

CONTRIBUȚII PRIVIND MATRIȚAREA SEMISOLIDĂ A OȚELURILOR DE CONSTRUCȚII

Teză destinată obținerii
titlului științific de doctor inginer
la
Universitatea "Politehnica" din Timișoara
în domeniul ȘTIINȚA ȘI INGINERIA MATERIALELOR
de către

Ing. Daniela-Cătălina STOICA

Conducător științific:

Referenți științifici:

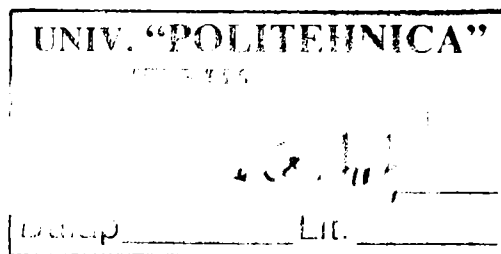
prof.univ.dr.ing. Ioan ILCA

prof.univ.dr.ing. Mihail MANGRA

prof.univ.dr.ing. Avram NICOLAE

prof.univ.dr.ing. Teodor HEPUȚ

Ziua sustinerii tezei: 26.09.2008



Seriile Teze de doctorat ale UPT sunt:

- | | |
|------------------------|---|
| 1. Automatică | 7. Inginerie Electronică și Telecomunicații |
| 2. Chimie | 8. Inginerie Industrială |
| 3. Energetică | 9. Inginerie Mecanică |
| 4. Ingineria Chimică | 10. Știința Calculatoarelor |
| 5. Inginerie Civilă | 11. Știința și Ingineria Materialelor |
| 6. Inginerie Electrică | |

Universitatea „Politehnica” din Timișoara a inițiat seriile de mai sus în scopul diseminării expertizei, cunoștințelor și rezultatelor cercetărilor întreprinse în cadrul școlii doctorale a universității. Seriile conțin, potrivit H.B.Ex.S Nr. 14 / 14.07.2006, tezele de doctorat susținute în universitate începând cu 1 octombrie 2006.

Copyright © Editura Politehnica – Timișoara, 2008

Această publicație este supusă prevederilor legii dreptului de autor. Multiplicarea acestei publicații, în mod integral sau în parte, traducerea, tipărirea, reutilizarea ilustrațiilor, expunerea, radiodifuzarea, reproducerea pe microfilme sau în orice altă formă este permisă numai cu respectarea prevederilor Legii române a dreptului de autor în vigoare și permisiunea pentru utilizare obținută în scris din partea Universității „Politehnica” din Timișoara. Toate încălcările acestor drepturi vor fi penalizate potrivit Legii române a drepturilor de autor.

România, 300159 Timișoara, Bd. Republicii 9,
tel. 0256 403823, fax. 0256 403221
e-mail: editura@edipol.upt.ro

Cuvânt înainte

Procesarea în stare semisolidă a materialelor este o tehnologie nouă, apărută în anul 1971, care prezintă atât elemente caracteristice turnării cât și matrițării. Cea mai cunoscută dintre tehnologiile de procesare în stare semisolidă este tixoformarea, iar în prezent aliajele folosite pentru obținerea de piese sunt cele cu temperatură joasă de topire. Fenomenul care stă la baza acestei noi tehnologii este tixotropia, termen care definește proprietatea pe care o au suspensiile și soluțiile de a se gelatiniza când sunt în repaus și de a deveni fluide când sunt agitate, deci de a-și schimba starea prin influențe mecanice exterioare (șocuri, agitare, amestecare, vibrație).

Tema pe care am abordat-o în această lucrare este o continuare a muncii începute de Ș-l.dr.ing. Cioată Vasile de la Facultatea de Inginerie Hunedoara, sub îndrumarea conducătorului de doctorat Prof.dr.ing. Ilca Ioan. Acum patru ani la susținerea publică a tezei acestuia am auzit pentru prima dată de procesarea în stare semisolidă, tixoformare sau reoformare. Subiectul însă necesită un studiu mult mai aprofundat, motiv pentru care, la recomandarea conducătorului de doctorat, am ales să studiez un aliaj mai puțin cercetat, cu o temperatură mai mare de topire și anume oțelul procesat prin acest procedeu (până atunci au fost studiate mai mult aliajele neferoase, în special aliajele aluminiului și magneziului).

În cadrul acestei lucrări am studiat oțelul marca 200-400 (corespunzătoare mărcii OT400), iar varianta propusă pentru realizarea acestui studiu este matrițarea în stare semisolidă a oțelului în prezența vibrațiilor mecanice de frecvență joasă și anume 0, 15, 25 și 40Hz. De asemenea s-a avut în vedere studierea variantei propuse în scopul clarificării unor aspecte teoretice și practice privind stabilirea influenței solidificării sub presiune mecanică și a acțiunii vibrațiilor mecanice de joasă frecvență asupra microstructurii, a energiei absorbite prin rupere și a durtății Brinell.

Cu această ocazie doresc să îmi exprim întreaga recunoștință conducătorului de doctorat Prof.dr.ing. Ioan Ilca, membru corespondent al Academiei de Științe Tehnice din România, adresându-i multe mulțumiri pentru sprijinul acordat, sugestiile și îndrumările primite pe tot parcursul elaborării tezei de doctorat.

De asemenea mulțumesc pe această cale:

- colegilor de la Facultatea de Inginerie Hunedoara pentru sugestiile date la redactarea lucrării și în special domnului tehnolog Popa Aron care mi-a acordat tot sprijinul la realizării părții experimentale;

- Ing. Hener D., proprietarului Turnătoriilor Hener SRL Hunedoara pentru sprijinul acordat în realizarea părții experimentale;

- Ing. Dumitrescu A., S.C. Arcelor Mittal Steel Hunedoara, pentru ajutorul dat la execuția instalației de laborator.

Nu în ultimul rând, vreau să mulțumesc soțului meu Mircea și familiei pentru răbdarea, încurajările și susținerea de care au dat dovadă în această perioadă de timp.

Timișoara, septembrie 2008

Daniela-Cătălina STOICA

Stoica, Daniela-Cătălina

Contribuții privind matrițarea semisolidă a oțelurilor de construcții

Teze de doctorat ale UPT, Seria 11, Nr. 5, Editura Politehnica, 2008, 148 pagini, 116 figuri, 32 tabele.

ISSN: 1842-7855

ISBN: 978-973-625-702-5

Cuvinte cheie: semisolid, tixotropie, oțel, vibrații mecanice, tixoformare, reoformare, matrițare, reologie.

Rezumat,

Procesarea în stare semisolidă este un o tehnologie apărută în anii 70, încă în stadiu de cercetare pentru aliajele cu temperatură de topire ridicată și prezintă atât elemente specifice turnării cât și matrițării. Piesele din aliaje de aluminiu care se comercializează în prezent prin această tehnologie sunt de o bună calitate, iar costuri de producție sunt mai reduse.

Astfel, scopul tezei de doctorat constă în experimentarea unei variante noi de matrițare în stare semisolidă, pe oțel, care se realizează în câmp de vibrații mecanice de frecvență joasă cuprinsă în intervalul 0-40Hz.

Conținând un număr de 6 capitole prezenta teză poate fi structurată în trei părți. În prima parte a lucrării se încadrează capitole 1 și 2, care prezintă în primul rând date referitoare la reologia suspensiilor semisolide, precum și tehnologiile de procesare în stare semisolidă respectiv cele de obținere a materialului precursor cu structură globulară.

Capitolele 3 și 4 reprezintă a doua parte a acestei lucrări și conțin studii referitoare la parametrii tehnologici caracteristici procesului cercetat. De asemenea se prezintă principiu variantei de matrițare în stare semisolidă propuse, pentru oțel, precum și modul de execuție instalației experimentale care permite realizarea experimentelor.

În capitolul 5, reprezentând a treia parte a tezei, sunt prezentate cercetările experimentale în fază pilot, de matrițare în stare semisolidă a oțelului studiat, precum și încercările care au fost realizate în scopul determinării caracteristicilor calitative pentru piesele obținute.

Teza de doctorat se încheie cu capitolul 6 în care se prezintă concluziile finale și contribuțiile personale.

CUPRINS

Lista de tabele.....	7
Lista de figuri.....	8
Introducere în tehnologia procesării în stare semisolidă pe plan național și internațional	12
1. Considerații privind reologia suspensiilor semisolide.....	19
1.1. Comportarea reologică a fluidelor newtoniene	19
1.2. Comportarea reologică a fluidelor nenewtoniene	21
1.2.1 Fluide nenewtoniene cu proprietăți independente de timp.....	21
1.2.2 Fluide nenewtoniene cu proprietăți dependente de timp.....	23
1.2.3 Fluide nenewtoniene cu comportări multiple.....	25
1.3. Reologia semisolidelor cu structură globulară. Analiza vâscozității.....	26
1.4. Reologia semisolidelor cu structură globulară. Analiza curbelor tensiune-deformație.....	31
1.5. Concluzii.....	34
2. Tehnologii neconvenționale de obținere a pieselor din materiale metalice în stare semisolidă.....	35
2.1. Tixoformarea.....	35
2.2.1 Tehnologii de obținere a materialului precursor.....	39
2.2.1.1 Turnarea continuă cu agitare electromagnetică (MHD).....	39
2.2.1.2 Procedeele de inducere a tensiunii și topire activată (metoda SIMA).....	42
2.2.1.3 Turnarea la temperatura lichidus.....	45
2.2.1.4 Agitarea mecanică.....	46
2.2.1.5 Noul proces MIT.....	46
2.2.1.6 Tratament ultrasonic.....	47
2.2.1.7 Turnarea prin pulverizare (metoda OSPRAY).....	47
2.2. Procedeele NRC (New Rheocasting Process).....	47
2.3. Tixomodelarea.....	50
2.4. Reomodelarea.....	52
2.5. Avantajele procesării în stare semisolidă a metalelor și aliajelor.....	53
2.6. Concluzii.....	57
3. Parametrii tehnologici caracteristici procesării în stare semisolidă.....	58
3.1. Frația solidă.....	58
3.2. Temperatura de procesare.....	63
3.3. Temperatura metalului la turnare în matriță.....	67
3.4. Temperatura matriței.....	67
3.5. Viteza de presare.....	67
3.6. Presiunea.....	68
3.7. Frecvența vibrațiilor mecanice.....	70
3.8. Concluzii.....	71
4. Instalația pilot utilizată pentru experimentări.....	72
4.1. Matrițarea în stare semisolidă. Principiul de lucru.....	72
4.2. Pregătirea instalației experimentale.....	73
4.2.1 Construcția și funcționarea instalației experimentale.....	73
4.2.2 Forma și dimensiunile piesei de lucru.....	76
4.2.3 Proiectarea și execuția matriței, poansonului și contraansonului.....	81
4.2.4 Dispozitivul de producere a vibrațiilor mecanice.....	87
4.2.5 Convertorul de frecvență.....	88
4.2.6 Echipamentul de măsurare a temperaturii.....	91

4.2.7 Aspecte privind ungerea matriței și poansonului.....	98
4.3. Concluzii.....	99
5. Cercetări în fază pilot privind matrițarea în stare semisolidă a oțelurilor.....	100
5.1. Aliajul utilizat în cadrul experimentărilor.....	100
5.2. Stabilirea temperaturii de procesare în stare semisolidă pentru oțelul studiat.....	101
5.3. Experimentări propriu-zise.....	102
5.4. Analiza rezultatelor obținute în urma experimentărilor.....	107
5.4.1 Analiza microscopică.....	107
5.4.1.1 Pregătirea probelor în vederea analizei microstructurale.....	108
5.4.1.2 Reactivul folosit pentru atacul metalografic.....	112
5.4.1.3 Analiza microstructurii.....	112
5.4.2 Încercarea la încovoiere prin șoc pe epruveta Charpy.....	128
5.4.3 Încercarea la duritate Brinell.....	131
5.5. Concluzii.....	135
6. Concluzii finale și contribuții personale.....	137
6.1. Concluzii finale.....	137
6.2. Contribuții personale.....	139
Anexe.....	140
A1.....	140
A2.....	141
A3.....	142
Bibliografie.....	143

Lista de tabele

<i>Tab.1.1.</i> Comportamentul la curgere a materialelor semisolidе în funcție de fracția solidă [18].....	19
<i>Tab.2.1.</i> Proprietățile mecanice ale tablei laminată în stare semisolidă și tablei laminată tradițional la cald, pentru oțelul 10TiNiCr180 [44].....	38
<i>Tab.2.2.</i> Proprietățile mecanice a unor aliaje cu punct de topire ridicat [67]....	54
<i>Tab.2.3.</i> Proprietățile mecanice a unui oțel cu carbon foarte ridicat [68].....	54
<i>Tab.2.4.</i> Caracteristicile procesării în stare semisolidă [16,72].....	56
<i>Tab.3.1.</i> Valorile temperaturii de procesare pentru 40, 50 și 60% fracție solidă.....	66
<i>Tab.3.2.</i> Variația caracteristicilor mecanice cu presiunea de lucru [84].....	68
<i>Tab.4.1.</i> Caracteristicile tehnice și constructive ale subansamblelor instalației.	75
<i>Tab.4.2.</i> Compoziția chimică a oțelului 55MoCrNi16.....	83
<i>Tab.4.3.</i> Caracteristicile tehnice ale vibratorului.....	87
<i>Tab.4.4.</i> Caracteristicile convertorului static de frecvență.....	91
<i>Tab.4.5.</i> Valorile măsurate în cadrul încercărilor.....	91
<i>Tab.4.6.</i> Caracteristicile plăcii de achiziție model PCI-6221 [91].....	95
<i>Tab.4.7.</i> Variația temperaturii în peretele exterior al matriței.....	98
<i>Tab.5.1.</i> Compoziția chimică a oțelului studiat, determinată la cuantovac.....	100
<i>Tab.5.2.</i> Variația temperaturii topiturii pe parcursul procesului.....	103
<i>Tab.5.3.</i> Notarea probelor obținute în urma reomatrițării	105
<i>Tab.5.4.</i> Probele utilizate pentru analiza microstructurală.....	110
<i>Tab.5.5.</i> Reactivul de atac folosit pentru analiza microscopică.....	112
<i>Tab.5.6.</i> Micrografiile probei A11 matrițată static în stare lichidă, cu zonele aferente.....	114
<i>Tab.5.7.</i> Micrografiile probei A12 matrițată static în stare lichidă, cu zonele aferente.....	115
<i>Tab.5.8.</i> Micrografiile probei A13 matrițată static în stare lichidă, cu zonele aferente.....	116
<i>Tab.5.9.</i> Micrografiile probei B11 matrițată în stare semisolidă în prezența vibrațiilor cu frecvența de 15Hz, cu zonele aferente.....	117
<i>Tab.5.10.</i> Micrografiile probei B12 matrițată în stare semisolidă în prezența vibrațiilor cu frecvența de 15Hz, cu zonele aferente.....	118
<i>Tab.5.11.</i> Micrografiile probei B13 matrițată în stare semisolidă în prezența vibrațiilor cu frecvența de 15Hz, cu zonele aferente.....	119
<i>Tab.5.12.</i> Micrografiile probei C11 matrițată în stare semisolidă în prezența vibrațiilor cu frecvența de 25Hz, cu zonele aferente.....	120
<i>Tab.5.13.</i> Micrografiile probei C12 matrițată în stare semisolidă în prezența vibrațiilor cu frecvența de 25Hz, cu zonele aferente.....	121
<i>Tab.5.14.</i> Micrografiile probei C13 matrițată în stare semisolidă în prezența vibrațiilor cu frecvența de 25Hz, cu zonele aferente.....	122
<i>Tab.5.15.</i> Micrografiile probei D11 matrițată în stare semisolidă în prezența vibrațiilor cu frecvența de 40Hz, cu zonele aferente.....	123
<i>Tab.5.16.</i> Micrografiile probei D12 matrițată în stare semisolidă în prezența vibrațiilor cu frecvența de 40Hz, cu zonele aferente.....	124
<i>Tab.5.17.</i> Micrografiile probei D13 matrițată în stare semisolidă în prezența vibrațiilor cu frecvența de 40Hz, cu zonele aferente.....	125
<i>Tab.5.18.</i> Caracteristicile epruvetei Charpy U.....	129

Lista de figuri

<i>Fig.1.</i> Rețea dendritică (stânga) și rețea globulară (dreapta) a unui aliaj de aluminiu [6].....	13
<i>Fig.2.</i> Aliaj în stare semisolidă cu structură dendritică (a) și structură globulară (b), înainte de deformare [7].....	13
<i>Fig.3.</i> Aliaj în stare semisolidă cu structură dendritică (a) și structură globulară (b), după deformare [7].....	13
<i>Fig.4.</i> Material în stare semisolidă, tăiat cu un cuțit [8,10].....	14
<i>Fig.5.</i> Piese obținute la CRIF-WTCM prin procedeul numit tixomodelare [15]....	16
<i>Fig.6.</i> Componente auto produse la Întreprinderea Stampal [8].....	17
<i>Fig.7.</i> Variația calității și a costurilor de producție pentru piese obținute prin diferite procedee [15].....	18
<i>Fig.1.1.</i> Variația tensiunii de forfecare și a vâscozității în funcție de viteza de forfecare [19].....	20
<i>Fig.1.2.</i> Variația tensiunii de forfecare și a vâscozității aparente în funcție de viteza de forfecare pentru fluidele newtoniene independente de timp (1–fluid newtonian, 2–fluid pseudoplastic, 3–fluid dilatant) [4,19].....	22
<i>Fig.1.3.</i> Variația vâscozității aparente în timp, la materialele tixotropice.....	24
<i>Fig.1.4.</i> Diagrama de eforturi tangențiale τ pentru un corp/fluid tixotrop[4].	24
<i>Fig.1.5.</i> Variația tensiunii de forfecare în funcție de viteza de deformare 1-plastic Bingham; 2- fluid Casson [19].....	25
<i>Fig.1.6.</i> Evoluția vâscozității și a tensiunii funcție de viteza de forfecare pentru un aliaj Sn-15Pb cu structură globulară [1].....	26
<i>Fig.1.7.</i> Evoluția vâscozității și a tensiunii de forfecare funcție de fracția solidă pentru un aliaj Sn-15Pb cu structură globulară [1].....	27
<i>Fig.1.8.</i> Evoluția tensiunii de forfecare funcție de fracția solidă pentru un aliaj Sn-15Pb cu structură dendritică [1].....	27
<i>Fig.1.9.</i> Variația vâscozității aparente cu fracția solidă f_s a aliajului Sn-15Pb agitat continuu și răcit cu 0,33 °C/min la diferite viteze de forfecare $\dot{\gamma}_o$ [1,16,19].....	28
<i>Fig.1.10.</i> Parametru structural s în stare complet aglomerată și dezaglomerată [30].....	29
<i>Fig.1.11.</i> Comparția vâscozității relative a unui aliaj Sn-15Pb semisolid cu cea a unei suspensii de caolin și a unei suspensii de sfere neinteractive [1].....	30
<i>Fig.1.12.</i> Evoluția tensiunii funcție de deformație pentru microstructuri dendritice și globulare a aliajului Sn-15Pb la încercarea de compresiune uniaxială (fracția solidă este de 0,63) [1].....	31
<i>Fig.1.13.</i> Influența mărimii particulelor globulare asupra presiunii [1].....	32
<i>Fig.1.14.</i> Curbele tensiune - deformație la diferite viteze de deformație [31]....	33
<i>Fig.1.15.</i> Dependența tensiune - deformație - viteză de deformație [31].....	33
<i>Fig.2.1.</i> Schema procesului de tixoformare [37,38].....	35
<i>Fig.2.2.</i> Ilustrarea schematică a procesului de tixoformare [42].....	37
<i>Fig.2.3.</i> Ilustrarea schematică a procesului de tixolaminare: 1-tijă centrală; 2-distribuitor; 3-cameră de agitare; 4-agitatori electromagnetici; 5-element de încălzire; 6-suspensie semisolidă; 7-apă de răcire; 8-cilindrii de laminare; 9-bandă laminată; 10-oțel lichid [44].....	38
<i>Fig.2.4.</i> Diagrama de faze pentru un sistem binar de aliaje (Al) [46].....	39
<i>Fig.2.5.</i> Ilustrarea schematică a metodei MHD.....	40

<i>Fig.2.6. Diferite posibilități de agitare electromagnetică: a) verticală; b) orizontală; c) elicoidală [16,37,38].....</i>	40
<i>Fig.2.7. Microstructura oțelului inoxidabil 10TiNiCr180 obținută prin metode tradiționale [44].....</i>	41
<i>Fig.2.8. Microstructura oțelului inoxidabil 10TiNiCr180 obținută prin agitare electromagnetică la diferite puteri de agitare a), b)–9.8 kW; c), d)–5.9 kW [51].....</i>	41
<i>Fig.2.9. Ilustrarea schematică a metodei SIMA [51].....</i>	42
<i>Fig.2.10. Microstructura dendritică a aliajului extrudat (a) comparat cu microstructura sferică obținută după deformare plastică și tratament termic (b) [52].....</i>	43
<i>Fig.2.11. Efectele parametrilor procesului asupra mărimii grăunților: a) reducere relativă (T=600°C, t=5 min); b) temperatură izotermă (t=5 min); c) timp de menținere (T=600°C) [52].....</i>	44
<i>Fig.2.12. Ilustrarea schematică a metodei de obținere a structurii globulare prin turnare la supraîncălzire joasă [53].....</i>	45
<i>Fig.2.13. Ilustrarea schematică a metodei de obținere a structurii globulare prin turnare pe jgheab înclinat de răcire [53,54,55].....</i>	45
<i>Fig.2.14. Ilustrarea schematică a metodei de obținere a structurii globulare prin agitare mecanică [25].....</i>	46
<i>Fig.2.15. Noul procedeu MIT ("New MIT") [8,57].....</i>	46
<i>Fig.2.16. Schema procesului de reeturnare (NRC) [47,62]</i>	48
<i>Fig.2.17. Comparație între microstructura suspensiei reoturnate (dreapta) și microstructura obținută prin metoda MHD (stânga) [59].....</i>	49
<i>Fig.2.18. Schema noii variante Rheocasting: a) elaborarea aliajului; b) turnarea aliajului în matrită și agitarea mecanică prin vibrație; c) formarea propriu-zisă în prezența vibrațiilor; d) piesa finită [37,63].....</i>	50
<i>Fig.2.19. Schema de principiu a procesului de tixomodelare [10].....</i>	51
<i>Fig.2.20. Piese obținute prin tixomodelare [14].....</i>	51
<i>Fig.2.21. Schema de principiu a procesului de tixomodelare: 1-elemente de încălzire; 2-creuzet; 3-tijă; 4-tobă; 5-elemente de încălzire; 6-țevi de răcire; 7-izolatia tobei; 8-supapă; 9-matrită; 10-elemente de încălzire; 11- șuruburi identice; 12-piston; 13-capac; 14-sistem de antrenare [16,65].....</i>	52
<i>Fig.2.22. Microstructura aliajului Mg-30Zn cu 50% fracție solidă obținută prin reomodelare [13].....</i>	53
<i>Fig.2.23. Piese similare obținute prin tixoformare și turnare</i>	53
<i>Fig.2.24. Etapele obținerii pieselor finite prin turnare în stare semisolidă: a) reîncălzirea prin inducție a semifabricatului; b) alimentarea mașinii de turnare cu semifabricat în stare semisolidă; c) formarea prin injecție; d) piesa finită [37].....</i>	55
<i>Fig.2.25. Etapele obținerii pieselor finite prin matritare în stare semisolidă: a) reîncălzirea prin inducție a semifabricatului; b) alimentarea matritei cu semifabricat în stare semisolidă; c) formarea prin matritare; d) piesa finită [37].....</i>	55
<i>Fig.2.26. Piese în formă finală obținute prin tixoformare [15,71].....</i>	56
<i>Fig.3.1. Variația volumului fracției de solid cu temperatura pentru diferite aliaje de aluminiu [75].....</i>	58
<i>Fig.3.2. Diagrama de echilibru simplificată a aliajului binar MN.....</i>	59
<i>Fig.3.3. Variația fracției solide cu temperatura pentru un aliaj Al – Mg, în condiții Scheil și de echilibru, pentru un conținut de 1, 5, 10, 20%Mg [75].....</i>	61
<i>Fig.3.4. Diagrama de echilibru Fe-C.....</i>	61

<i>Fig.3.5.</i> Diagrama de echilibru Fe-C în regiunea peritectică.....	62
<i>Fig.3.6.</i> Evoluția fracției solide cu temperatura pentru un conținut de 0,2%C: a) în intervalul semisolid; b) în intervalul 40-60% fracție solidă.....	63
<i>Fig.3.7.</i> Temperatura lichidus (a) și solidus (b) corespunzătoare unei concentrații de 0,2%C.....	64
<i>Fig.3.8.</i> Concentrațiile de solid (a) și lichid (b) de pe diagrama Fe-C la temperatura de 1517°C.....	65
<i>Fig.3.9.</i> Concentrațiile de solid (a) și lichid (b) de pe diagrama Fe-C la temperatura de 1505°C.....	66
<i>Fig.3.10.</i> Variația presiunii de matrițare cu diametrul piesei [80].....	69
<i>Fig.4.1.</i> Etapele procesării prin matrițare în stare semisolidă în prezența vibrațiilor.....	72
<i>Fig.4.2.</i> Subansamblele standului experimental.....	74
<i>Fig.4.3.</i> Vedere generală a standului experimental în fază finală [90].....	75
<i>Fig.4.4.</i> Părțile componente ale zonei de lucru: 1-poanson; 2-matriță; 3-placă de susținere și ghidare matriță; 4-arc; 5-placă de bază a instalației; 6-vibrator mecanic; 7-contrapoanson; 8-element de ghidare a poansonului	76
<i>Fig.4.5.</i> Piesă sub formă de pahar.....	77
<i>Fig.4.6.</i> Variante de aplicare a înclinațiilor de matrițare în stare semisolidă a pieselor în formă de pahar când: a) $\alpha_p > \alpha_m$; b) $\alpha_p < \alpha_m$ [82].....	78
<i>Fig.4.7.</i> Schema variației volumului piesei în timpul deformării plastice [37,82,83].....	79
<i>Fig.4.8.</i> Piesă de lucru sub formă de pahar.....	80
<i>Fig.4.9.</i> Nomogramă pentru determinarea grosimii medii a peretelui forme metalice [91].....	81
<i>Fig.4.10.</i> Semifabricate inițiale folosite pentru obținerea matriței, poansonului și contrapoansonului.....	83
<i>Fig.4.11.</i> Matriță: a) desenul de execuție, b) reprezentare 3D, c) după prelucrarea mecanică.....	84
<i>Fig.4.12.</i> Poanson pentru matrițarea piesei în formă de pahar: a) desenul de execuție, b) reprezentare 3D, c) după prelucrarea mecanică.....	85
<i>Fig.4.13.</i> Contrapoanson: a) desenul de execuție, b) reprezentare 3D, c) după prelucrarea mecanică.....	86
<i>Fig.4.14.</i> Secțiuni prin modelul spațial al zonei de lucru.....	87
<i>Fig.4.15.</i> Motor vibrator cu excentric.....	88
<i>Fig.4.16.</i> Schema electrică simplificată a convertorului static de frecvență [95].....	89
<i>Fig.4.17.</i> Tehnica PWM sinusoidală [96].....	90
<i>Fig.4.18.</i> Schema simplificată a inverterului trifazat [96].....	90
<i>Fig.4.19.</i> Schema de conectare a motorului asincron trifazat la convertorul static de frecvență.....	91
<i>Fig.4.20.</i> Vedere de ansamblu privind amplasarea termocuplelor, având ca bază de referință diametrul interior de la baza matriței.....	92
<i>Fig.4.21.</i> Vedere de ansamblu privind amplasarea termocuplelor, având ca bază de referință diametrul interior al matriței la înălțimile corespunzătoare montării termocuplelor.....	92
<i>Fig.4.22.</i> Amplasarea termocuplelor în peretele matriței: a) reprezentare 3D; b) vedere de ansamblu.....	93
<i>Fig.4.23.</i> Placa de achiziție a datelor, tip NI PCI-6221 (a) și sistemul de calcul utilizat pentru înregistrarea datelor (b).....	94
<i>Fig.4.24.</i> Temperatura în peretele matriței pentru fiecare termocuplu tip K.....	96

<i>Fig.4.25. Variația temperaturii în peretele matriței.....</i>	97
<i>Fig.4.26. Pirometru de radiație cu afișaj electronic pentru măsurarea temperaturii topiturii.....</i>	98
<i>Fig.5.1. Proba expusă la trei scânteii consecutive.....</i>	100
<i>Fig.5.2. Variația temperaturii cu fracția solidă pentru aliajul studiat.....</i>	101
<i>Fig.5.3. Cuptorul cu inducție de 100 kg în cadrul Turnătoriilor Hener SRL Hunedoara.....</i>	102
<i>Fig.5.4. Turnarea topiturii din cuptor în oala de turnare.....</i>	103
<i>Fig.5.5. Etapele matrițării în stare semisolidă: a) turnare în matriță, b) menținere până la temperatura de procesare, c) matrițare, d) scoaterea piesei din matriță.....</i>	104
<i>Fig.5.6. Etapele procesării în stare semisolidă – reprezentare 3D: a) turnare în matriță cu menținere până la temperatura de procesare; b) matrițare; c) ridicarea poansonului și scoaterea piesei din matriță.....</i>	105
<i>Fig.5.7. Probele obținute în urma experimentărilor la diferite frecvențe și amplitudini ale vibrațiilor: a) $f=0$ Hz, $a=0$ mm; b) $f=15$ Hz, $a=1$ mm; c) $f=25$ Hz, $a=0,7$ mm; d) $f=40$Hz, $a=0,4$ mm.....</i>	106
<i>Fig.5.8. Probele obținute după îndepărtarea bavurii: a) $f=0$ Hz, $a=0$ mm; b) $f=15$ Hz, $a=1$ mm; c) $f=25$ Hz, $a=0,7$ mm; d) $f=40$Hz, $a=0,4$ mm.....</i>	107
<i>Fig.5.9. Probă obținută prin turnarea unei cantități insuficiente de material.....</i>	107
<i>Fig.5.10. Microscop optic marca Kruss.....</i>	108
<i>Fig.5.11. Secționarea piesei pentru analiza microscopică: a) piesa inițială; b) modul de secționare; c) proba aleasă pentru analiza microscopică.....</i>	109
<i>Fig.5.12. Probele utilizate pentru analiza microscopică pentru proba A1: a) suprafețele alese pentru studiul microstructurii la diferite înălțimi ale probei; b)zonele alese pentru studiul microstructurii pentru fiecare probă; c) dimensiunile probelor.....</i>	110
<i>Fig.5.13. Mașina de tăiat cu disc abraziv.....</i>	111
<i>Fig.5.14. Mașina de lustruit marca Grinder Polisher MoPao 160E.....</i>	111
<i>Fig.5.15. Probele utilizate pentru atacul metalografic.....</i>	112
<i>Fig.5.16. Micrografiile probelor înainte de atac: a) proba A1, b) proba D1.....</i>	113
<i>Fig.5.17. Micrografiile probelor A11, B11, C11, D11, atac nital 3%, 80X.....</i>	126
<i>Fig.5.18. Micrografiile probelor A11, B11, C11, D11 după atac cu reactivul nital 3%, 200X.....</i>	127
<i>Fig.5.19. Ciocanul Charpy.....</i>	128
<i>Fig.5.20. Configurația geometrică a epruvetei Charpy U.....</i>	128
<i>Fig.5.21. Epruvetele obținute în urma prelucrării.....</i>	129
<i>Fig.5.22. Epruvetele obținute după încercarea la încovoiere prin șoc.....</i>	129
<i>Fig.5.23. Energia absorbită la rupere pentru probele studiate.....</i>	130
<i>Fig.5.24. Variația energiei absorbite prin rupere KU cu frecvența de vibrare f....</i>	130
<i>Fig.5.25. Variația energiei absorbite prin rupere KU cu produsul $f^2 \cdot a$</i>	131
<i>Fig.5.26. Durometru Brinell.....</i>	132
<i>Fig.5.27. Secționarea probelor pentru determinarea durității Brinell: a) modul de secționare; b) zona studiată pentru determinarea durității Brinell.....</i>	132
<i>Fig.5.28. Schema de principiu a încercării la duritate Brinell.....</i>	133
<i>Fig.5.29. Epruvetele după încercarea durității prin metoda Brinell.....</i>	133
<i>Fig.5.30. Valorile medii ale durității Brinell pentru probele studiate.....</i>	134
<i>Fig.5.31. Variația durității Brinell cu frecvența de vibrare, f.....</i>	134
<i>Fig.5.32. Variația durității Brinell funcție de produsul $f^2 \cdot a$</i>	135

Introducere în tehnologia procesării în stare semisolidă pe plan național și internațional

Industria metalurgică are un interes crescut în privința procesării materialelor metalice, iar exigența în ce privește complexitatea geometrică și calitatea pieselor de realizat este din ce în ce mai mare. De asemenea, reducerea costurilor de producție a pieselor este unul dintre obiectivele principale. Astfel devine necesară găsirea de noi procedee sau îmbunătățirea celor existente.

Tehnologiile clasice de obținere a pieselor metalice sunt: forjarea, matrișarea, ambutisarea, laminarea, extruziunea, etc. – în care materialul de pornire se află în stare solidă și turnarea, turnarea sub presiune, turnarea gravitațională, etc. – în care materialul metalic de pornire se află în stare lichidă [1].

Procesarea în stare semisolidă a metalelor și aliajelor cunoscută în literatura internațională sub denumirea SSM (semisolid metal processing) este un procedeu hibrid care prezintă atât elemente caracteristice turnării cât și forjării sau matrișării.

Cea mai cunoscută dintre tehnologiile de procesare în stare semisolidă a metalelor și aliajelor este *tixoformarea*. Metalele și aliajele acestora care se află în stare semisolidă și au structură globulară manifestă proprietăți tixotropice dependente de timp. Acest fenomen a fost observat pentru prima dată de David Spencer, student la Massachusetts Institute of Tehnology (MIT) în anul 1971, și a condus la dezvoltarea unei noi tehnologii care are la bază procesarea în stare semisolidă a materialelor [2,3].

Expresia *tixo* din denumirea procedurii provine de la *tixotropie*. Fenomenul a fost descoperit în 1923 de către Schalek și Szegvari. Termenul tixotropie a fost introdus apoi de către Peterfi în 1927 pentru a defini proprietatea pe care o au suspensiile și soluțiile de a se gelatiniza când sunt în repaos și de a deveni fluide când sunt agitate. Fenomenul este o transformare izotermă reversibilă, denumirea provenind de la cuvintele grecești *tixis* - atingere, contact și *tropos* - schimbare, modificare. Așadar, tixotropia reprezintă capacitatea de modificare a stării corpului prin atingere, respectiv prin influențe mecanice exterioare: șocuri, vibrații, amestecare, scuturare, agitare, etc. [4,5].

De exemplu, anumite tipuri de vopsea, mierea, rimelul sunt tixotropice. Când asupra lor se aplică o forță curg, iar când sunt lăsate în repaos se îngroașă, deci vâscozitatea este dependentă de timp și de viteza de forfecare. Deoarece materialele aflate în stare semisolidă cu structură globulară, supuse deformării se comportă asemănător unei suspensii vâscoase, vâscozitatea structurală este principiul de bază al procesării în stare semisolidă.

În fig.1 se prezintă, comparativ, un aliaj de aluminiu cu rețea dendritică (obținut prin solidificare tradițională) și același aliaj cu structură nondendritică (globulară), în stare semisolidă.

În fig.2 este ilustrat un aliaj în stare semisolidă cu structură dendritică și globulară, înainte de deformare, iar în fig.3 același aliaj însă după deformare. Deoarece aliajele de aluminiu au în general după solidificare o microstructură dendritică, prin procesare în stare semisolidă grăunții dendritici sunt comprimați, iar topitura lichidă este presată în zonele exterioare ale piesei (ca apa din burete, la presare) astfel particulele solide nu vor pluti în matricea lichidă și deci suspensia nu va avea un comportament tixotrop [7].

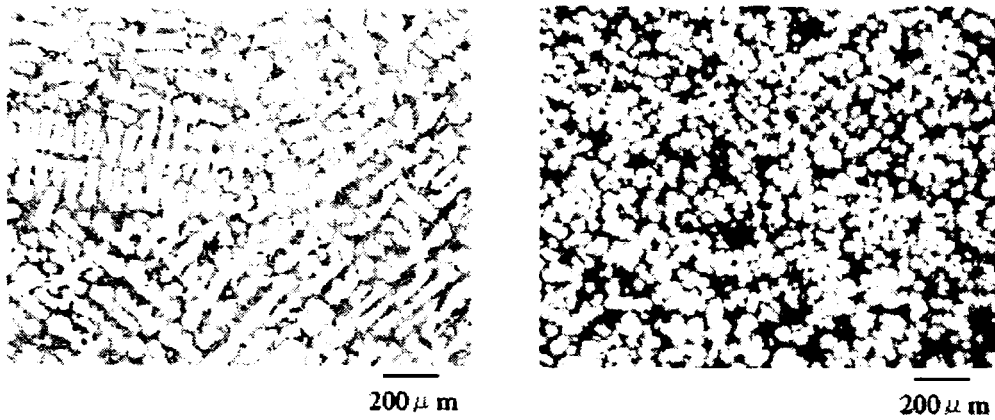


Fig.1. Rețea dendritică (stânga) și rețea globulară (dreapta) a unui aliaj de aluminiu [6]

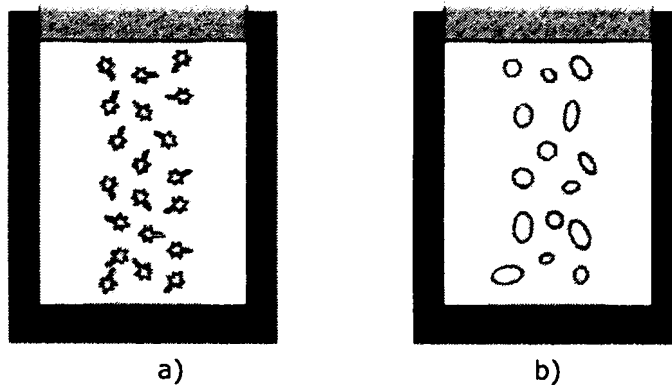


Fig.2. Aliaj în stare semisolidă cu structură dendritică (a) și structură globulară (b), înainte de deformare [7]

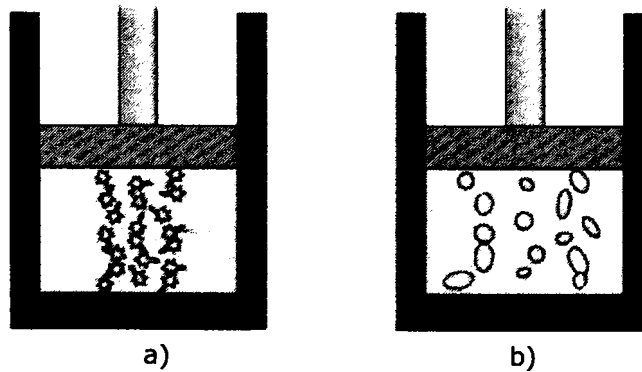


Fig.3. Aliaj în stare semisolidă cu structură dendritică (a) și structură globulară (b), după deformare [7]

La procesarea prin tixoformare se utilizează ca material precursor suspensia semisolidă cu structură globulară și cu dimensiuni mici ale grăunților, deoarece aceste particule sferice dau suspensiei semisolide un comportament mai bun la curgere și pentru că datorită formei lor mai mult sau mai puțin sferice pot să se deplaseze liber în lichidul rămas.

Majoritatea metalelor și aliajelor prezintă un interval de temperatură între începutul și sfârșitul topirii care poate varia de la câteva grade la sute de grade, numit interval semisolid. În funcție de procedeul de formare ales, temperatura materialului este ajustată astfel încât fracția lichidă să varieze între 30 și 60%. Când suspensia semisolidă cu structură globulară se află în repaus, sferele de solid se aglomerează formând un schelet de particule solide. Dacă asupra acestui schelet acționează eforturi de forfecare se va produce ruperea legăturilor dintre particule și astfel vâscozitatea va înregistra o scădere considerabilă, materialul având o vâscozitate similară uleiului de mașină. Datorită proprietăților tixotropice, în repaus, rețeaua dintre particulele de solid se va reconstrui și va forma, din nou, un schelet coerent care se comportă ca un solid și astfel vâscozitatea crește în timp. Acesta este comportamentul tixotropic (caracterizat prin faptul că piesa își poate păstra forma proprie, dar se deformează ușor când este aplicată o forță de deformare) exploatat la procesarea în stare semisolidă și ilustrat în fig.4, unde aliajul semisolid poate fi tăiat cu un cuțit sau întins ca și untul [8].

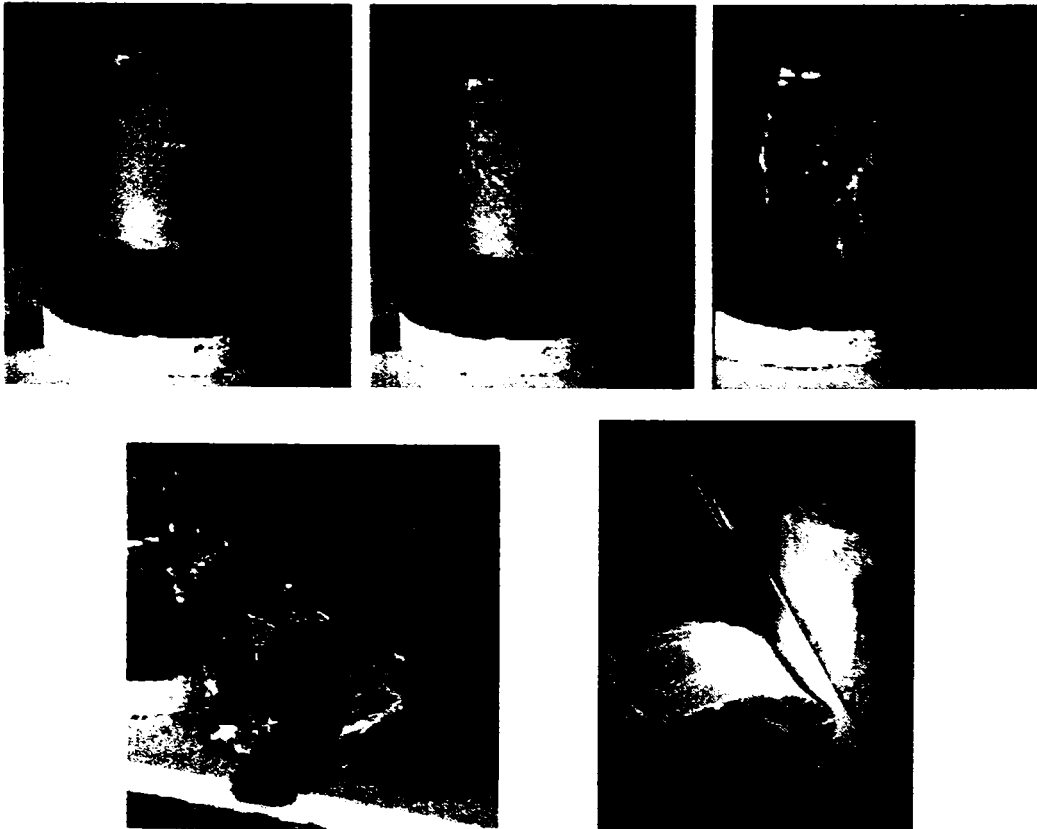


Fig.4. Material în stare semisolidă, tăiat cu un cuțit [8,10]

Semifabricatele cu microstructură sferică pot ajunge în stare semisolidă prin încălzire, iar prin matrițare sau turnare se asigură obținerea unor piese cu geometrie complexă, formă finită și o calitate bună a suprafeței [9].

