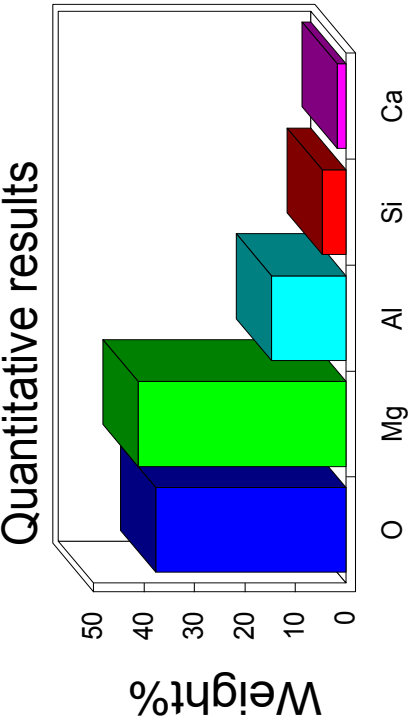


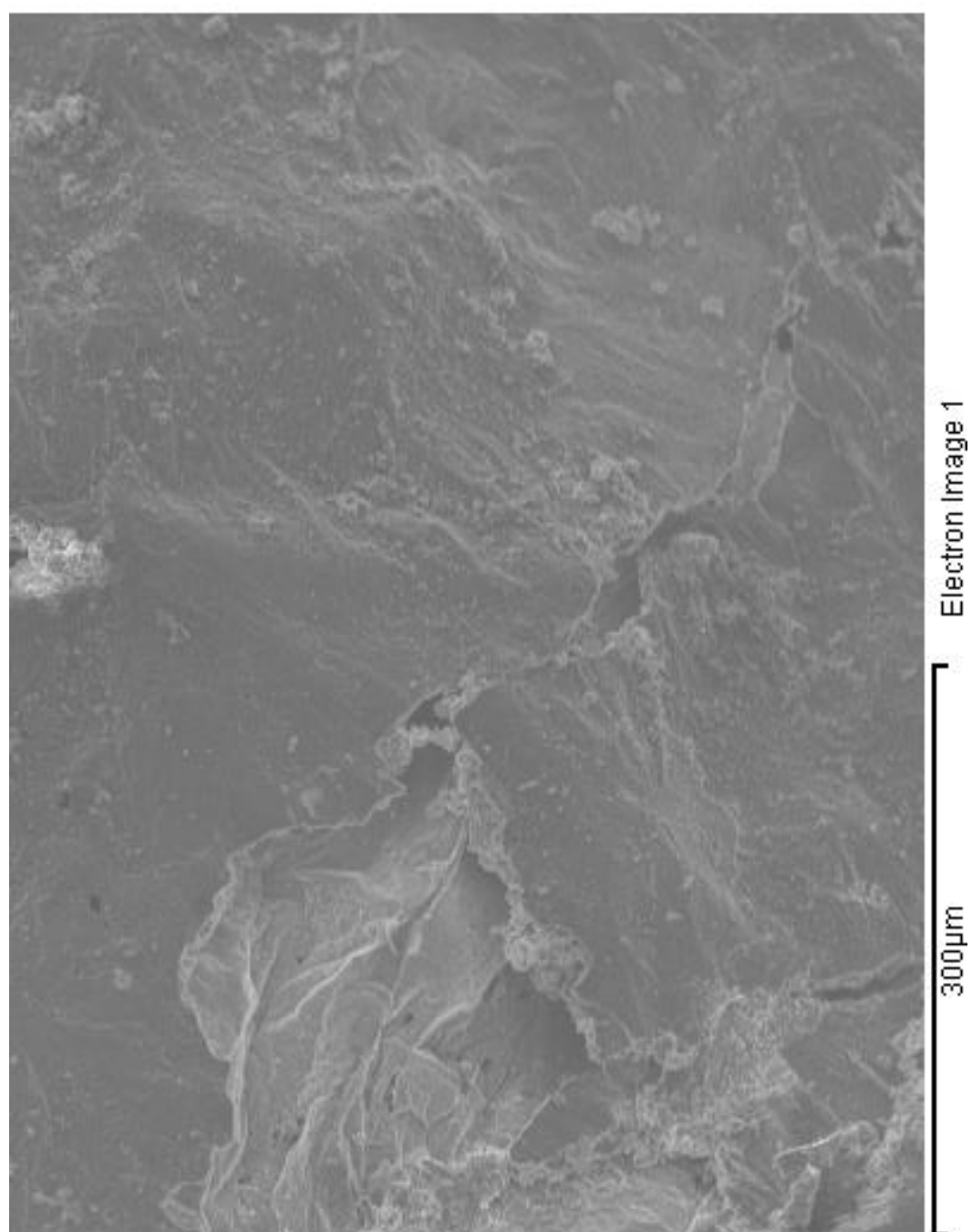


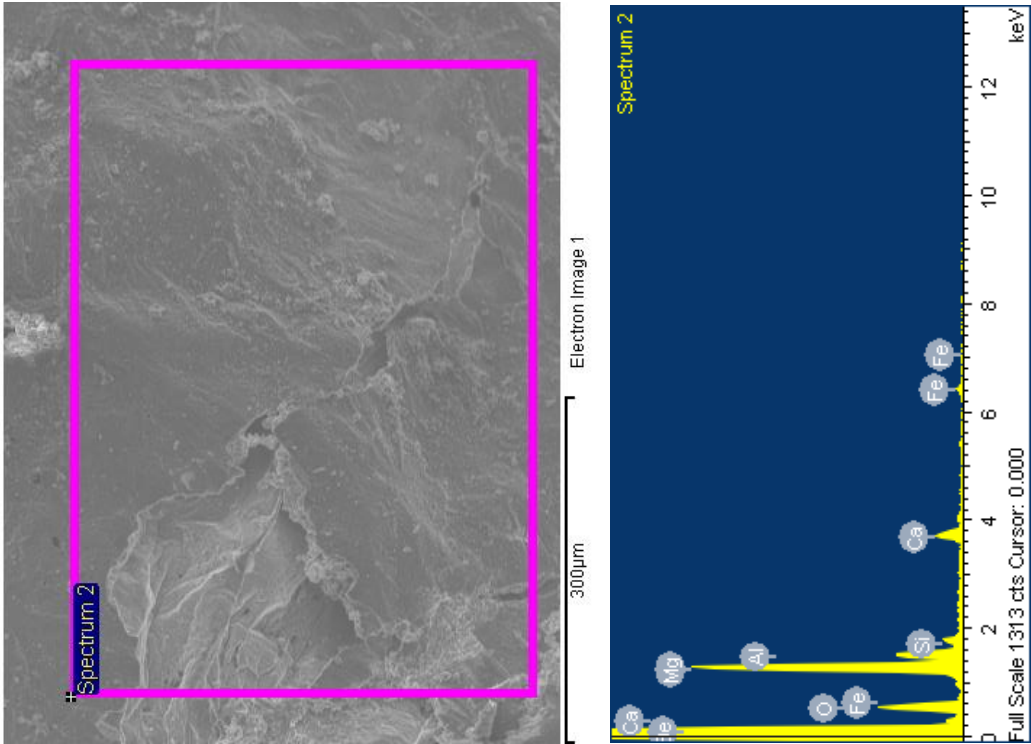
Spectrum processing :
No peaks omitted

Processing option : All elements analyzed (Normalised)
Number of iterations = 3

Standard :
O SiO₂ 1-Jun-1999 12:00 AM
Mg MgO 1-Jun-1999 12:00 AM
Al Al₂O₃ 1-Jun-1999 12:00 AM
Si SiO₂ 1-Jun-1999 12:00 AM
Ca Wollastonite 1-Jun-1999 12:00 AM



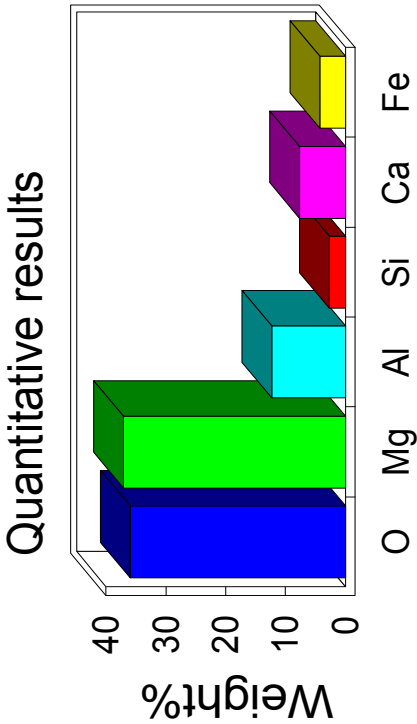


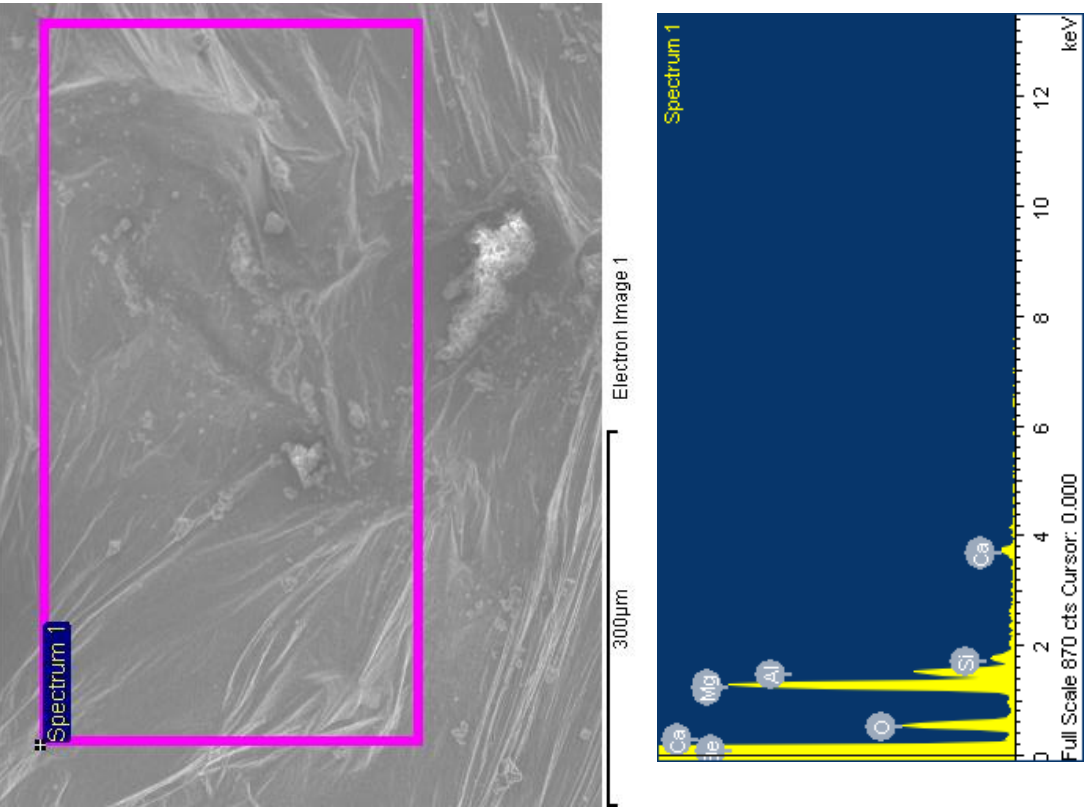


Spectrum processing :
No peaks omitted

Processing option : All elements analyzed (Normalised)
Number of iterations = 3

Standard :
O SiO₂ 1-Jun-1999 12:00 AM
Mg MgO 1-Jun-1999 12:00 AM
Al Al₂O₃ 1-Jun-1999 12:00 AM
Si SiO₂ 1-Jun-1999 12:00 AM
Ca Wollastonite 1-Jun-1999 12:00 AM
Fe Fe 1-Jun-1999 12:00 AM