În concluzie cheia procesării în stare semisolidă constă în obținerea unui aliaj precursor cu microstructură globulară, nondendritică, care este total diferită de structura dendritică tipică aliajelor turnate și are rolul de a împărtăși proprietăți tixotropice aliajelor aflate în stare semisolidă. Microstructura globulară poate fi obținută printr-o amestecare riguroasă (mecanică sau electromagnetică) în timpul solidificării. Kapranos ș.a. [6] au obținut materia primă cu structură globulară și comportament tixotrop pentru oțel rapid, prin metodele Ospray și RAP (Recrystallisation and Partial Melting) (vezi §2.1.1.7, §2.1.1.2), continuându-și experimentele prin extrudarea acestei suspensii.

Cel mai important avantaj al procesării în stare semisolidă este umplerea laminară a matriței datorită vâscozității ridicate și controlabilă a materialelor cu comportament tixotrop. Umplerea laminară a matriței elimină înglobarea de aer întâlnită la turnarea continuă, astfel rezultă piese de integritate ridicată și proprietăți mecanice superioare.

Toate variantele de procesare în stare semisolidă sunt investigate intensiv, în întreaga lume, datorită avantajelor clare în comparație cu metodele clasice. De exemplu, contrar cu matrițarea, tixomatrițarea oferă posibilitatea de a produce piese cu geometrie complexă și formă finală într-o singură etapă de producție. Datorită forțelor mai mici, necesare procesării, consumul de energie este mai redus. În comparație cu turnarea clasică sub presiune, tixoturnarea necesită temperaturi mai mici de procesare și timpi de solidificare mai scurți.

Trebuie menționat faptul că bazele procesării în stare semisolidă au fost stabilite în special prin cercetarea aliajelor cu punct de topire scăzut cum sunt aliajele de aluminiu și magneziu, iar majoritatea pieselor care se comercializează în prezent, pe plan mondial, sunt obținute din asemenea aliaje.

De asemenea producția materiei prime, cu structură globulară, necesară pentru procesarea în stare semisolidă a aliajelor de aluminiu și magneziu se realizează în prezent de o serie de întreprinderi. De exemplu, Corporația Pechiney Aluminum, Franța se ocupă în special de producerea materialului cu comportament tixotrop. Numele produsului comercializat la scară industrială poartă denumirea de ALTHIX și este distribuit în special în America de Nord [11].

În Europa numeroase laboratoare fac cercetări privind tehnologiile de procesare în stare semisolidă. Dintre acestea fac parte:

- Aachen University of Technology, Germania - este locul unde a fost fondat un centru de cercetare care are ca scop investigarea diferitelor aspecte ale tixoformării;

- Institute of Chemical Engineering (IVT), Germania - se fac cercetări asupra proprietăților reologice ale aliajelor metalice în stare semisolidă;

- The University of Sheffield, Anglia;

- University of Liege, Belgia, etc.

Există și alte centre de cercetare în afara Europei cum ar fi:

- University of Science and Technology Beijing, China unde se fac cercetări privind laminarea suspensiilor semisolide;

- The Concil for Scientific and Industrial Research (CSIR) - una din organizațiile științifice și de cercetare principale din Africa de Sud, etc..

Societatea Japoneză UBE Industries Ltd a prezentat la începutul anului 2000 un nou procedeu de turnare a aliajelor în stare semisolidă numit NRC (New Rheocasting Process), care combină tehnologia folosită la procedeul Squeeze Casting

(turnare sub presiune) cu o metodă nouă de obținere a suspensiei. Sectorul industrial cel mai interesat de această nouă tehnologie este industria automobilelor [12].

Întreprinderea Stampal, Italia, a pus în aplicare procedeul NRC (New Rheocasting Process) creat de firma UBE, în scopul de a produce suporturi pentru motoarele Fiat Punto cu 8 și 16 supape. Aceste suporturi au fost obținute inițial prin procesul numit tixoformare, dar comparând cele două procedee se observă că procedeul NRC are mai multe avantaje printre care: pierderi reduse de metal, deșeurile se reciclează în întreprindere, cantitatea de deșeuri este redusă și de asemenea proprietățile mecanice sunt mai bune.

Întreprinderea THIXALLOY® Components GmbH & Co KG filială a Întreprinderii SAG fondată în 1999, produce piese din aluminiu prin tixoformare, utilizând semifabricate semisolide cu proprietăți tixotropice, cu un echipament modificat de turnare sub presiune. În prezent produce aproximativ 60000 piese/lună și aproximativ 400-500 t/an. Această întreprindere deține 2 instalații automatizate pentru acest proces. Printre clienții acestei firme se enumără: Audi, BMW, DaimlerChrysler, SAG Alutech, etc. [13,14].

CRIF-WTCM (Centrul Colectiv de Industrie Tehnologică) numit în prezent Sirris din Belgia produce piese din magneziu (fig.5) prin procedeul numit tixomodelare. În anul 2005 au achiziționat prima mașină de tixomodelare Husky din Europa pentru a produce piese din magneziu cu masa de până la 1 Kg. Această tehnologie este foarte răspândită în Asia și America de Nord, însă nu și în Europa. Domeniul de aplicare a acestei tehnologii este foarte larg și cuprinde printre altele: industria auto, electronică, echipamente sportive, telecomunicații, etc. Întreprinderea Husky, foarte cunoscută pe plan mondial în producerea de mașini de injecție plastică, a dezvoltat o nouă gamă de mașini de tixomodelare care în prezent sunt utilizate în principal în America de Nord.

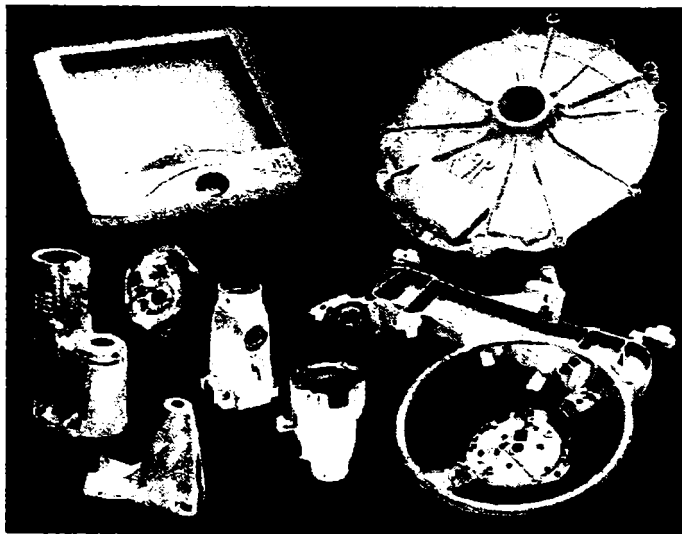


Fig.5. Piese obținute la CRIF-WTCM prin procedeul numit tixomodelare [15]

Procesarea în stare semisolidă a aliajelor pe bază de aluminiu și magneziu este un proces prosper din punct de vedere comercial. Piesele produse pentru industria automobilelor și aerospațială, prin diversele metode ale procesării în stare

semisolidă (tixomatritare, tixoturnare, reoturnare etc.), expun proprietăți mecanice bune, sunt lipsite de porozități și de asemenea prezintă costuri reduse în comparație cu procedeele tradiționale [6].

Procesarea în stare semisolidă rivalizează cu alte tehnologii de obținere a pieselor din industria aerospațială, militară și în special a automobilelor. În Europa sunt produse piese pentru industria automobilelor; în SUA sunt produse în special piese pentru biciclete, în timp ce în Asia se produc componente electronice utile în construcția aparatelor electrocasnice, în special din aliaje de magneziu prin tixomodelare [16].

În fig.6 sunt ilustrate componente pentru mașinile Alfa Romeo obținute prin tixoformare la Întreprinderea Stampal din Italia.

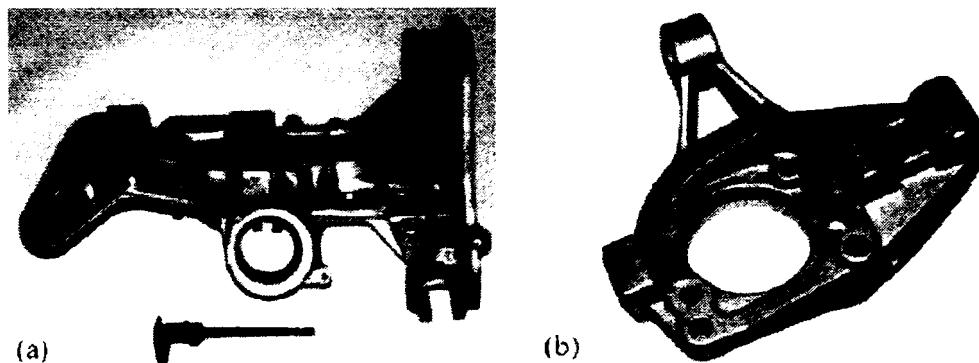
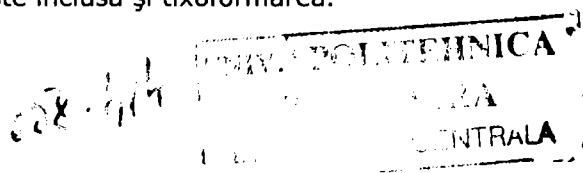


Fig.6. Componente auto produse la Întreprinderea Stampal [8]

Chiar dacă în prezent se comercializează doar piese din aliajele cu punct de topire scăzut aceasta nu înseamnă că metalele și aliajele cu punct de topire ridicat (cupru, oțelul, etc.) nu oferă posibilitatea unei exploatare comerciale profitabile. În acest scop la Universitatea Sheffield, Anglia există un centru de cercetare care are ca scop procesarea în stare semisolidă a aliajelor cu punct de topire ridicat (oțel de scule, cupru, cobalt, aliaje nichel-cobalt).

În domeniul procesării în stare semisolidă au fost investiți peste 30 de ani de muncă și efort, iar creșterea interesului în acest domeniu a fost marcată de 9 Conferințe Internaționale, următoarea fiind organizată în Germania (Aachen) la sfârșitul anului 2008 [17]. Prima întâlnire a fost ținută în Sophia-Antipolis, Franța (1990). Cea de-a doua la Massachusetts Institute of Tehnology (MIT), Cambridge (1992), a treia în Tokyo (1994), a patra în Sheffield, Anglia (1996), a cincea în Golden, Colorado (1998) și a șasea în Torino, Italia (septembrie 2000). În toți acești ani au fost prezentate numeroase lucrări, iar întâlnirile au fost primate cu un mare interes în principal datorită importanței comerciale care se prevedea pentru procesarea în stare semisolidă a metalelor și aliajelor. La conferința din Torino au fost participanți din 15 țări diferite și au fost prezentate peste 150 de lucrări și postere. În multe din aceste lucrări sau făcut cercetări asupra oțelului și aliajelor de cupru, în consecință a crescut interesul cu privire la procesarea în stare semisolidă a aliajele și metalele cu punct de topire ridicat. Ultimele trei întâlniri din Japonia 2002, Cipru 2004 și Coreea 2006 au avut de asemenea un rol foarte important în vederea dezvoltării acestei noi tehnologii.

În fig.7 este redată dependența calitate-cost de producție pentru piese obținute prin mai multe procedee între care este inclusă și tixoformarea.



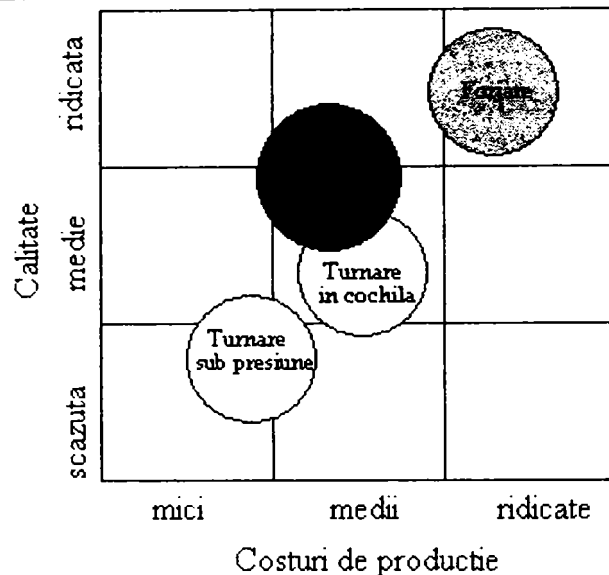


Fig.7. Variația calității și a costurilor de producție pentru piese obținute prin diferite procedee [15]

După cum se observă tixoformarea necesită costuri de producție medii, iar calitatea pieselor obținute este medie spre ridicată. În comparație, prin forjare se obțin piese cu calitate ridicată însă și prețurile de producție sunt ridicate, iar prin turnare se obțin piese de calitate mai redusă cu prețuri de producție mici sau medii. Deci tixoformarea se ridică la nivelul așteptării industriei metalurgice prin faptul că acest procedeu nou dă oportunitatea de a obține piese de o calitate bună la prețuri mai reduse.

Pe plan național procesarea în stare semisolidă nu este pusă în practică, nici pentru aliajele cu punct de topire ridicat, nici pentru cele cu punct de topire scăzut.

Tehnologiile de procesare în stare semisolidă nu trebuie considerate "concrență" pentru metodele convenționale de matrițare sau turnare, ci noi posibilități de a obține proprietăți mecanice adecvate cu prețuri de producție mai mici.

1. Considerații privind reologia suspensiilor semisolide

Reologia se ocupă cu studiul comportării fluidelor în timpul curgerii. Una din cele mai atractive proprietăți ale semisolidelor este comportamentul lor curgător, astfel comportarea la deformare a materialelor metalice aflate în stare semisolidă oferă oportunitatea de a produce forme de complexitate geometrică ridicată.

Aliajele metalice în intervalul de solidificare (lichidus - solidus) fac parte din categoria fluidelor polifazice de ordinul II, adică sunt fluide în care faza dispersă este alcătuită din particule solide (material metalic solidificat). Cunoașterea modului de curgere a acestor suspensii reprezintă o condiție esențială pentru modelarea, simularea și conducerea la parametrii optimi a proceselor de formare [4].

Fluidele, în general, prezintă următoarele comportări reologice:

- fluide newtoniene (ideale);
- fluide nenewtoniene (reale), care la rândul lor pot fi:
 - fluide nenewtoniene cu proprietăți independente de timp;
 - fluide nenewtoniene cu proprietăți dependente de timp;
 - fluide nenewtoniene cu comportări multiple.

Dacă fracția solidă, care variază între 0 și 1, este în intervalul 0,05-0,1 suspensia (gelul) se comportă nenewtonian. La concentrații solide mai mari (între 0,5 și 0,6) gelul se comportă ca un solid vâscoplastic, neliniar (tab.1.1).

Rezistența la curgere crește foarte mult pe măsură ce fracția solidă atinge valoarea critică (reprezentând dezvoltarea unei rețele de particule interconectate) și este dependentă în mare măsură de morfologia particulelor și de gradul de aglomerare dintre particule. S-a descoperit că fracția solidă critică poate fi mai mică de 0,2 în cazul particulelor dendritice, în timp ce pentru particulele sferice fracția solidă poate depăși 0,5 [18].

Tab.1.1. Comportamentul la curgere a materialelor semisolide în funcție de fracția solidă [18]

Intervalul fracției solide	Comportamentul de curgere
$0 \div 0,05 \rightarrow 0,1$	Lichid newtonian
$0,1 \div 0,5 \rightarrow 0,6$	Lichid nenewtonian, dependent de stările anterioare
$0,6 \div 1,0$	Lichid neliniar, vâscoplastic/solid poros-plastic

Structura gelului se schimbă cu temperatura printr-o variație în volum a fracției solide, dar intervin și procese dependente de timp cum ar fi formarea și ruperea legăturilor între particule (pe măsură ce se distrug conglomeratele de particule), rotunjirea particulelor de formă neregulată. Concluzia unor cercetători a fost că gelurile sunt în mare măsură tixotropice și că în regim staționar, în condiții izoterme, comportamentul de curgere este pseudoplastic.

1.1. Comportarea reologică a fluidelor newtoniene

Pentru caracterizarea comportării reologice a unui fluid oarecare se utilizează o serie de mărimi specifice [19]:

- *vâscozitatea dinamică*, η , care reprezintă capacitatea fluidului de a se opune curgerii și este rezultatul interacțiunii și a forțelor de frecare care apar între moleculele fluidului;

- *tensiunea de forfecare*, τ , care reprezintă raportul dintre forța aplicată fluidului respectiv care determină curgerea acestuia și suprafața pe care este aplicată această forță;

- *viteza de forfecare*, $\dot{\gamma}$, care reprezintă variația vitezei de curgere a fluidului în stratul de fluid.

Legea lui Newton este cea care descrie curgerea fluidelor și indică faptul că fluidele newtoniene sunt acele fluide la care între tensiunea de forfecare și viteza de forfecare există o proporționalitate directă, redată prin ecuația [20,21]:

$$\tau = \eta \cdot \dot{\gamma} \quad (1.1)$$

unde: $\dot{\gamma} = \frac{d\gamma}{dt} = \frac{dv}{dn}$, ($\frac{dv}{dn}$ - reprezintă gradientul vitezei fluidului în lungul normalei n la direcția de curgere, grad v)

O caracteristică a acestor fluide este aceea că vâscozitatea fluidelor newtoniene rămâne constantă pentru orice valoare a tensiunii sau a vitezei de forfecare, reprezentând panta dreptei trasate în coordonate $\tau - \dot{\gamma}$ (fig.1.1.a).

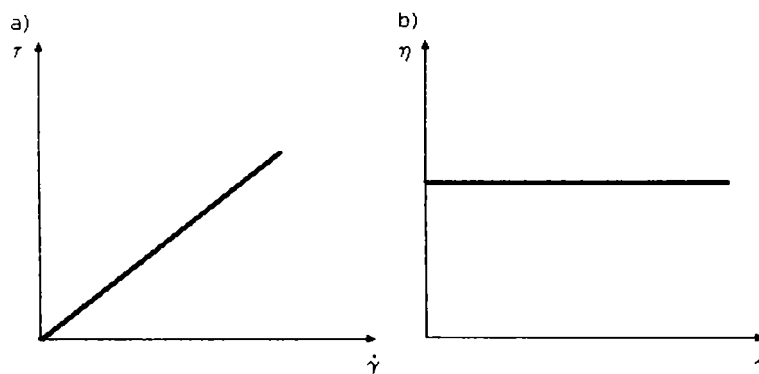


Fig.1.1. Variația tensiunii de forfecare și a vâscozității în funcție de viteza de forfecare [19]

Din această categorie fac parte: apa, alcoolul, glicerina, etc. În acest caz curgerea fluidelor are loc în straturi care se deplasează cu viteze diferite. Dacă o forță este aplicată tangent pe suprafața de contact dintre straturile lichidului, lichidul începe imediat să curgă. Dacă forța crește, viteza de curgere va crește proporțional. În reologie, forța pe unitatea de suprafață este numită tensiune de forfecare, iar gradientul vitezei de curgere, viteză de forfecare.

Fluidele newtoniene sunt caracterizate prin reograme de tipul celei din fig.1.1.a, unde panta dreptei este inversul vâscozității și se numește fluiditate. Vâscozimetrele utilizate pentru efectuarea diferitelor măsurători în cazul fluidelor newtoniene sunt: Hoppler (bilă căzătoare), Ubbelohde și Ostwald, Engler (tub calibrat), Rheotest (rotațional), cu specificarea că ultimul poate fi folosit și în caz newtonian [22].

1.2. Comportarea reologică a fluidelor nenewtoniene

Foarte puține fluide au o comportare reologică newtoniană. În general curgerea fluidelor este complexă și se abate puternic de la comportarea ideală. În categoria acestor fluide sunt incluse și suspensiile semisolide. Pentru aceste suspensii, variația tensiunii de forfecare cu viteza de forfecare nu mai este liniară, iar vâscozitatea nu mai are o valoare constantă, fiind o funcție de tensiunea de forfecare sau viteza de forfecare $\eta = f(\dot{\gamma}, \tau)$. Astfel pentru descrierea comportării nenewtoniene a fost definită vâscozitatea aparentă, η_a :

$$\eta_a = \frac{\tau}{\dot{\gamma}} \quad (1.2)$$

Vâscozitatea aparentă, η , în zona temperaturilor normale pentru corpuri variază între $10^{-5} \div 10^{21} \text{ Pa} \cdot \text{s}$. De exemplu gazele și vaporii au vâscozități de ordinul $10^{-5} \text{ Pa} \cdot \text{s}$, iar pastele și materialele păstoase au vâscozități de ordinul $10^3 \div 10^9 \text{ Pa} \cdot \text{s}$. Vâscozitatea aparentă pentru majoritatea sistemelor semisolide este cuprinsă în intervalul $10^{-2} \div 10^4 \text{ Pa} \cdot \text{s}$ [18], care reprezintă și intervalul pentru curgerea controlată în operațiile de producție care durează secunde sau fracțiuni de secunde.

Datorită dependenței vâscozității de parametrii solicitării, cât și datorită modificării în timp a vâscozității, la tensiune și viteză de forfecare constante, apare devierea de la comportarea ideală.

Reologia este o ramură a fizicii care se ocupă cu studiul proprietăților de curgere, elasticitate, vâscozitate și deformare în timp a corpurilor, determinate de structura sistemelor sub acțiunea forțelor finite aplicate, iar domeniul de studiu cuprinde totalitatea corpurilor al căror răspuns la acțiunea forțelor externe este între curgerea vâscoasă-laminară caracteristică fluidului newtonian și deformarea plastică corespunzătoare solidului hookean [4].

Proprietățile reologice se măsoară prin intermediul reometriei, tehnică care presupune determinarea vâscozității, a punctului de curgere, a elasticității.

Proprietățile reologice ale fluidelor nenewtoniene sunt:

a) *esențiale*:

- proprietăți reologice fundamentale din categoria cărora fac parte următoarele: *elasticitatea, vâscozitatea, plasticitatea*.

- proprietăți reologice complexe care rezultă din combinarea celor fundamentale: *elasticitate întârziată, plasticitate dinamică, relaxare*.

b) *tehnologice* - se definesc ca acele proprietăți reologice pentru care s-a elaborat o metodă de experimentare și măsurare (*tixotropia, ductilitatea, reoplexia*).

1.2.1 Fluide nenewtoniene cu proprietăți independente de timp

La aceste fluide viteza de forfecare depinde exclusiv de solicitările la care este supus fluidul. Aici sunt incluse: *fluidele pseudoplastice și fluidele dilatante*.

Fluidele nenewtoniene independente de timp sunt afectate de variația parametrilor solicitărilor ($\dot{\gamma}, \tau$), comportarea lor fiind descrisă prin reogramele ilustrate în fig.1.2.

Comportarea reologică nenewtoniană poate fi diferențiată prin sensul de variație al vâscozității aparente astfel avem fluide pseudoplastice și dilatante.

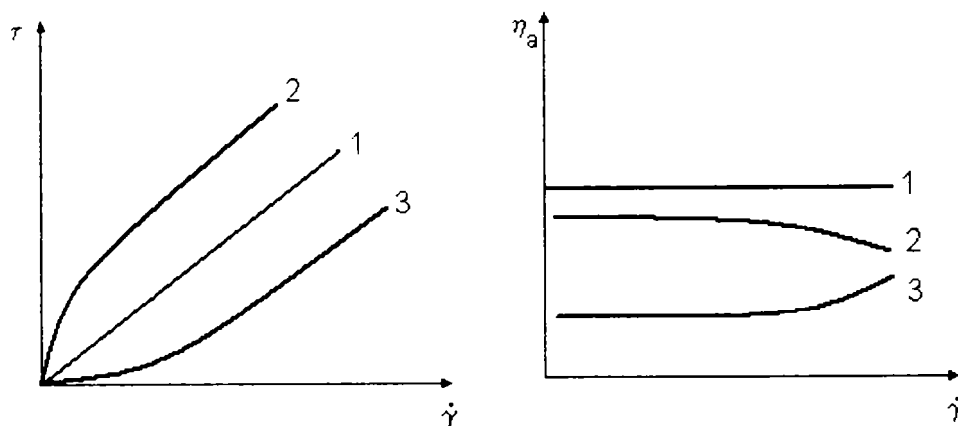


Fig.1.2. Variația tensiunii de forfecare și a vâscozității aparente în funcție de viteza de forfecare pentru fluidele nenewtoniene independente de timp (1 – fluid newtonian, 2 – fluid pseudoplastic, 3 – fluid dilatant) [4,19]

Fluidele pseudoplastice au tendința de fluidificare, vâscozitatea fiind o funcție descrescătoare de parametrii solicitării ($\frac{d\eta_a}{d\dot{\gamma}} < 0$). Pseudoplasticitatea

reprezintă proprietatea pe care o are un fluid de a curge lent sub acțiunea unei forțe reduse și a cărui consistență scade progresiv pe măsură ce crește forța, respectiv viteza de forfecare. Aceasta este o abatere de la comportarea ideală a fluidului newtonian caracterizată prin creșterea fluidității la forfecare, adică descreșterea reversibilă a vâscozității odată cu creșterea vitezei de forfecare. Fenomenul se explică prin tendința forței exterioare de a perturba lanțurile moleculare din conformația lor de echilibru provocând o alungire pe direcția forfecării [4].

Mecanismele care generează comportarea nenewtoniană, în cazul unui fluid pseudoplastic sunt mișcarea browniană și forțele de forfecare cu efecte contrare. Mișcarea browniană are rolul de a produce dezordine, în timp ce forfecarea permite ordonarea și orientarea particulelor.

La viteze reduse de forfecare predomină mișcarea browniană, curgerea fiind îngreunată datorită vâscozității mai ridicate, în timp ce la viteze mai mari de forfecare elementele de curgere sunt orientate pe direcția de curgere, alunecarea se produce mai ușor, iar vâscozitatea este mai mică. După realizarea procesului de orientare a tuturor moleculelor, curgerea devine newtoniană, vâscozitatea nemaifiind influențată de viteza de forfecare.

Fluidele dilatante (Reynolds 1985) presupun un fenomen de îngroșare, vâscozitatea crescând odată cu viteza de forfecare ($\frac{d\eta_a}{d\dot{\gamma}} > 0$).

Comportarea dilatantă este specifică suspensiilor cu un conținut ridicat de fază solidă. Această comportare este rezultatul formării unor asociații de particule solide sub acțiunea forfecării. Astfel se mărește numărul punctelor de contact dintre particulele solide, crescând forțele de frecare dintre acestea și în concluzie crește și

vâscozitatea. La o suspensie dilatantă sau plastic-dilatantă vâscozitatea aparentă crește cu mărirea efortului, respectiv cu viteza de curgere a fluidului.

Fenomenul de dilatantă se explică prin efectul de contopire a particulelor în timpul deplasării; mediul de dispersie pătrunde în spațiile formate astfel și se produce o "solidificare aparentă" a sistemului.

Descrierea matematică a comportării fluidelor nenewtoniene independente de timp s-a realizat cu ajutorul diferitelor ecuații, cu diferite limite de aplicabilitate. Cea mai utilizată este relația lui W. F. Ostwald și de Waele denumită și legea puterii [4,23,24]:

$$\tau = k \cdot (\dot{\gamma})^a \quad (1.3)$$

unde: k - indice de consistență independent de viteza de forfecare, care are dimensiunile unei vâscozități.

a = indice de comportare la curgere ($a < 1$ pentru fluide pseudoplastice, $a > 1$ pentru fluide dilatante și $a = 1$ pentru fluide newtoniene).

Vâscozitatea aparentă se poate determina cu ajutorul următoarei relații:

$$\eta_a = k \cdot (\dot{\gamma})^{a-1} \quad (1.4)$$

1.2.2 Fluide nenewtoniene cu proprietăți dependente de timp

Fluidele nenewtoniene dependente de timp includ acele suspensii pentru care eforturile tangențiale variază cu durata deformației. În această categorie intră și fluidele cu comportare tixotropă.

La creșterea vitezei de forfecare particulele fluidelor pseudoplastice se orientează în direcția curgerii. Acest comportament este tipic pentru diferite suspensii, la care se manifestă și o interacțiune moleculară variabilă în timp. Se formează astfel o rețea tridimensională de structuri moleculare sub denumirea de gel. Aceste structuri moleculare se pot dezmembra, ducând la scăderea vâscozității la aceeași viteză de forfecare. Vâscozitatea minimă atinsă este specifică stării de soluție.

Tixotropia, termen introdus și de H. Freundlich în 1935, este proprietatea pe care o au suspensiile și soluțiile de a se gelatiniza când sunt în repaus și de a deveni fluide când sunt agitate. Trecerea dintr-o stare în cealaltă se poate face de un număr infinit de ori. Fenomenul este o transformare izotermă reversibilă, denumirea provenind, după cum am mai precizat, de la cuvintele grecești *tixis* - atingere și *tropos* - schimbare. Deci, tixotropia reprezintă modificarea stării corpului prin atingere, respectiv prin influențe mecanice exterioare: șocuri, vibrații, amestecare, etc. [4].

Un material tixotropă devine mai fluid cu creșterea timpului de aplicare a forței (agitare, amestecare, etc.) după cum este ilustrat în fig.1.3.

Tixotropia este capacitatea pe care o are corpul de a-și reface legăturile distruse prin acțiuni mecanice, reformându-și structura inițială, ca un rezultat al mișcării browniene.

După W. P. Ostwald corpurile la care vâscozitatea scade pe măsură ce crește tensiunea tangențială au o *vâscozitate de structură* [4].

Pentru un fluid tixotropă diagrama este obținută cu ajutorul vâscozimetrului rotațional. Din fig.1.4. se observă că efortul tangențial crește cu gradientul de viteză după curba OAB. Dacă gradientul este menținut constant, după punctul B, atins de curba superioară, efortul tangențial va descrește în lungul liniei BD până în punctul E. Dacă gradientul descrește se obține curba BC sau oricare altă curbă intermediară

DC. Așadar structura fluidului tixotrop se rupe la gradient constant și efortul descrește.

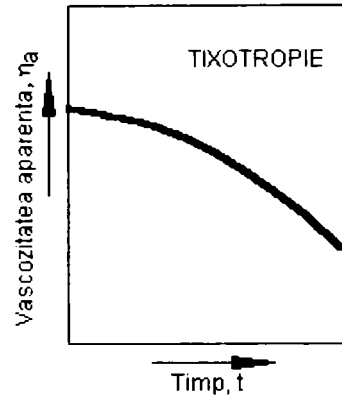


Fig.1.3. Variația vâscozității aparente în timp, la materialele tixotropice

Procesele tixotropice, denumite transformare izotermă reversibilă sol-gel sunt caracterizate prin modificări structurale în timpul curgerii care depind de: natura materialului dispersat, concentrația materialului în mediul de dispersie, temperatură, stadiul transformării sol-gel-sol.

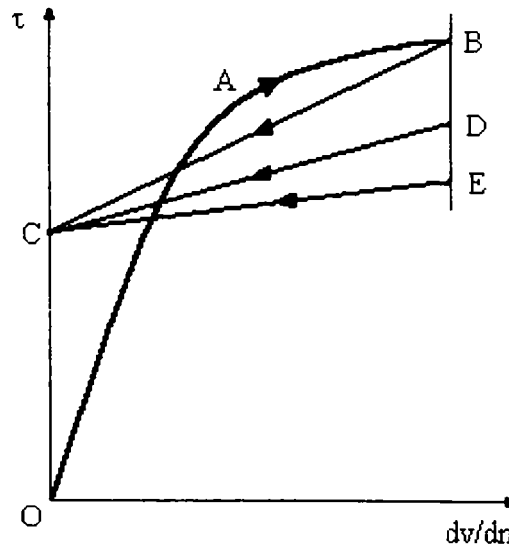


Fig.1.4. Diagrama de eforturi tangențiale τ pentru un corp/fluid tixotropice [4]

În repaus soluțiile tixotropice au natura unui gel, iar când sunt agitate se comportă ca un corp pseudoplastic, însă diferă de acesta datorită faptului că la forțe mici constante vâscozitatea pastei scade conform legii:

$$\tau = \tau_0 - K_1 \left(\frac{dv}{dn} \right)^a \psi(t) \quad (1.5)$$

unde K_1 și a sunt constante numerice.

La valori mari ale forțelor (tensiunilor) sistemele tixotrope se comportă ca fluidele și au vâscozitatea independentă de mărimea forței și de timp.

1.2.3 Fluide newtoniene cu comportări multiple

Aceste fluide combină diferitele tipuri de curgere având o comportare: parțial plastică, parțial elastică, parțial vâscoasă, astfel există:

- > curgere vâscoplastică,
- > curgere vâscoelastică,
- > curgere elastoplastică,
- > curgere vâscoelastoplastică.

Fluidele vâscoplastice (denumite în literatura de specialitate, plastice sau cu prag de tensiune sau de curgere) au o comportare preponderent lichidă și, până la o valoare a tensiunii de forfecare se comportă ca un solid rigid; pentru a descrie această comportare se folosește plasticul Bingham (fig.5.1.curba1). Curgerea lor începe în momentul în care tensiunea de forfecare a atins o anumită valoare τ_0 denumită prag de curgere (de tensiune).

Conform fig.1.5 se observă că la tensiuni care depășesc pragul de tensiune, curgerea este newtoniană (cu vâscozitate constantă) sau pseudoplastică, iar dacă pragul nu este atins lichidul se comportă ca un corp solid fără să curgă.

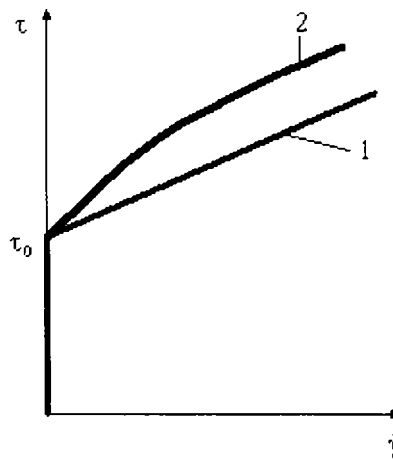


Fig.1.5. Variația tensiunii de forfecare în funcție de viteza de deformare
1- plastic Bingham; 2- fluid Casson [19]

În lipsa forfecării aceste fluide au un caracter solid datorită existenței unor asociații între particule, structura fiind tridimensională. Atunci când forța exterioară aplicată depășește aceste forțe interne, structura este distrusă și lichidul devine din nou vâscos, vâscozitatea fiind dependentă de parametrii solicitării.

Un alt lichid cu o comportare reologică vâscoplastică este fluidul Casson. Acesta îmbină curgerea plasticului Bingham cu cea a fluidelor pseudoplastice, după cum este ilustrat în fig.1.5.curba2. Curgerea fluidului Casson începe în momentul în care este atins pragul de tensiune după care odată cu creșterea vitezei de forfecare vâscozitatea aparentă scade, spre deosebire de fluidul Bingham unde curgerea este newtoniană.

Fluidele vâscoelastice au atât proprietăți de solid elastic ideal cât și de lichid vâscos. La aplicarea unei forțe reduse, pe o durată scurtă, un astfel de material se comportă ca un corp elastic, în timp ce dacă efortul se aplică lent și cu o acțiune îndelungată materialul se comportă ca un fluid vâscos. Maxwell J. în 1986 a arătat că acest corp vâscoelastic este alcătuit dintr-o fază solidă elastică dispersată uniform într-un mediu fluid vâscos newtonian.

La curgerea fluidelor vâscoelastice efortul unitar normal, adăugat la cel tangențial, conduce la fenomene neuzuale cum ar fi efectul Weissenberg în care fluidul are tendința de a urca pe un arbore în mișcare de rotație. Pentru un fluid vâscoelastic în mișcare permanentă proprietățile elastice se manifestă ca efect final [19].

1.3. Reologia semisolidelor cu structură globulară. Analiza vâscozității

Spencer ș.a. de la universitatea MIT (Cambridge, MA, USA) a realizat primele investigații asupra reologiei suspensiilor semisolide a aliajelor Sn-Pb cu ajutorul unui vâscozimetru [25,26]. Scopul inițial a fost de a măsura rezistența la forfecare a materialelor studiate în timpul solidificării. Ca urmare a agitării, structura de solidificare nu mai este dendritică ci globulară. Autorii au observat pentru prima dată o scădere a vâscozității aparente cu creșterea vitezei de forfecare (fig.1.6).

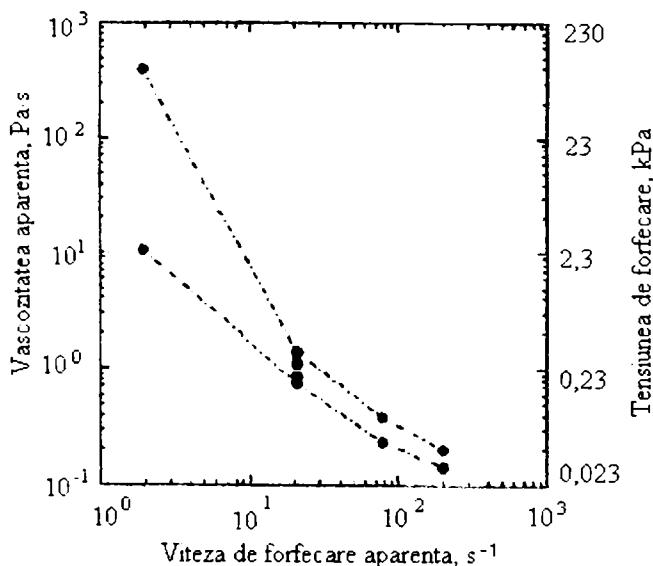


Fig.1.6. Evoluția vâscozității și a tensiunii funcție de viteza de forfecare pentru un aliaj Sn-15Pb cu structură globulară [1]

Acest tip de comportament se mai numește reofluidifiant. De asemenea autorii au constatat că pentru o structură nondendritică, cu o fracție solidă mai mare de 0,2, vâscozitatea și tensiunea de forfecare au valori mult mai mici decât pentru o structură dendritică, pentru o fracție de solid dată, după cum se observă în comparație fig.1.7 și fig.1.8 [1].

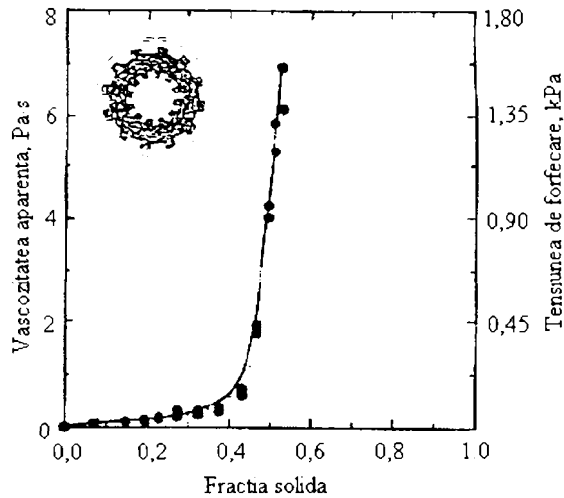


Fig.1.7. Evoluția vâscozității și a tensiunii de forfecare funcție de fracția solidă pentru un aliaj Sn-15Pb cu structură globulară [1]

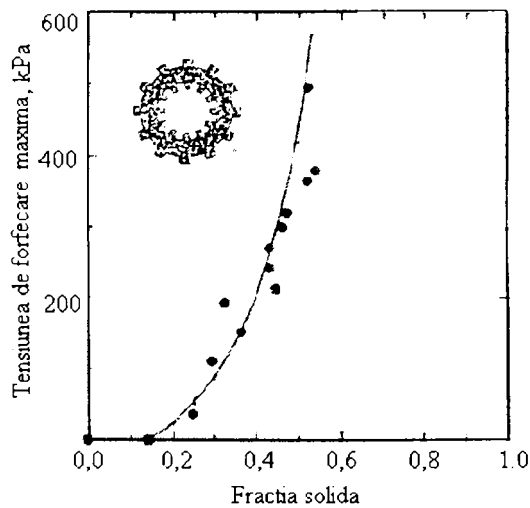


Fig.1.8. Evoluția tensiunii de forfecare funcție de fracția solidă pentru un aliaj Sn-15Pb cu structură dendritică [1]

Acestea sunt primele observații care au inițiat numeroase studii referitoare la reologia suspensiilor semisolide.

Joly și Mehrabian în 1976 au studiat mai aprofundat comportarea aliajului Sn-15Pb semisolid unde structura globulară era obținută prin agitare în vâscozimetru, iar munca lor reprezintă și astăzi baza cunoștințelor legate de fenomenologia suspensiilor semisolide agitate. Scopul majorității modelelor reologice care urmează munca celor doi cercetători este de a reproduce proprietățile principale observate experimental de aceștia.

După Joly și Mehrabian fenomenul reologic, în suspensiile semisolide agitate, poate fi de trei tipuri [16,27,28]:

- *comportamentul la răcire continuă* - descrie evoluția vâscozității în timpul răcirii continue la viteză de răcire și de forfecare constantă;
- *comportamentul pseudoplastic* - care descrie dependența dintre viteza de forfecare și vâscozitatea regimului staționar, sau comportamentul la fluidificare prin forfecare;
- *comportamentul tixotropic* - care descrie dependența vâscozității în timp în regim tranzitoriu.

Comportamentul la răcire continuă oferă primele informații referitoare la influența fracției solide, vitezei de forfecare și vitezei de răcire asupra comportamentului reologic al suspensiilor semisolide. Datorită complexității experimentelor legate de răcirea continuă, modelarea acestui aspect a fost foarte limitat.

Rezultatele obținute în urma experimentelor de răcire continuă pe aliajul Sn-15Pb de către Joly și Mehrabian sunt ilustrate în fig.1.9. În general pentru o viteză de răcire și de forfecare cunoscute vâscozitatea aparentă măsurată crește cu creșterea fracției solide, lent la fracții solide scăzute și intens la fracții solide ridicate. La o fracție solidă dată, vâscozitatea aparentă descrește cu creșterea vitezei de forfecare și descreșterea vitezei de răcire. Această variație se produce datorită faptului că, descreșterea vitezei de răcire și creșterea vitezei de forfecare duc la obținerea unor particule sferice [16,27,29].