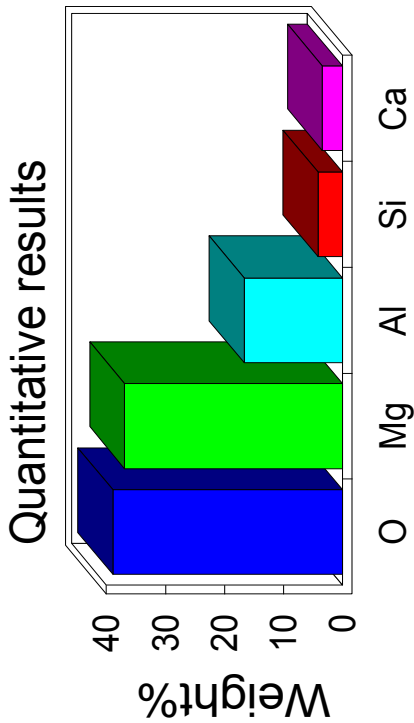


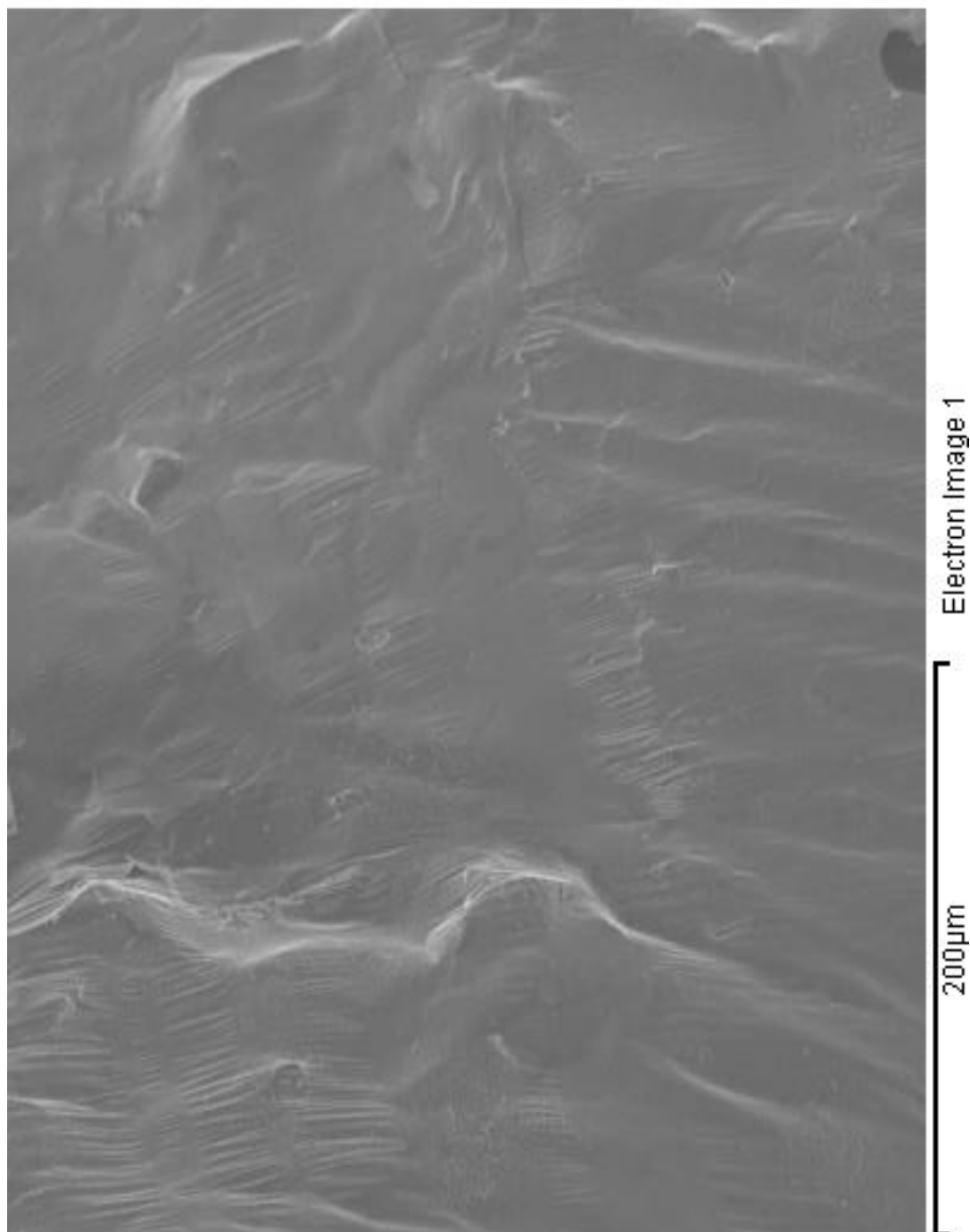


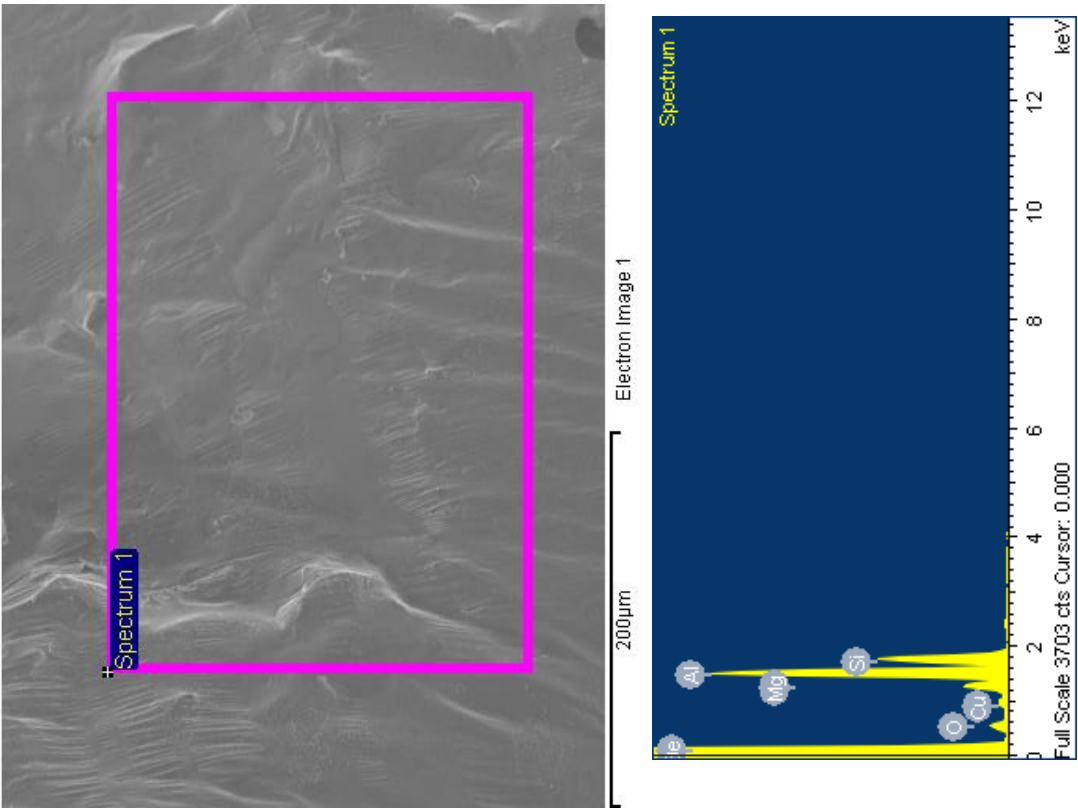
Spectrum processing :
No peaks omitted

Processing option : All elements analyzed (Normalised)
Number of iterations = 3

Standard :
O SiO_2 1-Jun-1999 12:00 AM
Mg MgO 1-Jun-1999 12:00 AM
Al Al_2O_3 1-Jun-1999 12:00 AM
Si SiO_2 1-Jun-1999 12:00 AM
Ca Wollastonite 1-Jun-1999 12:00 AM



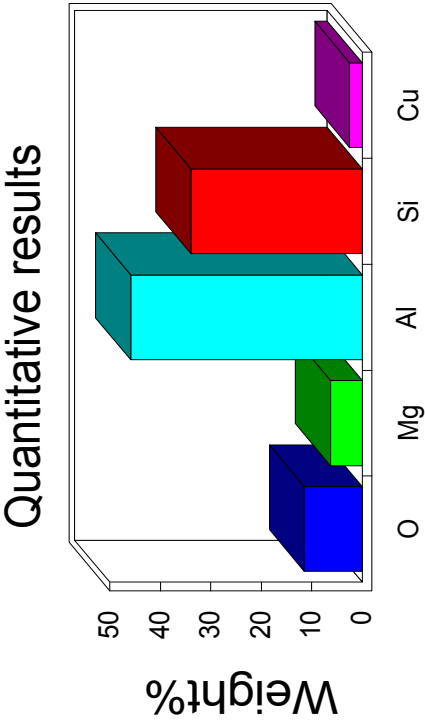


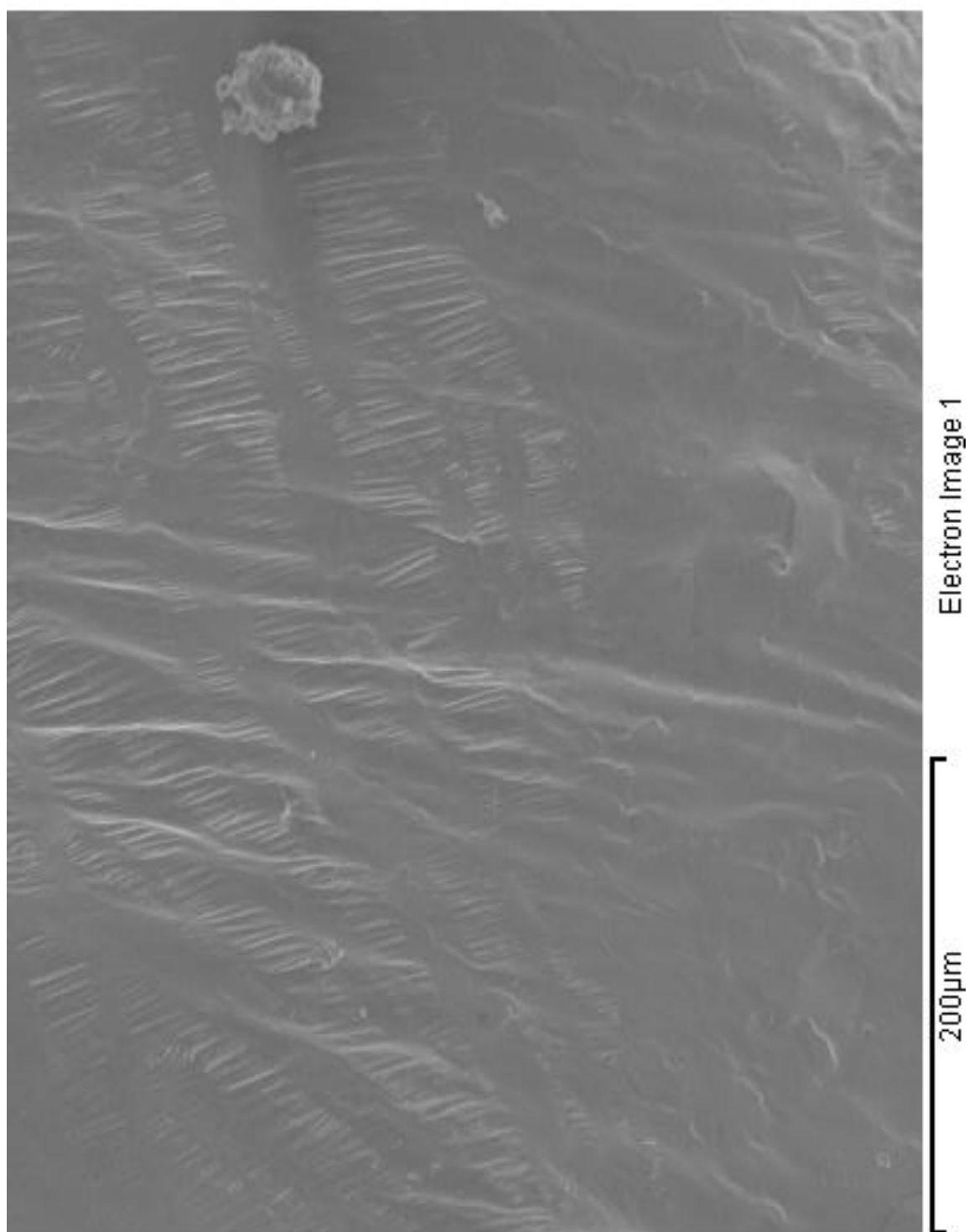


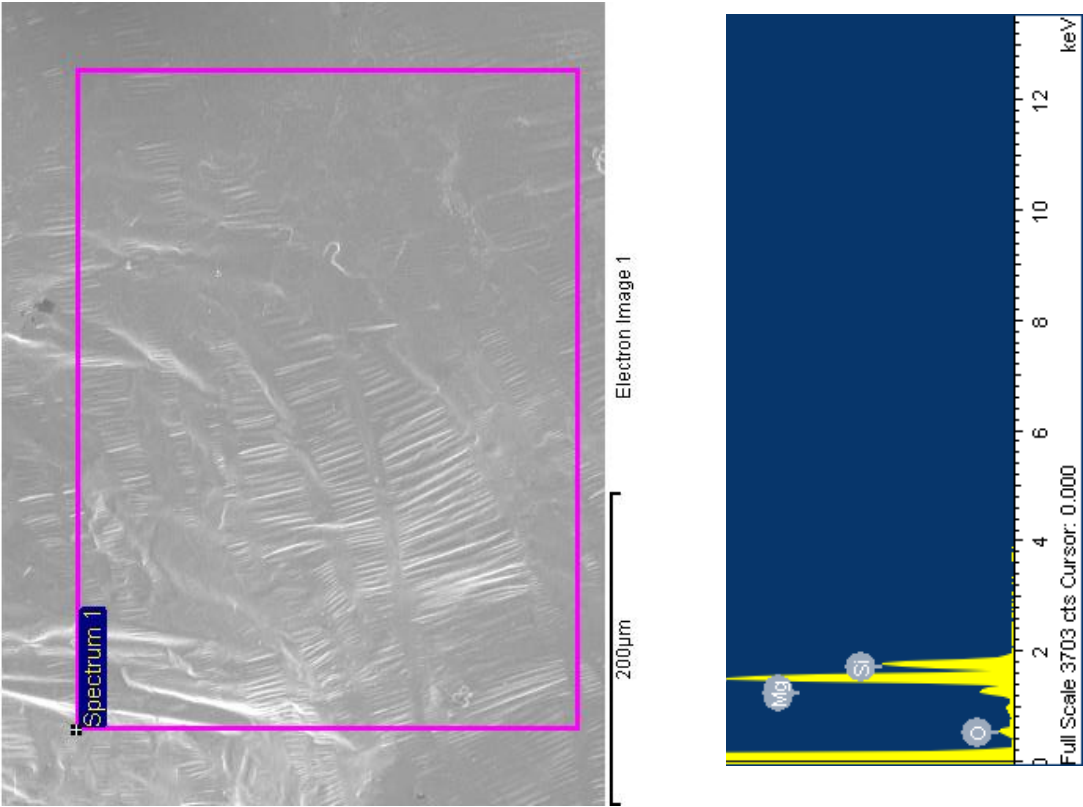
Spectrum processing :
Peak possibly omitted : 2.361 keV

Processing option : All elements analyzed (Normalised)
Number of iterations = 4

Standard :
O SiO₂ 1-Jun-1999 12:00 AM
Mg MgO 1-Jun-1999 12:00 AM
Al Al₂O₃ 1-Jun-1999 12:00 AM
Si SiO₂ 1-Jun-1999 12:00 AM
Cu Cu 1-Jun-1999 12:00 AM



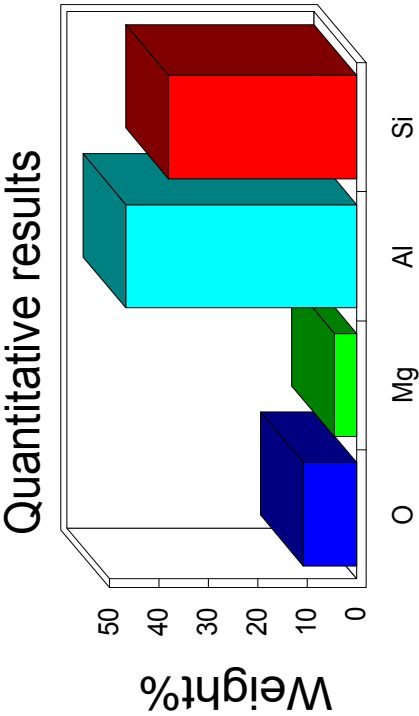


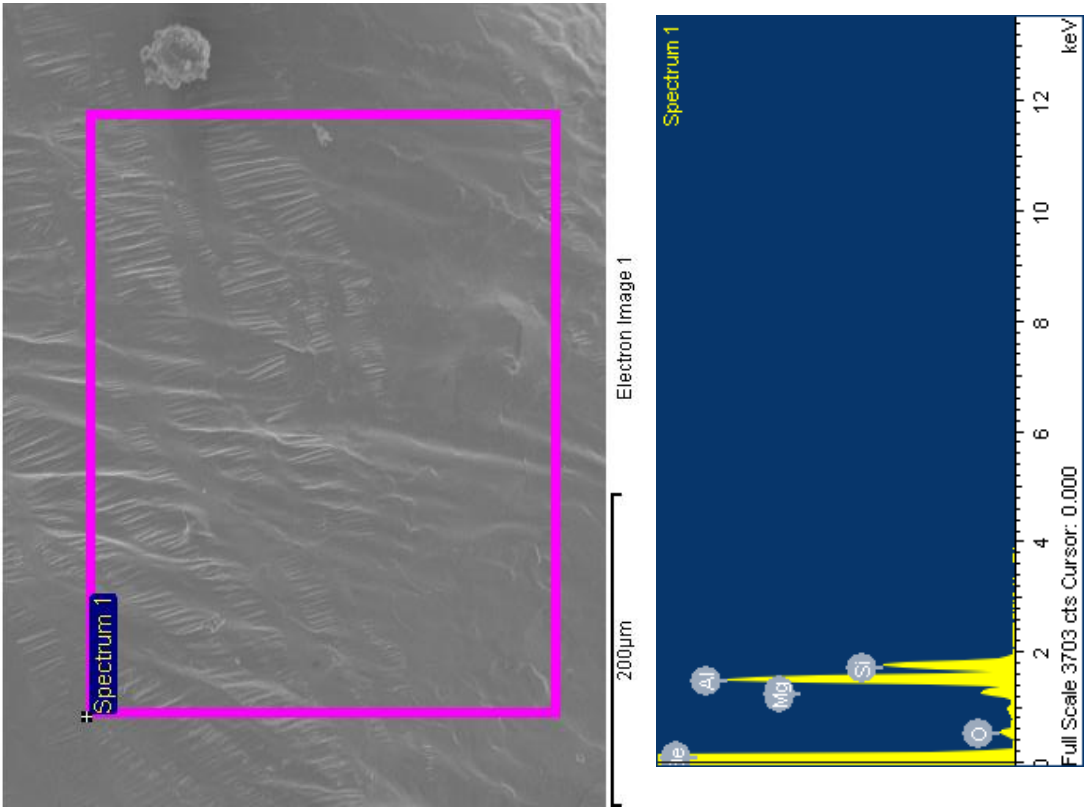


Spectrum processing :
Peak possibly omitted : 3.720 keV

Processing option : All elements analyzed (Normalised)
Number of iterations = 4

Standard :
O SiO₂ 1-Jun-1999 12:00 AM
Mg MgO 1-Jun-1999 12:00 AM
Al Al₂O₃ 1-Jun-1999 12:00 AM
Si SiO₂ 1-Jun-1999 12:00 AM