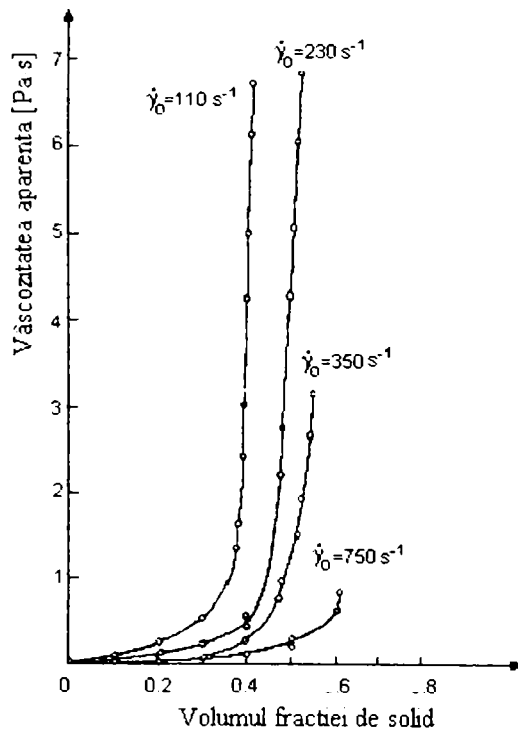


Fig.1.9. Variația vâscozității aparente cu fracția solidă f_s a aliajului Sn-15Pb agitat continuu și răcit cu $0,33 \text{ }^\circ\text{C/min}$ la diferite viteze de forfecare $\dot{\gamma}_0$ [1,16,29]

Încercările izoterme în regim staționar conduc la o caracterizare reologică mai precisă și reprezintă primul pas către determinarea unei ecuații constitutive. Regimul staționar este definit ca și stare în care vâscozitatea suspensiei semisolide (cu fracție solidă și viteză de forfecare constantă) nu variază cu prelungirea timpului de agitare. Joly și Mehrabian au demonstrat că aliajul Sn-15Pb manifestă un

comportament pseudoplastic (fluidificare la forfecare), unde vâscozitatea aparentă a regimului staționar scade cu creșterea vitezei de forfecare. Acest comportament pseudoplastic a fost confirmat în multe alte sisteme de aliaje. Este general acceptat că vâscozitatea regimului staționar, la o viteză de forfecare dată, depinde de gradul de aglomerare dintre particulele solide, care la rândul lui este rezultatul echilibrului dinamic dintre procesele de aglomerare și dezaglomerare. Majoritatea modelelor propuse sunt bazate pe legea puterii care nu are legătură cu originea pseudoplasticității la nivel microstructural.

Comportamentul tixotropie a fost demonstrat de Joly și Mehrabian care au explicat că particulele solide formează conglomerate solide prin ciocnirea și coalescența acestora și că forfecarea este responsabilă pentru distrugerea conglomeratelor. Aceste procese de aglomerare și dezaglomerare sunt considerate ca fiind mai mult sau mai puțin reversibile. Ei au explicat de asemenea că în cazul modificării condițiilor de încercare (modificarea vitezei de forfecare de exemplu) structura conglomeratelor are nevoie de un anumit timp pentru a se adapta noilor condiții. Vâscozitatea evoluează astfel cu timpul și această dependență se numește tixotropie.

Datorită cunoașterii insuficiente a cineticii procesului de aglomerare și dezaglomerare s-au făcut eforturi pentru dezvoltarea de proceduri experimentale care implică o creștere bruscă sau o scădere bruscă a vitezei de forfecare. S-a descoperit că procesul de aglomerare predomină după scăderea bruscă a vitezei de forfecare, în timp ce procesul de dezaglomerare predomină după creșterea bruscă a vitezei de forfecare. Gradul de aglomerare a suspensiilor semisolide utilizează un parametru structural scalar s care are valori în intervalul 0 și 1. Starea complet aglomerată corespunde punctului $s=1$, în timp ce starea dezaglomerată corespunde regimului staționar final la o viteză de forfecare dată, $s=0$ (fig.1.10).

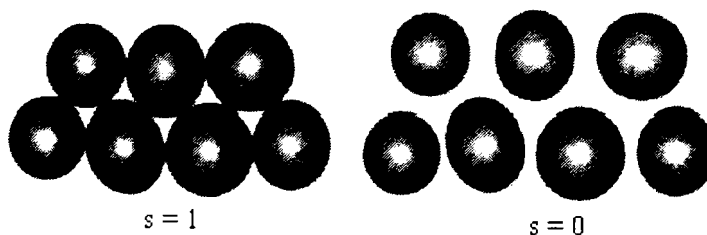


Fig.1.10. Parametru structural s în stare complet aglomerată și dezaglomerată [30]

Joly și Mehrabian au încercat să înțeleagă mai bine comportamentul semisolidelor cu structură globulară, comparând evoluția vâscozității relative (vâscozitatea aparentă/vâscozitatea lichidului) a unui semisolid în funcție de fracția de solid, cu evoluția vâscozității suspensiei de sfere neinteractive și evoluția vâscozității suspensiei de caolin, ilustrată în fig.1.11. Această comparație a fost făcută cu scopul de a înțelege mai bine originea tixotropiei. Autorii au remarcat că vâscozitatea relativă a semisolidelor nu este comparabilă cu cea a suspensiei de sfere neinteractive ci se apropie de cea a suspensiei de caolin. Evoluția suspensiei de caolin a fost explicată prin formarea și distrugerea conglomeratelor. Autorii au dedus, plecând de la această observație, că originea tixotropiei rezultă din formarea și distrugerea conglomeratelor de particule solide. Kattamis și Piccone au asociat de asemenea tixotropia cu competiția aglomerare-dezaglomerare.

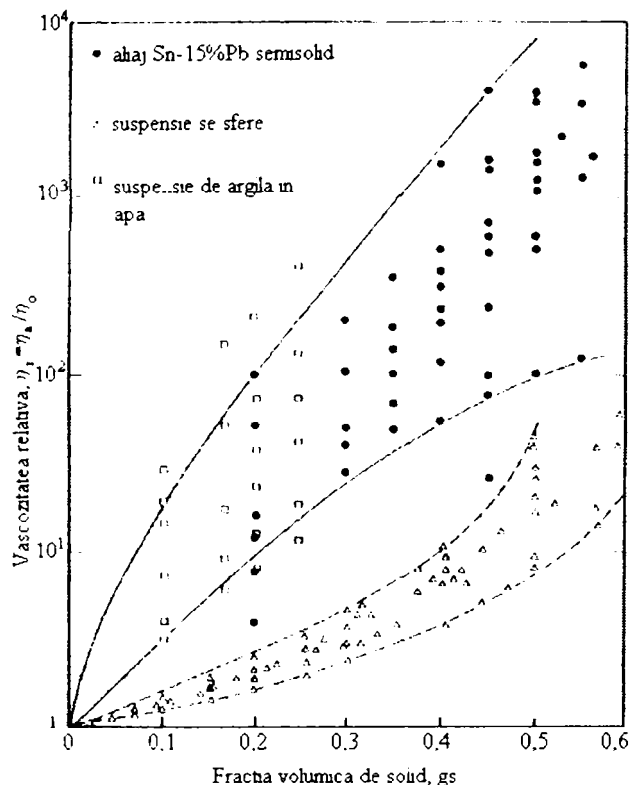


Fig.1.11. Comparația vâscozității relative a unui aliaj Sn-15Pb semisolid cu cea a unei suspensii de caolin și a unei suspensii de sfere neinteractive [1]

Mac Lelland ș.a. au studiat fenomenele de aglomerare și dezaglomerare. Ei au presupus că în timpul procesului de aglomerare a particulelor solide o parte din faza lichidă este prinsă în conglomerate, ceea ce duce la creșterea fracției solide efective (fracția solidă + fracția lichidă prinsă). Astfel tixotropia este explicată ca fiind rezultatul unui fenomen de aglomerare și dezaglomerare a particulelor solide: creșterea vitezei de forfecare produce o ruptură între particulele solide, care eliberează astfel lichidul prins în conglomeratele solide. Din această cauză fracția solidă efectivă scade și la fel vâscozitatea scade. Regimul staționar corespunde stării de echilibru între formarea și distrugerea aglomeratelor.

Kumar, Martin și Brown sunt de asemenea interesați de fenomenele de aglomerare și dezaglomerare. Astfel aliajului studiat (Sn-15Pb) îi sunt aplicate modificări bruște ale vitezei de forfecare. Autorii sugerează că fenomenul de dezaglomerare este mai rapid decât fenomenul de aglomerare. Această concluzie este făcută după următoarea observație: timpul necesar pentru a atinge un nou regim staționar este mai rapid după o creștere a vitezei de forfecare decât după o scădere acesteia.

Quaak ș.a. au studiat un aliaj al aluminiului, iar Modigell ș.a. au studiat aliajul Sn-15Pb ambii observând aceeași evoluție a vâscozității pe durata timpului de restaurare cu o cinetică de aglomerare mai lentă decât cinetica de dezaglomerare.

Laxmanan și Flemings au studiat aliajul semisolid Sn-15Pb cu structură nondendritică obținută prin retopire parțială și au realizat încercări de compresiune

între plăci paralele ($\dot{\epsilon} < 10^{-1} s^{-1}$) observând, ca și în cazul solidificării parțiale, o scădere a vâscozității în funcție de viteza de forfecare.

În consecință pe baza tuturor cercetărilor făcute se observă că în cazul suspensiilor semisolide cu structură globulară vâscozitatea înregistrează o scădere cu creșterea vitezei de forfecare la o fracție solidă dată.

1.4. Reologia semisolidelor cu structură globulară. Analiza curbelor tensiune-deformație

Suery și Flemings au studiat pentru prima dată curbele tensiune-deformație obținute la compresiunea aliajului semisolid Sn-15Pb, cu structură globulară comparativ cu același aliaj cu structură dendritică [1]. În fig.1.12 este demonstrat că la o fracție solidă de 0,63 și pentru aceeași deformație, tensiunea obținută în cazul structurii dendritice este mult mai mare decât pentru structurile dendritice fine și structurile globulare.

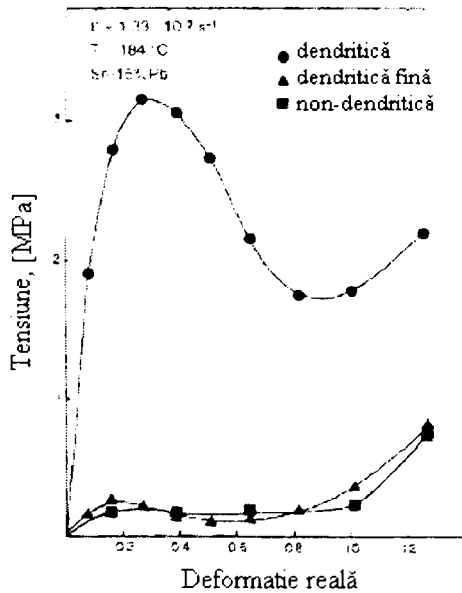


Fig.1.12. Evoluția tensiunii funcție de deformație pentru microstructuri dendritice și globulare a aliajului Sn-15Pb la încercarea de compresiune uniaxială (fracția solidă este de 0,63) [1]

În anul 1984, Secondé a realizat aceleași încercări și a ajuns la aceeași concluzie: structurile dendritice fine și cele globulare se deformează într-o manieră aproape omogenă cu creșterea gradului de deformare (corespunzând tensiuni mici), în timp ce structurile dendritice înregistrează un comportament total opus.

Tensiunea de compresiune mai este influențată și de mărimea grăunților sferici solizi. După cum se observă în fig.1.13 mărimea particulelor are efect asupra presiunii aplicate. Acest lucru are loc deoarece, la deformare, particulele mici se pot rostogoli unele peste altele mult mai ușor față de cele mari [1].

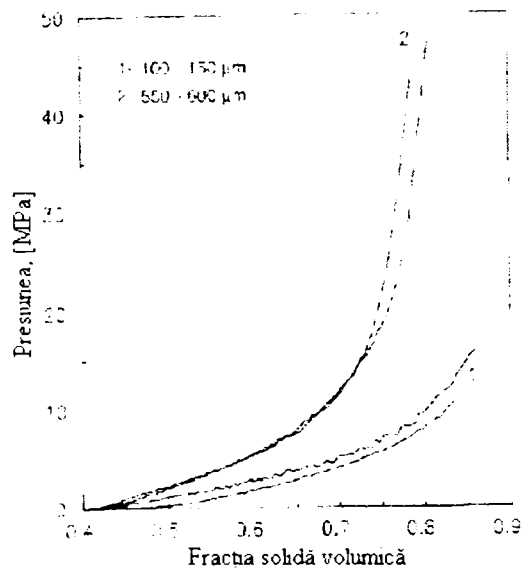


Fig.1.13. Influența mărimii particulelor globulare asupra presiunii [1]

În prezent există foarte puține cercetări referitoare la procesarea în stare semisolidă a aliajelor cu punct de topire ridicat, cum ar fi oțelurile, în primul rând datorită temperaturii ridicate de lucru.

O echipă de la Universitatea din Tokyo-Japonia (Institute of Industrial Science) a studiat oțelul inoxidabil 5NiCr180 efectuând încercări de compresiune la cald pe epruvete cilindrice ($d=12\text{mm}$, $h=12\text{mm}$), în scopul obținerii curbelor tensiune-deformație [31].

Temperatura corespunzătoare domeniului semisolid pentru acest oțel variază între 1390°C și 1450°C . În intervalul de solidificare oțelul inoxidabil 5NiCr180 poate avea două tipuri de structură în funcție de temperatură: - o structură formată din trei faze (lichid + ferită δ + austenită) la un interval de temperatură mai scăzut și la un interval de temperatură mai ridicat o structură formată din două faze (lichid + ferită δ). Dacă deformarea se face în intervalul de temperatură corespunzător celor trei faze, cercetătorii Institutului din Japonia au descoperit că apar fisuri, însă dacă deformarea se face la temperaturi mai ridicate unde există doar două faze s-a constatat că fisurile nu mai apar.

Încercările efectuate la Institutul din Tokyo-Japonia constau în încălzirea epruvetelor la temperaturi în jurul punctului solidus și efectuarea încercării de compresiune la cald, unde au fost obținute date referitoare la forța aplicată respectiv cursa pistonului.

De asemenea s-au făcut mai multe încercări la aceeași temperatură și diferite viteze de deformație ($0,5\text{ s}^{-1}$; 1 s^{-1} ; 5 s^{-1} și 10 s^{-1}). Tensiunea și deformația au fost calculate utilizând următoarele relații [31]:

$$\sigma = \frac{F(l_0 - \Delta l)}{\pi \cdot R_0^2 \cdot l_0} \quad (1.6)$$

$$\varepsilon = \ln \frac{l_0 - \Delta l}{l_0} \quad (1.7)$$

unde: l_0 reprezintă înălțimea inițială a epruvetei;
 R_0 - raza inițială a epruvetei;

$F, \Delta l$ - forța și cursa pistonului în timpul deformării.

În fig.1.14 și fig.1.15 sunt ilustrate curbele tensiune-deformație rezultate la temperatura de 1415°C, oțelul fiind compus din lichid și ferită δ . Curbele tensiune-deformație prezintă o tensiune maximă, σ_{max} , la deformații mici și tensiuni mai mici, corespunzătoare regimului staționar, la deformații mari. Comportarea la deformare, la această temperatură constă în creșterea tensiunii până la o valoare maximă considerată vârf de tensiune, corespunzătoare unei deformații, ϵ , de 10-15%, după care odată cu creșterea gradului de deformare are loc scăderea tensiunii până la o anumită valoare minimă. La grade de deformare de peste 0,4 se consideră regim staționar, în timp ce la grade de deformare de până la 0,4 regimul se consideră tranzitoriu.

Conform încercărilor s-a observat că odată cu creșterea vitezei de deformație are loc creșterea tensiunii maxime.

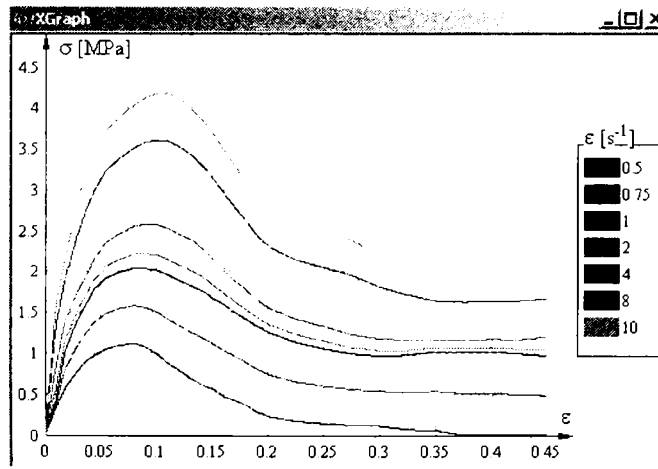


Fig.1.14. Curbele tensiune - deformație la diferite viteze de deformație [31]

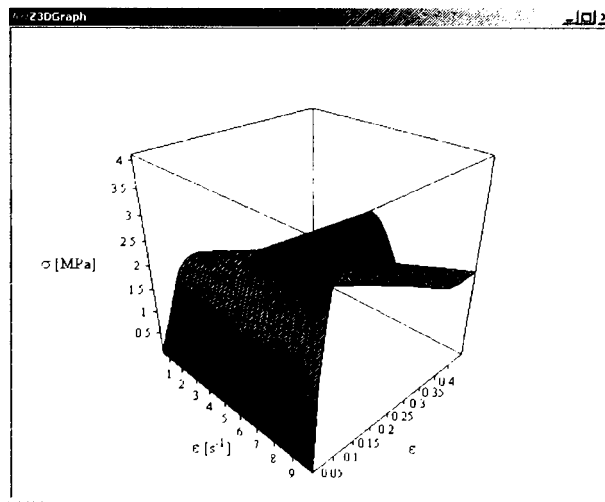


Fig.1.15. Dependența tensiune - deformație - viteză de deformație [31]

Tseng ș.a. au studiat un oțel de scule cu carbon ridicat pe care l-au supus încercării la compresiune în stare semisolidă. S-a observat și în acest caz o creștere a tensiunii la valori mici ale deformației, până la o valoare critică – numită tensiune critică, după care are loc o scădere a acesteia. De asemenea s-a observat influența majoră pe care o are fracția solidă asupra rezistenței la deformare, astfel are loc creșterea tensiunii (rezistenței) cu creșterea fracției solide (de la 0,6 la 0,9 fracție solidă) corespunzătoare temperaturii la care se realizează încercarea la compresiune [32]. Această comportare se observă și pentru alte sisteme de aliaje [33].

1.5. Concluzii

În urma studiului bibliografic realizat în acest capitol asupra reologiei suspensiilor semisolide se pot concluziona următoarele:

- Primele investigații realizate asupra reologiei suspensiilor semisolide, unde scopul inițial a fost de a măsura rezistența la forfecare în timpul solidificării cu ajutorul vâscozimetruului, au arătat că datorită agitării structura de solidificare nu mai este dendritică ci globulară. Astfel s-a observat pentru prima dată o scădere a vâscozității aparente cu creșterea vitezei de forfecare ceea ce reprezintă un comportament pseudoplastic. Dacă există și o dependență de timp comportamentul este numit tixotrop.

- Un material tixotrop devine mai fluid cu creșterea timpului de aplicare a forței, astfel face parte din categoria fluidelor newtoniene dependente de timp (suspensiile pentru care eforturile tangențiale variază cu durata deformației).

- Pentru aliaje Sn-Pb, cu structură globulară cu peste 0,2 fracție solidă, vâscozitatea și tensiunea sunt mult mai mici decât pentru o structură dendritică, pentru o fracție de solid dată.

- Comportamentul la răcire continuă a dat primele informații referitoare la influența fracției solide, vitezei de forfecare și vitezei de răcire asupra comportamentului reologic al suspensiilor semisolide. S-a demonstrat că pentru o viteză de răcire și de forfecare cunoscute vâscozitatea aparentă măsurată crește cu creșterea fracției solide, lent la fracții solide scăzute și intens la fracții solide ridicate. La o fracție solidă dată, vâscozitatea aparentă scade cu creșterea vitezei de forfecare și scăderea vitezei de răcire. Acest fenomen se produce datorită faptului că, descreșterea vitezei de răcire și creșterea vitezei de forfecare duce la obținerea unor particule sferice.

- Deoarece evoluția vâscozității relative a suspensiilor semisolide cu fracția de solid are o comportare asemănătoare cu cea a suspensiei de caolin s-a dedus că originea tixotropiei pleacă de la fenomenul de aglomerare și dezaglomerare a particulelor solide.

- În consecință pentru a obține suspensia semisolidă cu caracteristici tixotropice este necesar ca materialul să aibă structură globulară, vâscozitatea înregistrând astfel o scădere cu creșterea vitezei de forfecare la o fracție solidă dată.

2. Tehnologii neconvenționale de obținere a pieselor din materiale metalice în stare semisolidă

Procesarea în stare semisolidă a metalelor și aliajelor acestora acoperă în prezent o gamă largă de procedee dintre care cele mai utilizate sunt: tixoformarea, procedeul NRC, tixomodelarea și reomodelarea. Aceste tehnologii de obținere a pieselor din metale sau aliaje metalice aflate în stare semisolidă au început să se dezvolte începând cu anul 1972, iar în prezent sunt utilizate la nivel internațional, însă doar pentru aliaje cu punct de topire scăzut cum sunt aliajele aluminiului și magneziului.

2.1. Tixoformarea

Tixoformarea este termenul utilizat pentru a descrie procedeul de obținere de piese în formă finală, din semifabricate cu microstructură sferică aflate în stare semisolidă, cu ajutorul matritelor și formelor metalice [34,35,36].

În fig.2.1 este ilustrată schema procesului de tixoformare, în care se evidențiază etapele de procesare:

- elaborarea și turnarea lingourilor (a);
- secționarea lingourilor sub formă de semifabricate (b);
- reîncălzirea semifabricatelor (c);
- formarea propriu-zisă: - prin matrițare (tixomatrițare) (d_1);
- prin turnare (tixoturnare) (d_2).

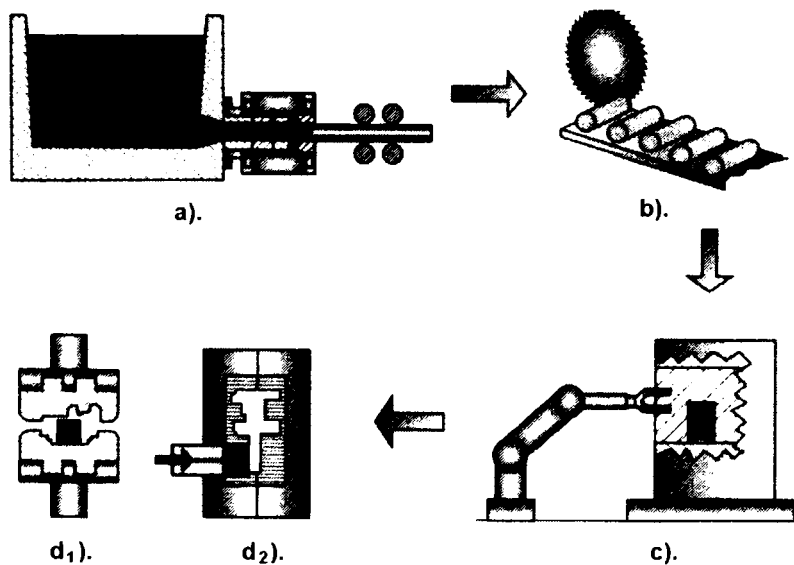


Fig.2.1. Schema procesului de tixoformare [37,38]

Dacă piesa a fost realizată într-o matrită închisă procedeul se numește *tixoturnare*, iar dacă piesa finită este realizată într-o matrită deschisă, se numește *tixomatrițare* [16,37,39].

Etapa de elaborare și turnare a lingourilor de materie primă este reprezentativă în cadrul procesului de tixoformare datorită faptului că aici se obține microstructura globulară care favorizează comportamentul tixotrop. Lingourile cu structură globulară, reprezentând materialul precursor, pot fi obținute printr-o varietate de procedee care vor fi analizate în capitolul §2.1.1. Cea de-a doua etapă constă în secționarea lingourilor la dimensiunea dorită sub formă de semifabricate. În general, primele două etape ale tixoformării sunt realizate de diferite firme care se ocupă doar cu obținerea semifabricatelor cu structură globulară, iar reîncălzirea acestora și procesarea propriu-zisă se realizează de alte întreprinderi. Etapa a treia și anume reîncălzirea are ca scop obținerea de semifabricate în stare semisolidă cu fracție solidă controlată și particule fine sferice uniform dispersate în matricea lichidă.

Cei mai importanți parametri de procesare, în cadrul reîncălzirii, sunt temperatura de încălzire și durata de încălzire care trebuie să fie utilizați cu foarte mare acuratețe și precizie pentru a obține rezultatele dorite.

Temperatura de încălzire determină fracția solidă din semifabricat. O temperatură prea ridicată cauzează instabilitatea semifabricatului rezultând probleme în mânuirea lui, în timp ce o temperatură prea scăzută de încălzire duce la netopire având efect negativ asupra proprietăților reologice și asupra procesului de umplere a matriței. Dacă distribuția temperaturii este neuniformă pot rezulta variații ale fracției solide și caracteristicilor reologice care pot cauza la rândul lor separarea lichid-solid în timpul umplerii matriței.

Durata de încălzire este de asemenea un factor important, astfel o durată prea mare de încălzire va cauza, din punct de vedere al structurii, creșterea grăunților, iar o durată prea scurtă de încălzire duce la sferoidizare incompletă a particulelor solide compromițând proprietățile reologice și ducând la dificultăți în timpul umplerii matriței (forme) [16].

Reîncălzirea materialelor care au fost secționate sub formă de bare se face, în mod curent, cu ajutorul cuptoarelor cu inducție, care garantează o încălzire uniformă și rapidă, necesară pentru prelucrarea materialelor în stare semisolidă. În această etapă semifabricatul se aduce în stare semisolidă (între lichidus și solidus), iar temperatura este ajustată în așa fel încât fracția lichidă să fie între 30 și 60% în funcție de varianta aleasă pentru procesare. În momentul în care s-a ajuns la temperatura dorită semifabricatul se menține în cuptor în scopul omogenizării temperaturii. În această perioadă microstructura se modifică, astfel are loc o creștere a particulelor. În funcție de perioada de menținere particulele solide formează un schelet mai mult sau mai puțin stabil, iar comportamentul la curgere variază cu rezistența scheletului. La rândul ei rezistența depinde de gradul de aglomerare a particulelor solide.

Foarte important este faptul că bara semifabricat în stare semisolidă își păstrează forma în timpul perioadei de omogenizare a temperaturii, deși aproximativ jumătate din material este lichid. Această stabilitate a formei barei permite transferul semifabricatului într-o matrită sau formă metalică, după cum se observă în fig.2.1.

În ultima etapă suspensia semisolidă este supusă deformării, astfel comportarea materialului devine similară cu cea a unei suspensii vâscoase. Această vâscozitate structurală, sau pseudoplasticitate, este principiul de bază al procesului de tixoformare. Deci în momentul în care scheletul de particule solide este supus

eforturilor de forfecare acesta se rupe, iar particulele solide globulare plutesc în amestecul vâscos, de aici rezultând o vâscozitate mai redusă decât a scheletului solid [40]. Când se află în repaus, după deformare, rețeaua dintre particule se reconstruiește din nou, formând un schelet ce se comportă ca un solid. Odată cu creșterea vitezei de deformare are loc o scădere a vâscozității, cu câteva ordine de mărime și curgerea devine aproape lichidă.

Datorită proprietăților tixotropice ale suspensiei, piesa astfel formată poate fi scoasă din mașina de turnare sau din matriță după un timp foarte scurt de solidificare, adică în timpul reconstruirii scheletului solid. După solidificare piesa este scoasă din matriță pentru procesare ulterioară care constă de obicei din șlefuire.

Aliajele metalice în stare semisolidă se deformează mai prompt decât materialele în stare complet solidă, într-un mod mult mai controlat decât lichidele, prezentând, în timpul formării piesei, o maleabilitate similară unui material plastic. Rezistența la curgere (deformare) a suspensiilor cu fracție solidă până la 50-60% este comparabilă cu cea a fluidelor vâscoase. Pentru fracții solide mai mari de 60% suspensia semisolidă posedă o rezistență la curgere mult mai scăzută decât a aliajelor cu structură dendritică. Această rezistență la curgere scăzută dă posibilitatea amestecurilor semisolide să umple matrițe și forme metalice cu configurații complicate, folosind forțe mici pentru aceasta.

Un avantaj important al procedurii de tixoformare este că nu se lucrează cu metal lichid și astfel procesul poate fi automatizat. De asemenea natura vâscoasă a materialului semisolid îi permite să curgă cu viteze mari, menținându-și în același timp un front stabil de curgere. Cu alte cuvinte, forme care ar putea fi turnate convențional la viteze mari ale metalului lichid ($>10\text{m/s}$) și care sunt însoțite de prinderi de gaze pot fi turnate în stare semisolidă cu o viteză relativ ridicată ($>2\text{m/s}$) în timp ce se menține un front stabil de curgere și nu au loc prinderi de gaze. Curgerea semisolidă în matriță (formă metalică) este mult mai stabilă decât curgerea lichidă la viteze mari, și poate umple secțiuni mici chiar mai bine decât lichidul, în cele mai multe cazuri. Metalul în stare semisolidă este capabil să umple aceleași secțiuni subțiri și să furnizeze aceleași detalii și complexitate a pieselor ca și turnarea sub presiune [41].

Există și dezavantaje cum ar fi dificultatea realizării unor semifabricate omogene, respectiv pierderi de material ($\approx 10\%$).

În fig.2.2 este ilustrată schema de ansamblu a procesului de tixoformare în care se observă că pe lângă procedeele de tixomatrițare și tixoturnare mai există și alte variante: tixoextruziune; tixolaminare; tixoextruziune prin impact [42,43].

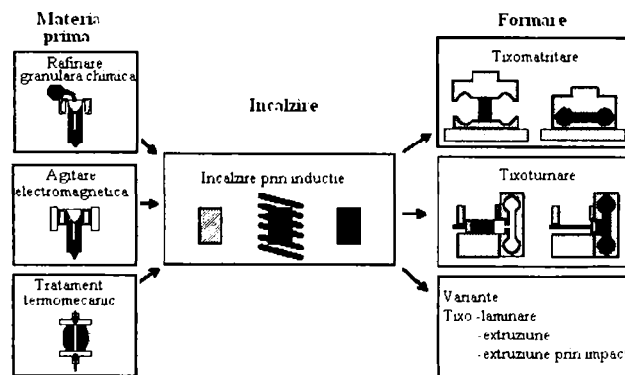


Fig.2.2. Ilustrarea schematică a procesului de tixoformare [42]

O echipă de la universitatea din Beijing (University of Science and Technology), a realizat cercetări cu privire la tixolaminarea aliajelor cu punct de topire ridicat. Aliajul utilizat pentru efectuarea cercetărilor este oțelul inoxidabil 10TiNiCr180.

Echipamentul pentru pregătirea suspensiei semisolide nondendritice este ilustrat în fig.2.3. Topitura din bazinul de turnare (2) este introdusă în camera de agitare electromagnetă (3), în prealabil preîncălzită la 1080°C. Când topitura supraîncălzită a fost introdusă în camera de agitare, a fost agitată imediat de câmpul electromagnetic și apoi răcită continuu. Viteza de răcire a fost controlată astfel încât suspensia semisolidă a putut fi menținută între temperatura lichidus și temperatura solidus (intervalul semisolid) pentru un timp suficient de lung în scopul obținerii structurii austenitice globulare.

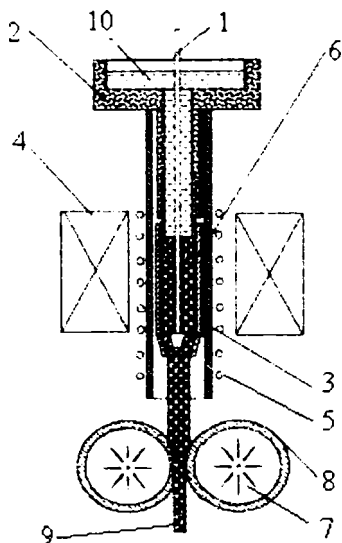


Fig.2.3. Ilustrarea schematică a procesului de tixolaminare
 1-tijă centrală; 2-distribuitor;
 3-cameră de agitare;
 4-agitatori electromagnetici;
 5-element de încălzire; 6-suspensie semisolidă; 7-apă de răcire;
 8-cilindrii de laminare; 9-bandă laminată;
 10-oțel lichid [44]

Când suspensia semisolidă a avut fracția solidă corespunzătoare, tija centrală (1) pentru blocare este ridicată, iar suspensia curge prin orificiul inferior al camerei de agitare în cavitatea dintre cei doi cilindri răciți în interior cu apă. În acest mod a fost posibilă obținerea unei table laminată din suspensie semisolidă cu microstructură globulară [44,45].

În tab.2.1 este evidențiată diferența dintre proprietățile tablei laminată o singură dată în stare semisolidă și tabla laminată tradițional, repetat, la cald pentru oțelul inoxidabil 10TiNiCr180.

Tab.2.1. Proprietățile mecanice ale tablei laminată în stare semisolidă și tablei laminată tradițional la cald, pentru oțelul 10TiNiCr180 [44]

Procesul de laminare	Tratament termic	Rezistența la tracțiune, [MPa]	Limita de curgere, [MPa]	Alungirea [%]
Laminare tradițională (repetată)	Călire la 1100°C	541-590	196-510	40-81
Laminare în stare semisolidă (o singură dată)	Călire imediat după laminare	766	492	27,7

La laminarea în stare semisolidă se observă a creștere semnificativă a rezistenței la rupere; limita de curgere rămâne la o valoare destul de ridicată în comparație cu laminarea tradițională.

2.1.1 Tehnologii de obținere a materialului precursor

Producerea materiei prime pentru tixoformare constă în obținerea unui material semisolid cu caracteristici tixotropice unde faza primară nondendritică (globulară) cu grăunți fini este uniform distribuită în matricea lichidă. Chiar dacă materialul semisolid poate fi utilizat direct pentru obținerea de piese, de obicei este folosit ca și material precursor (aflat în stare solidă) urmând a fi reîncălzit în stare semisolidă și utilizat la tixoformare.

Obținerea materiei prime cu comportare tixotropică poate începe de la un aliaj lichid prin solidificare controlată în condiții specifice, sau din stare solidă prin deformare plastică și apoi recristalizare (fig.2.4) [16,44].

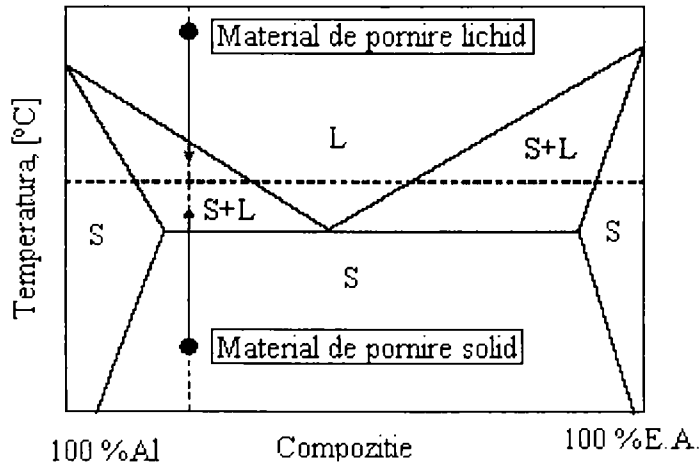


Fig.2.4. Diagrama de faze pentru un sistem binar de aliaje (Al)[46]

În mod curent materialul cu proprietăți tixotropice se elaborează din metale și aliaje cu punct de topire scăzut (Al, Mg), pentru care există aplicabilitate în industrie, realizându-se în special componente pentru automobile. Metalele care au punct de topire ridicat (cupru, oțelul, etc.) oferă posibilitatea unei mari exploatare comerciale însă s-au efectuat doar studii și cercetări.

Metodele care se utilizează frecvent pentru obținerea structurii globulare necesare procesării în stare semisolidă sunt descrise în continuare [16,47,48,49]:

2.1.1.1 Turnarea continuă cu agitare electromagnetică (MHD)

Procedeul a fost dezvoltat în SUA (fig.2.5) și este una din cele mai comercializate metode de obținere a suspensiei semisolide. Această tehnică constă în ruperea dendritelor în timpul solidificării datorită rotirii câmpurilor electromagnetice în cristalizorul pentru turnare continuă și formarea unui aliaj cu structură nondendritică, sub formă de rozetă. Agitatorul este introdus în cristalizorul instalației după ce în prealabil a fost filtrat și degazat pentru a nu avea loc o eventuală contaminare.

Pe măsură ce metalul lichid curge este supus atât agitării electromagnetice cât și răcirii. Când metalul topit intră în zona de răcire, are loc o scădere a temperaturii sub cea corespunzătoare liniei lichidus și astfel începe formarea germenilor de cristalizare pe pereții forme, apărând dendritele. Aceste dendrite se vor desprinde de pe pereții forme, vor pluti în interiorul topiturii și datorită creșterii și sferoidizării se vor transforma în rozete [50].

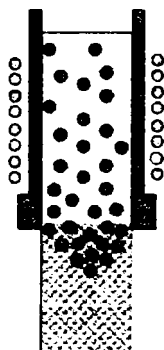


Fig.2.5. Ilustrarea schematică a metodei MHD

Agitarea electromagnetă poate fi realizată prin trei moduri diferite (fig.2.6): agitare verticală, orizontală și elicoidală, cea din urmă reprezentând o combinație între primele două.

La agitarea orizontală mișcarea particulelor solide se produce într-un plan cvasi-izoterm astfel că forfecarea mecanică este mecanismul dominant pentru sferoidizare. La agitarea verticală dendritele situate în apropierea frontului de solidificare sunt recirculate în zone mai calde ale camerei de agitare și sunt parțial retopite, astfel procesul termic este dominant față de forfecarea mecanică.

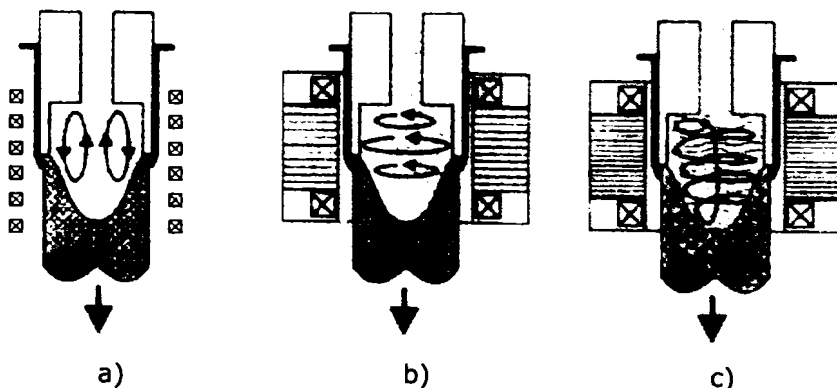


Fig.2.6. Diferite posibilități de agitare electromagnetică:
a) verticală; b) orizontală; c) elicoidală [16,37,38]

Agitarea verticală se întrebunțează doar la turnarea continuă verticală în timp ce agitarea orizontală se utilizează și la turnarea verticală și la cea orizontală. Conform lui Niedermaier avantajul major al turnării continue orizontale include costuri de investiție scăzute, o economie mai bună și o producție continuă, în timp

ce turnarea verticală beneficiază de solidificare simetrică și nu sunt limite referitoare la diametru.

Această metodă de obținere a materialului precursor pentru tixoformare este utilizată în Europa de Corporația Pechiney Aluminum, Franța și SAG, Austria.

O serie de experimente asupra metalelor cu punct de topire ridicat s-au realizat la Universități din Anglia și China. Astfel în fig.2.7 și fig.2.8 se poate observa structura dendritică obținută la solidificarea tradițională și structura nondendritică (globulară) care se obține aplicând procedeul de agitare electromagnetică (MHD) pentru un oțel inoxidabil [44,45]. Prin determinările experimentale realizate de o echipă de la Universitatea din Beijing s-a evidențiat că odată cu scăderea puterii de agitare forma grăunților nu mai este ideală, iar în structură există atât grăunți sferici cât și dendritici, după cum se observă în fig.2.8.



Fig.2.7. Microstructura oțelului inoxidabil 10TiNiCr180 obținută prin metode tradiționale [44]

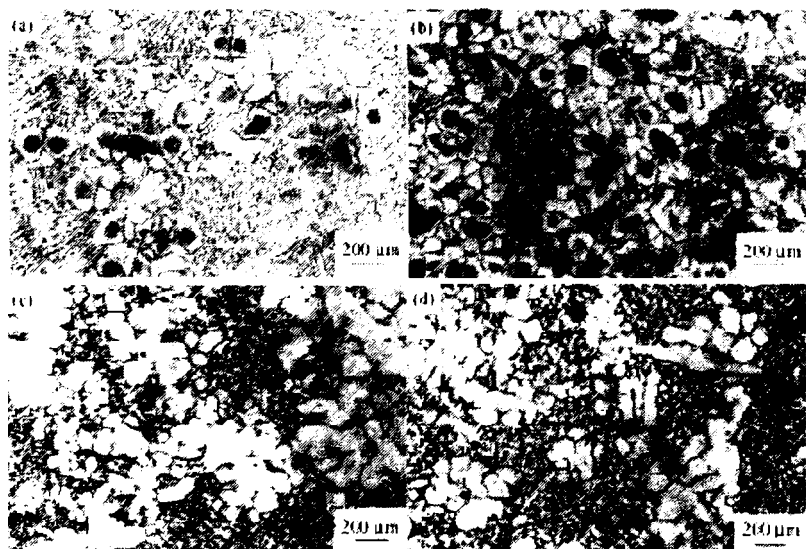


Fig.2.8. Microstructura oțelului inoxidabil 10TiNiCr180 obținută prin agitare electromagnetică la diferite puteri de agitare a), b) – 9.8 kW; c), d) – 5.9 kW [44]

În urma experimentelor realizate la aceste universități a rezultat că puterea de agitare este un parametru care are o influență deosebită asupra calității

materialului precursor, iar cele mai bune rezultate, cu privire la microstructură, au fost obținute pentru o putere de agitare de 9,8 kW. Calitatea materialului precursor fiind influențată de microstructură este necesar ca pentru o procesare cu rezultate cât mai bune materialul să dețină o structură globulară corespunzătoare.

2.1.1.2 Procedul de inducere a tensiunii și topire activată (metoda SIMA)

Young ș.a au dezvoltat o alternativă la procedeul agitării electromagnetice și anume metoda SIMA (Strain induced and melt activated). Procedeul constă în deformarea unui lingou extrudat la cald și călit pentru a induce tensiuni reziduale și apoi reîncălzirea acestuia la o temperatură la care să avem fază solidă într-o matrice lichidă pentru a obține o structură globulară (fig.2.9).