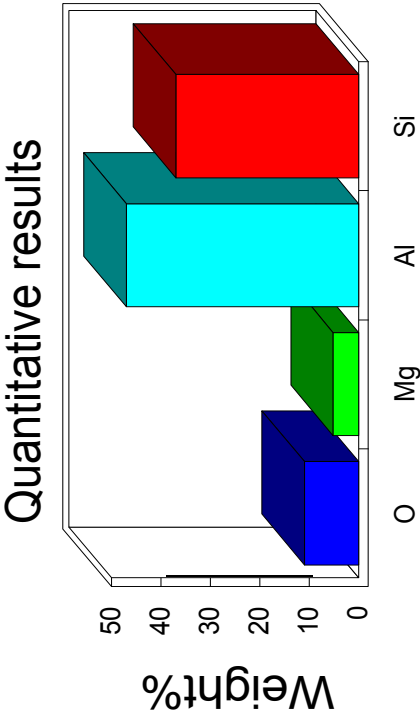




Spectrum processing :
No peaks omitted

Processing option : All elements analyzed (Normalised)
Number of iterations = 4

Standard :
O SiO₂ 1-Jun-1999 12:00 AM
Mg MgO 1-Jun-1999 12:00 AM
Al Al₂O₃ 1-Jun-1999 12:00 AM
Si SiO₂ 1-Jun-1999 12:00 AM



ANEXA 3

LUCRĂRI PUBLICATE

Lucrări științifice publicate:

1. **BOLDOR Claudia**, Ferreño Blanco, D., Ruiz, E., Rusu, T., *Influence of heat treatments on the properties of $AlSi_9Cu_3$ alloy parts obtained by means of HPDC and SSR process*, Acta Tehnica Napocensis, Series: Environmental Engineering and Sustainable Development Entrepreneurship (EESDE), Vol. 2, No.3 UTPRESS Publishing House, Cluj-Napoca, ISSN – 2284-743X; ISSN-L – 2284-743X, 2013, pp 9 – 20
2. Zirbo, Gh., **BOLDOR Claudia**, *Unele considerații privitoare la filtrarea profundă a aliajelor de aluminiu*, Turnarea și solidificarea metalelor și aliajelor – TSMA'08, UTPRESS, Cluj – Napoca, 2008.

Lucrări științifice comunicate la conferințe:

1. Borla, M., Zirbo, Gh., **BOLDOR Claudia**, Prodan, V., *Determination of the concentration and composition of gases resulted from Thermal treatment waste from foundry, Building services, mechanical, and building industry days conference*, 2010, Debrecen, Hungary.
2. **BOLDOR, Claudia**, Zirbo, Gh., *Unele considerații privind rafinarea aliajelor de aluminiu prin filtrare profundă*, Știință și inginerie, vol. 18, Ed. Agir, București, 2009, ISSN 2067 – 7138.
3. **BOLDOR Claudia**, *Tehnologie nepoluantă de rafinare a aliajelor de aluminiu*, Știință și inginerie, vol. 16, Ed. Agir, București, 2009, ISBN 978-973-720-246-8, pg. 289-296.

Influence of heat treatments on the properties of AlSi9Cu3 alloy parts obtained by means of HPDC and SSR processes. Influența tratamentelor termice asupra proprietății pieselor din aliajul AlSi9Cu3 obținute prin procesele HPDC și SSR.

Claudia BOLDOR (DEMIAN), Diego Ferreño BLANCO, Estela RUIZ, Tiberiu RUSU

En [JEESEDE. Journal of Environmental Engineering and Sustainable Development Entrepreneurship Vol. 2, n. 3 \(2013\)](#)



**Curriculum vitae
Europass**

Informații personale	
Nume / Prenume	BOLDOR (căsăt. Demian), Claudia
Adresa(e)	Sat. Podeni, nr.100, jud. Cluj, cod poștal 407434, România
Telefon(oane)	
E-mail(uri)	claubold@yahoo.com
Naționalitate(-ăți)	Română
Data nașterii	01.09.1982.
Sex	Feminin
Educație și formare	
Perioada	01.10.2008 – 30.09.2013
Calificarea / diploma obținută	Doctorand cu frecvență, Domeniul Științe Inginerești, Specializarea Ingineria materialelor
Disciplinele principale studiate / competențe profesionale dobândite	Turnarea aliajului AlSi ₉ Cu ₃ prin procesele de turnare HPDC și SSR; Îmbunătățirea calității aliajului în stare lichidă prin aplicarea proceselor de degazare și filtrare; Tratamente termice aplicate pieselor obținute prin turnare; Teza de doctorat „Îmbunătățirea caracteristicilor aliajului AlSi ₉ Cu ₃ turnat, prin degazare, filtrare și aplicare de tratamente termice”
Numele și tipul instituției de învățământ / furnizorului de formare	Universitatea Tehnică Cluj-Napoca, Facultatea de Ingineria Materialelor și a Mediului
Perioada	01.10.2006 – 30.06.2007
Calificarea / diploma obținută	Diplomă de studii aprofundate, Domeniul de studiu: Ingineria Mediului, Specializarea: Procedee speciale în protecția mediului
Disciplinele principale studiate / competențe profesionale dobândite	Managementul proiectelor de mediu, Strategii și politici de mediu, Reciclarea și valorificarea deșeurilor industriale, Procedee speciale de control și reducere a poluării solurilor, apelor și atmosferei
Numele și tipul instituției de învățământ / furnizorului de formare	Universitatea Tehnică Cluj-Napoca, Facultatea de Știința și Ingineria Materialelor
Nivelul în clasificarea națională sau internațională	ISCED 6
Perioada	1.10.2001 – 30.06.2006
Calificarea / diploma obținută	Inginer diplomat, Domeniul de studiu: Ingineria Mediului, Specializarea: Ingineria și Protecția Mediului Industrial
Disciplinele principale studiate / competențe profesionale dobândite	Studii de impact și reabilitarea mediului, Procedee și echipamente de epurare ale atmosferei, ale apei și al solului, Deșeuri și tehnologii de valorificare, Impactul industriei metalurgice, chimice și alimentare asupra mediului, Surse alternative de energie, Risc și securitate industrială
Numele și tipul instituției de învățământ / furnizorului de formare	Universitatea Tehnică Cluj-Napoca, Facultatea de Știința și Ingineria Materialelor
Nivelul în clasificarea națională sau internațională	ISCED 5

Teză de doctorat

Perioada	2002 – 2005
Calificarea / diploma obținută	Certificat de absolvire – Departamentul pentru pregătirea personalului didactic
Disciplinele principale studiate / competențe profesionale dobândite	Psihologia educației, Teoria și metodologia curriculum-ului, instruirii și evaluării, Instruire asistată la calculator, Managementul clasei de elevi, Practică pedagogică
Numele și tipul instituției de învățământ / furnizorului de formare	Universitatea Tehnică Cluj-Napoca
Perioada	1997 – 2001
Calificarea / diploma obținută	Diplomă de bacalaureat
Disciplinele principale studiate / competențe profesionale dobândite	Specializarea: Topograf pentru agricultură și amenajarea teritoriului
Numele și tipul instituției de învățământ / furnizorului de formare	Colegiul „Emil Negruțiu”, Turda, județul Cluj
Aptitudini și competențe personale	
Limba(i) maternă(e)	Română
Limba(i) străină(e) cunoscută(e)	
Autoevaluare	
Nivel european (*)	
Limba spaniolă	
Limba engleză	
Competențe și abilități sociale	Capacitate de comunicare, integrare rapidă în colectiv nou, abilitatea de a lucra în echipă, abilități de a investiga, analiza și rezolva problemele, capacitate de comunicare, integrare rapidă în colectiv nou, sociabilitate.
Competențe și aptitudini organizatorice	Atingerea obiectivelor, cooperare, atenție, creativitate, disciplină, atitudine pozitivă, bună-voință, putere de convingere, optimism, ordine, spirit practic, stabilitate, energie, bun organizator
Competențe și aptitudini de utilizare a calculatorului	Operare PC (Microsoft Word, Microsoft Excel Worksheet, Microsoft Power Point Presentation,) Autocad 2007.
Alte competențe și aptitudini	Seriozitatea, punctualitate, responsabilitate, perseverență
Permis(e) de conducere	Categoria vehiculului: B
Informații suplimentare	Prof.dr.ing. Tiberiu Rusu, Tiberiu.Rusu@sim.utcluj.ro , Universitatea Tehnică, Facultatea de Ingineria Materialelor și a Mediului, Bld. Muncii, nr. 103 – 105, cod poștal 400641, Cluj-Napoca