Procedeul se bazează pe rezultatele experimentale care arată că limitele grăunților cu unghiuri mari între fețe, rezultate datorită deformațiilor plastice și recristalizării, vor fi inundate de metalul lichid la o temperatură corespunzătoare domeniului semisolid astfel rezultând o structură sferoidală fină [16,44]. Deci la încălzirea în stare semisolidă a aliajului, după deformarea plastică, recristalizarea are loc și lichidul pătrunde în limitele grăunților recristalizați, astfel rezultând grăunți sferici înconjurați de lichid. Prin această metodă se obține material precursor de înaltă calitate pentru procesul de tixoformare și de asemenea are un potențial ridicat pentru procesarea aliajelor cu temperatură înaltă de topire cum ar fi oțelul și superaliajele.

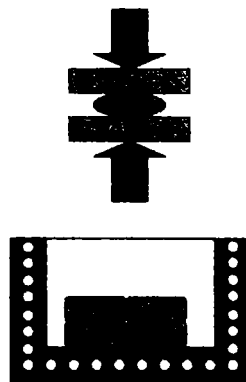


Fig.2.9. Ilustrarea schematică a metodei SIMA [51]

Acest procedeu necesită deformarea plastică și recristalizarea materialelor, turnate convențional, prin tratamente termomecanice care au un cost foarte ridicat fiind, de 3-5 ori mai costisitoare decât procedeul de agitare electromagnetice. Astfel procedeul SIMA este eficient doar pentru diametre mici ale încărcăturii. Parametrii procesului SIMA incluzând: gradul de deformare, temperatura de reîncălzire și timpul de menținere, afectează evoluția microstructurii și proprietățile mecanice ale aliajelor metalice.

Mai există un procedeu asemănător metodei SIMA cunoscut sub denumirea de RAP (recristalizare și topire parțială). Aceste două rute sunt similare dar în același timp distincte. Metoda SIMA presupune deformarea la cald, iar metoda RAP deformarea la rece. Avantajele acestor două căi sunt: furnizarea materialului se face în stare extrudată în ambele cazuri, iar grăunți sunt mult mai rotunzi decât cei

obținuți prin metoda MHD. Dezavantajele principale sunt: materialul nu este omogen și extruziunea se realizează dificil și scump dacă ne referim la semifabricatele de diametru mare [6].

Lapkowski a studiat în ultimii ani influența parametrilor procesului SIMA asupra microstructurii rezultate și aplicabilitatea în procesul de tixoformare [52]. Aliajul folosit în cadrul experimentelor (Al-4Cu-Mg) a fost extrudat la cald și tratat termic. Conform rezultatelor experimentale microstructura corespunzătoare procesării în stare semisolidă poate fi obținută prin deformarea plastică la cald sau la rece și tratament termic. Înainte de tratamentul termic aliajul a fost supus compresiunii cu un grad de reducere de 10-30% la temperatura camerei, în cazul deformării la rece, sau cu grad de reducere de 20-60% la temperatura de 280°C în cazul deformării la cald. Între timp câteva probe au fost încălzite direct la diferitele temperaturi de tratament fără a fi deformate în prealabil. În etapa de tratament termic toate probele au fost încălzite la temperaturi între 590-620°C și au fost menținute între 2 și 20 minute. După încălzire probele au fost imediat introduse în apă deci au fost supuse tratamentului termic de călire.

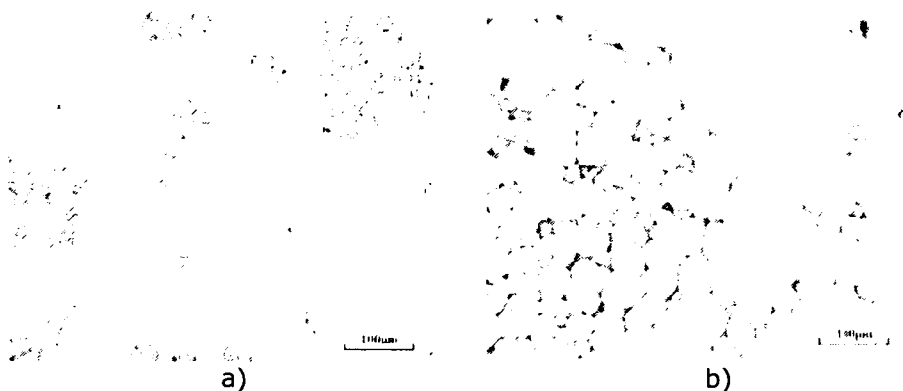


Fig.2.10. Microstructura dendritică a aliajului extrudat (a) comparat cu microstructura sferică obținută după deformare plastică și tratament termic (b)[52]

Parametrii de proces (reducerea relativă - ε_h [%]; temperatura - T [°C]; timpul de menținere - t [min]) au o mare influență asupra microstructurii. În fig.2.10.b este ilustrată microstructura aliajului Al-4Cu-Mg supus unei încălziri la 600°C timp de 5 min, în prealabil fiind deformat la rece cu un grad de reducere de 30%. Este evident din figură că se obține o microstructură fină, uniformă și sferică. Deci, deformarea plastică la rece împreună cu tratamentul termic constituie o metodă foarte bună de a transforma structura dendritică în structură sferică.

În fig.2.11.a se prezintă variația mărimii grăunților cu reducerea relativă după un tratament termic la 600°C timp de 5 min. Se poate observa că mărimea grăunților obținuți prin deformare plastică la rece și la cald scade cu creșterea reducerii relative, însă viteza de creștere a grăunților deformați plastic la rece este mai mare decât cea corespunzătoare deformării plastice la cald. În concluzie o microstructură fină poate fi obținută dacă materialul este suficient deformat la rece sau la cald până la reducerea relativă critică. Dacă se aplică un grad de deformare ridicat la temperaturi scăzute vor apărea crăpături în material. În aceste condiții reducerea relativă maximă pentru deformare la rece este de 38%, iar pentru deformare la cald de 60%.

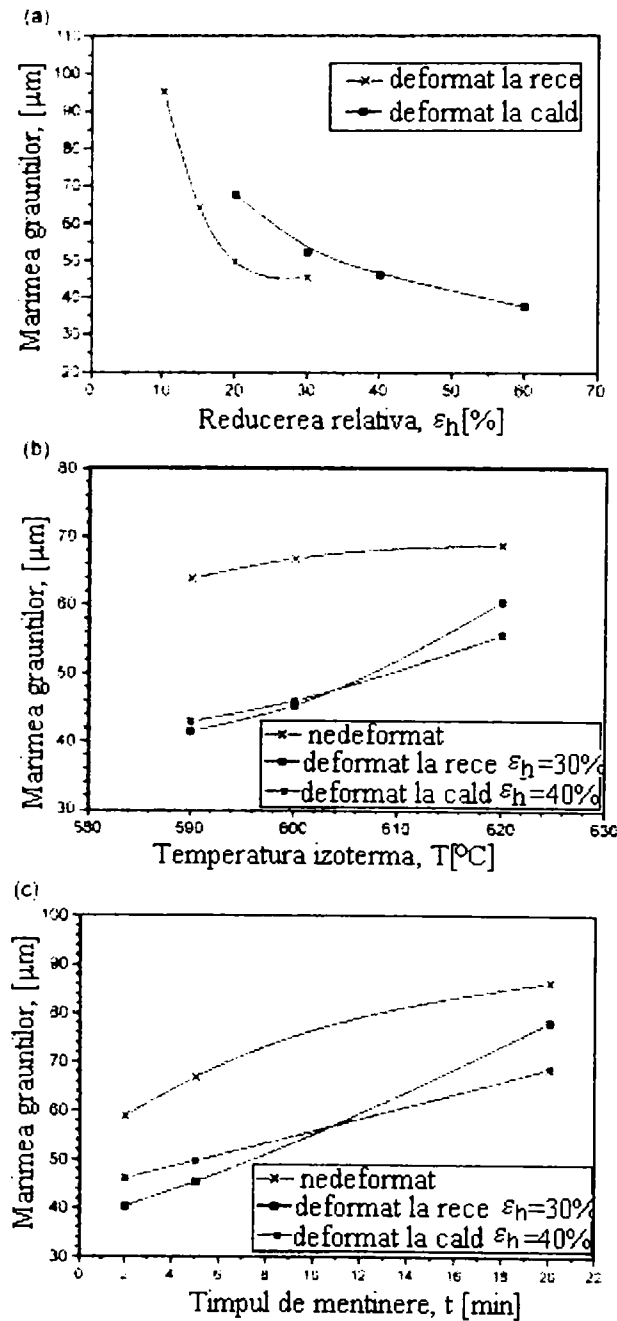


Fig.2.11. Efectele parametrilor procesului asupra mărimii grăunților:
 a) reducere relativă ($T=600^\circ\text{C}$, $t=5$ min); b) temperatură izotermă ($t=5$ min);
 c) timp de mentinere ($T=600^\circ\text{C}$) [52]

După cum se observă în fig.2.11.b la probele care au fost încălzite la temperaturi izoterme date timp de 5 minute, mărimea grăunților care nu au fost deformați în prealabil este mult mai mare decât cea a grăunților deformați la rece și

cald cu un grad de reducere de 30% respectiv 40%. Și de aici rezultă necesitatea deformării plastice prealabile la cald sau la rece.

Efectele timpului de menținere asupra mărimii grăunților sunt ilustrate în fig.2.11.c. Probele deformate sau nedeformate au fost menținute la temperatura de 600°C pentru diferiți timpi de menținere. Se observă similaritatea curbelor din această figură cu cele din figura anterioară, deci concluzia finală este că pentru a obține o microstructură cu granulație mică este necesară deformarea plastică la cald sau la rece.

2.1.1.3 Turnarea la temperatura lichidus

Turnarea la temperatura lichidus, cunoscută și sub denumirea de turnare la supraîncălzire joasă (supraîncălzirea variază între 5 și 40°C) reprezintă o altă tehnică de obținere a materialului precursor cu structură globulară [16,53] (fig.2.12).

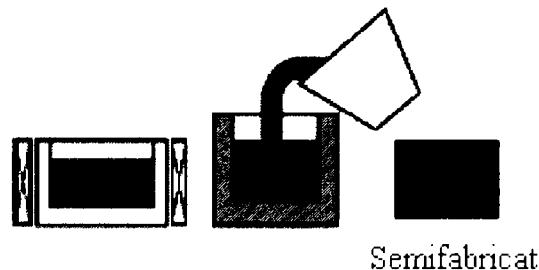


Fig.2.12. Ilustrarea schematică a metodei de obținere a structurii globulare prin turnare la supraîncălzire joasă [53]

Acest procedeu constă în turnarea topiturii, care are o temperatură uniformă situată cu puțin deasupra liniei lichidus, într-o formă metalică în vederea solidificării. Structura rezultată este de obicei fină și nondendritică. După reîncălzire microstructura se va sferoidiza rapid, astfel obținându-se caracteristici structurale corespunzătoare procesării în stare semisolidă.

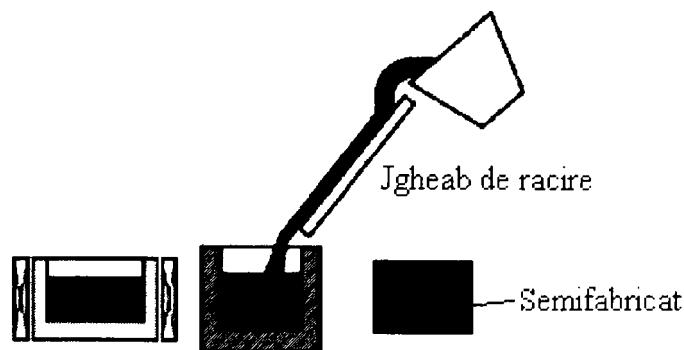


Fig.2.13. Ilustrarea schematică a metodei de obținere a structurii globulare prin turnare pe jgheab înclinat de răcire [53,54,55]

O metodă asemănătoare este metoda turnării pe jgheab înclinat de răcire (fig.2.13) unde metalul lichid cedează căldură, răcindu-se, apoi fiind colectat într-o formă metalică. Nucleația care apare pe datorită răcirii asigură obținerea de grăunți fini.

Prin turnare la temperatura lichidus se obține o viteză mare de germinare în întreg volumul topiturii subrăcite [53,56].

2.1.1.4 Agitarea mecanică

Agitarea mecanică este un procedeu care a fost utilizat pentru prima dată la Massachusetts Institute of Technology (MIT) și a reprezentat un pas foarte important în tehnologia procesării în stare semisolidă.

Conform experimentelor s-a observat că agitarea metalelor în intervalul de solidificare are ca efect ruperea dendritelor (fig.2.14). Astfel se formează structura, necesară procesării în stare semisolidă, formată din particule sferice învelite în matrice lichidă.

Agitarea mecanică

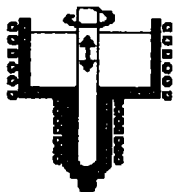


Fig.2.14. Ilustrarea schematică a metodei de obținere a structurii globulare prin agitarea mecanică [25]

Agitarea se poate realiza cu ajutorul burghiilor, rotoarelor sau a mecanismelor de agitat cu palete montate pe un ax central.

2.1.1.5 Noul proces MIT

Acest proces dezvoltat la Massachusetts Institute of Tehnology este o descoperire recentă, hibridă, care încorporează atât agitarea mecanică cât și turnarea la temperatura lichidus [16]. După câteva secunde de agitare, temperatura topiturii scade la o valoare corespunzătoare unei fracții solide de câteva procente, apoi agitatorul este retras (fig.2.15) [6].

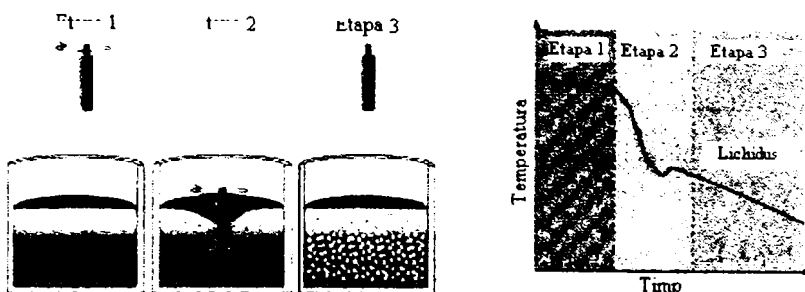


Fig.2.15. Noul procedeu MIT ("New MIT") [8,57]

Rezultatele experimentale arată că, chiar dacă agitatorul este retras după formarea în topitură a cel puțin 1% fracție solidă se obține un semifabricat cu structură globulară, care poate fi utilizat în continuare la procesul de tixoformare.

2.1.1.6 Tratament ultrasonic

Este bine stabilit experimental că aplicarea tratamentului ultrasonic la aliajele cu temperatura puțin deasupra liniei lichidus poate duce la obținerea unei microstructuri nondendritice, convenabilă pentru obținerea particulelor globulare în etapa de reîncălzire, în vederea tixoformării.

În ceea ce privește mecanismul de formare a unei structuri cu particule solide sferice se știe că vibrațiile puternice ultrasonice pot duce la două fenomene fizice de bază: cavitație și agitare acustică. Cavitația implică formarea, creșterea, pulsația și spargerea bulelor mici în topitură. Viteza de comprimare a acestor bule instabile poate fi atât de mare încât spargerea lor poate produce „valuri hidraulice”, creând astfel surse artificiale de nucleație (germeni de cristalizare). „Valurile hidraulice” generate de spargerea bulelor duc la ruperea brațelor dendritelor, iar agitarea acustică va distribui omogen fragmentele brațelor dendritelor în topitură. Când vibrațiile ultrasonice sunt produse în același timp cu solidificarea topiturii, modificările structurale includ finisarea granulației, suprimarea structurii cu grăunți columnari, creșterea omogenității și reducerea segregăției [16].

2.1.1.7 Turnarea prin pulverizare (metoda OSPRAY)

Turnarea prin pulverizare este un alt proces utilizat pentru producerea materiei prime, care nu necesită agitare. În acest proces metalul topit trece printr-o duză și întâlnește un gaz inert aflat la presiune ridicată (azot sau argon). Metalul lichid este pulverizat, de gazul aflat la presiune mare, sub formă de picături de dimensiuni micrometrice care se răcesc cu viteză mare în timpul zborului, viteza de răcire fiind de ordinul a $10^3 \text{K}\cdot\text{s}^{-1}$. În timp ce picăturile mari rămân întregi și cele mici se solidifică în timpul pulverizării, cele de dimensiuni intermediare devin semisolide. Picăturile sunt colectate pe un substrat în mișcare și apoi adunate pentru a forma un schelet coerent.

A doua etapă de solidificare are loc în substrat la începutul depunerii și ulterior la suprafața semifabricatului. Picăturile lichide și semisolide cu fracție lichidă mare se împrăștie la impact, în timp ce picăturile solide și semisolide cu fracție solidă mare se fragmentează. O anumită parte din grăunții solizi sunt supuși retopirii și resolidificării cu viteză mică. Mai mult de 90% din durata de solidificare, la turnarea prin pulverizare, are loc în timpul depunerii. Structura rezultată conține grăunți fini, echiaksi.

Este în general acceptat că materia primă obținută prin această metodă este corespunzătoare în special pentru procesarea în stare semisolidă a aliajelor cu temperatură de topire înaltă cum sunt oțelurile [16,50].

2.2. Procedul NRC (New Rheocasting Process)

La treizeci de ani de la prima observație a comportamentului tixotrop a topiturilor metalice Societatea UBE Industries Ltd a elaborat un nou procedeu de turnare a aliajelor în stare semisolidă numit procedeu NRC (New Rheocasting Process), care combină tehnologia folosită la turnarea sub presiune (Squeeze Casting) cu o nouă metodă de preparare a suspensiei metalice semisolide. Înainte

se credea că un anume fel de agitare, în timpul solidificării materialului precursor pentru tixoformare, era necesară pentru a obține dendrite fragmentate sau mici particule sub formă de rozetă, care după reîncălzire în stare semisolidă se transformau în particule sferice. Aceste particule sferice sunt necesare pentru o comportare bună la curgere a suspensiei semisolide, pentru că datorită formei lor mai mult sau mai puțin sferice pot să se deplaseze liber în lichidul rămas, în timp ce dendritele se „agață” între ele [58,59,60,61].

Procedeul Squeeze Casting constă în injectarea aliajelor la o presiune mică în cavitatea formei metalice și menținerea sub presiune ridicată în timpul solidificării.

Turnarea la presiune joasă asigură o curgere laminară a aliajului (viteza mică - sub 0,5 m/s, profil al vitezei adaptat geometriei cavității formei, evacuare bună a aerului), iar solidificarea sub presiune ridicată (600-1200 bari) conduce la mărirea substanțială a compactității aliajului. Piesele obținute prin acest procedeu de turnare pot avea grosimi ale pereților cuprinse între 4 și 20 mm, indiferent de complexitatea geometrică.

Noțiunile fundamentale ale procesului NRC au fost clarificate în cursul ultimilor ani printr-o cercetare de mari proporții pe aliaje de aluminiu și magneziu.

Uggowitzner și Kaufmann au postulat trei reguli [59], în scopul obținerii prin procedeul NRC a unor semifabricate corespunzătoare din punct de vedere al structurii și proprietăților, care pot fi considerate ca și „rețetă generală” pentru reoturnare.

Regula 1: Supraîncălzirea aliajului înainte de turnare trebuie menținută joasă (poziția 1 – topire).

Regula 2: Topitura trebuie răcită repede, pentru a crea multe locuri mici de nucleație (formarea de germeni de cristalizare sau nuclee de cristalizare). Germeii de cristalizare trebuie distribuiți în tot volumul topiturii, iar acest lucru se realizează prin încărcare (poziția 2 – încărcare). Cu cât este mai mare numărul germeilor de cristalizare cu atât este mai mică distanța medie dintre ei și cu atât este mai mică mărimea grăunților. Creșterea numărului de germeni de cristalizare duce la reducerea spațiului pentru creșterea dendritelor și ajută la obținerea unei distribuții omogene a temperaturii în semifabricat.

Regula 3: În scopul obținerii unei faze primare nondendritice topitura trebuie răcită încet spre temperatura corespunzătoare turnării (poziția 3 – răcire). Vitezele de răcire sub 1°C/s în intervalul de temperatură dintre linia lichidus și temperatura corespunzătoare turnării semisolide sunt satisfăcătoare, iar valori în intervalul 0,2-0,5°C/s sunt ideale. Prin creșterea vitezei de răcire microstructura sferică se transformă treptat într-o microstructură dendritică. Această regulă este critică în aplicațiile practice pentru că are directă legătură cu proiectarea echipamentului. În fig.2.16 este ilustrată schema procesului NRC.

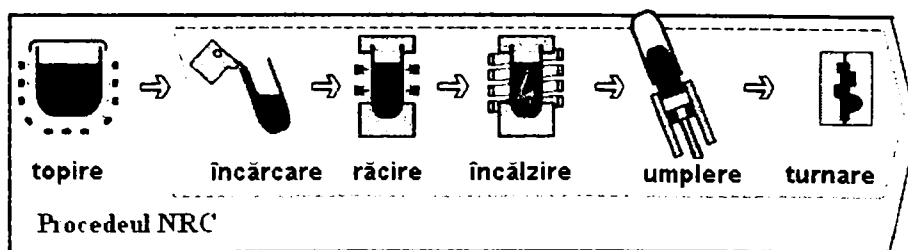


Fig.2.16. Schema procesului de reoturnare (NRC) [47,62]

Încălzirea (poziția a 4-a din fig.2.16) se efectuează în scopul echilibrării profilului de temperatură și pentru a ușura extragerea semifabricatului prin crearea unui strat subțire de lichid în exteriorul acestuia. Dacă procesul este condus în acest fel, nu este necesară agitare suplimentară în vederea obținerii materialului cu proprietăți tixotropice.

Procedul NRC elimină etapele de turnare continuă cu agitare respectiv de tăiere a semifabricatelor și de reîncălzire, operații care sunt efectuate la tixoformare. Aliajul lichid obținut în cuptorul de elaborare este transferat în cuptorul de menținere, iar de aici în creuzete de formă specială, plasate pe un carusel în apropierea mașinii de turnare verticală sub presiune. Creuzetul realizează o răcire controlată în vederea obținerii aliajului în stare semisolidă cu structură globulară a fazei primare, la temperatură uniformă, printr-un mecanism similar celui obținerii materialului precursor prin turnare la temperatura lichidus. Prin controlul temperaturii suspensiei, la câteva minute după turnare, se formează un schelet stabil al fracției solide. Semifabricatul de formă cilindrică, asemănător unui solid, este apoi încălzit prin inducție în scopul omogenizării temperaturii înainte de a fi transferat la mașina verticală de turnare sub presiune unde este turnat în formă finală.

O microstructură tipică obținută prin procedul NRC este ilustrată în fig.2.17. Este de remarcat în dreapta microstructura obținută prin procesarea suspensiei prin metoda NRC, iar în stânga microstructura obținută prin agitare electromagnetică (MHD). Structura obținută prin metoda MHD are întotdeauna eutectic prins în globulele de solid în timp ce suspensia obținută prin procedul prezentat nu are. Piesele obținute prin reeturnare pot fi tratate termic și au proprietăți comparabile cu cele obținute prin variatele procedee ce utilizează material în stare semisolidă [59].

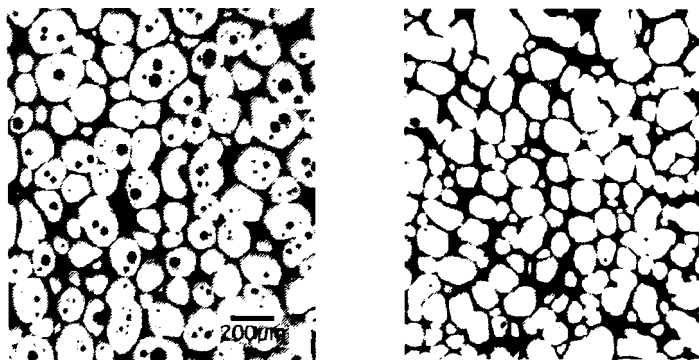


Fig.2.17. Comparație între microstructura suspensiei reoturnate (dreapta) și microstructura obținută prin metoda MHD (stânga) [59]

În cazul procedurii de tixoformare, lingourile cu structură globulară sunt achiziționate de la furnizori. Acestea sunt obținute prin turnare continuă și tăiate la dimensiunile necesare. Pierderile de metal la nivel de 8-10% înregistrate în timpul reîncălzirilor reprezintă unul din dezavantajele tixoformării.

În cazul procedurii NRC șarjele sunt preparate în propria turnătorie. Structura globulară nu este obținută prin agitare electromagnetică, ci prin răcire controlată, solidificarea desfășurându-se la presiuni de 170 MPa. Costul pieselor reoturnate este cu aproximativ 20% mai mic față de cel realizat la tixoformare.

O variantă a procedurii NRC o constituie cea prezentată în lucrarea [37], fiind brevetată de Ilca – Cioată. Această variantă presupune următoarele etape de procesare: elaborarea aliajului, alimentarea matriței cu aliaj și agitarea mecanică a materialului prin vibrație și formarea propriu-zisă în prezența vibrațiilor cu frecvențe între 500 – 2500Hz. În fig.2.18 este ilustrată schema acestei variante unde se prezintă etapele de procesare. Cu săgeți roșii s-a simbolizat agitarea mecanică a materialului și matriței prin vibrație.

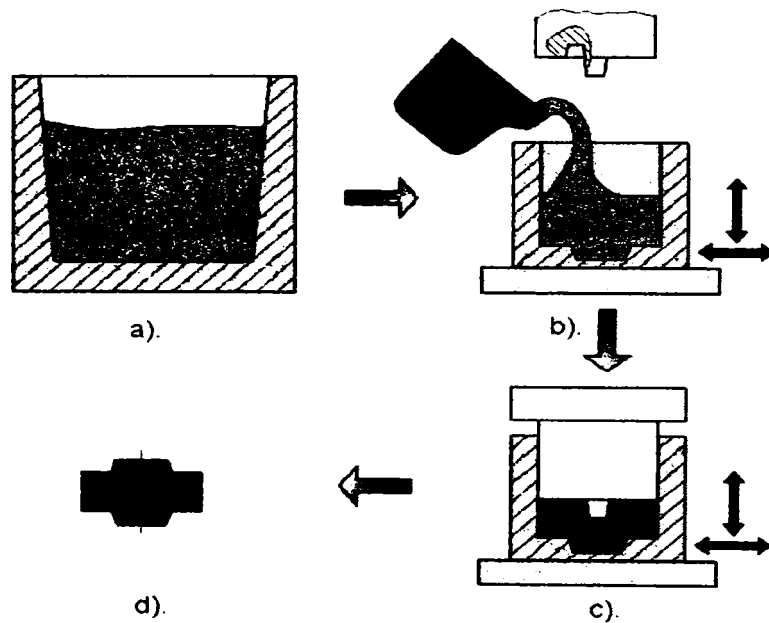


Fig.2.18. Schema noii variante Rheocasting

a) elaborarea aliajului; b) turnarea aliajului în matriță și agitarea mecanică prin vibrație; c) formarea propriu-zisă în prezența vibrațiilor; d) piesa finită [37,63]

Această variantă elimină operațiile de turnare în creuzet și de reîncălzire în vederea omogenizării temperaturii lingoului, operații care sunt mari consumatoare de energie și timp. De asemenea s-a insistat pe exploatarea avantajelor deformării plastice în prezența vibrațiilor, știut fiind faptul că acestea influențează pozitiv atât geometria curgerii și frecarea dintre material și sculele de lucru precum și caracteristicile fizico-mecanice ale pieselor obținute deoarece ele au structuri deosebit de fine ca urmare a ruperii dendritelor de cristalizare și a împiedicării pe cale mecanică a creșterii lor.

Formarea propriu-zisă constă în aplicarea, cu ajutorul unui piston sau poanson, a presiunii mecanice care determină umplerea cavității matriței și deformarea plastică a materialului.

2.3. Tixomodelarea

Este un proces relativ nou, sub licența Tixomat, utilizat pentru obținerea de piese în formă finită, din aliaje de magneziu, după cum se observă în fig.2.19.

Centrul Colectiv de Industrie Tehnologică (CRIF-WTCM) numit în prezent Sirris din Belgia produce piese din magneziu prin acest procedeu. Această

tehnologie este foarte răspândită în Asia și America de Nord, însă nu și în Europa. Tixomodelarea are un domeniul de aplicare foarte larg și cuprinde printre altele: industria auto, electronică, echipamente sportive, telecomunicații, etc. [15].

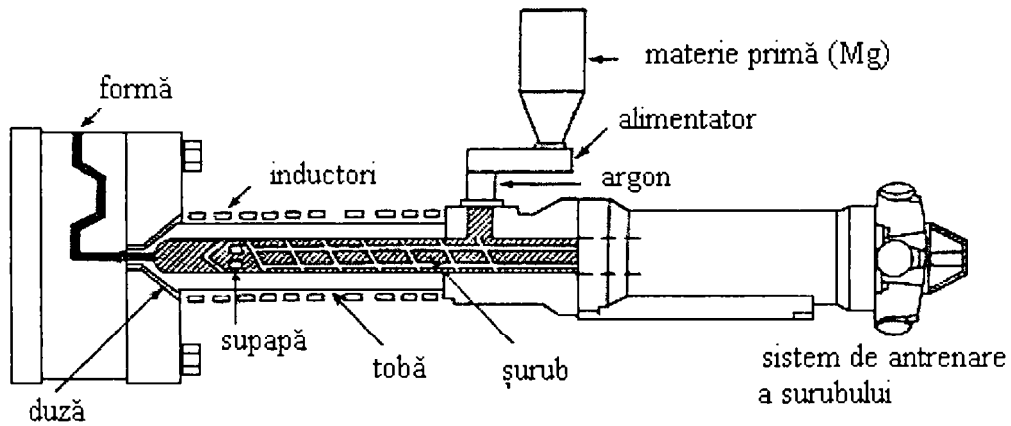


Fig.2.19. Schema de principiu a procesului de tixomodelare [16]

Materia primă utilizată este șpanul din aliaj de magneziu de 2-5mm obținut în timpul prelucrării aliajului de magneziu solid [64]. Un aparat de măsură volumetric alimentează șpanul de magneziu în instalația de plastifiere încălzită electric unde este topit parțial și transformat în suspensie semisolidă sub acțiunea continuă a forței de forfecare. "Inima" acestei instalații este șurubul care efectuează atât o mișcare de rotație cât și o mișcare de translație. Imediat ce volumul suspensiei corespunde cu greutatea piesei ce urmează a fi obținută, șurubul avansează cu viteză mare și injectează materialul în formă. Înaintea umplerii formei, suspensia este forțată să treacă din zona de încălzire în zona frontală a șurubului în timp ce acesta se retrage.

Supapa are rolul de a nu permite ca materialul să curgă în zona de unde a provenit. Pentru a preveni oxidarea aliajului în timpul încălzirii se folosește atmosferă protectoare (argon), menținută în mod obișnuit în alimentator, care are rolul de a înlocui aerul aflat în spațiile libere ale încărcăturii.

În figura 2.20 sunt prezentate câteva piese care se obțin prin această tehnologie (tixomodelare).

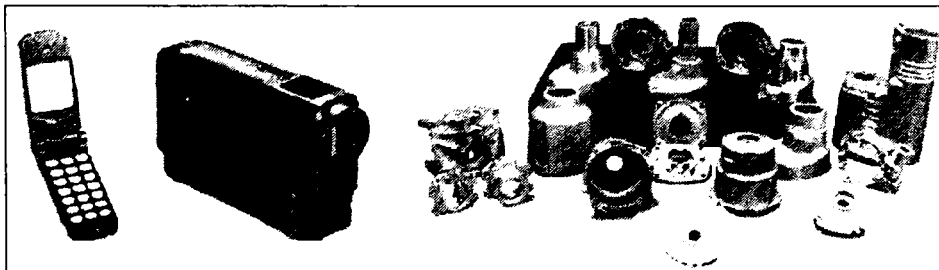


Fig.2.20. Piese obținute prin tixomodelare [14]

Un avantaj major al procesării în stare semisolidă a aliajelor de magneziu, în comparație cu alte tehnologii de procesare în stare semisolidă este că într-o singură

instalație se realizează întregul proces și se obține piesa în formă finală ceea ce înseamnă eficiență ridicată. Un alt avantaj constă în faptul că nu se lucrează cu metal lichid astfel se creează un mediu de lucru curat și mai sănătos. Un număr mare de astfel de instalații sunt acum în funcționare pentru producția de piese din magneziu obținute prin turnare în stare semisolidă. În prezent se pare că procesul se aplică pentru obținerea de piese cu pereți subțiri din aliaje de magneziu [16].

2.4. Reomodelarea

Reomodelarea este o tehnologie adoptată din aria procesării polimerilor. Comparativ cu procedeul anterior în locul folosirii șpanului solid ca materie primă, se utilizează metal lichid. În prezent există două tipuri de procese de reomodelare: cu un singur șurub și cu două șuruburi identice.

Primul proces este reprezentat de o instalație cu un singur șurub cu injecție și prindere verticală patentat de Cornell University, USA. În acest proces, metalul lichid este alimentat dintr-un buncăr protejat cu gaz inert într-o tobă unde este răcit în timp ce este agitat mecanic de către șurubul rotativ, transformând metalul lichid într-o suspensie semisolidă, care este apoi injectată printr-o duză într-o formă metalică. Acest proces a fost aplicat pentru aliajele Sn-Pb și Zn-Al-Cu. Recent procesul a fost extins la o instalație cu un singur șurub cu injecție și prindere orizontală pentru obținerea de piese din aliaje de magneziu.

Ținând seama de importanța curgerii turbulente asupra evoluției microstructurale în timpul formării suspensiei semisolide, Z. Fan ș.a. au dezvoltat procesul de reomodelare cu două șuruburi identice, cunoscut sub denumirea de Twin Screw Rheomolding (TSRM), care este ilustrat în fig.2.21.

Curgerea fluidului în procesul TSRM este caracterizată de [16]: viteza de forfecare; intensitatea mare a turbulenței; variația ciclică a vitezei de forfecare. Datorită caracteristicilor de curgere amintite și a controlului precis al temperaturii rezultă că temperatura și compoziția în tobă este foarte uniformă. Până acum această tehnologie a fost testată doar pe aliaje Sn-Pb și Mg.

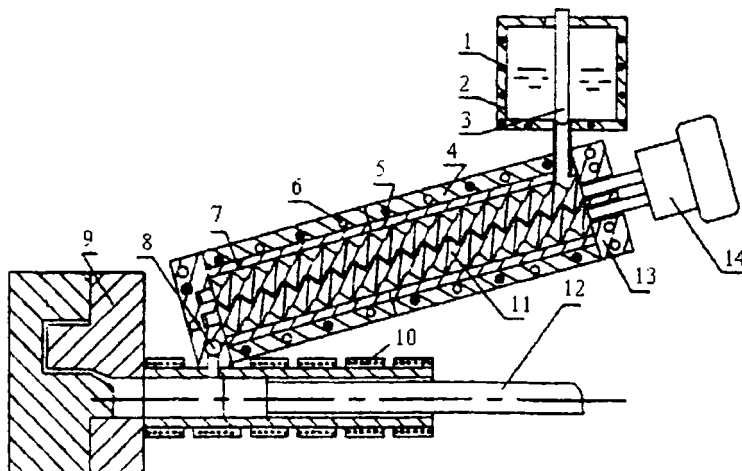


Fig.2.21. Schema de principiu a procesului de tixomodelare

- 1-elemente de încălzire; 2-creuzet; 3-tijă; 4-tobă; 5-elemente de încălzire; 6-țevi de răcire;
7-izolatia tobei; 8-supapă; 9-matrită; 10-elemente de încălzire;
11- șuruburi identice; 12-piston; 13-capac; 14-sistem de antrenare [16,65]

Suspensia semisolidă produsă prin procedeul TSMR este caracterizată de o structură cu particule fine de mărime uniformă (fig.2.22).

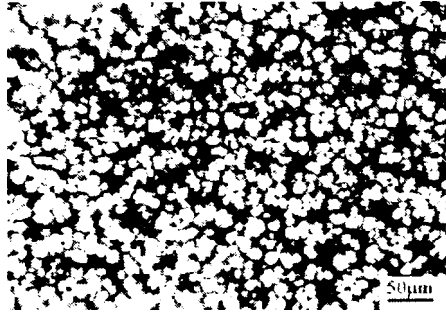


Fig.2.22. Microstructura aliajului Mg-30Zn cu 50% fracție solidă obținută prin reomodelare [13]

O asemenea suspensie cu structură globulară permite operații de formare precum: turnare, forjare, etc. Recent, procesul TSMR a fost extins în vederea procesării aliajelor nemiscibile.

2.5. Avantajele procesării în stare semisolidă a metalelor și aliajelor

Procesarea în stare semisolidă a metalelor și aliajelor acestora oferă numeroase avantaje [16,66] față de turnarea în stare lichidă și forjarea, matrițarea sau ștanțarea în stare solidă:

a. Proprietăți de curgere îmbunătățite

Conform tuturor cercetărilor avantajul cel mai important al procesării în stare semisolidă este umplerea laminară a matriței, aceasta rezultând din vâscozitatea controlabilă a suspensiei semisolide.

Materialele aflate în stare semisolidă au o rezistență la deformare mai ridicată decât metalele în stare total lichidă. Așadar, curgerea este laminară la viteze de forfecare mari, iar umplerea matriței se face uniform și complet. În cazul materialelor aflate în stare lichidă, odată cu creșterea vitezei de forfecare umplerea devine turbulentă (caz întâlnit la turnarea sub presiune). Curgerea laminară și frontul de curgere stabil duc la umplerea formelor mai uniform decât în cazul metalului lichid astfel fiind împiedicată prinderea de gaze. În acest fel se obțin piese de o mare integritate cu proprietăți mecanice superioare (fig.2.23) [6,37,41].

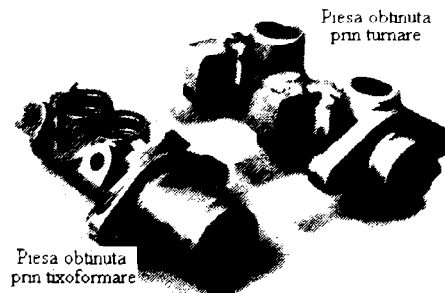


Fig.2.23. Piese similare obținute prin tixofornare și turnare

Datorită vâscozității reduse, în comparație cu solidele, într-un timp scurt se pot obține piese cu pereți subțiri și detalii foarte fine ale suprafeței.

b. Cantitate redusă de defecte

Prin procesare în stare semisolidă se obțin piese cu porozitate redusă, cauzată de contracție, față de produsele obținute prin turnare și solidificare convențională. Acest lucru se datorează faptului că metalul în stare semisolidă are o cantitate mai mică de lichid care urmează să se solidifice în comparație cu metalul sau aliajul lichid.

Porozitatea redusă la contracție duce la obținerea de piese cu dimensiuni apropiate de dimensiunile finale. Astfel se justifică eliminarea unor etape de prelucrare și bineînțeles acest lucru se reflectă asupra costurilor de prelucrare, ducând la scăderea lor.

c. Proprietăți mecanice controlabile

Proprietățile mecanice ale pieselor obținute din materiale metalice în stare semisolidă depind de structura internă a materialului în timpul procesării, care la rândul ei depinde de pregătirea anterioară a acestuia. Proprietățile mecanice mai depind și de parametrii tehnologici de influență ai procedurii de tixoformare (temperatura de procesare, viteza de procesare, presiunea, forța de deformare etc.). Prin controlul procedurii de obținere a materiei prime cât și prin controlul parametrilor tehnologici de influență ai procesului se pot obține proprietățile dorite.

În tab.2.2 și tab.2.3 sunt prezentate proprietățile mecanice a unor aliaje cu punct de topire ridicat.

Tab.2.2. Proprietățile mecanice a unor aliaje cu punct de topire ridicat [67]

Metoda de procesare	Limita de curgere, [MPa]	Rezistența la tracțiune, [MPa]	Alungire [%]
5NiCr180			
Tixoturnare	276	660	19
Turnare în formă pierdută	274	516	30
2NiCr185			
SIMA	-	596	>30
Forjare	-	483	57
X105CrMo17			
Reoturnare	1030	-	-
Reoturnare și omogenizare	1650	-	-
Forjare	1860	-	-
Rp5			
Tixoturnare	-	2370	-
Forjare - longitudinală	-	2440	-
- transversală	-	1230	-

Tab.2.3. Proprietățile mecanice a unui oțel cu carbon foarte ridicat [68]

Metoda de procesare	Duritatea HV20	Rezistența la tracțiune [MPa]	Alungire [%]
Oțel hipoeutectoid cu C foarte ridicat procesat convențional			
Turnare	309,7	746	1,5
Oțel hipoeutectoid cu C foarte ridicat procesat în stare semisolidă			
Tixoturnare	315	796	3

d. Temperatură scăzută de umplere a formei (matriței)

Aliajele în stare lichidă au temperatura de procesare mai ridicată decât aliajele în stare semisolidă. Datorită temperaturii de umplere a formei, mai scăzută față de cazul tradițional de turnare, se mărește durata de utilizare a sculelor (datorită faptului că șocul termic este mai mic și timpii ciclului de fabricație sunt mai scurți) [69].

Temperatura de procesare în stare semisolidă este cu aproximativ 100°C mai mică decât temperatura de procesare în stare lichidă, așadar poansonalele, matrițele, formele metalice, suferă o degradare mai mică (datorită oboselii, temperaturii ridicate, eroziunii) decât în cazurile convenționale.

e. Forțe de procesare reduse

Având în vedere că rezistența de deformare este mai redusă în cazul materialelor în stare semisolidă decât la materialele în stare solidă procesarea acestora necesită forțe mai reduse. De asemenea suspensiile semisolide pot umple forme cu geometrie mai complicată în comparație cu materialele solide [37,59]. Reducerea forțelor care solicită utilajele și matrițele înseamnă o uzură mai redusă, creșterea duratei de utilizare a matriței și un consum mai redus de energie.

f. Realizarea pieselor în formă finită

Micrstructura controlabilă, rezistența la deformare redusă și proprietățile de curgere permit ca materialul în stare semisolidă să fie folosit pentru a obține piese în formă finală, pierderea de material fiind minimă.

Procesarea în stare semisolidă are același potențial de producere în formă finită a pieselor din aliaje metalice ca și injectarea în matrițe, extrudarea sau forjarea maselor plastice.

Fig.2.24 și fig.2.25 ilustrează etapele de procesare pentru obținerea pieselor în formă finită prin tixoturnare și tixomatrițare.