(*) Nivelul Cadrului European Comun de Referință Pentru Limbi Străine

Înțelegere				Vorbire				Scriere	
Ascultare		Citire		Participare la conversație		Discurs oral		Expr imare scrisă	
C1	Utilizator independent	C2	Utilizator experimentat	C1	Utilizator elementar	C1	Utilizator elementar	C1	Utilizator elementar
A2	Utilizator elementar	A2	Utilizator independent	A1	Utilizator elementar	A1	Utilizator elementar	A1	Utilizator elementar

Cluj-Napoca
1.09.2013.

Claudia Boldor (căsăt. Demian)

UNIVERSITY OF CANTABRIA

**DEPARTAMENT OF SCIENCE AND ENGINEERING OF THE EARTH AND
MATERIALS**



AND

TECHNICAL UNIVERSITY OF CLUJ - NAPOCA

**DEPARTMENT OF ENVIRONMENTAL ENGINEERING AND SUSTAINABLE
DEVELOPMENT**



PhD THESIS

ABSTRACT

***OPTIMIZATION OF PROPERTIES OF $AlSi_9Cu_3$ CASTED ALLOY
THROUGH DEGASIFICATION, FILTRATION AND APPLICATION
OF HEAT TREATMENTS***

Author:

CLAUDIA BOLDOR (DEMIAN)

Supervisors:

**DIEGO FERREÑO BLANCO
TIBERIU RUSU**

Santander, June 2013

1.1. Introduction

The consumption of aluminium and its alloys has significantly increased in the last years in different industry branches as: transportation, food industry, home building, machine engineering industry, marine domain, etc. This is due to its properties related to low weight, strength to corrosion, ductility, malleability and processing facility. Aluminium shows very interesting properties especially in alloyed state. Aluminium and its alloys are categorized in series by their addition agent (copper, manganese, silicon, magnesium and silicon, magnesium and zinc) and can be combined with other metals of secondary importance.

The automotive industry is one of the sectors with the highest preoccupation regarding the quality of material and the manufactured casting parts. The most important problems concerning the quality of casting parts is the presence of metallic, non-metallic and gaseous impurities. Metallic inclusions in aluminium alloys can have positive or negative effects. The effects depend on the quantity of the impurities and also on their mixture in the melt. The most important metallic impurities from the aluminium alloys are: Cu, Fe, Si, Zn, Ag, Na, Mg, Ti, V, Cr, Mn, Zr, etc. Non-metallic inclusions from aluminium alloys occur sometimes within the melted alloy and sometimes are pre-existent in the material. From this perspective, two non-metallic inclusion categories can be distinguished:

- Non-metallic inclusions caused by the metal, called endogenous inclusions.
- Solid nonmetallic inclusions from external sources (from the material of the mold, furnace lining, used fluxes, impurities from loading, etc.) which are called exogenous inclusions.

Considering its chemical composition the non-metallic inclusions are categorized as follows: sulphides (FeS , MnS , Al_2O , ZnS), oxide [$(Al_2O_3$, MgO , $MgAl_2O_4$ (spinel), $CaOAl_2O_3$, $3Al_2O_3 \cdot 2SiO_2$ (mullit))], nitrides (AlN , Mg_3N_2 ; BN , VN , Si_3N), carbides and oxycarbides (Al_4C_3 , Al_4O_4C , Fe_3C , Mn_3C , CO_3C_2).

As mentioned above, the gaseous inclusions represent the third category of inclusions. It is well known that the aluminum alloys in liquid state are susceptible to react with different gases as hydrogen, oxygen, gases resulted from hydrocarbons burning and water vapors leading to the formation of gaseous inclusions in casted parts.

Depending on the dimension of the pores it can be distinguished between macro porosity and micro porosity. The alloys contraction during the solidification of casted part is another cause of gaseous inclusions occurrence. Luckily, in the last years the technique has significantly advanced and the processes of pickling the metallic bath and the methods of determination of the alloy quality provide the possibility of obtaining high quality parts.

The properties of casting parts are optimized through the application of different cleaning methods in liquid state, and through the application of several treatments on final

solid state. In this PhD. Thesis, three methods are used for the material improvement: deep filtration, degasification of liquid alloy and application of heat treatments on casting parts obtained by HPDC (High Pressure Die Casting) and SSR (Semisolid Rheocasting).

Deep filtration of aluminium alloys is based on the interaction between the liquid alloy and a ceramic foam filter, capable to retain those inclusions with a diameter smaller than the pore size of the filter. The most used filters in liquid alloys filtration are those based on silicon carbide filters, zirconium oxide, alumina and magnesium oxide. Alumina is the most used filter for aluminium filtration. Usually for aluminium filtration, aluminium oxide membrane filters are used. In addition to the retention of metallic and non-metallic inclusions, deep filtration provides benefit in removing the turbulence of liquid alloy flow that may cause the occurrence of gaseous inclusions.

Another method complementing deep filtration is degasification with inert gases. Nitrogen and argon are two of the most used gases for degasification in aluminium alloys casting industry. This method is performed by means of degasification devices and consists of inserting small bubbles of inert gas into the liquid aluminium through a condenser which is usually made of graphite.

The main advantages of degasification are as follows:

- Due to the agitation caused by gas passing through the metal, the thermal homogenization of liquid bath is achieved.
- The chemical homogenization of melting is obtained by mass transfer.
- Degassing by diffusion of undesirable gases into the air blown and its elimination in the atmosphere.
- Elimination of non-metallic inclusions as a result of the ascendant velocity occurring due to the collision with gas and the increase in diameter facilitating the flotation effect. The degassing process is based on the capacity of the gas bubbles to absorb the hydrogen dissolved into the metallic bath, the formation of hydrogen molecules and their diffusion in the inert gas bubbles that will move to the surface of the metallic bath.

After filtration and degasification, aluminium alloy is casted in moulds through different processes. Indeed, 33 different types of casting processes -including HPDC and SSR techniques- were available in the market by 2010. HPDC process, which is mainly used for aluminium alloys, is an economically efficient process for mass production of light metals casting parts. HPDC is a process in which the metal injection is performed at high temperature and pressure in a casting mould; therefore, it is very common that turbulences in the fluid occur, leading to porosity in the final casted parts. One of the disadvantages of this process is that the casted parts obtained by HPDC are not suitable for heat treatment. Heat treatment of elements obtained by HPDC is not possible because blisters usually appear on their surface. The highest quality of HPDC components are obtained through SSR process (which uses semisolid material for casting).

The process consists of inserting one graphite cylinder into the metallic bath which has a temperature slightly higher than the liquidus temperature of the material. When the cylinder starts to spin, the alloy temperature decreases below the liquidus temperature and, as a consequence, the solidification of the material starts. The time interval and the spinning speed of the cylinder must be carefully selected for the efficiency of the process. Finally, the characteristics of the heat treatments depend on the type of material and manufacturing process. In this research several heat treatments were applied on casted parts obtained through HPDC and SSR.

The study of the effectiveness of the methods presented above applied in order to improve characteristics of $AlSi_9Cu_3$ alloy are the objectives of the present PhD thesis.

1.2. Objective

This thesis is a part of the scientific research project ALUMETAL, in which the following institutions have participated:

- University of Cantabria, through the LADICIM (Laboratory of the Division of Science and Engineering of Materials).
- Alemag Norte Company, S.L., Cantabria, whose activity is focused on manufacturing casting parts of aluminium and magnesium.
- Technological Centre of Components (CTC), Santander.