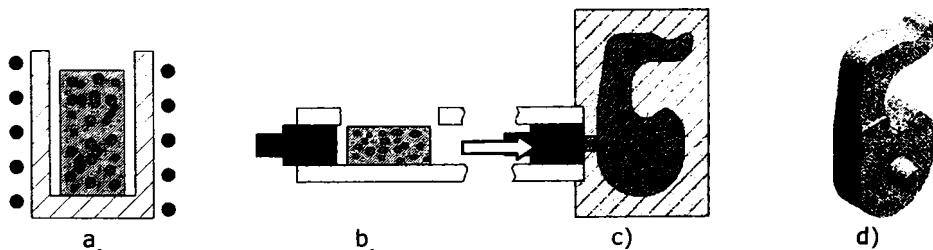


Fig.2.24. Etapele obținerii pieselor finite prin turnare în stare semisolidă
a). reîncălzirea prin inducție a semifabricatului; b). alimentarea mașinii de turnare cu semifabricat în stare semisolidă; c). formarea prin injecție; d). piesa finită [37]

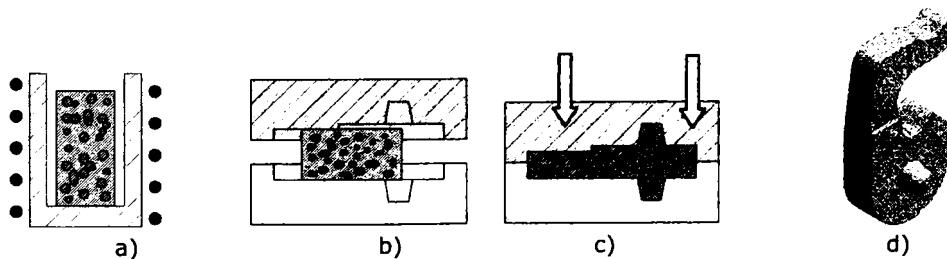


Fig.2.25. Etapele obținerii pieselor finite prin matrițare în stare semisolidă
a). reîncălzirea prin inducție a semifabricatului; b). alimentarea matriței cu semifabricat în stare semisolidă; c). formarea prin matrițare; d). piesa finită [37]

În fig.2.26 sunt prezentate piese în formă finală obținute prin procesare în stare semisolidă.



Fig.2.26. Piese în formă finală obținute prin tixoformare [15,71]

În tab.2.4 sunt prezentate pe scurt caracteristicile procesării în stare semisolidă și potențialele beneficii în exploatare [16].

Tab.2.4. Caracteristicile procesării în stare semisolidă [16,72]

Caracteristică	Potențiale beneficii sau aplicație
<i>1. Temperatură mai scăzută decât a materialului lichid</i>	- viteză mai ridicată de procesarea a pieselor; - viteză mai ridicată la turnarea continuă; - coroziune redusă a matriței; - procesarea în stare semisolidă a materialelor cu punct de topire ridicat.
<i>2. Prezența unei anumite cantități de solid în timpul umplerii formei de turnare</i>	- goluri de contracție mai puține; - structură granulară fină; - macrosegregație redusă.
<i>3. Vâscozitate mai ridicată decât a materialelor lichide, controlabilă</i>	- mai puține gaze capturate; - oxidare redusă; - atac redus asupra formei de turnare; - viteză mai mare de procesare a pieselor; - suprafață finisată; - automatizare, noi procedee.
<i>4. Tensiune de curgere mai mică decât la metalele solide</i>	- viteză mare de procesare; - preț redus; - viteză mare de procesare a profilelor continue (de exemplu extrudarea)
<i>5. Capacitatea de a încorpora alte materiale</i>	- Compozite

În concluzie prin tehnologiile de procesare în stare semisolidă se obțin piese în formă finală și cu o formă geometrică complexă, deci rezultă un consum mai redus de energie în comparație cu obținerea piesei pe cale tradițională, unde erau necesare mai multe etape.

2.6. Concluzii

În acest capitol au fost studiate tehnologiile de procesare în stare semisolidă și avantajele lor, respectiv metodele de obținere a materialului precursor cu structură globulară. Din analiza efectuată se pot concluziona următoarele:

- Procesarea în stare semisolidă face parte din categoria procedeeleor neconvenționale acoperind în prezent o gamă largă de procese dintre care cele mai utilizate sunt: tixoformarea, procedeul NRC, tixomodelarea și reomodelarea.

- Prin tixoformare se obțin piese în formă finală, din semifabricate semisolide cu microstructură sferică, cu ajutorul matrițelor și formelor metalice. Pentru obținerea materialului precursor cu structură globulară necesar tixoformării se utilizează diferite procedee dintre care cele mai des folosite sunt: agitarea electromagnetică, metoda SIMA, metoda OSPRAY, etc..

- Procedeul NRC (New Rheocasting Process) expune o nouă modalitate de obținere a suspensiei cu comportament tixotrop prin răcire controlată, deoarece înainte se credea că doar un anumit tip de agitare, în timpul solidificării materialului precursor, era necesară pentru a obține dendrite fragmentate sau mici particule sub formă de rozetă, care după reîncălzire în stare semisolidă se transformau în particule sferice. Costul pieselor obținute prin acest procedeu este în medie cu 20% mai mic în comparație cu tixoformarea.

- Procesarea în stare semisolidă a metalelor și aliajelor oferă numeroase avantaje față de tehnologiile clasice existente. Un prim avantaj este umplerea laminară a matriței, aceasta rezultând din vâscozitatea controlabilă a suspensiei semisolide. Vâscozitatea redusă în comparație cu a solidelor duce la obținerea de piese cu pereți subțiri și detalii foarte fine ale suprafeței. Procesarea în stare semisolidă duce la obținerea de piese cu porozitate redusă, cauzată de contracție, față de produsele obținute prin turnare și solidificare convențională, ceea ce conduce la obținerea pieselor cu dimensiuni apropiate de dimensiunile finale. Astfel se justifică eliminarea unor etape de prelucrare în comparație cu procedeele clasice și bineînțeles acest lucru se reflectă asupra costurilor de prelucrare, ducând la scăderea lor.

- Pentru oțeluri procesarea în stare semisolidă nu se aplică în prezent în industrie, însă datorită tuturor avantajelor enumerate mai sus există multe șanse de aplicabilitate.

3. Parametrii tehnologici caracteristici procesării în stare semisolidă

3.1. Frația solidă

Aliajele metalice pot avea, în intervalul de solidificare cuprins între curbele lichidus și solidus de pe diagrama de echilibru, structură dendritică sau cu grăunți sferoidali în funcție de condițiile de solidificare [73,74].

Indiferent de structura lor, aliajele metalice sunt capabile să curgă atât timp cât ele se află în stare lichidă precum și o perioadă cât ele se găsesc în curs de solidificare (în stare semisolidă). În acest caz, temperatura la care încetează curgerea (când fluiditatea este zero) se găsește în intervalul de solidificare și corespunde unei cantități de 20 – 30% particule solide din greutatea aliajului [37].

Fracția solidă (f_s), fracția lichidă (f_L), temperatura lichidus (T_L) și temperatura solidus (T_S) constituie variabile de modelare foarte importante deoarece controlează în mare măsură comportarea ulterioară la deformare a materialului în stare semisolidă. Pentru a controla procesul la scară industrială este foarte important ca volumul fracției solide să nu se modifice mult la variații minore ale temperaturii. La aliajele care au intervalul de solidificare mic variațiile minore de temperatură vor conduce la modificări substanțiale ale volumului fracției solide. În acest caz, datorită faptului că nu există posibilitatea unui control corespunzător aliajele nu pot fi procesate în stare semisolidă.

Conform fig.3.1 aliajele notate cu A1 și A2 pot fi procesate în stare semisolidă datorită faptului că prezintă variații foarte mici ale volumului fracției solide cu temperatura, în timp ce aliajele notate cu A3 și A4 nu pot fi supuse procesării fiindcă variații minore ale temperaturii vor duce la modificări majore ale volumului fracției solide [75].

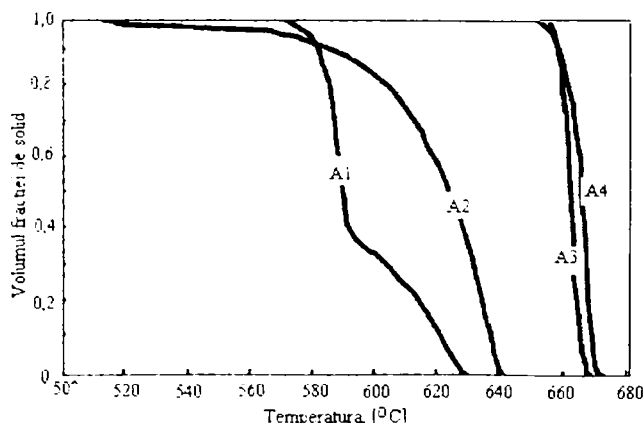


Fig.3.1. Variația volumului fracției de solid cu temperatura pentru diferite aliaje de aluminiu [75]

Fracția solidă poate fi evaluată fie direct, fie prin studiul efectelor sale asupra unei proprietăți fizice. Dintre metodele posibile de evaluare a volumului fracției solide se amintesc [76]:

- utilizarea bazelor de date termodinamice (diagrame de echilibru, ThermoCalc);
- tehnici de analiză termică (analiza termică directă, analiza termică diferențială) [77];
- metalografia cantitativă a microstructurii;
- măsurarea rezistenței electrice;
- măsurarea răspunsului mecanic (încercarea la compresiune etc.).

Referiri la prima metodă. În continuare, se prezintă relațiile de calcul ale fracției solide și lichide obținute prin utilizarea diagramei de echilibru simplificate (fig.3.2) și regula pârghiei.

Există două cazuri care vor fi prezentate:

1. În *condiții de echilibru*, există o difuziune ideală în solid și amestecare completă în lichid ($D_S = \infty$; $D_L = \infty$). Această ipoteză este echivalentă cazului în care solidificarea are loc în condiții de echilibru, unde, fie există destul timp disponibil pentru ca soluțiile solide și lichide să devină omogene din punct de vedere chimic, fie că difuzia este foarte rapidă, atât în solid cât și în lichid [1,38,78].

Pentru aliaje binare care se topesc și solidifică în condiții de echilibru, presupunând că liniile lichidus și solidus de pe diagrama de echilibru sunt liniare, fracția solidă f_S la o temperatură de procesare dată, T , se calculează cu relația [37,75,76]:

$$f_S^{ech} = \frac{(T_M - T) - m_L \cdot c_0}{(T_M - T) \cdot (1 - k)} \quad (3.1)$$

în care: T_M este temperatura de topire a metalului pur;

m_L – panta curbei lichidus;

c_0 – concentrația aliajului;

k – coeficient de repartiție a componentelor între cele două stări ($k = c_S/c_L$);

c_L – concentrația de lichid ;

c_S – concentrația de solid.

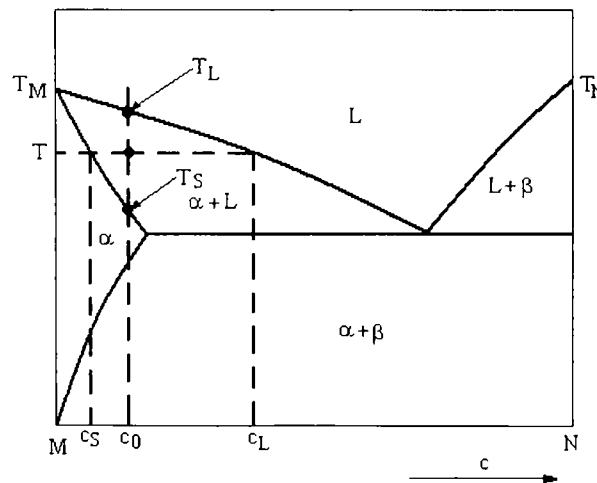


Fig.3.2. Diagrama de echilibru simplificată a aliajului binar MN

În aceleași condiții fracția lichidă se poate determina ținând seama de relația care există între fracția solidă f_S și cea lichidă f_L :

$$f_L^{ech} = 1 - f_S^{ech} = 1 - \frac{(T_M - T) - m_L \cdot c_0}{(T_M - T) \cdot (1 - k)} \quad (3.2)$$

Panta curbei lichidus m_L se poate exprima în funcție de diferența $T_M - T_L$ și concentrația inițială c_0 [79]:

$$m_L = \frac{T_M - T_L}{c_0}$$

Introducând în relația 3.2 formula corespunzătoare pentru panta curbei lichidus se obține o relație simplificată pentru fracția lichidă:

$$f_L^{ech} = 1 - \frac{T_L - T}{(T_M - T) \cdot (1 - k)} \quad (3.3)$$

2. În condițiile în care are loc *difuziune completă în lichid și nu există difuziune în solid* ($D_S=0$; $D_L=\infty$, microsegregație maximă), fracția solidă f_S existentă într-un aliaj, la o temperatură de procesare dată T , se calculează cu relația 3.5 care se determină din ecuația lui Scheil (3.4) [51,75,76,80]:

$$c_S = kc_0(1 - f_S)^{k-1} \quad (3.4)$$

Din această ecuație se determină fracția solidă la o anumită temperatură în condițiile de solidificare precizate:

$$f_S^{Sch} = 1 - \left(\frac{T_M - T}{T_M - T_L} \right)^{\frac{1}{1-k}} \quad (3.5)$$

unde: T_L - este temperatura lichidus corespunzătoare aliajului.

Pentru calculul volumului fracției de solid este necesară cunoașterea densităților fazelor solide ρ_S și lichide ρ_L , în funcție de temperatură, T și compoziție c . Astfel volumul fracției de solid se calculează cu următoarea relație [75,76]:

$$g_S = \frac{f_S}{f_S + (1 - f_S) \frac{\rho_S(c, T)}{\rho_L(c, T)}} \quad (3.6)$$

Dacă se face o comparație între cele două cazuri (solidificare la echilibru și în condiții Scheil) se va observa că pentru o fracție dată de solid, un material microsegregat poate fi procesat la o temperatură mai joasă cu o sensibilitate mai mică la variațiile de temperatură în comparație cu solidificarea în condiții de echilibru (fig.3.3).

Pentru aliajele cu mai multe elemente componente (ternare, cuaternare), pentru calculul fracției solide f_S există baze de date termodinamice. O asemenea bază de date este ThermoCalc (<http://www.thermocalc.com>) care utilizează diagramele de echilibru și ecuația lui Scheil pentru determinarea fracției solide. Este foarte important să se țină seama de principalul criteriu de admitere pentru procesare semisolidă a materialelor metalice elaborat de Tzimas E. și Zavaliangos A. [75] care se referă la sensibilitatea volumului fracției solide cu privire la variațiile minore de temperatură.

Având în vedere că la solidificarea în condiții de echilibru unele aliaje metalice nu pot fi procesate în stare semisolidă pentru că prezintă modificări majore ale volumului fracției solide cu variații minore ale temperaturii, solidificarea în

condiții Scheil mărește intervalul de solidificare astfel încât procesarea poate fi realizată.

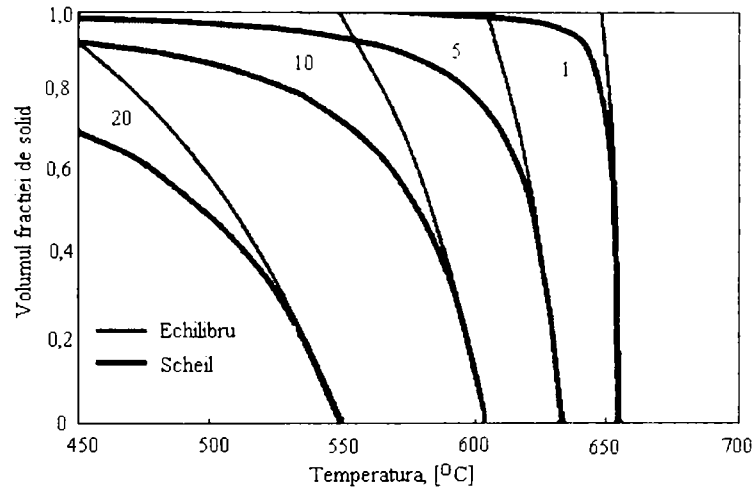


Fig.3.3. Variația fracției solide cu temperatura pentru un aliaj Al – Mg, în condiții Scheil și de echilibru, pentru un conținut de 1, 5, 10, 20% Mg [75]

În fig.3.4 și fig.3.5 se prezintă diagrama de echilibru Fe-C respectiv regiunea peritectică a acestei diagrame obținute cu baza de date ThermoCalc.

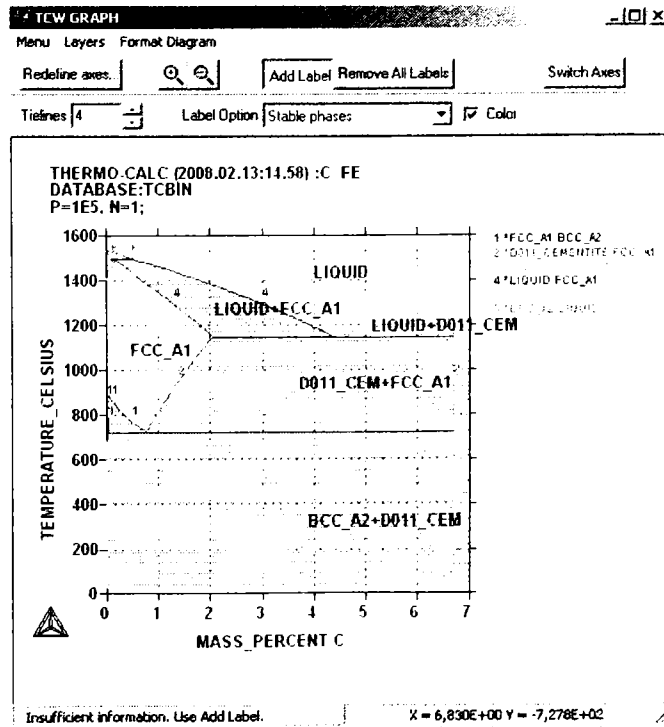


Fig.3.4. Diagrama de echilibru Fe-C

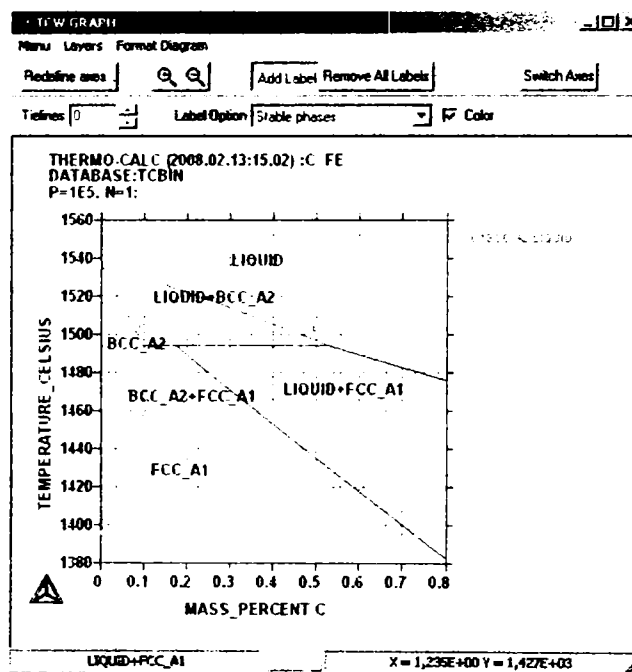
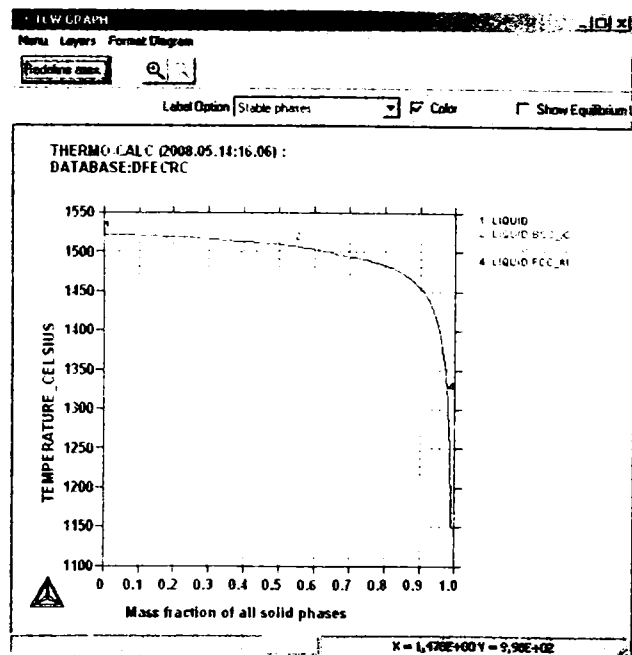


Fig.3.5. Diagrama de echilibru Fe-C în regiunea peritectică

Deoarece marca de oțel folosit pentru experimentări are 0,2%C, în continuare se prezintă diagramele obținute prin programul Thermocalc (care utilizează ecuația lui Scheil) privind evoluția fracției solide cu temperatura.



a)

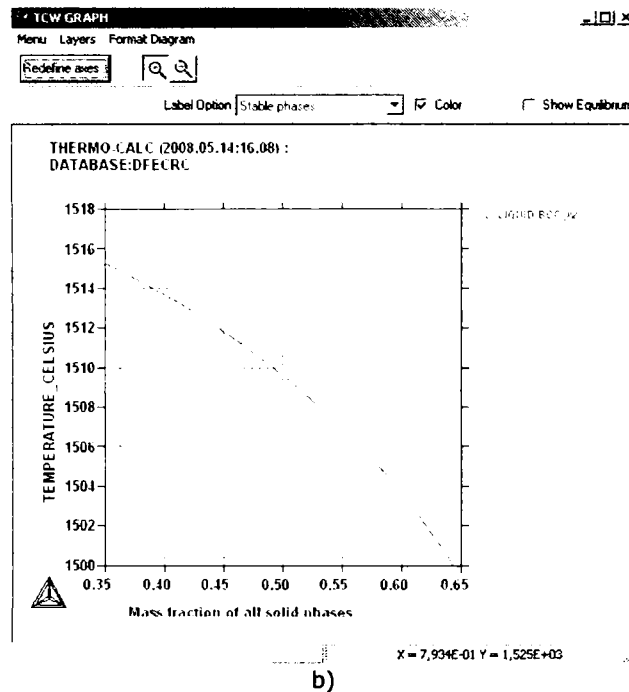


Fig.3.6. Evoluția fracției solide cu temperatura pentru un conținut de 0,2%C
 a) în intervalul semisolid; b) în intervalul 40-60% fracție solidă

Din fig.3.6.b rezultă că oțelul studiat, marca 200-400, are fracția solidă de 40-60% în intervalul de temperatură 1514-1504°C. Deci acesta este intervalul de temperatură pentru procesarea în stare semisolidă.

3.2. Temperatura de procesare

Principalul factor, de influență majoră pentru toate procedeele care se realizează în stare semisolidă este temperatura de procesare, deoarece aceasta este în directă legătură cu fracția de solid.

După cum s-a mai precizat, procesarea în stare semisolidă constă în efectuarea procesului de deformare la o temperatură a metalului situată între linia lichidus și linia solidus de pe diagrama de echilibru, mai precis în intervalul de temperatură corespunzător unei fracții solide cuprinse între 40-60%, în funcție de procedeu.

Relațiile de calcul pentru temperatura de procesare a materialului semisolid pot fi determinate din relațiile de calcul ale fracției solide în condiții de echilibru și neechilibru astfel:

$$f_S^{ech} = \frac{(T_M - T) - m_L \cdot c_0}{(T_M - T) \cdot (1 - k)} \quad (3.7)$$

$$\Rightarrow T = T_M - \frac{m_L \cdot c_0}{1 - f_S \cdot (1 - k)} \quad (3.8)$$

$$f_S^{Sch} = 1 - \left(\frac{T_M - T}{T_M - T_L} \right)^{\frac{1}{k-1}} \quad (3.9)$$

$$\Rightarrow T = T_M - (T_M - T_L) \left(1 - f_S^{Sch(k-1)} \right) \quad (3.10)$$

în care: T - temperatura de procesare;

În continuare se determină temperatura de procesare pentru 40, 50 și 60% fracție solidă atât în condiții de echilibru cât și în condiții de neechilibru (condiții Scheil). În primă fază, pentru calcul fracției solide corespunzătoare unei temperaturi de procesare date, se utilizează regula orizontalei (pârghiei). Valorile temperaturii lichidus și solidus corespunzătoare concentrației de 0,2%C și concentrațiile de solid, c_S și lichid c_L , se citesc de pe diagrama Fe - C, după cum se observă în fig.3.7, fig.3.8 și fig.3.9 [81].

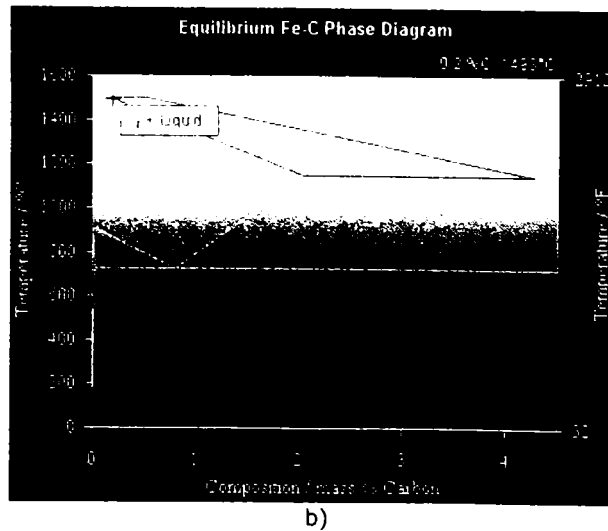
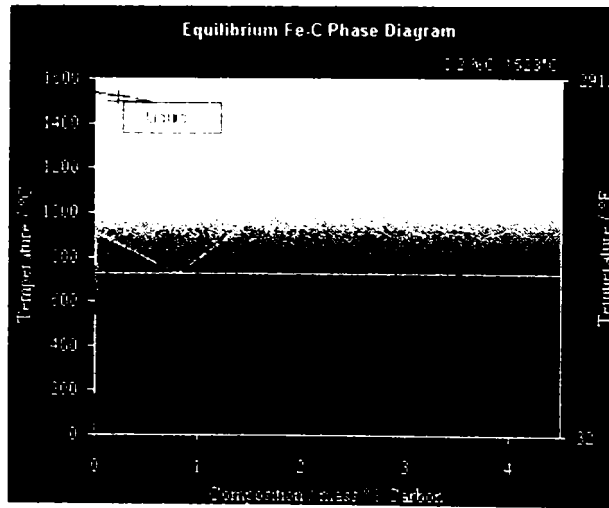
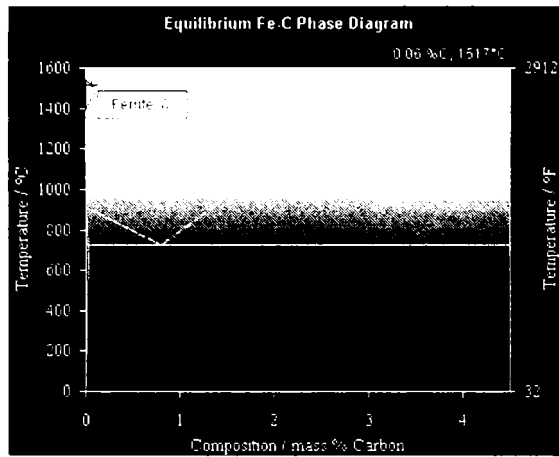
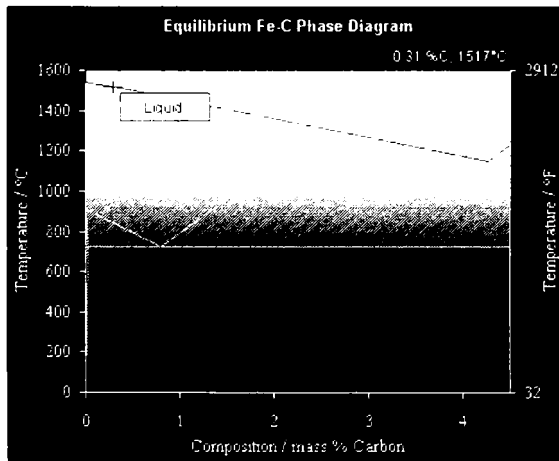


Fig.3.7. Temperatura lichidus (a) și solidus (b) corespunzătoare unei concentrații de 0,2%C

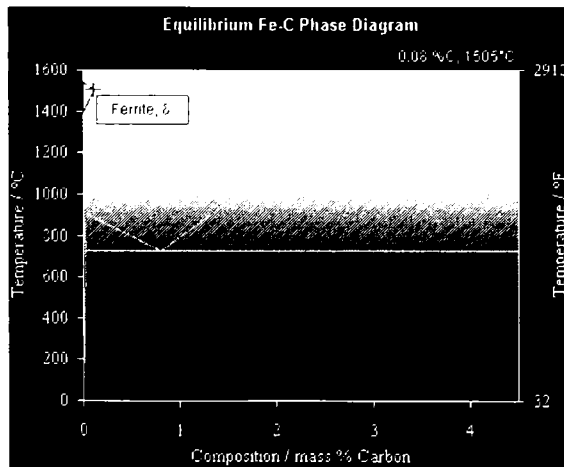


a)



b)

Fig.3.8. Concentrațiile de solid (a) și lichid (b) de pe diagrama Fe-C la temperatura de 1517°C



a)

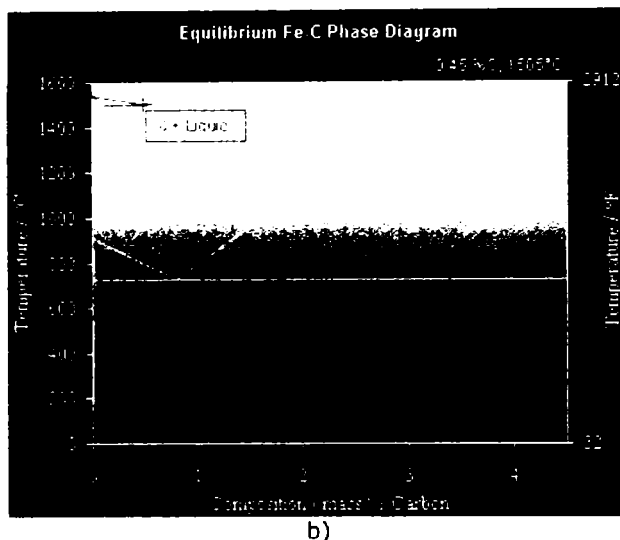


Fig.3.9. Concentrațiile de solid (a) și lichid (b) de pe diagrama Fe-C la temperatura de 1505°C

Temperaturile obținute prin calcul și din diagrama realizată cu baza de date ThermoCalc, corespunzătoare fracțiilor solide de 40, 50 și 60% sunt înscrise în tab.3.1.

Din acest tabelul rezultă că valorile temperaturilor obținute în condiții de neechilibru (Scheil) sunt mai mici cu 1-3 grade față de valorile obținute în condiții de echilibru. Astfel există concordanță cu literatura de specialitate deoarece se știe că în condiții de neechilibru liniile de pe diagrama de echilibru coboară.

Tab.3.1. Valorile temperaturii de procesare pentru 40, 50 și 60% fracție solidă

Valorile temperaturii obținute prin calcul			
Fracția solidă, [%]	40	50	60
Temperatura obținută cu regula pârghiei, în condiții de echilibru, [°C]	1515	1510	1507
Temperatura obținută, în condiții de echilibru cu relația: $f_S^{ech} = \frac{(T_M - T) - m_L \cdot C_0}{(T_M - T) \cdot (1 - k)}$, [°C]	1516	1513	1508
Temperatura obținută, în condiții de neechilibru cu relația lui Scheil: $f_S^{Sch} = 1 - \left(\frac{T_M - T}{T_M - T_L} \right)^{\frac{1}{k-1}}$, [°C]	1515	1510	1506
Valorile temperaturii obținute din diagrama Thermocalc			
Fracția solidă, [%]	40	50	60
Temperatura obținută cu diagrama Thermocalc, în condiții Scheil, [°C]	1514	1509	1504

Pentru experimentări s-a luat în considerare domeniul temperaturii de procesare 1504-1514°C, obținut cu diagrama Thermocalc.

Temperatura de procesare influențează calitatea metalului deoarece dacă se află peste temperatura corespunzătoare unei fracții solide de 40-60%, volumul fracției solide este prea mare și nu se mai manifestă proprietățile tixotropice ale

aliajului respectiv, astfel este posibil ca forma să nu se mai umple complet, fluiditatea nefiind corespunzătoare, iar dacă fracția solidă este prea scăzută umplerea matriței nu va fi laminară.

În concluzie factorul principal și determinant care controlează fluiditatea este raportul lichid – solid, iar aceste fracții sunt controlate de temperatură.

3.3. Temperatura metalului la turnare în matriță

Cercetările experimentale efectuate, privind obținerea pieselor din alamă (în intervalul de temperaturi de 850–1000°C) și din siluminu (în intervalul 580–720°C) au arătat că temperatura metalului lichid la turnare în matriță nu are o mare influență asupra structurii obținute. S-a mai observat că, cu cât materialul lichid are o temperatură mai înaltă fluiditatea lui este mai mare și intră mai ușor în spațiile dintre matriță și poanson, producând greutate în timpul lucrului. Mai mult, fluiditatea mare a materialului lichid, permite mai ușor prinderea bulelor de aer în timpul umplerii locașului. Dacă temperatura metalului lichid la turnarea în formă este mai joasă atunci neajunsurile arătate sunt mult evitate, în schimb pentru umplerea formei sunt necesare presiuni mai mari [82].

Rezultate bune se pot obține când materialul se găsește în stare semisolidă (păstoasă), însă presiunile necesare sunt mai mari. Piese obținute în asemenea condiții în general nu au defecte, iar matrițele folosite au durabilitate mai mare.

Din cele spuse mai sus reiese că, excluzând necesitatea folosirii unor presiuni mari este mai avantajos ca temperatura metalului lichid la introducerea în matriță să fie cât mai joasă. Ținând seama de mărirea pieselor și de viteza de înaintare a poansonului, temperatura metalului lichid la turnarea lui în matriță trebuie să fie atât de ridicată încât aceasta să nu se solidifice înainte de a umple complet forma [82].

3.4. Temperatura matriței

Temperatura matriței are influență atât asupra calității suprafeței piesei, cât și asupra durabilității matriței. Dacă temperatura matriței este joasă (sub 100°C) metalul lichid, venind în contact cu pereții reci ai acesteia se răcește repede formând o crustă dură la exterior ce reprezintă un defect de suprafață al piesei, care favorizează totodată formarea fisurilor superficiale. Dacă temperatura matriței este înaltă (peste 350°C) poate apărea ușor pericolul aderenței metalului lichid la suprafața matriței, care duce atât la degradarea suprafeței piesei cât și a pereților matriței.

Pe baza rezultatelor experimentale existente în literatura de specialitate în acest domeniu, rezultă că pentru matrițarea metalului aflat în stare lichidă în momentul turnării lui în matriță, temperatura acesteia trebuie să fie cuprinsă între 300-350°C pentru oțel, 250-300°C pentru aliaje de cupru și 200-250°C pentru aliaje de aluminiu, iar temperatura poansonului cu 50°C mai mică decât a matriței [83].

3.5. Viteza de presare

În vederea asigurării duratei minime de menținere a metalului lichid în matriță trebuie să se lucreze cu viteză relativ mare de deplasare a poansonului, însă dacă se lucrează cu viteze mari de deplasare a poansonului (ce ating 0,8 m/s) se observă următoarele neajunsuri:

- metalul lichid se deplasează în matriță sub formă de vârtejuri care favorizează prinderea bulelor de aer în piesă;
- metalul lichid intră mai ușor în jocurile existente între matriță și poanson, îngreunând deplasare reciprocă a acestora;
- deoarece plasticitatea stratului de metal solidificat inițial pe suprafața de contact cu matrița și poansonul este destul de mică în piesă apar ușor fisuri superficiale care pot atinge adâncimea de 0,3 – 0,5 mm.

Experimentele arată că deficiențele arătate mai sus nu apar sau prezența lor este limitată dacă se lucrează cu viteze de deplasare a poansonului de 0,2 – 0,3 m/s pentru matrițarea pieselor mici și 0,1 m/s pentru matrițarea pieselor mari [83].

Dacă procesarea se face în stare semisolidă, când materialul în timpul presării are o structură formată dintr-o fază solidă globulară într-o matrice lichidă curgerea materialului este laminară, deci nu apar vârtejuri.

De asemenea în stare semisolidă se poate lucra cu o viteză relativ ridicată (chiar 2m/s) în timp ce se menține un front stabil de curgere și nu au loc prinderi de gaze. Curgerea semisolidă în matriță este mult mai stabilă decât curgerea lichidă la viteze mari, și poate umple secțiuni mici chiar mai bine decât lichidul, în cele mai multe cazuri. Metalul în stare semisolidă este capabil să umple aceleași secțiuni subțiri și să furnizeze aceleași detalii și complexitate a pieselor ca și turnarea sub presiune [41].

3.6. Presiunea

Presiunea folosită la matrițarea metalului semisolid ca și în cazul matrițării metalului lichid are influență foarte mare asupra pieselor obținute prin acest procedeu. Prezența presiunii în timpul cristalizării pe lângă faptul că, contribuie la o mai bună evacuare a gazelor din metalul lichid favorizează formarea centrelor de cristalizare. În momentul în care se folosesc presiuni mici (3000-6000N/cm²) influența acestora asupra procesului matrițării încetează după ce s-a realizat cristalizarea, deci deformarea plastică chiar dacă are loc este neglijabilă. În aceste condiții se obțin piese care au o structură fină și sunt lipsite în mare măsură de porozități. Caracteristicile lor nu diferă însă mult de cele ale pieselor turnate sub presiune. Dacă se folosesc presiuni mari (10000-15000N/cm²) atunci apare pronunțat și etapa deformării plastice, caracteristicile mecanice ale acestor piese apropiindu-se mai mult de cele ale pieselor matrițate [84].

În tab.3.2 este prezentată variația unor caracteristici mecanice cu presiunea, la matrițarea bușelor dintr-un aliaj de aluminiu cu 8,8% Si și 0,22% Fe.

Tab.3.2. Variația caracteristicilor mecanice cu presiunea de lucru [84]

Presiunea [N/cm ²]	Caracteristici mecanice	
	R _m [N/cm ²]	A [%]
Turnare în cochilă	135	4,0
6000	166	8,7
10000	180	13,9
16000	257	15,0

Presiunea poate fi considerată mică sau mare, în funcție și de dimensiunile piesei matrițate. Prin creșterea grosimii (diametrului) piesei scade și presiunea necesară realizării mai bune a cristalizării sub presiune sau a deformării plastice după cristalizare.

Presiunea recomandată a fi folosită, în cazul pieselor simple, pentru matrițarea din metal lichid în funcție de diametrul piesei este cu puțin mai mare față de cea arătată în fig.3.10.

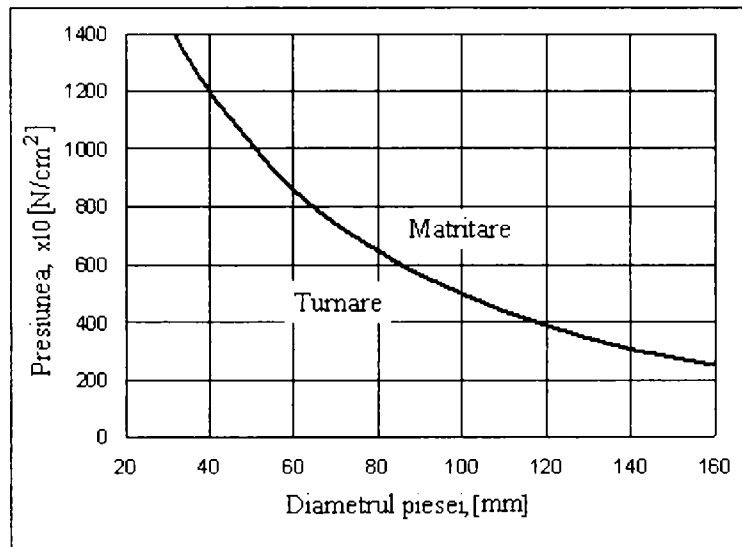


Fig.3.10. Variația presiunii de matrițare cu diametrul piesei [80]

La matrițarea pieselor în formă de pahar trebuie știut de la început că în timpul deformării plastice se formează fisuri care sunt apoi înlăturate prin sudare. În vederea realizării sudării fisurilor trebuie să se aplice o presiune suficient de mare care să asigure o curgere plastică a materialului în porțiunea peretelui care este predispusă formării fisurilor.

Dacă se consideră că deformarea în partea de jos are loc conform principiului găuririi închise, iar în partea de sus materialul este antrenat de matriță și poanson, forța minimă F_s , necesară sudării fisurilor va fi dată de relația următoare [84]:

$$F_s \geq \frac{\pi}{4} \left[d_i^2 \left(3 + \frac{2 \cdot h_1}{D_i - d_i} + \frac{d_i}{6 \cdot h} \right) + (D_s^2 - d_s^2) \left(1 + \frac{2 \cdot h_2}{D_s - d_s} \right) \right] \cdot R_d \quad (3.11)$$

unde:

R_d - rezistența la deformare a materialului la temperatura considerată, N/cm²;

D_i și d_i - diametrul exterior și diametrul interior al piesei în partea de jos;

D_s și d_s - diametrul exterior și diametrul interior al piesei în partea de sus;

h_1 - înălțimea peretelui în partea de jos a piesei, calculată cu relația:

$$h_1 = \frac{d^2}{D^2} (H - h)$$

h_2 - înălțimea peretelui în partea de sus a piesei, calculată cu relația:

$$h_2 = H - h_1$$

h - grosimea fundului piesei.

Rezistența la deformare se consideră la temperatura minimă la care poate avea loc sudura fisurilor formate, această temperatură putându-se lua aproximativ $0,85T_{top}$ (T_{top} fiind temperatura de topire, în °K).

La temperaturi înalte rezistența la deformare pentru diferite metale și aliaje poate fi calculată cu relația:

$$R_d = R_{d0} \left[1 + \alpha(T_0 - T) + \frac{1}{2} \alpha^2 (T_0 - T)^2 \right] \quad (3.12)$$

unde:

R_d – rezistența la deformare a materialului la temperatura T (pentru cazul de față $T \geq 0,85T_{top}$), [N/cm²];

R_{d0} – rezistența la deformare la temperatura T_0 luată ca bază (pentru $T_0 = 0,95T_{top}$, în cazul metalelor pure $R_{d0} = 4-5\text{N/cm}^2$, iar pentru aliaje $R_{d0} = 4,5-5,5\text{N/cm}^2$);

α – coeficient care are valoarea de 0,008 pentru metale pure și 0,012 pentru aliaje [84].