The main objective of this thesis is to improve the properties of the $AlSi_9Cu_3$ aluminium alloy by applying several cleaning methods to the metallic bath as well as heat treatments on casting parts obtained by HPDC and SSR.

Moreover, during the development of this study, several additional partial objectives were established; these are highlighted across the six chapters of the thesis. The present-day state of the knowledge is shown in Chapter Second; there, the different methods applied by the metallurgic industry to obtain aluminium alloys with low quantity of metallic impurities, non-metallic and gases inclusions are presented. Two of the casting processes (HPDC and SSR) are also presented in this chapter, describing the advantages and disadvantages, as well as the possibility of applying thermal treatments on aluminium casted features, especially for those fabricated with $AlSi_9Cu_3$ alloy.

The Third Chapter is devoted to explain the working methodology followed and the available material for the research. Casting methods, types of materials used, sample preparation techniques and analysis techniques used for selected samples are extensively described in this chapter.

Chapter 4 includes the experimental results obtained based on the application of degasification and filtration methods, and the improvement of material characteristics obtained through HPDC and SSR after applying the treatments.

A summary of the study is presented in Chapter 5, along with the conclusions of the research, a summary with the personal contributions and the perspective research directions.

Figure 1 presents a flux diagram that summarises the scope of the study. It is worth mentioning that the results related to the simulation of the mould filling (Figure 1) are not presented in this PhD. thesis, since they are confidential for Alemag factory.

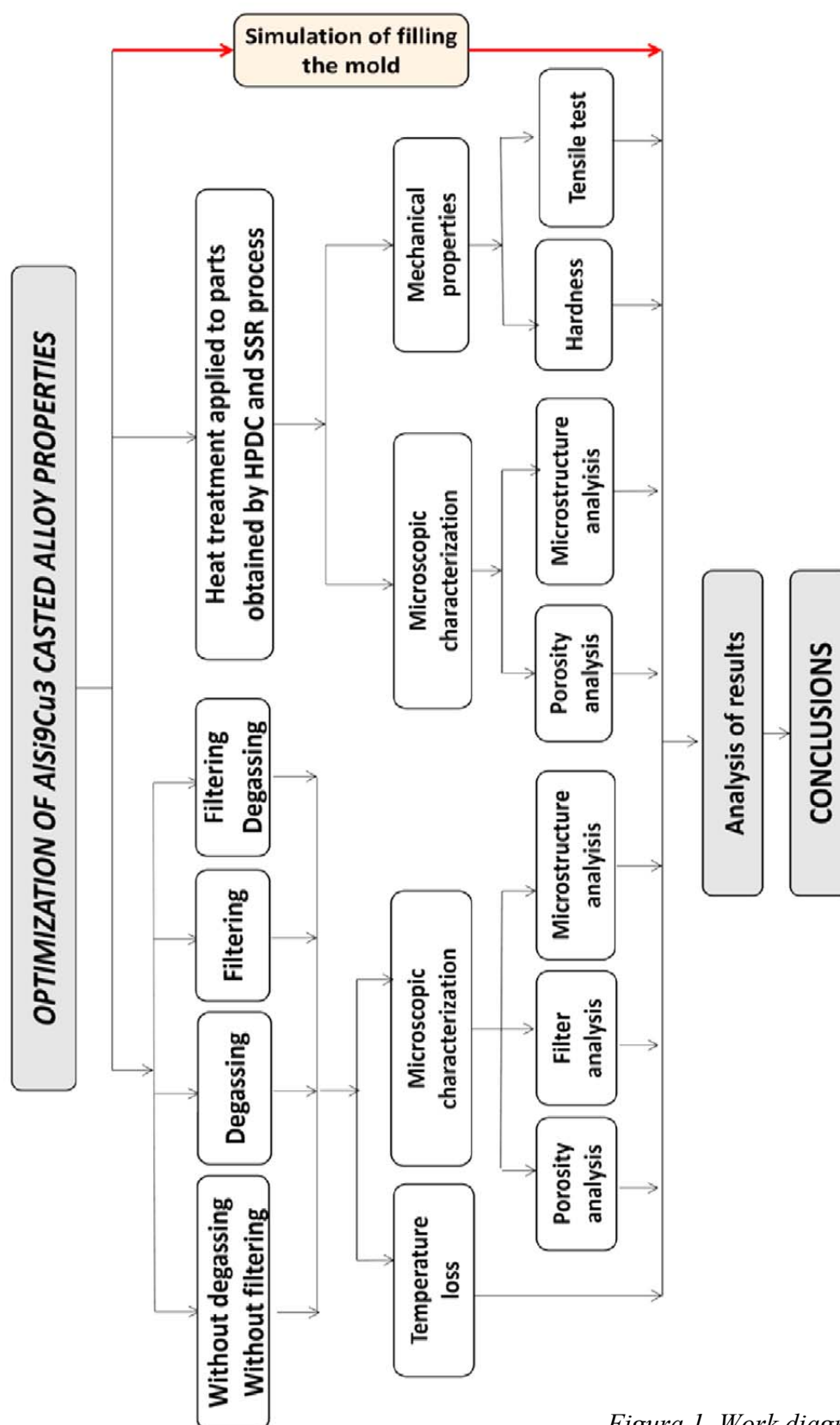


Figura 1. Work diagram

1.3. Conclusions and personal contributions

This section presents the general conclusions achieved in this study about the methods of degassing and filtration of HPDC (High Pressure Die Casting) and SSR (Semi-Solid Rheocastings).

Study of the degassing process:

- The experimental results show that the size of maximum pore and the amount of pores shows an important variability; indeed, samples manufactured under identical conditions provide dispersed values in both parameters.
- A consistent correlation has been obtained between the process parameters analyzed (reduction of the porosity and size of maximum pore) depending on the degassing time. Thus, it was observed that the reduction of porosity is to a great extent influenced by the degassing time, whereas the maximum pore size is less influenced by this variable.
- Considering the previous result and the fact that the size of the maximum pore is the most important variable for the quality of final parts, a reduced degassing time seems to be efficient in most of cases.
- It has been demonstrated that the loss of temperature between the furnace and the ladle foundry where degassing took place depends on the temperature of the ladle; therefore, the first ladle shows a higher loss of temperature comparing with the next ladle, due to the fact that the refractory material of the ladle increases temperature during its utilization. Therefore, it is recommended, as a good rule of practice, to discard the material of the first ladle. This will not affect the economic efficiency of the injection process, due to the fact that in the aluminum metallurgic industry first injections are frequently eliminated (although in this particular case, the cause is connected with the low temperature of the injection mould).
- The experimental results shows that the loss of liquid alloy temperature during degassing is approximately 13°C / per degassing minute.

Study related to the combination of filtering and degassing processes:

- The analysis of experimental results shows that degassing and filtering processes act in a synergistic manner; filtering works together with degassing to reduce porosity and simultaneously degassing works together with filtration to remove inclusions.
 - Direct evaluation of filtering process is a difficult work. In fact, for this purpose the number of inclusions in samples without filtration and degassing should have been quantified and compared by microscopic analysis. Therefore, due to the complexity of that direct procedure, an alternative method was used. It is based on quantifying through an specific software the different phases present in the alloy,

namely: alpha, silicon and intermetallic compounds. Since the software has the capacity to assess the quantity of alpha phase it allows the indirect quantification of the rest of phases. By means of this alternative procedure, it has been demonstrated that the filtered and degassed alloy has the maximum quantity of alpha phase, followed by the filtered alloy and finally by the non-degassed/non-filtered alloy.

- A complementary analysis consists in measuring the grain size in the analyzed samples was performed. As expected, no significant changes related to this parameter occurred after filtering and/or degassing processes.
- Using SEM-EDS microanalysis allowed the inclusions retained in the filter to be localized and their chemical composition to be determined. It was demonstrated that their chemical composition corresponds to that of the inclusions previously found in non treated samples.
- According to the above mentioned conclusions, it is recommended to combine the filtering and degassing techniques for the purpose of reducing the quantity of pores and inclusions into the final parts.