3.7. Frecvența vibrațiilor mecanice

După frecvența vibrațiilor, se disting două domenii de aplicare [85]: matrișarea în câmpuri cu frecvența vibrațiilor mai mare decât 16000 Hz (ultrasunete) și matrișarea în câmpuri cu frecvență joasă a vibrațiilor (vibrații mecanice).

Vibrațiile mecanice influențează foarte mult caracteristicile fizico-mecanice ale pieselor obținute. De exemplu, în câmpuri de vibrații se modifică rezistența la deformare plastică și plasticitatea materialelor pe de-o parte, iar pe de altă parte geometria curgerii și frecarea dintre material și sculele de lucru (matrișă, poanson și contrapoanson).

Vibrațiile introduse suplimentar în piesele ce urmează a fi supuse prelucrării influențează rezistența la deformare a acestora conform relației:

$$R_{cv} = R_c - k \cdot A_v, \quad (3.13)$$

în care: R_{cv} este rezistența la curgere a materialului metalic sub acțiunea vibrațiilor mecanice;

R_c – rezistența la curgere în regim static;

k – constantă (pentru oțel moale $k = 0,60$);

A_v – amplitudinea vibrațiilor.

Micșorarea rezistenței la deformare și mărirea plasticității se explică prin influența vibrațiilor asupra mobilității în deplasarea dislocațiilor. Sunt însă și cazuri când în anumite condiții de transmitere a vibrațiilor, rezistența la deformare a materialelor poate să crească. Acest lucru se poate datora perturbării deplasării dislocațiilor prin crearea unor bariere în calea mișcării acestora. Frecarea dintre materialul supus matrișării și sculele de lucru poate fi micșorată prin crearea unui câmp de vibrație paralel cu suprafața de contact. Ca o consecință a acestui fapt, neuniformitatea deformației în volumul materialului se reduce corespunzător, cu atât mai mult cu cât frecvența vibrațiilor este mai mare [85].

Vibrațiile mecanice aplicate aliajelor în curs de solidificare au rolul de a fragmenta dendritele și astfel de a forma noi centrii de cristalizare care vor conduce în final la obținerea unor piese cu microstructură îmbunătățită [86]. De asemenea vibrațiile mecanice, agitând topitura turnată în matrișă, duc la obținerea unui aliaj cu semisolid cu structură globulară a fazei solide, care dă comportamentul tixotrop [87, 88].

În lucrarea de față obținerea structurii globulare, corespunzătoare procesării în stare semisolidă, se face prin aplicarea vibrațiilor mecanice de frecvență joasă în timpul procesării propriu-zise, însă pentru îmbunătățirea caracteristicilor mecanice

se întrebunțează și după aplicarea forței de deformare. Vibrarea matriței și a aliajului s-a realizat cu motorul vibrator cu excentric situat sub matriță (vezi §4.2.4)

În cadrul experimentărilor frecvența de vibrație a matriței a fost modificată alimentând motorul vibrator cu excentric prin convertorul static de frecvență. Modificând frecvența de vibrație a motorului vibrator în intervalul 0Hz-40Hz se modifică și amplitudinea de vibrație a matriței și anume odată cu creșterea frecvenței scade amplitudinea de vibrație a matriței.

3.8. Concluzii

Pe baza datelor din literatura de specialitate, a relațiilor de calcul și a observațiilor proprii se evidențiază următoarele concluzii:

- Tehnologiile de procesare în stare semisolidă sunt influențate de o serie de parametri tehnologici: fracția solidă, temperatura de procesare, frecvența vibrațiilor, temperatura matriței, viteza de presare, presiunea. Deoarece procesarea în stare semisolidă se realizează într-un interval de temperatură bine stabilit trebuie precizat că temperatura de procesare și fracția solidă sunt doi dintre cei mai importanți factori de influență ai procesului.

- Procesarea în stare semisolidă se face într-un interval de temperatură corespunzător fracției solide de 40-60%, deoarece în acest interval semisolid materialul manifestă proprietăți tixotropice dacă structura este globulară, particulele solide sferice deplasându-se liber în lichidul rămas.

- Temperatura de procesare a oțelului studiat a fost determinată atât prin calcule cât și cu ajutorul bazei de date Thermocalc. Conform calculelor, s-au obținut următoarele domenii de temperatură corespunzătoare intervalului 40-60% fracție solidă: 1516-1508°C pentru solidificarea în condiții de echilibru, 1515-1507°C prin folosirea reguli orizontale și 1515-1506°C utilizând relația lui Scheil. Domeniul de temperatură 1514-1504°C obținut la solidificarea în condiții de neechilibru cu baza de date Thermocalc este mai mic cu 1-3 grade față de temperatura obținută în condiții de echilibru. Pentru experimentări s-a luat în considerare domeniul temperaturii de procesare 1504-1514°C obținut cu diagrama Thermocalc.

- Pentru obținerea materialului cu caracteristici tixotropice aliajul lichid din matriță este vibrat prin intermediul unui motor vibrator cu excentric a cărui frecvență de vibrație a fost modificată cu un convertor static de frecvență.

- Temperatura de turnare a aliajului în matriță, temperatura matriței și viteza de presare sunt de asemenea parametri de influență a procesului care se manifestă îndeosebi asupra calității piesei obținute, iar presiunea aplicată în timpul solidificării are rolul de a forma noi centre de cristalizare și contribuie la o mai bună evacuare a gazelor din metalul lichid.

Instalația pilot utilizată pentru experimentări

4.1. Matrițarea în stare semisolidă. Principiul de lucru

Conform precizărilor anterioare, procesarea în stare semisolidă poate fi realizată prin tixoformare sau prin reeturnare.

Tixoformarea este procedeul prin care se obțin semifabricate în formă finală din metale și aliaje metalice aflate în stare semisolidă. Materia primă utilizată, sub formă de semifabricate are o microstructură sferică, iar prin încălzire în domeniul semisolid structura devine propice pentru acest procedeu, în special datorită proprietăților tixotropice.

Reeturnarea utilizează ca materie primă metale sau aliaje aflate în stare lichidă, iar printr-un program de răcire controlată se obține o suspensie semisolidă cu structură globulară ce manifestă proprietăți tixotropice. Următoarea etapă este injectarea acesteia într-o formă metalică în vederea obținerii piesei finale.

Procedeul de matrițare în stare semisolidă studiat în această lucrare este reprezentat schematizat în fig.4.1.

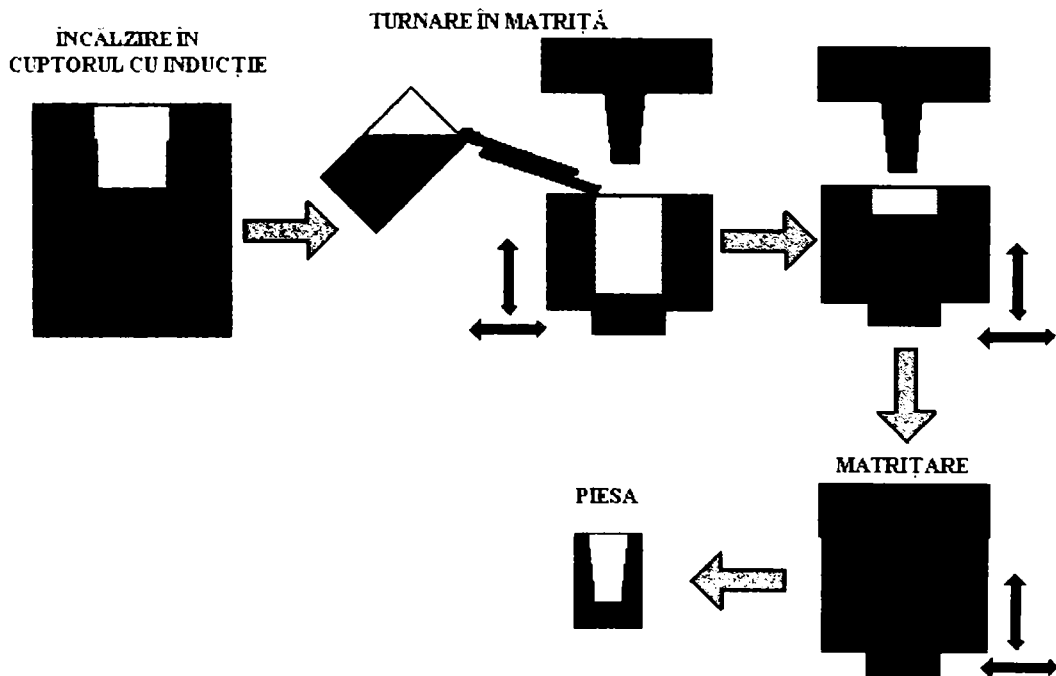


Fig.4.1. Etapele procesării prin matrițare în stare semisolidă în prezența vibrațiilor

În matrița metalică, în prealabil încălzită la o temperatură determinată de natura metalului care se matrițează se toarnă o cantitate de material în stare lichidă. Topirea se realizează în cuptorul cu inducție, iar turnarea în matriță se face prin intermediul unui jgheab înclinat. Dacă la turnarea în matriță supraîncălzirea oțelului față de linia lichidus este mică atunci pe jgheab încep să se formeze primii centri de cristalizare. În continuare cu ajutorul poansonului, aliajul semisolid este comprimat și obligat să ia forma golului dintre poanson și matriță. Comprimitarea se continuă până la umplerea completă a locașului matriței, piesa fiind extrasă din matriță după solidificarea completă.

În consecință matrițarea în stare semisolidă se desfășoară în următoarele etape: alimentarea matriței cu oțel lichid prin intermediul unei jgheab înclinat; umplerea locașului dintre matriță și poanson cu aliaj metalic semisolid ca urmare a înaintării poansonului; solidificarea sub presiune a materialului;

Procedeu propus utilizează acțiunea vibrațiilor mecanice de frecvență joasă din momentul începerii turnării, în timpul matrițării propriu-zise și până la sfârșitul solidificării. Cu săgeți negre s-a simbolizat agitarea mecanică a materialului și matriței prin vibrare. Frecvența vibrațiilor utilizată în cadrul încercărilor a fost 0, 15, 25 și 40Hz; 0Hz reprezentând matrițarea statică a metalului lichid. Aplicarea vibrațiilor mecanice în timpul matrițării în stare semisolidă este un procedeu brevetat de Ilca – Cioată (vezi § 2.2). Procedeu brevetat a fost aplicat pentru aliaje neferoase și la frecvențe de vibrare cuprinse în intervalul 500-2500Hz.

În cazul de față pentru efectuarea matrițării în stare semisolidă a oțelului a fost necesară proiectarea instalației experimentale, matrițelor, poansonului și contrapoansonului și folosirea unui alt tip de vibrator mecanic a cărui frecvență de vibrare a fost modificată după cum am precizat. Scopul aplicării vibrațiilor mecanice la matrițarea în stare semisolidă, procedeu numit în continuare reomatrițare, este formarea de noi centri de cristalizare prin ruperea brațelor dendritelor care să conducă la obținerea unei suspensii semisolide cu caracteristici tixotropice și în final la obținerea unei piese cu caracteristici calitative îmbunătățite.

În comparație cu tixoformarea, matrițarea în stare semisolidă nu necesită etapele de pregătire a materialului precursor, debitare și reîncălzirea semifabricatelor, operații care sunt mari consumatoare de energie și timp.

4.2. Pregătirea instalației experimentale

4.2.1 Construcția și funcționarea instalației experimentale

Instalația pilot (presă hidraulică de laborator) folosită în cadrul experimentărilor a fost construită la Facultatea de Inginerie Hunedoara pe baza contractului de cercetare CNCSIS [89] și are în componența sa următoarele subansamble ilustrate în fig.4.2: motor electric, pompă hidraulică, cilindru hidraulic, distribuitor, motor vibrator cu excentric, echipamentul pentru măsurarea temperaturii în matriță.

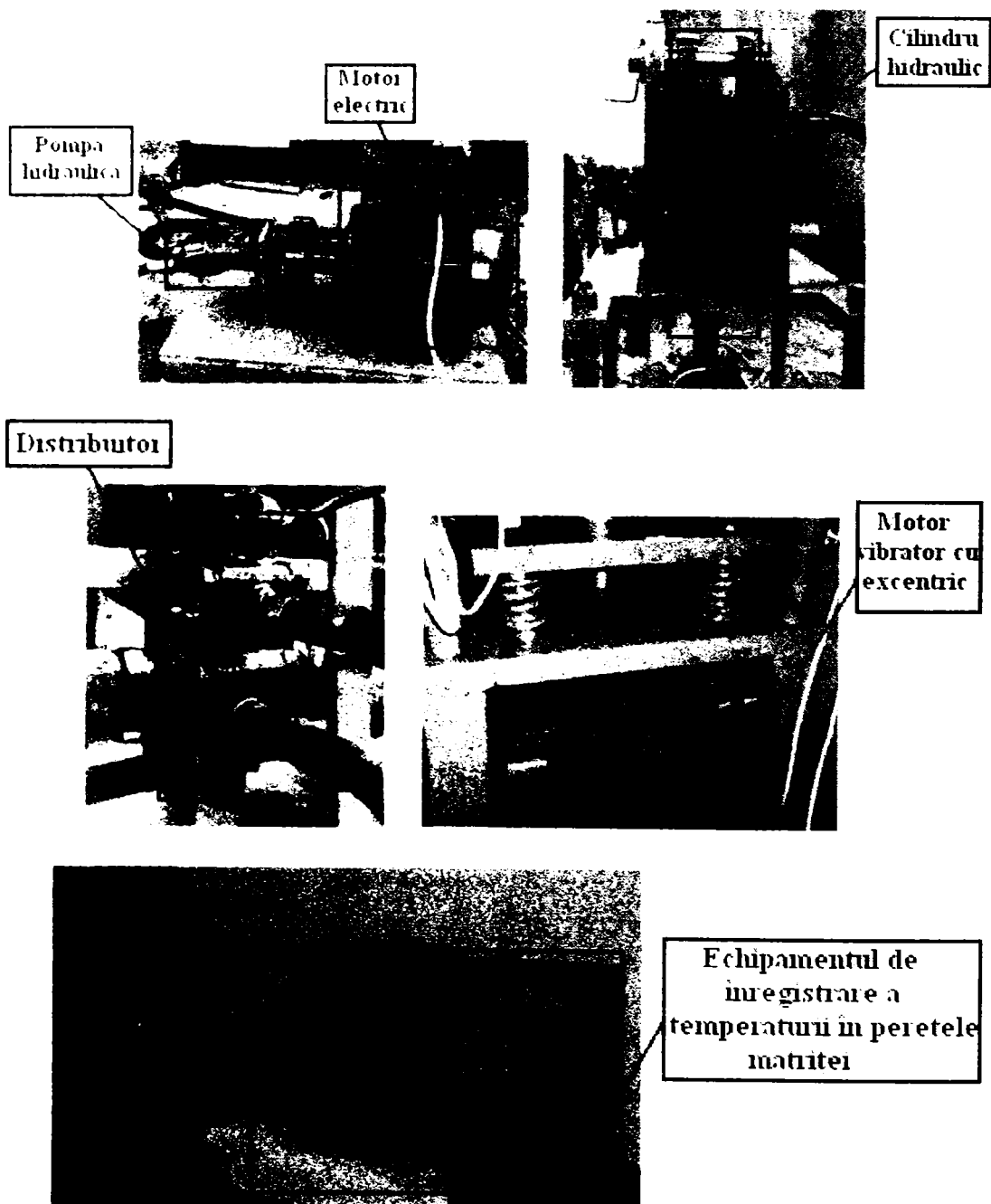


Fig.4.2. Subansamblele standului experimental

În fig.4.3 este prezentat standul experimental cu toate elementele sale componente.



Fig.4.3. Vedere generală a standului experimental în fază finală [90]

Caracteristicile tehnice și constructive ale motorului electric, pompei hidraulice și cilindrului hidraulic sunt prezentate în tab.4.1:

Tab.4.1. Caracteristicile tehnice și constructive ale subansamblelor instalației

Motor electric de acționare	Putere $P = 3,2$ [kW]
	Turație $n = 3000$ [rot/min]
Pompa hidraulică cu pistoane axiale F112A	Presiune maximă $p = 320$ [bar]
	Debit $Q = 0,75$ [m ³ /h]
	Turația maximă $n_p = 3000$ [rot/min]
Cilindru hidraulic	Cursa maximă a pistonului $H = 105$ [mm]
	Diametrul pistonului $D = 100$ [mm]
	Diametrul tijei pistonului $d = 35,8$ [mm]

Pentru prezentarea modului de funcționare a instalației experimentale, în fig.4.4 s-au detaliat matrița, poansonul și dispozitivul pentru producere a vibrațiilor mecanice.

După cum se observă în fig.4.3 cilindrul hidraulic este montat vertical, iar pe tija acestuia este montat poansonul. Prinderea poansonului de tija cilindrului se face prin intermediul filetului (poansonul este prevăzut cu filet interior M36x4).

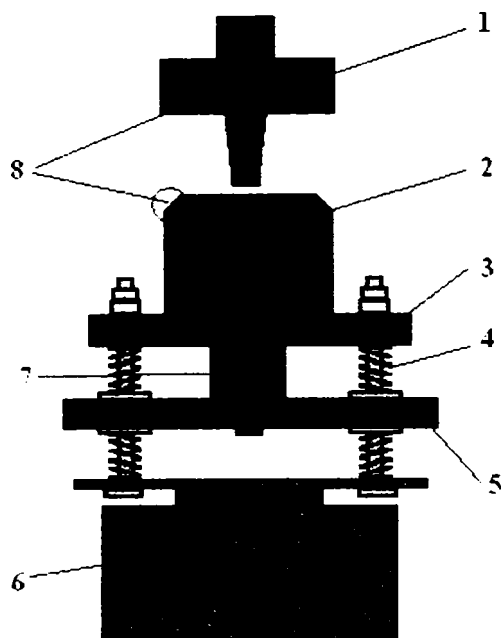


Fig.4.4. Părțile componente ale zonei de lucru:

1 - poanson; 2 - matrită; 3 - placă de susținere și ghidare matrită; 4 - arc; 5 - placă de bază a instalației; 6 - vibrator mecanic; 7 - contrapoanson; 8 - element de ghidare a poansonului

După ce aliajul lichid a fost introdus în matrită (2) urmează acționarea poansonului (1) în vederea coborârii lui până în momentul închiderii matritei. Acționarea pistonului se face prin intermediul distribuitorului. Elementul de ghidare (8) are rolul de a direcționa poansonul, astfel încât să existe coaxialitate între matrită și poanson.

Momentul în care începe coborârea poansonului este momentul în care temperatura aliajului, ajunge la temperatura de procesare, T . Când poansonul intră în contact cu aliajul semisolid, și în același timp își continuă coborârea, începe urcarea suspensiei prin spațiul dintre matrită și poanson, aspect asemănător cu cazul extrudării inverse unde metalul este în stare solidă. Forța de deformare se aplică până când temperatura aliajului scade sub valoarea temperaturii solidus. Cu ajutorul vibratorului mecanic (6) se asigură vibrarea matritei respectiv a aliajului aflat în matrită. Acest aspect este deosebit de important deoarece vibrațiile au rolul de a forma mici particule globulare prin distrugerea dendritelor care se formează la începutul solidificării, astfel rezultând o suspensie semisolidă cu caracteristici tixotropice. După ce temperatura aliajului a coborât sub linia solidus piesa este scoasă din matrită, și astfel poate fi turnată o altă piesă.

4.2.2 Forma și dimensiunile piesei de lucru

Pentru studiul procesului de matritare în stare semisolidă se va procesa o piesă în formă de pahar (fig.4.5). Pentru stabilirea dimensiunilor piesei de lucru trebuie să se țină seama de dificultățile ce apar în timpul procesului de matritare în stare semisolidă. Una dintre dificultățile cele mai importante este posibilitatea apariției la deformare a fisurilor în piesă.

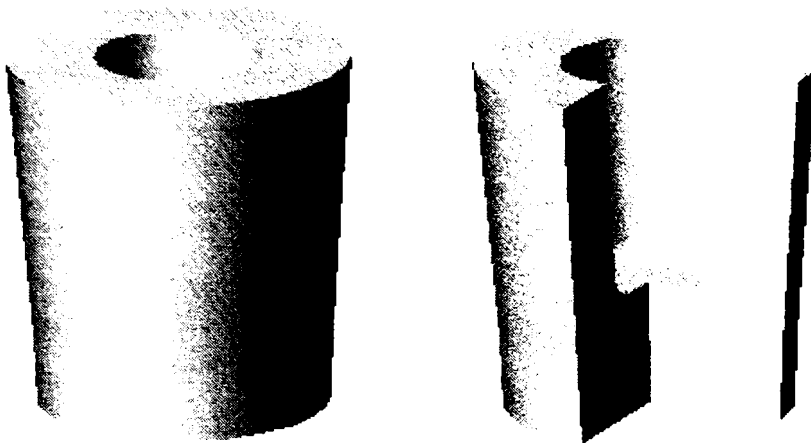


Fig.4.5. Piesă sub formă de pahar

Apariția fisurilor se datorează în principal apariției eforturilor de întindere datorate deformării cu variație de volum. În porțiunile în care eforturile interioare sunt de compresiune nu apar fisuri, materialul comportându-se bine la deformare. De aici rezultă că matrița și poansonul folosite pentru matrițarea metalului semisolid trebuie construite în așa fel încât să fie înlăturată în cât mai mare măsură posibilitatea apariției în piesă a eforturilor de întindere în etapa deformării plastice.

Pentru obținerea pieselor în formă de pahar s-a observat că o influență mare asupra înlăturării apariției eforturilor de întindere o au înclinațiile matriței și poansonului [82,83]. Această influență se poate scoate în evidență dacă se analizează etapa deformării plastice a piesei.

La începutul deformării plastice (în condițiile deformării cu micșorare de volum), la partea inferioară a piesei are loc o curgere a metalului prin extrudare, prin spațiul dintre matriță și poanson, iar în partea superioară a peretelui piesei, metalul este antrenat de poanson. Datorită forțelor de frecare de pe suprafața de contact dintre metal și matriță și dintre metal și poanson, precum și a componentelor axiale ale forțelor de deformare, deformarea peretelui se face foarte neuniform pe înălțime.

Neuniformitatea deformării și comportarea la deformare a materialului depind de starea de tensiune și deformație existentă pe înălțimea peretelui care, la rândul lor, depind de mărimea înclinațiilor poansonului (α_p) și matriței (α_m).

Dacă $\alpha_p > \alpha_m$ și secțiunea inelară pe înălțimea peretelui scade ($S_1 > S_2$) materialul se va comporta foarte bine la deformare în zona I (fig.4.6.a) (unde eforturile interioare sunt de compresiune pe toate laturile), se va obține un perete foarte compact, satisfăcător în zona III (cu o înălțime mult mai mică decât zona I) și se vor forma inevitabil fisuri în zona II (unde apar eforturi interioare de întindere).

Delimitarea zonelor I, II și III este cu atât mai pronunțată (deci pericolul formării fisurilor în zona II cu atât mai mare), cu cât este mai mare raportul H/g (H fiind înălțimea piesei și g – grosimea peretelui piesei). Dacă presarea continuă, zonele I și III se măresc, până când, la limită, se întâlnesc deci se va ajunge ca și zona II să se comprime. Dacă temperatura metalului se menține suficient de ridicată, atunci, în ultima fază a deformării, fisurile pot fi înlăturate prin sudare în timpul presării. Trebuie avut în vedere însă că cu cât va fi mai mare diferența între α_p și α_m , cu atât mai mare va fi înălțimea zonei I față de zona III (atunci când zona II este complet înlăturată), deci compactizarea peretelui se va face mai mult prin

urcarea metalului prin extrudare. Timpul care trece de la începutul formării zonelor I și III până când se ajunge la comprimarea în întregime a zonei II, și scăderea temperaturii metalului cristalizat sunt funcții directe de raportul H/g . Cu cât acest raport va fi mai mare, cu atât mai reduse sunt și posibilitățile de înlăturare prin sudură a fisurilor formate (considerându-se ceilalți factori constanți).

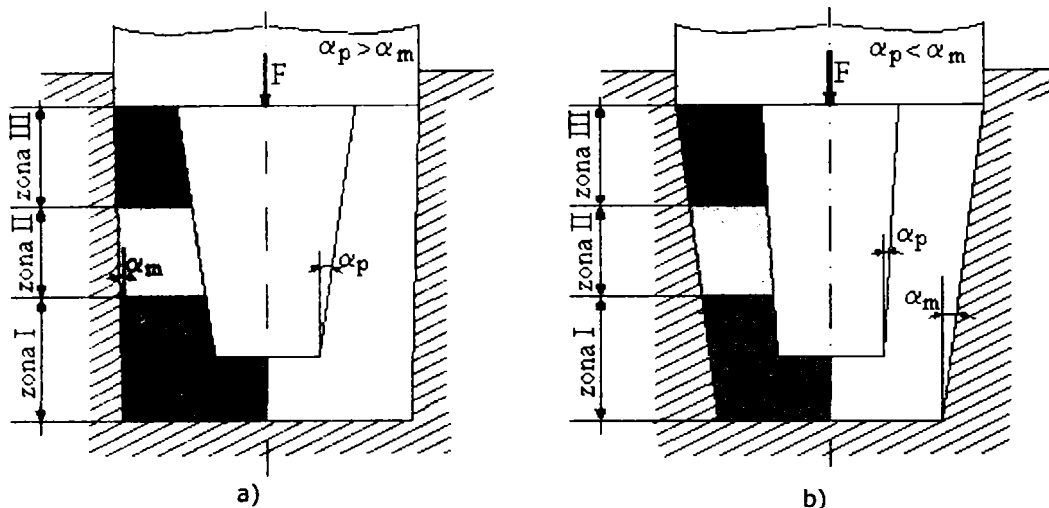


Fig.4.6. Variante de aplicare a înclinațiilor de matrițare în stare semisolidă a pieselor în formă de pahar când: a) $\alpha_p > \alpha_m$; b) $\alpha_p < \alpha_m$ [82]

Dacă $\alpha_p < \alpha_m$ și secțiunea inelară pe înălțimea peretelui crește ($S_1 < S_2$) (fig.4.6.b), atunci materialul se va comporta mai bine la deformare în zonele II și III, în comparație cu primul caz. Dacă variația secțiunii inelare va fi mai mare, atunci înălțimea zonei III va fi și ea mare, iar zona II mai mică decât în cazul când $\alpha_p > \alpha_m$, astfel că și posibilitatea apariției fisurilor în această parte a piesei va fi mai mică. În ceea ce privește zona I, deoarece $S_1 < S_2$, condițiile de deformare nu sunt chiar așa favorabile decât în primul caz, ele sunt totuși satisfăcătoare și nu este risc de apariție a fisurilor în această zonă.

Deci, pentru a înlătura în cât mai mare măsură posibilitatea apariției fisurilor în peretele piesei, este indicat să se lucreze cu înclinații $\alpha_p > \alpha_m$ în partea de jos a piesei și cu înclinații $\alpha_p < \alpha_m$ în partea de sus a ei. Pentru a se lucra în acest fel, deci cu înclinații diferite pe înălțimea peretelui, trebuie stabilite următoarele: înălțimea peretelui la care $\alpha_p > \alpha_m$ (respectiv $\alpha_p < \alpha_m$) și mărimile unghiurilor α_p și α_m .

Înălțimea pe care $\alpha_p > \alpha_m$ (respectiv pe care $\alpha_p < \alpha_m$) se poate stabili punându-se condiția să fie satisfăcută egalitatea:

$$\frac{\Delta V_1}{V_1} = \frac{\Delta V_2}{V_2} \quad (4.1)$$

în care: V_1 este volumul piesei amplasat în zona unde $\alpha_p > \alpha_m$;

ΔV_1 - micșorarea volumului V_1 în timpul deformării piesei;

V_2 - volumul piesei amplasat în zona unde $\alpha_p < \alpha_m$;

ΔV_2 - micșorarea volumului V_2 în timpul deformării piesei.

Dacă se consideră o piesă în formă de pahar, la care se presupune, pentru simplificare, că $\alpha_p = \alpha_m = 0$ (fig.4.7), se pot scrie relațiile:

$$\begin{aligned}
 V_1 &= \frac{\pi}{4} \cdot D^2 \cdot h + \frac{\pi}{4} \cdot (D^2 - d^2) \cdot (h_1 - h), \\
 \Delta V_1 &= \frac{\pi}{4} \cdot d^2 \cdot \Delta h, \\
 V_2 &= \frac{\pi}{4} \cdot (D^2 - d^2) \cdot h_2, \\
 \Delta V_2 &= \frac{\pi}{4} \cdot (D^2 - d^2) \cdot \Delta h
 \end{aligned}
 \tag{4.2}$$

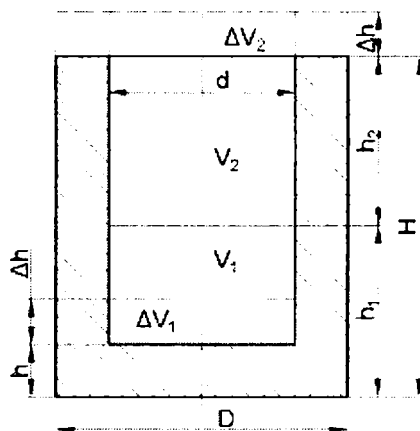


Fig.4.7. Schema variației volumului piesei în timpul deformării plastice [37,82,83]

Dacă în relația 4.1 se înlocuiesc mărimile V_1 , ΔV_1 , V_2 , ΔV_2 cu valorile lor exprimate în relațiile 4.2, prin efectuarea calculului se obține:

$$h_1 = \frac{d^2}{D^2} \cdot (H - h) \tag{4.3}$$

în care: h_1 este înălțimea pentru care $\alpha_p > \alpha_m$;

d – diametrul interior al piesei;

D – diametrul exterior al piesei;

H – înălțimea piesei;

h – înălțimea fundului piesei.

Dacă se alege soluția ca la partea de jos a piesei $\alpha_p > \alpha_m$ și la partea de sus $\alpha_p < \alpha_m$ rezultă că înălțimea h_1 adoptată va trebui să fie ceva mai mică decât cea calculată cu relația 4.3. Este de menționat că influența înclinațiilor α_p și α_m asupra înălțimii h_1 este mică deoarece acestea au mărimi relativ mici.

Stabilirea matematică a mărimii înclinațiilor α_p și α_m este mai dificilă din mai multe cauze [83]:

- dacă se consideră că metalul se solidifică deodată pe toată înălțimea peretelui, atunci formarea zonelor I, II și III este inevitabilă, indiferent de mărimea înclinațiilor α_p și α_m (considerând că α_p și α_m au valori sub $10...12^\circ$);
- la matrițarea pieselor din aliaje care cristalizează într-un interval mic de temperatură, formarea zonelor I, II și III este mai pronunțată decât la matrițarea pieselor din aliaje care cristalizează într-un interval mare de

temperatură; reiese deci că în prima situație ar fi necesar ca înclinația α_m (în partea de sus a peretelui) să fie mai mare decât în al doilea caz;

- în condițiile de lucru cu grosime variabilă a peretelui, solidificarea metalului se face progresiv pe înălțime, astfel că zonele I, II și III nu se delimitează așa de pronunțat ca atunci când peretele are aceeași grosime, deci formarea fisurilor în zona II este în mai mare măsură înlăturată și din acest punct de vedere.

În această situație, valorile optime ale înclinațiilor α_p și α_m se determină experimental, luând în considerare și aprecierile de natură teoretică în ceea ce privește apariția fisurilor în pereții piesei.

La matrițarea pieselor cu raport H/g mare (când zona II apare pronunțat), înclinația poansonului (α_p) trebuie luată cât mai mică ca să se asigure o componentă axială a forței de deformare (pe suprafața de contact a piesei cu poansonul) cât mai mică. Înclinația α_p trebuie să fie considerată atât cât să asigure scoaterea piesei de pe poanson în condiții satisfăcătoare ($\alpha_p=2...3^0$ pentru aliajele aluminiului, iar pentru oțel în literatură se specialitate se dau valori mai mari). Înclinația matriței (α_m) la partea superioară este indicat să fie mai mare, iar la partea inferioară cât mai mică. Cu cât înclinația α_m este mai mare în partea de sus și mai mică în partea de jos, cu atât zona II va apărea mai puțin pronunțată, deci va crește siguranța îndepărtării apariției fisurilor în aceea parte a piesei.

Ținând cont de cele precizate și în urma calculelor efectuate, s-a decis ca pentru experimentare să se folosească următoarele dimensiuni pentru piesa de lucru (fig.4.8) cu:

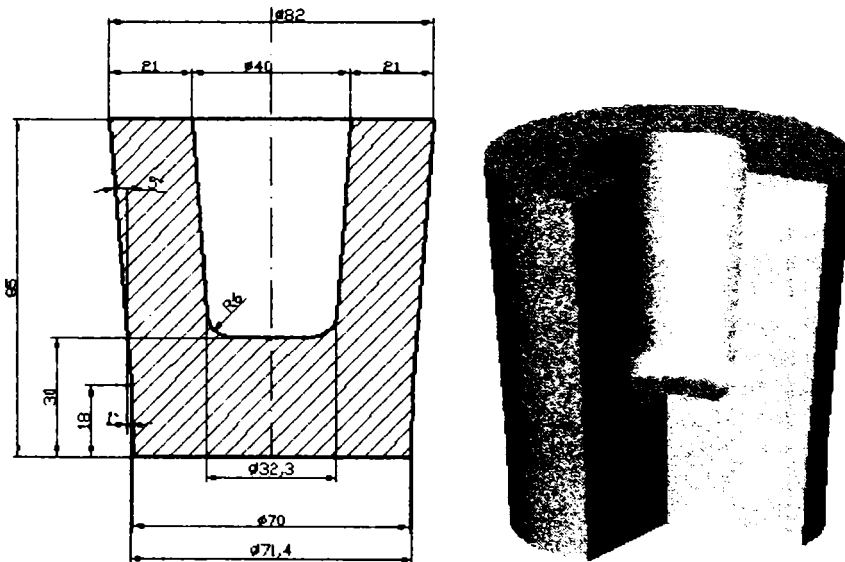


Fig.4.8. Piesă de lucru sub formă de pahar

- unghiul $\alpha_p=4^0$ pe toată înălțimea;
- $\alpha_m=1^0$ în partea de jos a piesei și $\alpha_m=5^0$ în partea de sus;
- grosimea fundului piesei $g_f = 30$ mm;
- diametrul exterior al piesei la partea inferioară și superioară: $D_i=70$ mm, $D_s=82$ mm;
- înălțimea piesei $H=85$ mm.

4.2.3 Proiectarea și execuția matriței, poansonului și contrapoansonului

Condițiile de lucru ale matrițelor și poansonelor metalice utilizate la matrițarea metalelor și aliajelor în stare semisolidă sunt grele, deoarece avem o temperatură de lucru ridicată (oțelul introdus în matriță se află în stare lichidă), iar forța de deformare aplicată în timpul solidificării aliajului acționează și asupra matriței, respectiv poansonului care vin în contact cu aliajul procesat.

Matrița și poansonul se vor proiecta în funcție de dimensiunile stabilite anterior ale piesei de lucru. Grosimea peretelui matriței se adoptă în așa fel încât să se asigure viteza dorită de solidificare a piesei, care inițial este turnată în matriță și totodată matrița să nu se încălzească peste o anumită temperatură impusă de specificul tehnologiei respective sau de limita admisă de natura materialului din care ea este construită. Astfel, determinarea grosimii peretelui matriței în funcție de grosimea medie a peretelui piesei se face utilizând nomograma din fig.4.9 care are la bază relația lui Dubinin, de forma [91,92]:

$$g_m = 13 + 0,6 \cdot g \quad (4.4)$$

în care: g_m - este grosimea pereților forme metalice, [mm];
 g - grosimea pereților piesei turnate, [mm].

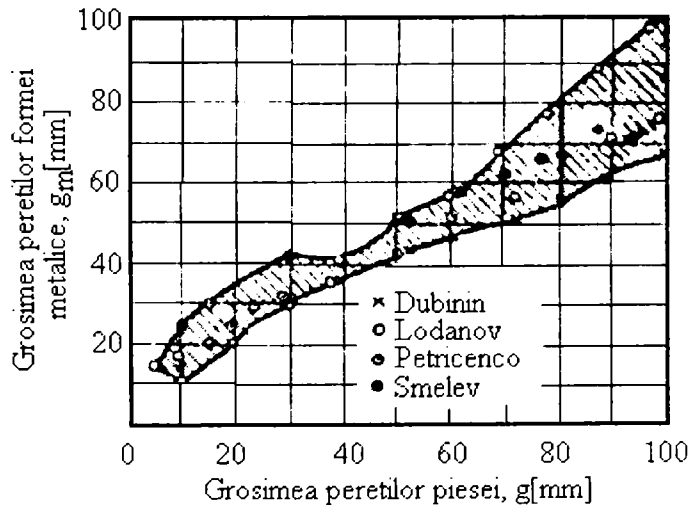


Fig.4.9. Nomogramă pentru determinarea grosimii medii a peretelui forme metalice [91]

Deoarece unele piese au o formă geometrică foarte complicată, cu o mare varietate a grosimii de perete, dimensionarea forme (matriței) după metoda arătată mai sus se face cu dificultate, astfel se poate apela la mărimea raportului dintre masa piesei turnate M_1 și masa forme metalice, M_2 . Practic în orice caz $M_2 \gg M_1$.

De asemenea, la proiectarea matriței și poansonului trebuie să se țină seama și de contracția liniară care apare la turnare, deoarece inițial are loc introducerea oțelului lichid în matriță. După cum se știe, corpurile se dilată la încălzire, iar la răcire se comprimă sau, cum se spune, se contractă. Deci dimensionarea corectă a amprente matriței se face în funcție de contracția liniară a aliajului turnat; pentru cazul turnării în forme metalice preîncălzite, la proiectarea acestora, se consideră contracțiile de turnare conform anexei 1.

La proiectarea matrițelor trebuie să se aibă în vedere și următoarele aspecte:

- posibilitatea scoaterii ușoare a piesei din matriță, sau de pe poanson;
- alegerea optimă a jocului dintre matriță și poanson, matriță și contra-poanson.

În funcție de forma care o are piesa, pentru scoaterea ei din matriță sau de pe poanson, se pot folosi mai multe metode și anume:

- a) Când piesa are forma exterioară complicată piesa va rămâne în matriță după ridicarea poansonului. Pentru scoaterea piesei din matriță, partea de lucru a acesteia se face din două bucăți, cu suprafață de separație verticală;
- b) Când piesele au formă exterioară simplă, fără gulere sau ramificații și fără găuri centrale sau cu mărimi mici ale acestora, care rămân în matriță după ridicarea poansonului, atunci pentru scoaterea lor se folosesc extractoare inferioare;
- c) Când piesele au formă exterioară simplă și găuri centrale mari (piese în formă de pahar), care rămân prinse în poanson după ridicarea acestuia, pentru înlăturarea lor se folosesc matrițe cu placă superioară puse în mișcare de traversa presei sau de către poanson, folosindu-se o construcție specială a acestuia.

Jocul între matriță și poanson trebuie ales în așa fel încât părțile mobile să se poată deplasa ușor una față de alta la temperatura de lucru a acestora.

O problemă importantă în construcția matrițelor și a poansonelor o constituie alegerea materialului din care se confecționează acestea. În marea majoritate a cazurilor, atât matrițele cât și restul elementelor sunt realizate din oțel carbon de calitate și oțel refractar [91].

De regulă matrițele au forme complexe și uneori dimensiuni mari, fapt care le predispune la deformare, de asemenea condițiile de lucru ale matrițelor (de forjă) sunt deosebit de grele, întrucât ele preiau șocuri mecanice și termice mari. Materialul din care acestea se execută este de regulă oțel marca 55MoCrNi16 sau 57VMoCrNi14.

Matrițele folosite pentru matrițarea la cald, în timpul lucrului sunt supuse unei încălziri și răcirii alternative a suprafeței de contact cu semifabricatul, formându-se succesiv tensiuni de întindere și compresiune. Acestea determină uneori apariția unor crăpături mici în adâncime. În cazul în care temperatura de încălzire depășește temperatura la care oțelul matriței a fost revenit, caracteristicile mecanice ale matriței se modifică, iar rezistența la uzură scade brusc. De aceea, matrițele destinate matrițării la cald a metalelor și aliajelor se execută din oțeluri care își mențin caracteristicile mecanice între 300 și 600°C. În această categorie intră oțelurile la care revenirea se execută la 500 – 600°C [93].

Tratamentul termic al sculelor pentru prelucrare la cald constă în mod obișnuit dintr-o călire urmată de revenire înaltă, întrucât se urmărește obținerea unei structuri tenace și stabile la temperatura atinsă în timpul lucrului, respectiv structura sorbitică globulară. Pentru ca la călire tensiunile interne să fie cât mai mici, încălzirea se face în trepte. Astfel matrițele reci se introduc în cuptorul încălzit la 400...650°C și se mențin până la 30min/25mm din grosime, după care se continuă încălzirea circa 10min/25mm, până la temperatura de austenitizare (cca. 840-860°C, care se alege în funcție de calitatea oțelului) și unde se menține pentru uniformizarea temperaturii și omogenizarea austenitei în jur de 20 min/25mm. Se ajunge astfel într-o primă aproximație durata totală de încălzire la călire să se estimeze la 1h/25mm grosime. Răcirea matrițelor se face în apă, când sunt executate din oțel carbon, și în ulei când sunt din oțel aliat. În toate cazurile răcirea

se face numai până când sculele ajung la 150...200°C, după care se trec imediat în cuptorul de revenire, care este preîncălzit la 250...300°C.

Revenirea este între 450...560°C, pentru o durată apreciată la 10...15min/25mm grosime, în aceste condiții tensiunile reducându-se complet, duritatea scade de asemenea, în schimb tencitatea crește considerabil [94].

Pentru experimentările în fază de laborator s-a optat pentru oțelul aliat marca 55MoCrNi16 pentru matriță, poansonul și contraoansonul. În fig.4.10.a se prezintă semifabricatul din care s-a obținut contraoansonul, iar în fig.4.10.b semifabricatul din care s-au obținut matrița și poansonul.



Fig.4.10. Semifabricate inițiale folosite pentru obținerea matriței, poansonului și contraoansonului

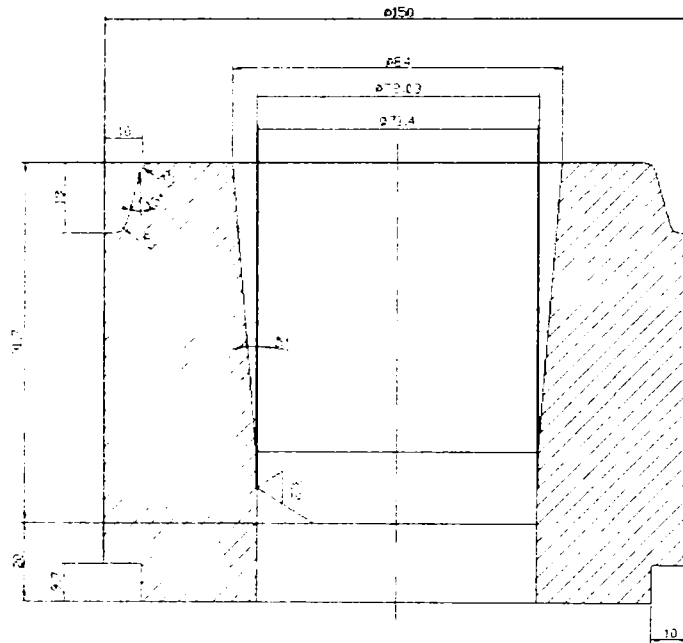
Compoziția chimică a oțelului 55MoCrNi16, conform STAS 3611-88 înlocuit prin SR EN ISO 4957:2002, este dată în următorul tabel:

Tab.4.2. Compoziția chimică a oțelului 55MoCrNi16

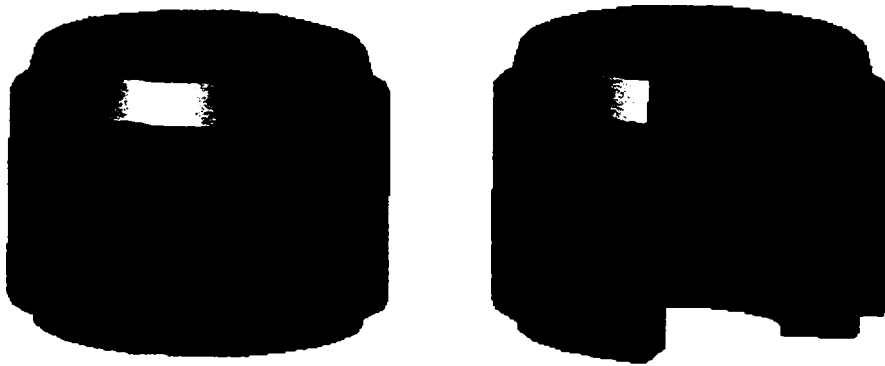
Marca oțelului	C[%]	Mn[%]	Si[%]	Cr[%]	Ni[%]	Mo[%]	Alte elemente
55MoCrNi16	0,5-0,6	0,5-0,8	0,1-0,4	0,5-0,8	1,4-1,8	0,15-0,30	Cu=max. 0,30

În fig.4.11.a se prezintă desenul de execuție al matriței folosite pentru obținerea piesei în formă de pahar, iar modelul 3D al acesteia în fig.4.11.b. De asemenea în fig.4.11.c este ilustrată matrița obținută în urma prelucrării mecanice.

Desenul de execuție al poansonului este prezentat în fig.4.12.a, iar modelul 3D în fig.4.12.b. În fig.4.12.c este ilustrat poansonul obținut în urma prelucrării mecanice. Asamblarea poansonului la tija cilindrului hidraulic se face prin intermediul unui filet M36x4.



a)

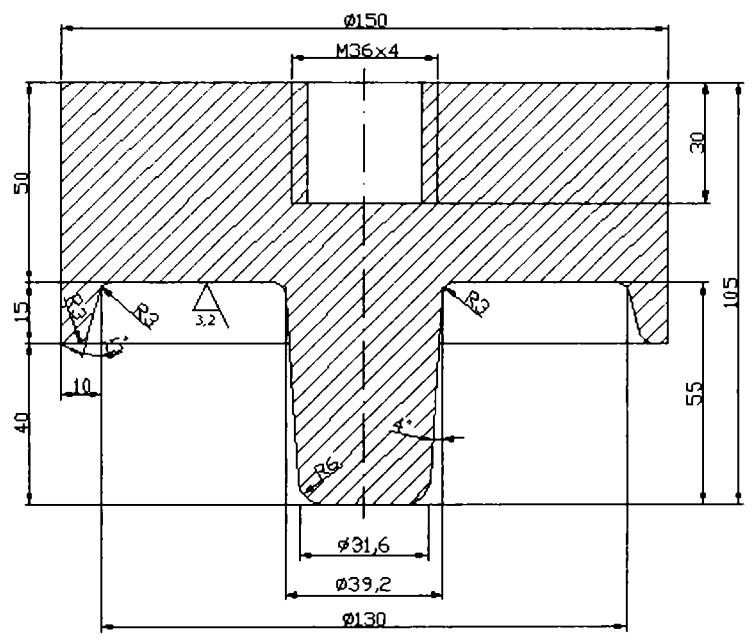


b)

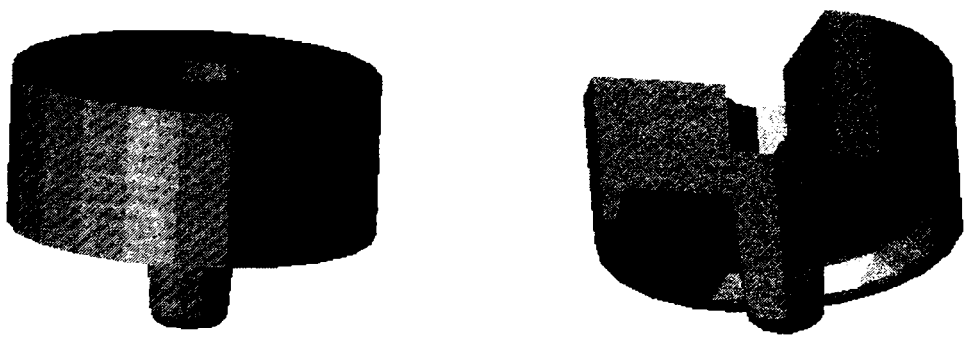


c)

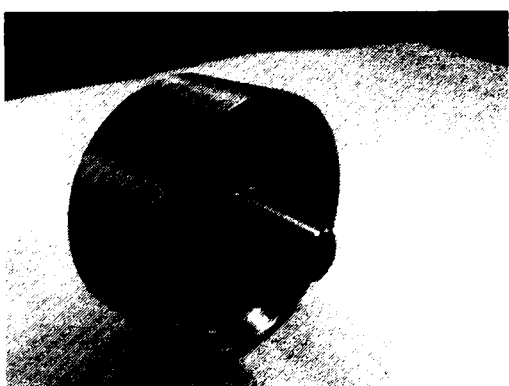
Fig.4.11. Matriță: a) desenul de execuție, b) reprezentare 3D, c) după prelucrarea mecanică



a)



b)



c)

Fig.4.12. Poanson pentru matrițarea piesei în formă de pahar: a) desenul de execuție, b) reprezentare 3D, c) după prelucrarea mecanică

Desenul de execuție al contrapoansonului este prezentat în fig.4.13.a, iar modelul 3D și piesa obținută după prelucrarea mecanică, în fig.4.13.b și respectiv fig.4.13.c.

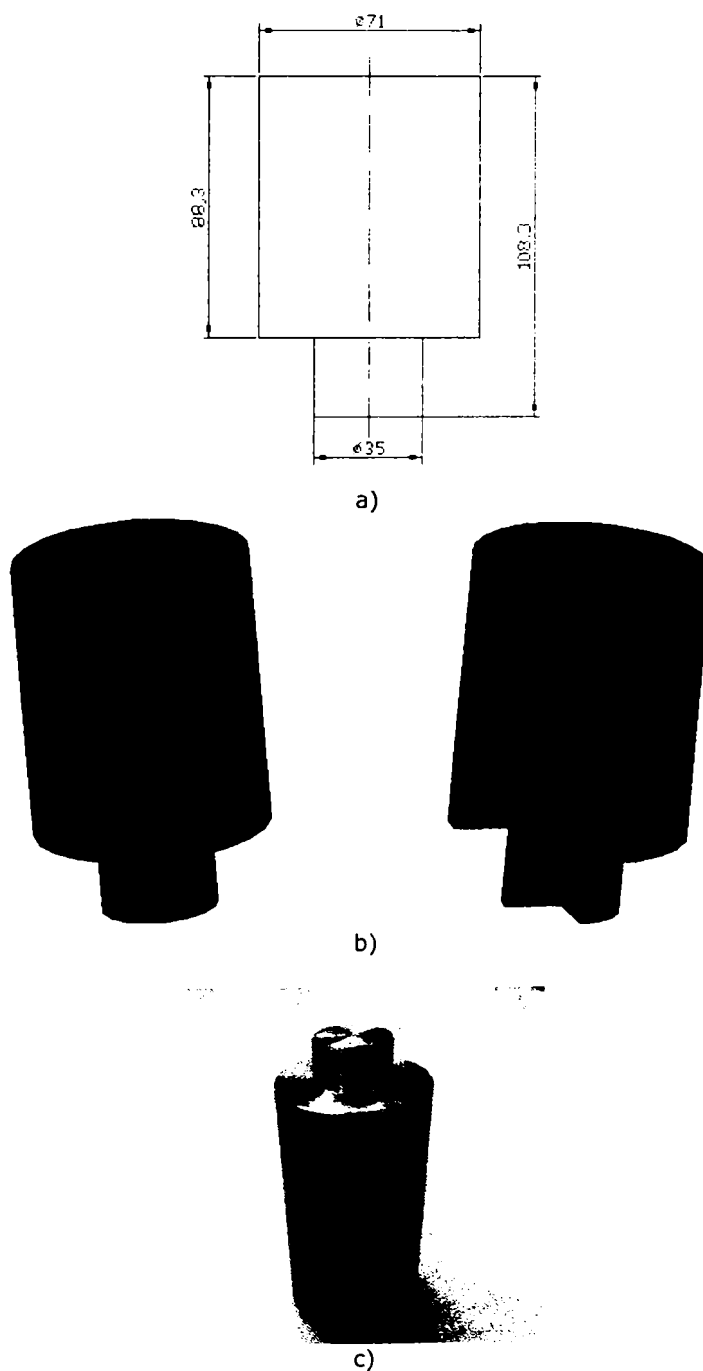


Fig.4.13. Contrapoanson: a) desenul de execuție, b) reprezentare 3D, c) după prelucrarea mecanică

În fig.4.14 se prezintă modelul spațial al ansamblului elementelor de lucru (matriță, poanson și contra-poanson).

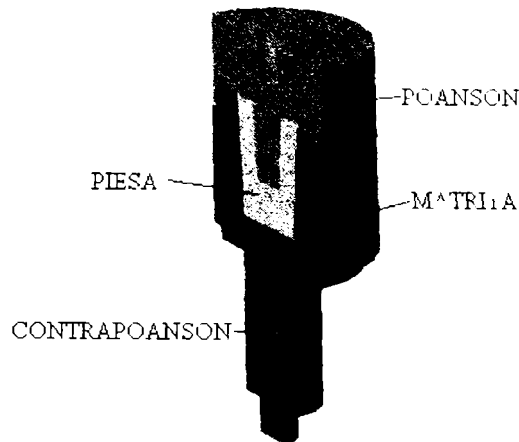


Fig.4.14. Secțiune prin modelul spațial al zonei de lucru

4.2.4 Dispozitivul de producere a vibrațiilor mecanice

Matrițarea în stare semisolidă s-a realizat în prezența vibrațiilor mecanice de joasă frecvență cuprinsă în intervalul 0 – 40Hz. Vibrația ansamblului s-a produs cu ajutorul unui sistem de vibrare cu excentric, la care pe axul motorului se montează contragreutăți care datorită mișcării de rotație produc vibrații. Sistemul de vibrare permite reglarea amplitudinii frecvenței prin montarea corespunzătoare a contragreutăților pe axul motorului. Acest dispozitiv are rolul de a transmite vibrațiile spre matriță, respectiv spre aliajul lichid care este turnat în matriță. Datorită modului de asamblare a motorului vibrator cu matrița, vibrațiile sunt transmise atât în plan vertical cât și orizontal.

Matrița este montată pe o placă de oțel de grosime, $g_p = 20\text{mm}$. Această placă este asamblată cu placa de bază prin 4 prezoane prevăzute cu 8 arcuri elicoidale, la care s-a atașat motorul vibrator cu excentric prevăzut cu 20 contragreutăți detașabile. Zece greutăți sunt situate pe o parte a motorului, iar celelalte 10 sunt situate în partea opusă, dispuse unele față de altele la 180° față de axa de simetrie a motorului.

În urma unor teste, alimentând motorului vibrator prin convertorul static de frecvență s-au efectuat vibrații ale matriței și s-a decis ca pentru încercările experimentale propriu-zise să se folosească 8 contragreutăți.

Vibratorul mecanic în cadrul instalației experimentale se ilustrează în fig.4.15, iar caracteristicile tehnice ale acestuia sunt specificate în tab.4.3.

Tab.4.3. Caracteristicile tehnice ale vibratorului

Motor vibrator cu excentric	Turație $n_v = 2850$ [rot/min]
	Putere $P = 0,37$ [kW]
	Motorul este alimentat la o tensiune de 380V, frecvență $f = 50\text{Hz}$

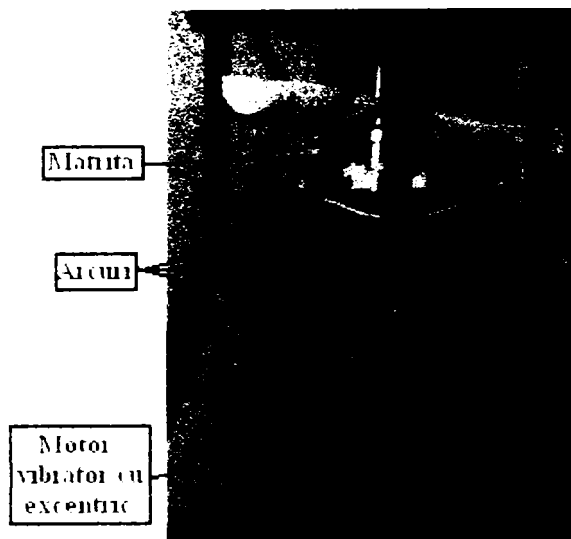


Fig.4.15. Motor vibrator cu excentric

Motorul vibrator cu excentric are un rol foarte important în cadrul experimentărilor, deoarece vibrațiile mecanice produse de acesta au scopul de a transforma structura dendritică obținută la turnarea clasică, într-o structură corespunzătoare pentru procesarea în stare semisolidă.

4.2.5 Convertorul de frecvență

În cadrul experimentărilor pentru modificarea frecvenței s-a utilizat convertorul static de frecvență tip CIMR-J7AZBIP5-OMROM (Japonia). Acesta facilitează o reglare variabilă, continuă a turației motoarelor trifazate, prin transformarea rețelei de curent alternativ monofazat cu tensiune constantă și frecvență constantă într-o rețea trifazată nouă, cu tensiune variabilă și frecvență variabilă. Folosirea lor poate conduce la importante economii de energie electrică, ele eliminând de asemenea șocul de curent care apare la pornirea directă a motoarelor. Convertorul de frecvență preia din rețeaua de alimentare practic numai puterea activă necesară acționării motorului. Puterea reactivă necesară motorului este livrată de circuitul intermediar de curent continuu. În fig.4.16 se prezintă schema electrică simplificată a convertorului static de frecvență.

Convertorul static de frecvență utilizat are în componența lui 3 părți principale: un redresor, un circuit intermediar de curent continuu cu filtru capacitiv (sau capacitiv-inductiv) și un invertor trifazat. Comanda celor șase tranzistoare ale invertorului, de tip IGBT (Insulated Gate Bipolar Transistor) este dată de un microprocesor și are la bază principiul modulării în lățime a impulsurilor (PWM - Pulse Width Modulation). Modificarea frecvenței duce la modificarea valorii tensiunii, pentru a păstra un cuplu dezvoltat de motor constant. De exemplu, dacă motorul operează în regim nominal la 400V și 50Hz, când reducem viteza lui la jumătate, deci frecvența la 25Hz, tensiunea de alimentare va fi scăzută de convertor, în mod automat, la 200V în așa fel încât $\frac{U}{f} = ct..$ Tensiunea este formată de fapt din pulsuri, reducerea tensiunii însemnând de fapt reducerea lățimii pulsurilor. Funcționarea la viteze (frecvențe) peste cea nominală este posibilă; în acest caz

tensiunea va rămâne constantă, ceea ce va conduce la o scădere a cuplului dezvoltat de motor.

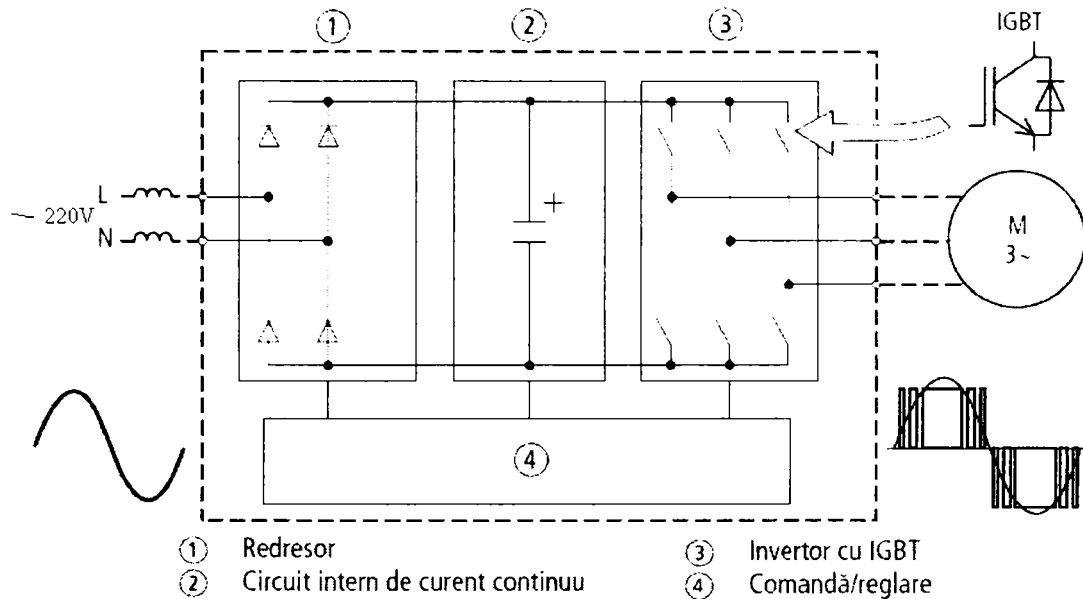


Fig.4.16. Schema electrică simplificată a convertorului static de frecvență [95]

Funcționarea convertorului static de frecvență se bazează pe tehnica de reglare a tensiunii realizată prin modulare sinusoidală ce este caracterizată de un factor de modulare în frecvență și un factor de modulare în amplitudine. Modularea sinusoidală constă în comanda a două semnale variabile de frecvențe diferite, un semnal sinusoidal modular cu frecvența f a fundamentalei tensiunii de ieșire și care are o amplitudine variabilă A și un semnal de referință – purtător ce reprezintă o funcție multiplă triunghiulară având amplitudinea A_r constantă [96]. În fig.4.17 se prezintă principiul modulației sinusoidale numai pentru semnalul corespunzător unei singure faze.

În circuitul de comandă al tranzistoarelor se generează trei semnale sinusoidale cu frecvența egală cu frecvența tensiunii de la ieșirea invertorului și un semnal triunghiular m_t .

$$\begin{aligned} u_{ma} &= U_{ma} \sin(\omega t) \\ u_{mb} &= U_{mb} \sin\left(\omega t - \frac{2\pi}{3}\right) \\ u_{mc} &= U_{mc} \sin\left(\omega t + \frac{2\pi}{3}\right) \end{aligned} \quad (4.5)$$

Cele trei relații 4.5 formează semnalele modulatorii u_m .

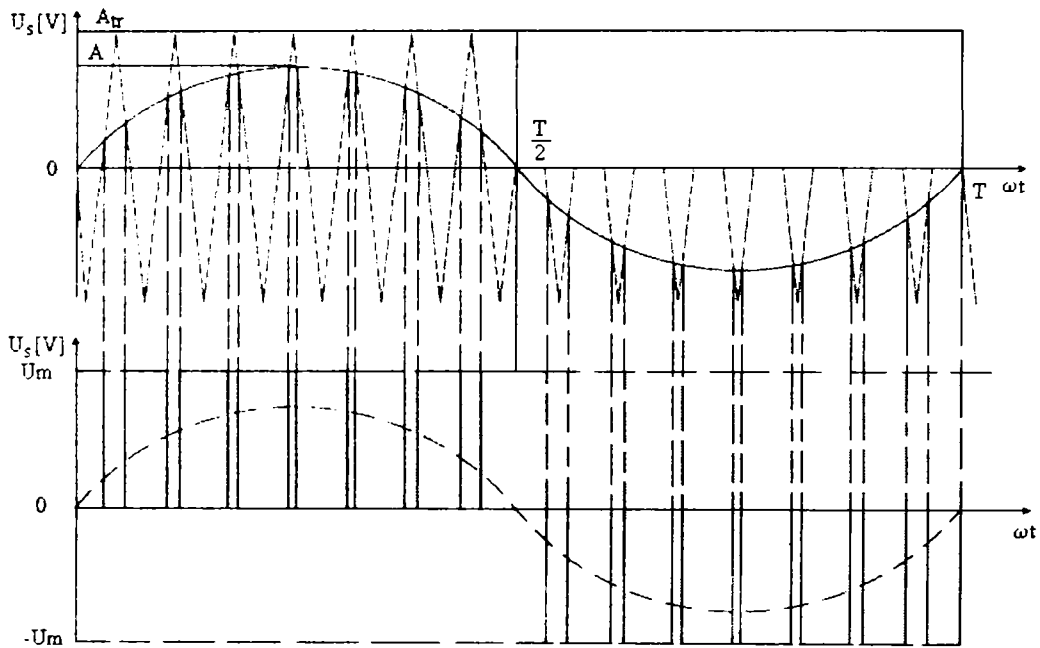


Fig.4.17. Tehnica PWM sinusoidală [96]

Programul de amorsare și blocare al tranzistoarelor se face după schema simplificată a inverterului în punte trifazată prezentată în fig.4.18.

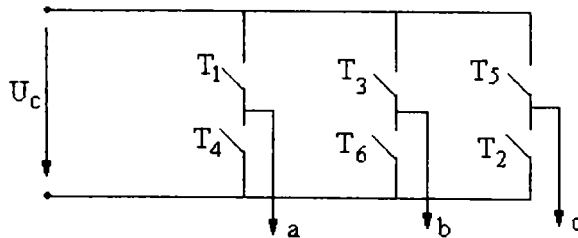


Fig.4.18. Schema simplificată a inverterului trifazat [96]

- Dacă: $u_{ma} \geq U_{mt}$ avem: T_1 - conduce
 T_4 - blocat
- $u_{mb} \geq U_{mt}$ avem: T_3 - conduce
 T_6 - blocat
- $u_{mc} \geq U_{mt}$ avem: T_5 - conduce
 T_2 - blocat
- Dacă: $u_{ma} < U_{mt}$ avem: T_1 - blocat
 T_4 - conduce
- $u_{mb} < U_{mt}$ avem: T_3 - blocat
 T_6 - conduce
- $u_{mc} < U_{mt}$ avem: T_5 - blocat
 T_2 - conduce

Caracteristicile convertorului static de frecvență utilizat sunt indicate în tab.4.4, iar valorile măsurate în cadrul experimentărilor sunt înscrise în tab.4.5.

Tab.4.4. Caracteristicile convertorului static de frecvență

INPUT	Tensiune intrare [V]	Frecvență [Hz]	Curent din rețea [A]
	220-240	50/60	20,5
OUTPUT	Tensiune ieșire [V]	Frecvență ieșire [Hz]	Curent ieșire [A]
	0 - 240	0 - 400	8

Măsurarea curentului prin înfășurările statorice ale motorului și a celui absorbit de la rețea a fost realizată cu ajutorul cleștelui ampermetric DVM85.

Tab.4.5. Valorile măsurate în cadrul încercărilor

	Proba A	Proba B	Proba C	Proba D
Frecvența, [Hz]	-	15	25	40
Tensiunea, [V]	-	65	103	161
Curentul prin înfășurările motorului, [A]	-	0,305	0,395	0,555
Curentul absorbit de la rețea, [A]	-	0,215	0,342	0,697

Fig.4.19 ilustrează schema de conectare între motorul vibrator și convertorul static de frecvență.

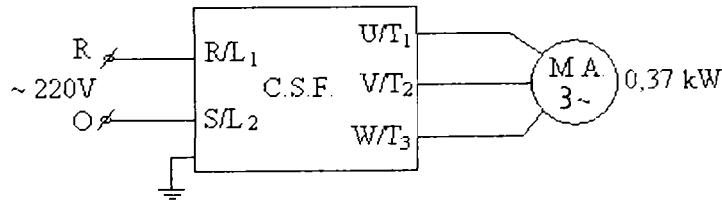


Fig.4.19. Schema de conectare a motorului asincron trifazat la convertorul static de frecvență

Prin utilizarea convertorului de frecvență s-a putut modifica frecvența de vibrație a matriței și astfel am obținut, în condiții diferite, patru piese sub formă de pahar dintre care prima, notată cu proba A, nu a fost supusă acțiunii vibrațiilor fiind matrițată în stare lichidă, iar următoarele trei (probele B, C și D) au fost matrițate în stare semisolidă în prezența vibrațiilor de frecvențe diferite și anume: 15Hz, 25Hz și 40Hz cu amplitudinile corespunzătoare: 1mm, 0,7mm și 0,4mm.

4.2.6 Echipamentul de măsurare a temperaturii

Măsurarea temperaturii în peretele matriței la diferite adâncimi se face cu ajutorul termocuplurilor care reprezintă un mijloc de măsurare a temperaturii cu o largă răspândire datorită avantajelor pe care le oferă față de alte mijloace de măsurare a temperaturii și anume: are o construcție simplă, preț de cost redus,

interval mare de măsură ($-200^{\circ}\text{C} \dots 3000^{\circ}\text{C}$), poate fi conectat la diferite indicatoare, înregistratoare, semnalizare și comandă [97].

Pentru măsurarea temperaturii în peretele matriței s-a decis utilizarea termocupurilor Cromel-Alumel, care au temperatura de utilizare minimă de -200°C și maximă de 1300°C . Cromelul este aliajul 90Ni-10Cr caracterizat printr-o t.t.e.m. puternic pozitivă în raport cu platina, iar alumelul este aliajul 94Ni-3Mn-2Al-1Si, care are o t.t.e.m. negativă în comparație cu platina. Ambele aliaje se comportă bine în atmosferă, la temperatură înaltă. Sensibilitatea termocuplului tip K este de $15\mu\text{V}/\text{grad}$ la -200°C , $30\mu\text{V}/\text{grad}$ la -100°C , $40\mu\text{V}/\text{grad}$ la 0°C , după care scade sub $35\mu\text{V}/\text{grad}$ pentru temperaturi situate până la 1300°C [37].

Termocupurile Cr-Al au fost montate în peretele matriței radial, în plane distincte, la 5 cote diferite față de peretele interior al acesteia, conform fig.4.20 și fig.4.21. Astfel se poate observa evoluția temperaturii în peretele matriței pe parcursul turnării, procesării și solidificării pieselor obținute prin procedeul propus.

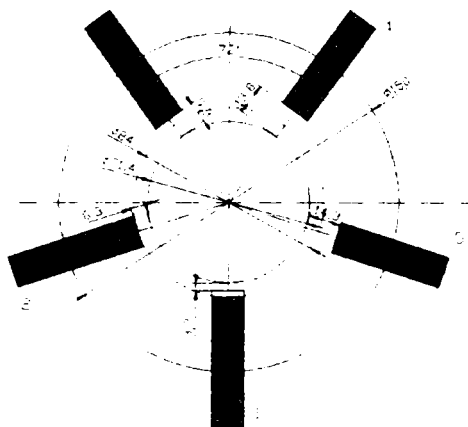


Fig.4.20. Vedere de ansamblu privind amplasarea termocupurilor, având ca bază de referință diametrul interior de la baza matriței

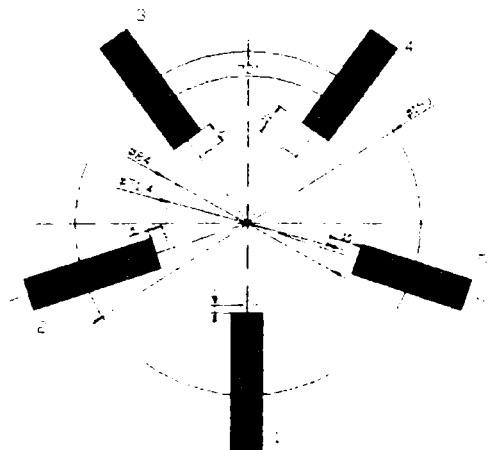


Fig.4.21. Vedere de ansamblu privind amplasarea termocupurilor, având ca bază de referință diametrul interior al matriței la înălțimile corespunzătoare montării termocupurilor

Reprezentarea 3D privind amplasarea termocuplele în peretele matriței este ilustrată în fig.4.22.a, iar vederea de ansamblu a acestora în cadrul instalației experimentale, în fig.4.22.b.

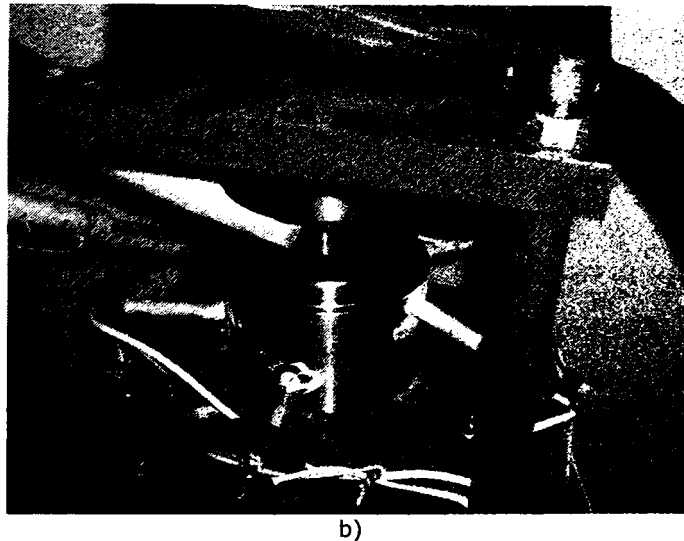
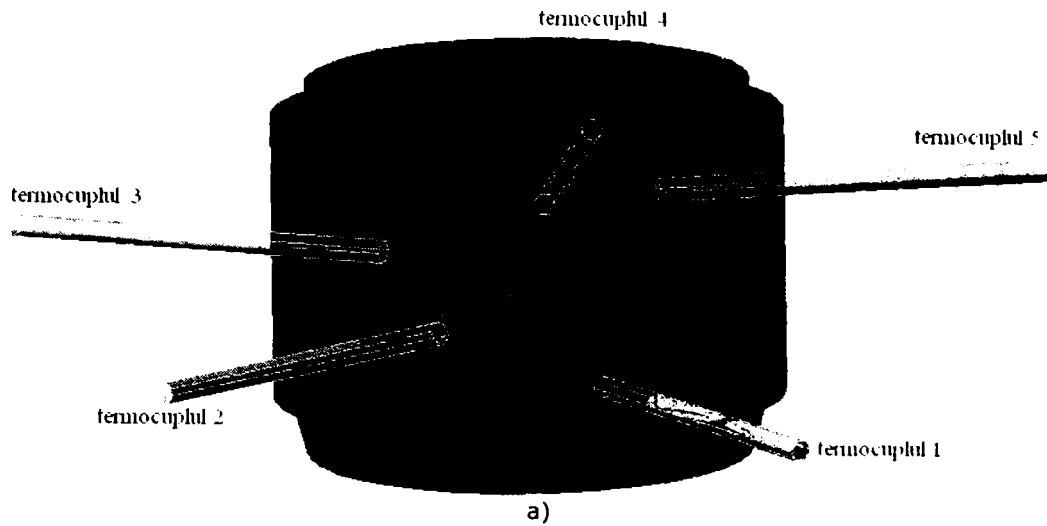


Fig.4.22. Amplasarea termocuplelor în peretele matriței:
a) reprezentare 3D; b) vedere de ansamblu

Pentru înregistrarea valorilor temperaturii în peretele matriței simultan cu cele 5 termocuple prezentate anterior, se utilizează placa de achiziție a datelor, tip NI PCI-6221 la care acestea sunt legate (fig.4.23.a). Înregistrarea datelor, din secundă în secundă, pe sistemul de calcul conectat la placa de achiziție se face cu un program special conceput care furnizează direct valorile temperaturii, după cum se observă în fig.4.23.b.

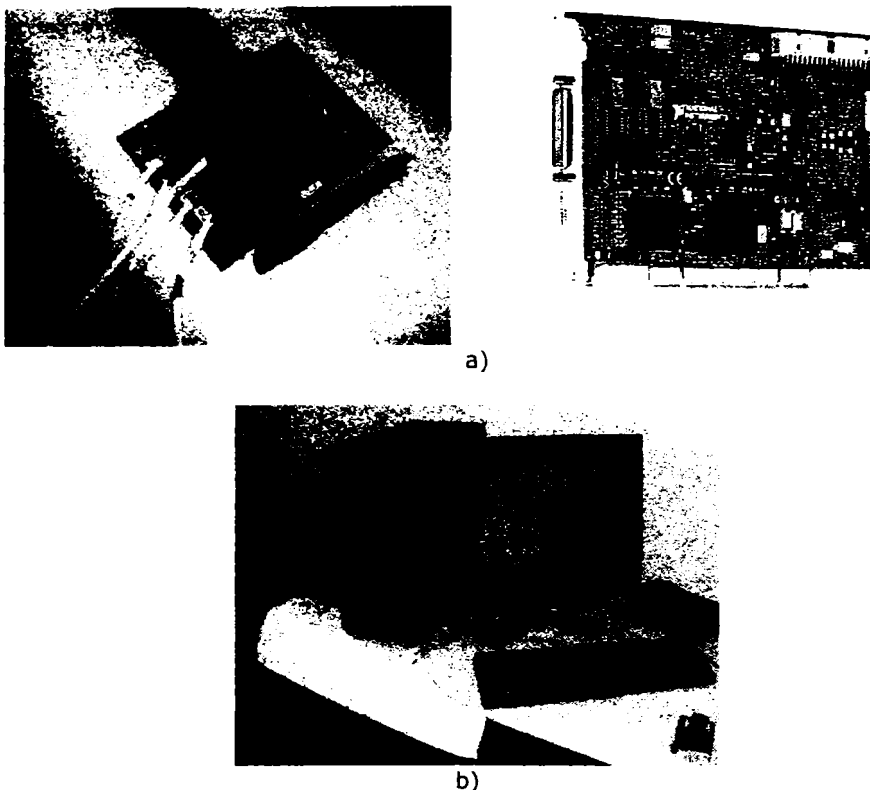


Fig.4.23. Placa de achiziție a datelor, tip NI PCI-6221 (a) și sistemul de calcul utilizat pentru înregistrarea datelor (b)

Sistemele și modulele de achiziții de date (DAQ = data acquisition) pe bază de calculatoare (cum este și cea utilizată) sunt folosite într-un domeniu larg de aplicații de laborator, de teren și în fabrici. Tipic, modulele DAQ sunt instrumente de achiziții de date folosite pe scară largă pentru măsurarea de tensiuni. Semnalele de ieșire ale multor senzori și traductoare trebuie condiționate pentru a fi folosite de modulele DAQ. Aceasta condiționare, cunoscută ca "signal conditioning", include funcții ca amplificarea semnalului, filtrare, izolare electrică și multiplexare. Mai mult, pentru o funcționare corectă, multe traductoare necesită un curent de alimentare, montaje în punte, circuite pentru liniarizare sau o amplificare foarte mare [98]. Traductoarele sunt dispozitive care convertesc un tip de fenomene fizice, cum ar fi temperatura, forța, presiunea sau lumina, într-un alt tip de fenomene fizice. Traductoarele uzuale convertesc mărimi fizice în mărimi electrice, cum ar fi tensiune sau rezistență. Caracteristicile traductorului definesc multe dintre cerințele condiționării semnalului pentru un sistem DAQ. Cel mai răspândit traductor pentru măsurarea temperaturii este termocuplul. Datorită faptului că este ieftin, robust și poate opera într-un domeniu larg de temperaturi, termocuplul este un traductor foarte ușor de folosit. Cu toate acestea, termocuplul are unele cerințe speciale în ceea ce privește condiționarea semnalului.

Placa de achiziție (DAQ) multifuncțională utilizată pentru experimentări este printre cele mai frecvent folosite dintre plăcile DAQ inserabile. Tehnologia acestei familii reprezintă o arhitectură hardware completă pentru achiziția de date, ce beneficiază de cele mai recente progrese în domeniul electronicii și calculatoarelor și

îmbunătățește capacitățile soluțiilor de achiziție bazate pe calculatoare PC. Principalele caracteristici sunt:

- intrări analogice: 16 sau 64 intrări simple referite la masă (RSE), 16 sau 64 intrări simple nereferite (NRSE) cu o masă comună partajată sau 8 - 32 intrări complet diferențiale (DIFF);
- reglare independentă, pe fiecare canal, a gamei sau a câștigului de intrare, eșantionare secvențială (aleatoare) a canalelor;
- declanșare digitală;
- declanșare analogică: sub sau deasupra unui nivel, înăuntrul sau în afara unei zone, depășire sus sau jos cu hysteresis;
- ieșiri analogice: două convertoare numeric-analogice (DACs) multiplicatoare, cu buffer dublu, ce se conectează la două canale analogice de ieșire;
- numărătoare/temporizatoare comandate de DMA: două, de 24 de biți;
- I/O digitale: 8 linii digitale de intrare/ ieșire;
- rata de eșantionare: de la 20kS/sec până la 5MS/sec per canal;
- gama de intrare: +/-42, +/-20, +/-10, +/-5V;
- rezoluția de intrare: 12 sau 16 biți.

În tab.4.6 sunt prezentate caracteristicile plăcii de achiziție tip NI PCI-6221 utilizată în cadrul experimentărilor.

Tab.4.6. Caracteristicile plăcii de achiziție model PCI-6221[91]

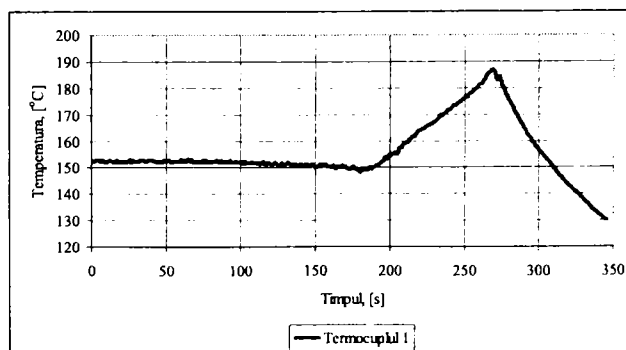
Familia	Magis- trala	Intrări analo- gice	Rata eșantio- nare (S/sec)	Rezolu- ția intrare (biți)	Gama de intrare		Ieșiri analo- gice	Rezolu- ția ieșire (biți)	I/O digitale	Numa- ratoare
					max. (V)	min. (mV)				
6221	PCI	16SE/8DI	250kS	16	±10	±200	2	16	24	2,32biți

Intrări: SE= simple, DI = diferențiale,

Ieșiri analogice: nivelul max. de ieșire este de 10V

Count/timer = numărătoare/ temporizatoare, tip DAQ-STC de înaltă performanță, de 32 biți, frecvența de 80 MHz

Pentru prima probă, în timpul turnării oțelului lichid și matrișării propriu-zise, a fost înregistrată temperatura în peretele matriței, cu cele 5 termocuple tip K situate la înălțimi și cote diferite în raport cu peretele interior al matriței. Temperatura au fost înregistrată din secundă în secundă până în momentul scoaterii piesei din matriță. Graficele ilustrate în fig.4.24 arată evoluția temperaturii în peretele matriței la diferite înălțimi și adâncimi pentru prima încercare.



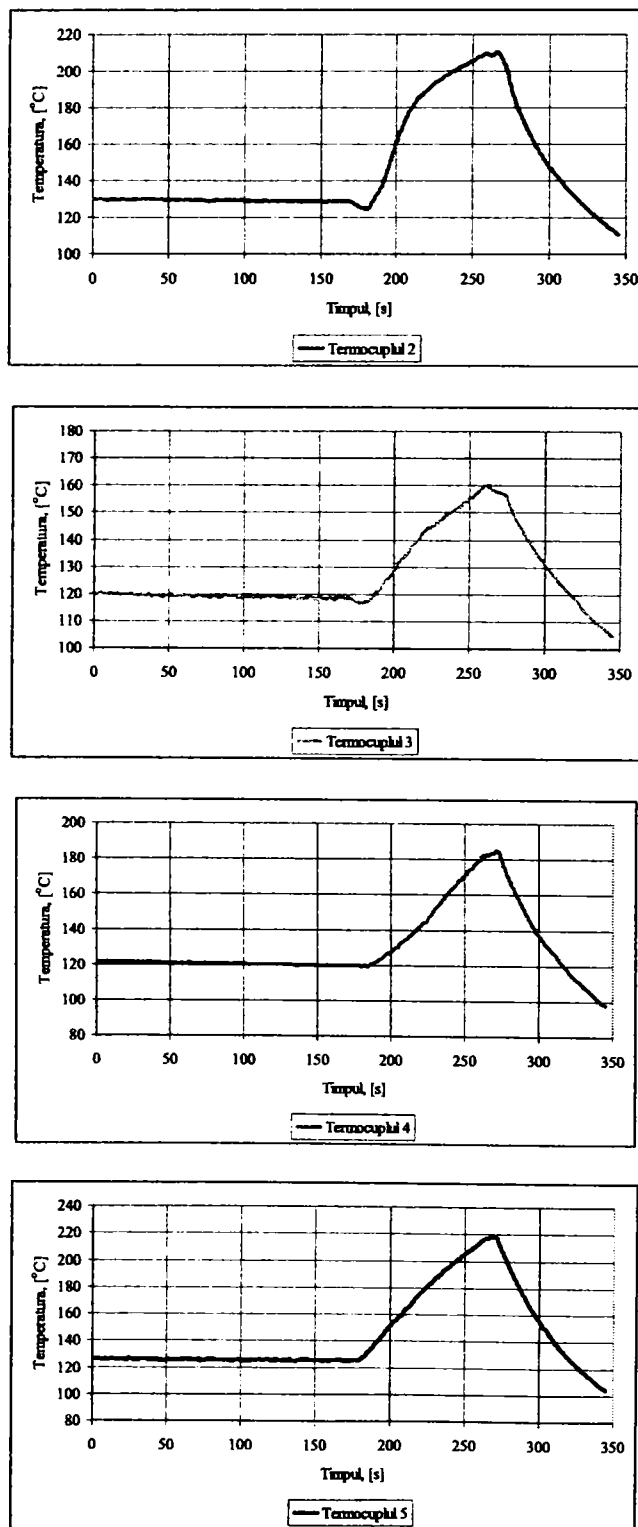


Fig.4.24. Temperatura în perelele matriței pentru fiecare termocuplu tip K

Prin suprapunerea celor 5 curbe obținute se observă în fig.4.25 evoluția temperaturii în peretele matriței pentru proba A.