Comparative study of the mechanical behavior of parts manufactured using HPDC and SSR procedures:

- The first remarkable fact is that the parts manufactured using HPDC procedure present blisters on their surface after being subjected to the T6 heat treatment. This was seen visually and was later confirmed by the studies of porosity.
- However, the samples manufactured using the SSR procedure do not show any defect after receiving the T5 and T6 heat treatments.
- The results concerning the mechanical characteristics (Brinell hardness and tensile strength) of the alloy produced by HPDC show that this is insensitive following to T6 heat treatment.
- The parts manufactured using the SSR procedure present a remarkable improvement of its mechanical behavior following the heat treatments.
- This can be appreciated in the results of the hardness and tensile tests which are higher in case of T6 heating treatment than in T5 treatment. Thus, in the forged state, the parts manufactured using HPDC procedure show better results than the parts manufactured by SSR procedure; nevertheless, after receiving the T6 heat treatment, the SSR parts are superior to the HPDC parts.
- The micro-structural study performed on SSR parts revealed phenomena underlying the basis for the improvement of mechanical behavior. Thus, the T6 heat treatment causes, first, the solubilization of inter-metallic compounds in the alloy matrix (determined by the quantification of alpha phase) and reduces the grain size.
- Considering what mentioned above, it is recommended to manufacture parts using the SSR procedure if an increased strength of alloy is desired.

TABLE OF CONTENTS

CHAPTER 1 – INTRODUCTION AND OBJECTIVES.....	1
1.1. Introduction	1
1.2. Objectives.....	3
 CHAPTER 2 – THE PRESENT-DAY KNOWLEDGE IN DOMAIN	6
2.1. Aluminium and his alloys.....	6
2.1.1. Alumina and aluminium manufacturing	8
2.1.2. Aluminium and aluminium alloys; structure and properties.....	12
2.1.3. Types of inclusions in aluminium alloys	15
2.1.3.1. Metallic impurities in aluminium alloys	16
2.1.3.2. Non-metallic impurities in aluminium alloys.....	19
2.1.3.3. Gaseous impurities in aluminium alloys	25
2.1.4. Evolution in the last years of primary aluminium manufacturing	31
2.1.5. Recycling as energetic saving strategy in aluminium manufacturing.....	34
2.2. Heat treatment of aluminium alloys	36
2.2.1. Heat treatment of $AlSi_9Cu_3$ alloy	37
2.3. Manufacturing technics of aluminium components: HPDC and SSR processes.....	41
2.3.1. General information regarding manufacturing of casting parts through HPDC process	41
2.3.1.1. Existing problems in HPDC process.....	43
2.3.2. General information regarding manufacturing of casting parts through SSR process	44
2.4. Purification of aluminium alloys: degasification and filtration.....	49
2.4.1. Degasification of aluminium alloy	49
2.4.1.1. Inert gases used in degasification.....	55
2.4.1.2. Nitrogen degasification	55
2.4.2. Purification of aluminium alloys by filtration	59
2.4.2.1. Deep filtration	60
2.4.2.2. Filtering materials	69
2.4.2.3. Clasification of ceramic filters	69
2.4.2.4. Materials used for manufacturing of filters.....	73
2.4.2.5. Characteristics and properties of ceramic filters	75

CHAPTER 3 - AVAILABLE MATERIAL AND EXPERIMENTAL METHODOLOGY 77

3.1. Introduction	77
3.2. Degasification of AlSi ₉ Cu ₃ alloy	79
3.2.1. Objectives of the study	79
3.2.2. Available material regarding degasification	79
3.2.3. Samples preparation for porosity analysis	81
3.2.4. Porosity measurement.....	86
3.3. Filtration and degasification of AlSi ₉ Cu ₃ alloy	87
3.3.1. Objectives of the study	87
3.3.2. Available material regarding filtration and degasification	87
3.3.3. Samples preparation for porosity analysis	90
3.3.4. Material porosity measurement	93
3.3.5. Material microstructure analysis.....	93
3.3.6. Determination of non-metallic inclusions present retained on filter by scanning electron microscopy	94
3.4. Casting parts manufactured by HPDC and SSR processes and heat treated with T5 and T6.....	95
3.4.1. Objectives of the study	95
3.4.2. Heat treatments applied to the material	96
3.4.3. Problems occurred during heat treatment stage	96
3.4.4. Available material regarding mechanical behaviour before and after heat treatment application	97
3.4.4.1. SSR available material	97
3.4.4.2. HPDC available material.....	99
3.4.5. Processing protocol of samples preparation for tensile strength, porosity and microstructure analyses	100
3.4.5.1. Preparation of SSR material.....	101
3.4.5.1.1. Preparation of SSR material for tensile strength	101
3.4.5.1.2. Preparation of SSR material for porosity and microstructure analyses..	103
3.4.5.2. Preparation of HPDC material	105
3.4.5.2.1. Preparation of HPDC material for tensile strength.....	105
3.4.5.2.2. Preparation of SSR material for porosity and microstructure analyses	106
3.4.6. Tensile strength measurement of SSR and HPDC materials	108

3.4.7. Brinell hardness of SSR and HPDC materials	111
3.4.8. Porosity measurement of HPDC and SSR materials before and after heat treatment application	112
3.4.9. Microstructure analysis of material	112
CHAPTER 4 - PRESENTATION AND ANALYSIS OF EXPERIMENTAL RESULTS.	114
4.1. Introduction	114
4.2. Degasification of AlSi9Cu3 alloy.....	114
4.2.1. Porosity analysis of degased samples	114
4.2.2. Analysis of temperature losses during degasification.....	124
4.3. Filtration and degasification of AlSi9Cu3 alloy	127
4.3.1. Porosity analysis in samples neither degased nor filtered, filtered samples, filtered and degased samples.....	127
4.3.2. Microstructure analysis of AlSi9Cu3 alloy in samples neither degased nor filtered, filtered samples, filtered and degased samples	135
4.3.2.1. Present phases in analysed material	135
4.3.2.2. Percentage of alfa phase.....	136
4.3.2.3. Grain sizes.....	137
4.3.2.4. Inclusions and hard points analyses in AlSi9Cu3 alloy	141
4.3.2.5. Filter analysis after alloy filtration.....	143
4.3.2.6. Temperature losses during filtration and degasification	145
4.4. Casting parts manufactured by HPDC and SSR processes	146
4.4.1. Porosity measurements of HPDC and SSR casting parts before and after heat treatment application.....	146
4.4.2. Microstructure analysis for HPDC and SSR casted features	151
4.4.2.1. Microstructure of HPDC material	151
4.4.2.1.1. Present phases in analysed material	151
4.4.2.1.2. Percentage of alfa phase	152
4.4.2.1.3. Grain sizes	153
4.4.2.2. Microstructure of SSR material	155
4.4.2.2.1. Present phases in analysed material	155
4.4.2.2.2. Percentage of alfa phase	157
4.4.2.2.3. Grain sizes	157
4.4.3. Mechanical properties analysis of HPDC and SSR materials.....	162

4.4.3.1. Experimental results.....	162
4.4.3.1.1. Results obtained based on HPDC material.....	162
4.4.3.1.2. Results obtained based on SSR material	163
4.4.3.1.3. Comparative study regarding evolution of Brinell hardness after each stage of T6 heat treatment in casting parts manufactured by HPDC and SSR process	164
4.4.3.1.4. Comparative study of mechanical behaviour of casting parts manufactured by HPDC and SSR process	165
4.4.3.1.5. Comparative study of mechanical behaviour of casting parts manufactured by HPDC and SSR process, before and after heat treatment application according to material type.....	167
4.4.3.1.6. Comparative study of mechanical behaviour after heat treatment of casting parts manufactured by HPDC and SSR.....	170
CHAPTER 5 - FINAL CONSIDERATIONS.....	172
5.1. Conclusions and personal contributions	172
5.2. Perspective research directions.....	174
CHAPTER 6 - BIBLIOGRAPHIC REFERENCES	175
ANNEX	188