Înainte de începerea turnării propriu-zise, matrița a fost încălzită la o anumită temperatură după cum se observă în fig.5.25.etapa 1. Încălzirea matriței și a poansonului se realizează deoarece temperatura acestora influențează foarte mult calitatea suprafeței piesei. Dacă temperatura matriței este sub 100°C, atunci din cauza contactului dintre pereții reci ai matriței și metalul lichid ia naștere un strat solidificat care reprezintă un defect și care totodată favorizează formarea fisurilor. Dacă temperatura este peste 350°C apare pericolul lipirii metalului de pereții matriței ceea ce conduce la degradarea suprafeței [46].

Încălzirea matriței s-a realizat cu arzător oxi-gaz, și din această cauză apare o diferență între temperaturile celor 5 termocuple dispuse radial și la diferite înălțimi în peretele matriței.

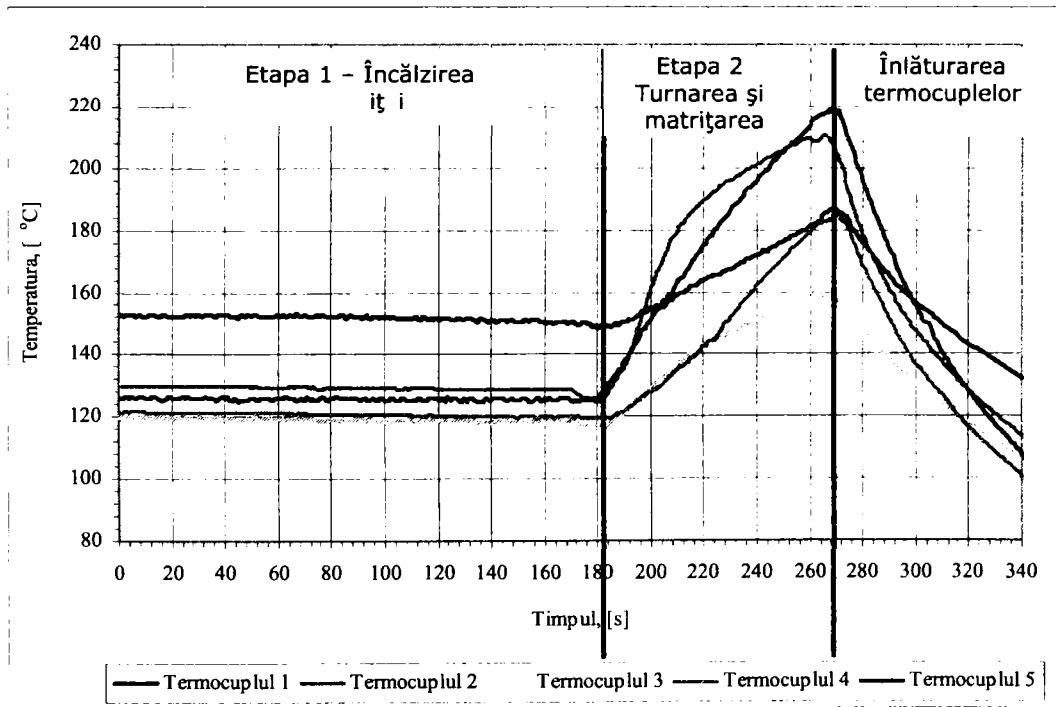


Fig.4.25. Variația temperaturii în peretele matriței

Începutul celei de-a doua etape coincide cu turnarea oțelului lichid în matriță și se sfârșește cu închiderea matriței. Deoarece la turnare oțelul are o temperatură de peste 1530°C, creșterea temperaturii în matriță se face brusc. După cum se observă din fig.5.25, iar valoarea maximă la care ajunge temperatura pentru prima încercare este de 220°C.

După ce matrița a fost închisă termocuplele au fost înlăturate în scopul scoaterii piesei din matriță.

Pentru toate încercările realizate temperatura a fost măsurată și cu termometru infraroșu fără contact, cu laser. Temperaturile înregistrate pe peretele exterior al matriței atât la începutul turnării cât și la sfârșitul matrițării sunt date în tab.4.7. După cum se observă valoarea maximă la care ajunge temperatura matriței

pentru cele patru încercări este de 337°C, deci matrița nu suferă transformări de structură, care ar modifica proprietățile mecanice și ar conduce la degradarea matriței.

Tab.4.7. Variația temperaturii în peretele exterior al matriței

Proba	Temperatura matriței înainte de turnare, [°C]	Temperatura matriței după matrițare, [°C]
A	130	223
B	229	267
C	243	337
D	280	327

Înregistrarea temperaturii în peretele matriței s-a realizat în scopul cunoașterii valorii temperaturii la care poate ajunge matrița pe parcursul turnării și matrițării. Conform valorilor măsurate, nu se depășește nici temperatura de 350°C deasupra căreia piesa se lipește de matriță, nici temperatura la care oțelul matriței a fost revenit.

Pentru măsurarea temperaturii topiturii s-a utilizat pirometrul de radiație cu afișaj electronic (fig.4.26) și termocuplul de imersie.

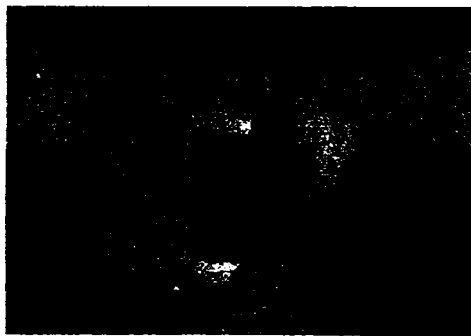


Fig.4.26. Pirometru de radiație cu afișaj electronic pentru măsurarea temperaturii topiturii

Funcționarea pirometrelor de radiație se bazează pe măsurarea energiei radiante emisă de corpurile încălzite. Avantajele măsurării temperaturii cu ajutorul pirometrelor de radiație sunt următoarele: măsurarea temperaturii se face fără contact, deci fără perturbarea mediului măsurat; limita superioară de măsurare a temperaturii este teoretic nelimitată; pot fi utilizate pentru măsurări de temperatură în medii în care condițiile fizice fac imposibilă aplicarea altor metode [97].

4.2.7 Aspecte privind ungerea matriței și poansonului

Din cauza presiunilor ridicate și a temperaturilor mari folosite la matrițarea în stare semisolidă, posibilitatea lipirii metalului lichid de matriță este mare. Datorită acestui fapt, lubrifierea înaintea matrițării fiecărei piese devine o condiție obligatorie. În literatura de specialitate există o serie de rețete de lubrifianți pentru diferite aliaje. Ca exemplu, pentru aliaje de cupru se recomandă amestec de ulei cu 5-6% grafit sau amestec de praf de asbest cu sticlă solubilă și apă, iar pentru aliaje de aluminiu se recomandă diferite amestecuri cum ar fi: 20% ulei mineral, 30% stearină, 39% ceară de albine, 10% parafină, 1% grafit. În cazul oțelului rezultate

bune dă amestecul 50% grafit 50% ulei mineral. O importanță deosebită în cazul lubrifierii o are modul de aplicare a lubrefiantului pe matriță și pe poanson. Cel mai avantajos mod de aplicare este prin pulverizare fiindcă se asigură un strat subțire și uniform de lubrifiant pe toată suprafața sculelor [84].

În cadrul încercărilor efectuate la Turnătoriile Hener SRL Hunedoara, s-a utilizat ca și lubrifiant vopsea refractară pe bază de alcool cu uscare rapidă. Lubrifierea s-a realizat înainte de matrițare, pentru fiecare din probele obținute. Prin utilizarea acestui lubrifiant nu au fost probleme cu lipirea piesei de pereții matriței.

4.3. Concluzii

Având în vedere că pe plan național nu au fost găsite date referitoare la matrițarea în stare semisolidă a oțelului, în acest capitol am propus o tehnologie proprie în ceea ce privește procesarea oțelului. Concluziile obținute sunt următoarele:

- Procedul studiat constă în matrițarea în stare semisolidă a oțelului, pe o instalație pilot concepută și realizată la Facultatea de Inginerie Hunedoara. În comparație cu tixoformarea, matrițarea în stare semisolidă nu necesită etapele de pregătire a materialului precursor, debitare și reîncălzire a semifabricatelor, operații care sunt mari consumatoare de energie și timp.

- Având în vedere că procesarea în stare semisolidă necesită material cu structură corespunzătoare (globală) instalația experimentală este prevăzută cu un motor vibrator cu excentric utilizat pentru vibrarea matriței respectiv a topiturii. Rolul vibrațiilor aplicate matriței în care s-a introdus oțelul lichid este de a rupe brațele dendritelor, care se formează la solidificarea clasică, și de a le distribui în matricea lichidă cu scopul de a forma noi centri de cristalizare și astfel grăunți solizi sferici, rezultând o suspensie semisolidă cu caracteristici tixotropice.

- Pentru a studia influența frecvenței și amplitudinii vibrațiilor asupra microstructurii s-a variat frecvența de vibrarea a matriței prin alimentarea motorului vibrator cu excentric cu un convertor static de frecvență tip CIMR-J7AZBIP5-OMROM.

- În urma unor încercări efectuate premergător experimentărilor s-a decis utilizarea a trei frecvențe diferite ale vibratorului mecanic: 15Hz, 25Hz și 40Hz, respectiv amplitudinile corespunzătoare: 1mm; 0,7mm; 0,4mm. De asemenea, tot în cadrul acestor încercări, s-a stabilit folosirea a 8 contragreutăți ale motorului vibrator din cele 20 care puteau fi utilizate.

- Piesa din oțel obținută este în formă de pahar, iar matrița, poansonul și contrapoansonul instalației proiectate în funcție de forma piesei au fost executate din oțel marca 55MoCrNi16.

- Având în vedere că depășirea temperaturii de revenire înaltă (450...560°C) a sculelor în timpul lucrului conduce la apariția unor transformări structurale care modifică proprietățile sculelor și în final apare degradarea acestora, am măsurat valorile temperaturii la care ajunge matrița pe parcursul încercărilor. Valoarea maximă atinsă pe parcursul încercărilor este 337°C ceea ce înseamnă că nu apar transformări de structură a sculelor și de asemenea nu s-a depășit nici valoarea 350°C la care există o probabilitate mare de lipire a metalului pe pereții matriței.

- Pentru ca materialului lichid să nu adere la pereții matriței respectiv poansonului și contrapoansonului s-a folosit ca lubrifiant vopsea refractară pe bază de alcool cu uscare rapidă care a dat rezultate foarte bune.

5. Cercetări în fază pilot privind matrițarea în stare semisolidă a oțelurilor

5.1. Aliajul utilizat în cadrul experimentărilor

Experimentările de matrițare în stare semisolidă (reomatrițare) în prezența vibrațiilor mecanice au fost realizate utilizând oțelul marca 200-400 conform SR ISO 3755:1995 (în corespondență cu marca OT400, STAS 600-82). Acest oțel a fost elaborat în prealabil în cuptorul electric cu arc, după care a fost retopit în cuptorul cu inducție în vederea realizării experimentărilor. După efectuarea încercărilor au fost prelevate din nou probe pentru analiza chimică.

Prelevarea probelor pentru analiza chimică s-a făcut prin tăierea la freză și apoi la disc a pieselor obținute în urma experimentărilor, după care a urmat pregătirea luciului metalic obținut cu ajutorul mașinii de șlefuit cu discuri prevăzute cu hârtie metalografică. Compoziția chimică pentru oțelul utilizat a fost determinată la cuantovac, pentru fiecare piesă în parte, prin expunerea la trei scânteii consecutive, analiza chimică fiind dată de media celor trei determinări chimice efectuate în baza scânteii, după cum se observă în fig.5.1.

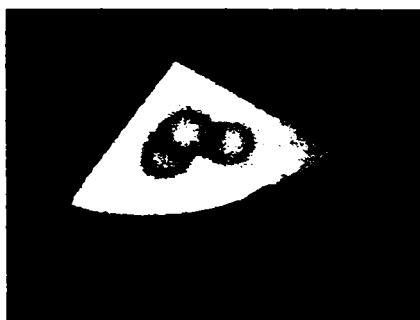


Fig.5.1. Proba expusă la trei scânteii consecutive

Compoziția chimică a oțelului studiat pentru cele patru probe obținute este dată în tab.5.1.

Tab.5.1. Compoziția chimică a oțelului studiat, determinată la cuantovac

Proba	Compoziția chimică, [%]								
	C	Mn	Si	S	P	Cr	Ni	Cu	Mo
A	0,2	0,42	0,26	0,011	0,016	0,07	0,12	0,23	0,03
B	0,19	0,41	0,26	0,011	0,016	0,07	0,12	0,23	0,03
C	0,18	0,40	0,25	0,01	0,018	0,05	0,1	0,2	0,036
D	0,18	0,40	0,25	0,012	0,023	0,04	0,11	0,21	0,03

În literatura națională și internațională nu există informații referitoare la procesarea în stare semisolidă a acestei mărci de oțel, ceea ce constituie o noutate.

5.2. Stabilirea temperaturii de procesare în stare semisolidă pentru oțelul studiat

După cum am mai precizat, temperatura de procesare este un parametru foarte important la procesarea în stare semisolidă, de aceea trebuie determinat cu exactitate.

Inițial această temperatură a fost calculată cu regula orizontale (regula pârgheii), iar valorile rezultate pentru 40, 50 și 60% fracție solidă sunt: 1515, 1510 și 1507°C (vezi §3.2).

Au mai fost utilizate și alte relații de calcul (vezi §3.2) unde a fost necesară și determinarea temperaturii lichidus pentru oțelul studiat (marca 200-400). Această temperatură a fost determinată pe baza diagramei de echilibru Fe-C, de unde a rezultat o temperatură corespunzătoare liniei lichidus de 1522°C.

Prin intermediul bazei de date Thermocalc [68], care utilizează ecuația lui Scheil rezultă următoarele temperaturi corespunzătoare pentru 40, 50 și 60% fracție solidă: 1514, 1509 și 1504°C, după cum este ilustrat în fig.5.2. Dacă se utilizează relația de calcul pentru solidificarea în condiții Scheil:

$$f_S^{Sch} = \left(\frac{T_M - T}{T_M - T_L} \right)^{-\frac{1}{1-k}} \quad (5.1)$$

temperaturile de procesare corespunzătoare fracțiilor solide precizate mai sus diferă cu 1-2 °C, în comparație cu cele rezultate din diagrama Thermocalc.

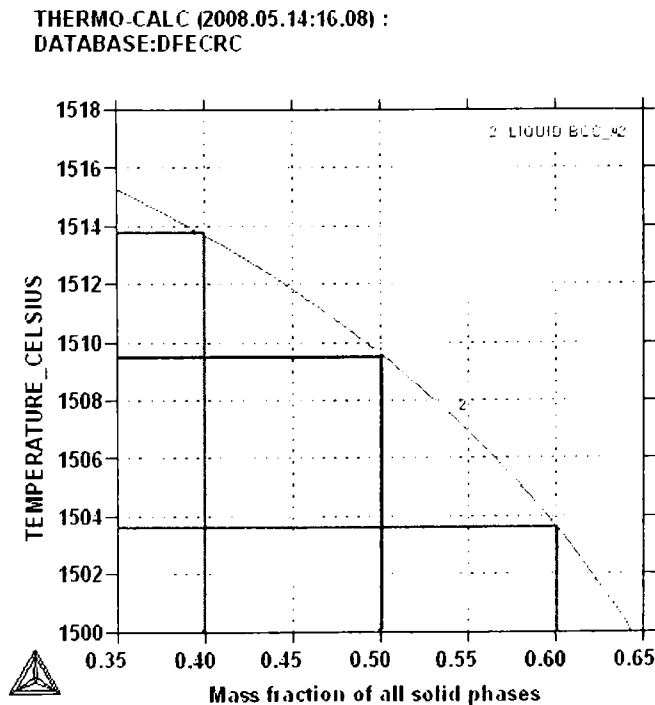


Fig.5.2. Variația temperaturii cu fracția solidă pentru aliajul studiat

Știind că procesarea în stare semisolidă se face la fracții solide de 40-60% și cunoscând temperaturile corespunzătoare acestui interval, pentru experimentări s-a luat în considerare domeniul de temperaturi obținut cu programul Thermocalc și anume: 1504°C -1514°C (fig.5.2).

5.3 Experimentări propriu-zise

Experimentările prezentate în cadrul acestei lucrări au fost realizate la Turnătoriile Hener SRL Hunedoara, pe presa hidraulică de laborator construită în cadrul Facultății de Inginerie Hunedoara.

Topirea oțelului studiat s-a făcut în cuptorul cu inducție de 100 kg (fig.5.3) situat în imediata apropiere a instalației experimentale, durata de topire a unei șarje într-un astfel de cuptor fiind de 40-45 min.

După topirea în cuptorul cu inducție, a avut loc turnarea oțelului în oala de turnare (fig.5.4) lubrifiată în prealabil cu vopsea refractară pe bază de alcool și încălzită cu arzător oxo-gaz. Următorul pas a fost turnarea topiturii din oală în matriță prin intermediul unui jgheab înclinat (fig.5.5.a) care în prealabil a fost lubrifiat cu vopsea refractară pentru a se evita lipirea topiturii.

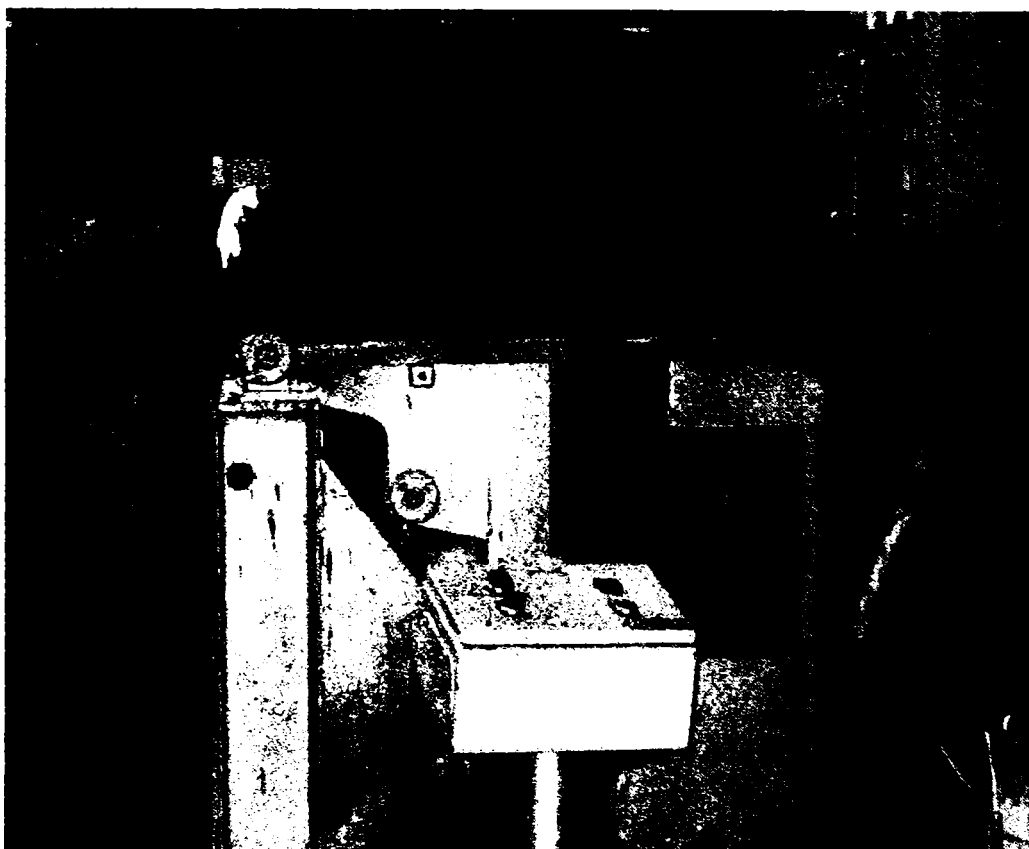


Fig.5.3. Cuptorul cu inducție de 100 kg în cadrul Turnătoriilor Hener SRL Hunedoara

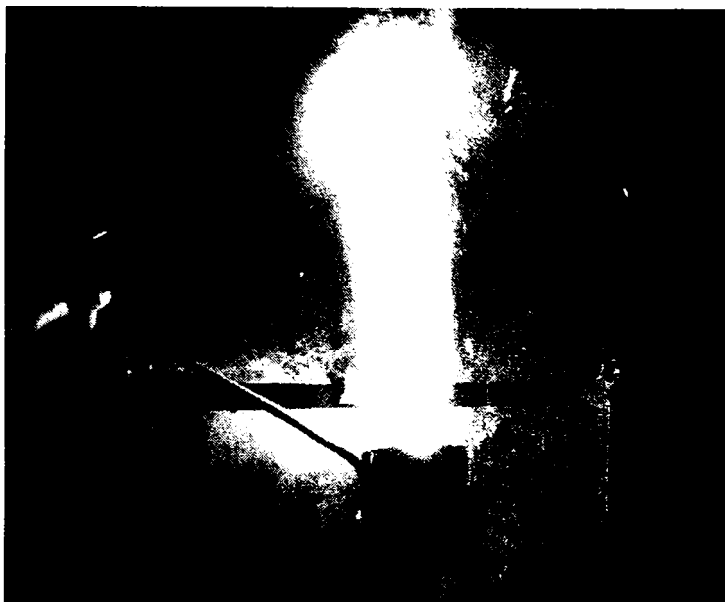


Fig.5.4. Turnarea topiturii din cuptor în oala de turnare

După ce temperatura topiturii în matriță a ajuns la temperatura de procesare s-a continuat cu acționarea poansonului în scopul închiderii matriței, astfel materialul a luat forma golului dintre matriță și poanson. După solidificarea topiturii piesa a fost scoasă din matriță. Au fost făcute 4 încercări în condiții diferite și astfel s-au obținut 4 piese sub formă de pahar. Prima încercare a reprezentat de fapt o matrițare în stare lichidă fără vibrații, celelalte trei încercări constând în matrițarea în stare semisolidă în câmp de vibrații de frecvențe și amplitudini diferite. Sistemul de vibrare al matriței (constând dintr-un motor excentric cu vibrator, arcuri și un convertor static de frecvență) a fost pornit înaintea începerii turnării oțelului în matriță.

Temperatura oțelului la evacuarea din cuptor și în oala de turnare a fost măsurată cu termocuple de imersie (Pt-PtRh) cât și cu pirometru de radiație cu afișaj electronic. Pe baza diferențelor de temperatură s-au făcut corecțiile pentru temperatura topiturii în matriță. Temperatura topiturii la evacuarea din cuptorul cu inducție, în oala de turnare și temperatura la turnare în matriță este dată în tab.5.2.

Tab.5.2. Variația temperaturii topiturii pe parcursul procesului

Proba	Temperatura topiturii la evacuarea din cuptor, [°C]		Temperatura topiturii în oala de turnare, [°C]		Temperatura topiturii la turnarea în matriță, [°C]	
	Termocuplu de imersie	Pirometru	Termocuplu de imersie	Pirometru	Pirometru	Corecție
A	1598	1593	1561	1554	1534	1541
B	1580	1572	1555	1548	1528	1535
C	1575	1565	1550	1543	1526	1533
D	1579	1570	1557	1551	1533	1539

Prima încercare, în urma căreia a fost obținută proba A, a fost realizată fără pornirea motorului vibrator, deci static, la o temperatură situată peste linia lichidus. Celelalte trei încercări au fost realizate în domeniul de temperatură corespunzător procesării în stare semisolidă (1504-1514°C), în prezența vibrațiilor mecanice de frecvență joasă. Încercarea a doua s-a realizat în câmp de vibrații cu frecvența $f=15\text{Hz}$ și amplitudinea $a=1\text{mm}$. A treia încercare a fost realizată în prezența vibrațiilor de frecvență $f=25\text{Hz}$ și amplitudine $a=0,7\text{mm}$, iar ultima încercare a fost realizată în prezența vibrațiilor cu frecvența $f=40\text{Hz}$ și amplitudinea $a=0,4\text{mm}$. Frecvența vibrațiilor a fost modificată prin alimentarea motorului vibrator trifazat cu un convertor static de frecvență.

În fig.5.5 sunt ilustrate etapele de procesare în stare semisolidă: turnare în matriță cu pornirea vibratorului (a); menținere până la temperatura de procesare (b); matrițare (c); scoaterea piesei din matriță (d).

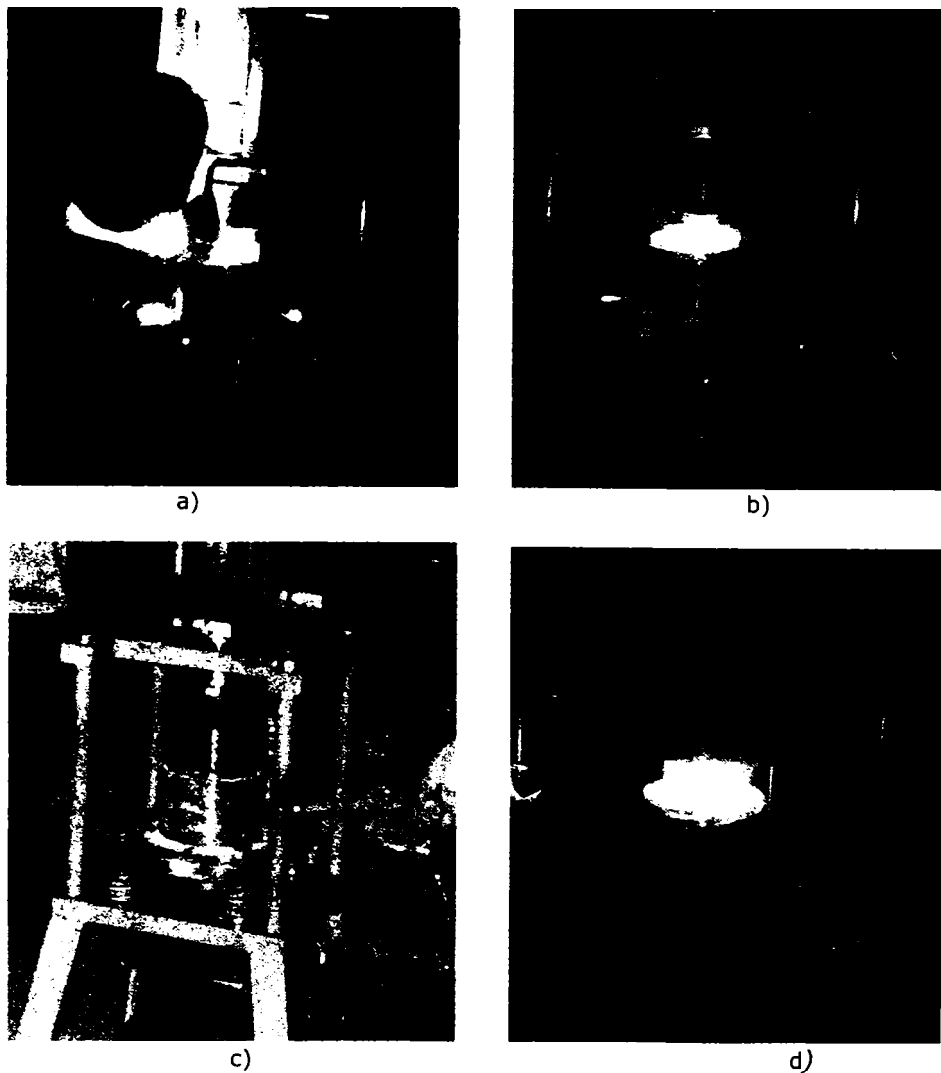


Fig.5.5. Etapele matrițării în stare semisolidă: a) turnare în matriță, b) menținere până la temperatura de procesare, c) matrițare, d) scoaterea piesei din matriță

De asemenea reprezentarea 3D a etapelor de matrițare în stare semisolidă se observă în fig.5.6.

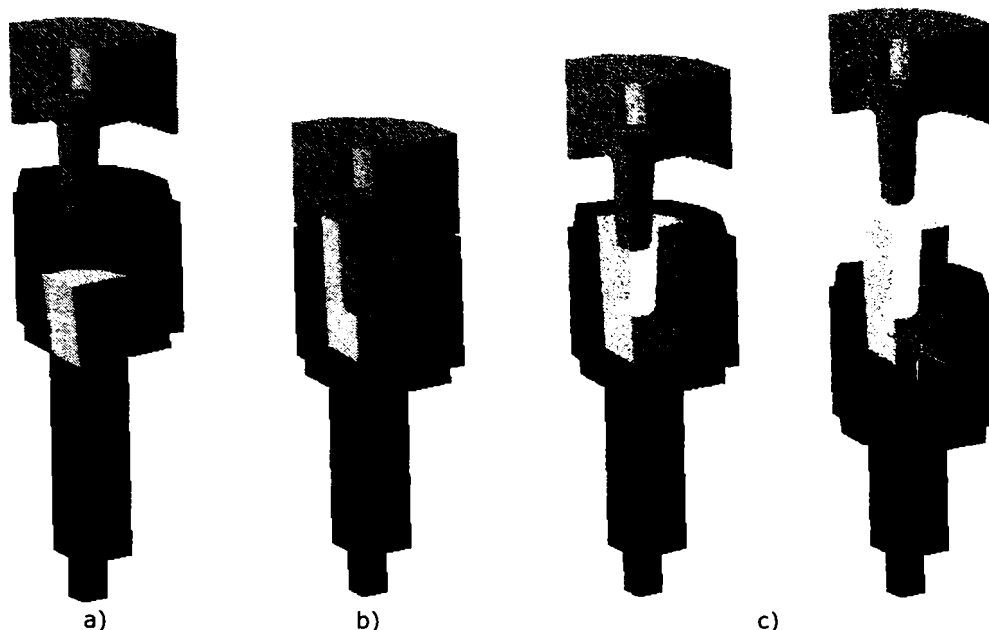


Fig.5.6. Etapele procesării în stare semisolidă – reprezentare 3D: a) turnare în matriță cu menținere până la temperatura de procesare; b) matrițare; c) ridicarea poansonului și scoaterea piesei din matriță

În urma încercărilor efectuate la Turnătoriile Hener au fost obținute în condiții diferite (la diferite frecvențe de vibrație ale motorului vibrator cu excentric) 4 piese sub formă de pahar notate conform tab.5.3.

Tab.5.3. Notarea probelor obținute în urma reomatrițării

Piesa nr.	1	2	3	4
Notăție	Proba A	Proba B	Proba C	Proba D
Frecvența de vibrație f , [Hz]	0	15	25	40
Amplitudinea vibrațiilor a , [mm]	0	1	0,7	0,4

Cele patru piese în formă de pahar obținute prin matrițare în stare semisolidă, în condiții de vibrație diferite sunt ilustrate în fig.5.7.

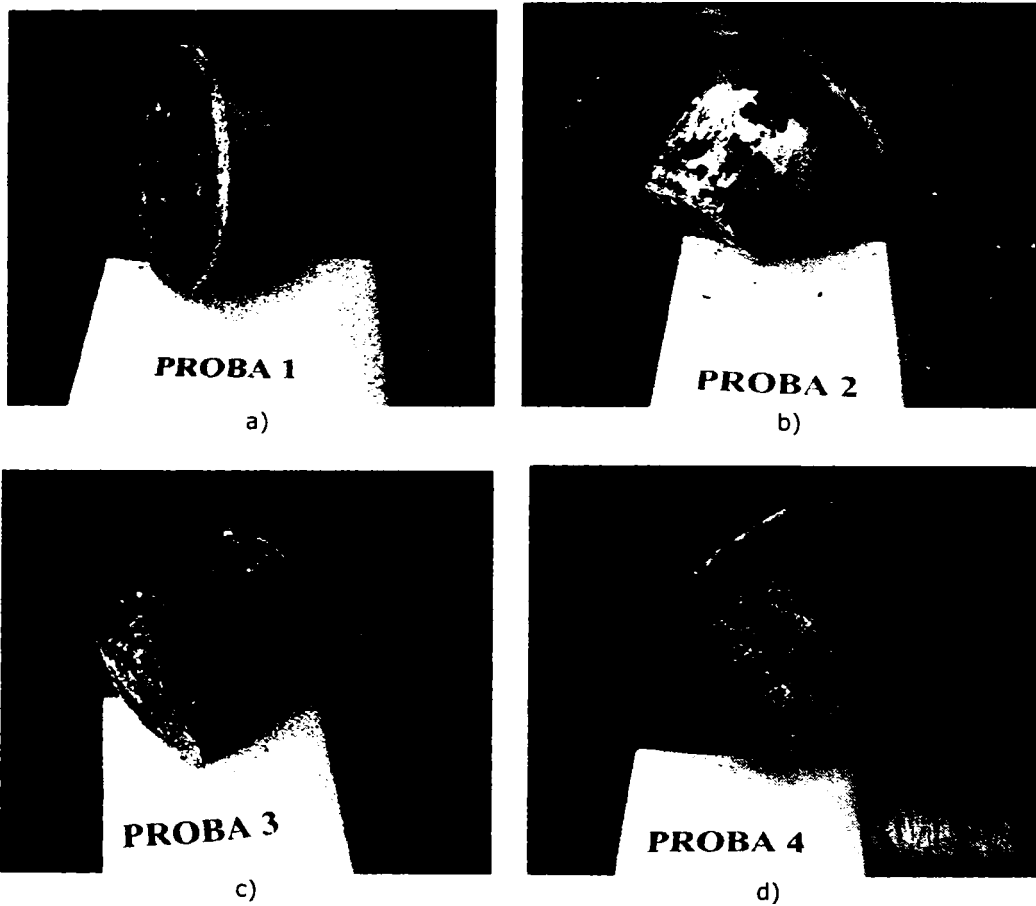


Fig.5.7. Probele obținute în urma experimentărilor la diferite frecvențe și amplitudini ale vibrațiilor: a) $f = 0$ Hz, $a = 0$ mm; b) $f = 15$ Hz, $a = 1$ mm; c) $f = 25$ Hz, $a = 0,7$ mm; d) $f = 40$ Hz, $a = 0,4$ mm

După îndepărtarea bavurii probele se prezintă conform figurii 5.8.



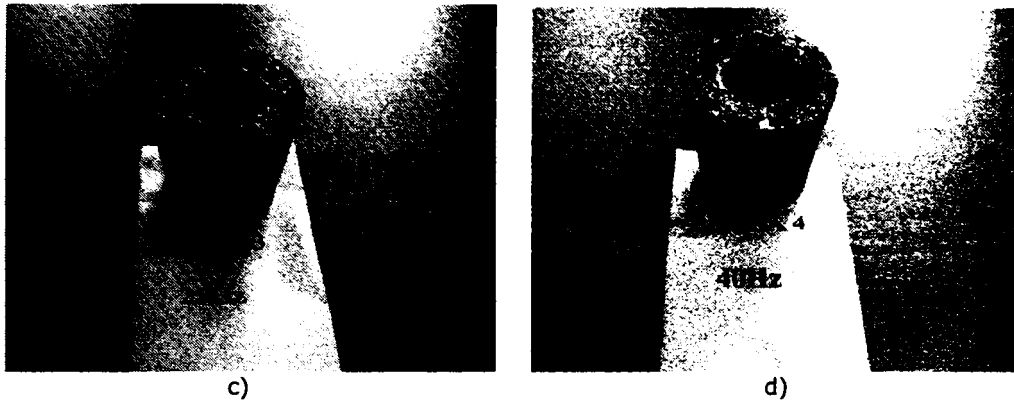


Fig.5.8. Probele obținute după îndepărtarea bavurii: a) $f = 0$ Hz, $a = 0$ mm; b) $f = 15$ Hz, $a = 1$ mm; c) $f = 25$ Hz, $a = 0,7$ mm; d) $f = 40$ Hz, $a = 0,4$ mm

Trebuie menționat faptul că este foarte importantă cantitatea de material introdusă în matriță, deoarece în cazul introducerii unei cantități insuficiente de topitură se obține o piesă incompletă la partea superioară, după cum se observă în fig.5.9. Este mai favorabil a se turna în matriță o cantitate mai mare de topitură; astfel se va forma o piesă cu bavură care poate fi ușor îndepărtată.

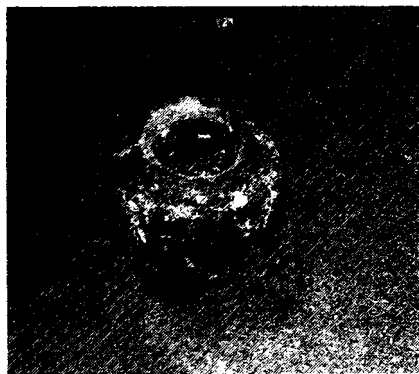


Fig.5.9. Probă obținută prin turnarea unei cantități insuficiente de material

Probele prezentate, obținute în cele patru condiții diferite, au fost examinate la microscop și supuse încercării la încovoiere prin șoc respectiv determinării durității Brinell, după cum se observă în continuare.

5.4. Analiza rezultatelor obținute în urma experimentărilor

5.4.1 Analiza microscopică

Examinarea microstructurală s-a realizat cu ajutorul microscopului optic, model Kruss, ilustrat în fig.5.10.



Fig.5.10. Microscop optic marca Kruss

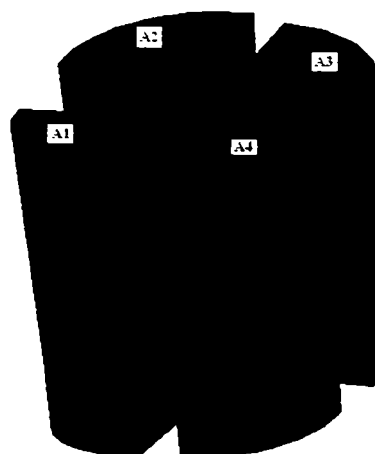
Metalele și aliajele metalice se examinează la microscop numai în lumină reflectată deoarece sunt opace la radiații luminoase, astfel se utilizează probe metalice cu suprafețe lustruite și atacate, pe care radiațiile luminoase sunt trimise cu ajutorul unei prisme sau oglinzi cu reflexie totală, iar razele reflectate sunt trecute apoi prin lentilele obiectiv și ocular.

5.4.1.1 Pregătirea probelor în vederea analizei microstructurale

Dimensiunile probelor. Piesele sub formă de pahar obținute prin matrițare în stare semisolidă, notate conform tab.5.3, au fost inițial secționare longitudinal în patru părți egale. Considerând proba A, ilustrată în fig.5.11.a, în urma secționării longitudinale s-au obținut patru probe notate astfel: A1, A2, A3, A4 (fig.5.11.b). Pentru analiza microstructurală a fost utilizată proba A1 din care s-a prelevat în direcție longitudinală un eșantion, notat tot cu A1. Din acesta, prin secționare transversală, au fost extrase 3 probe de 14 mm grosime notate A11, A12 și A13, ilustrate în fig.5.11.c.



a)



b)

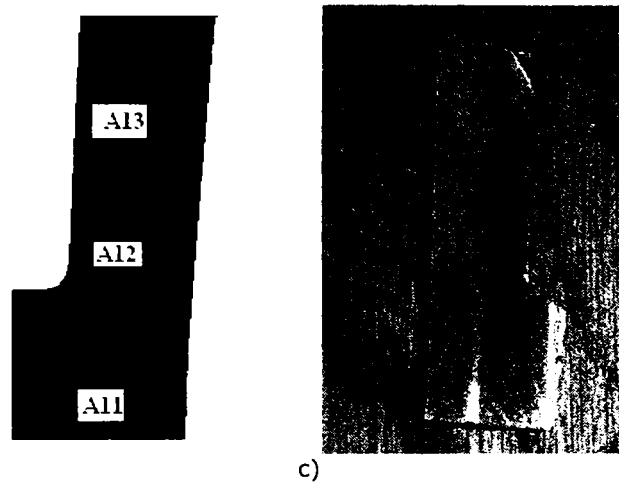
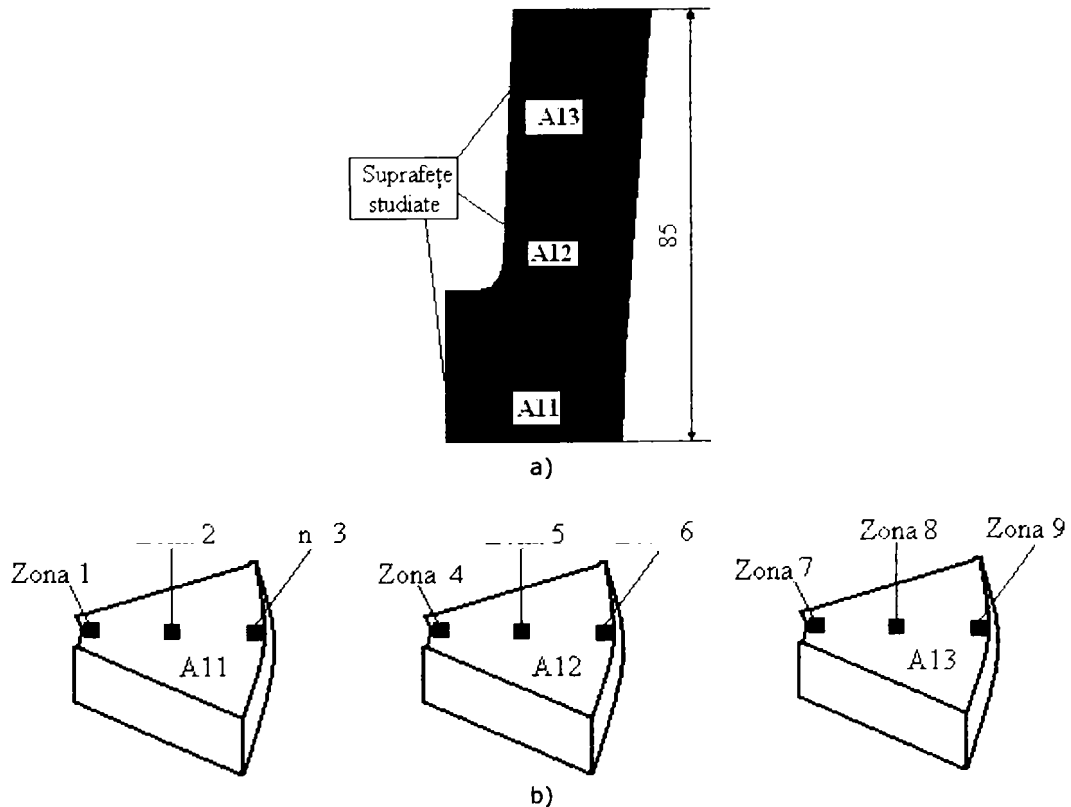


Fig.5.11. Secționarea piesei pentru analiza microscopică: a) piesa inițială; b) modul de secționare; c) proba aleasă pentru analiza microscopică

Suprafețele alese pentru examinare microstructurală, la diferite înălțimi ale probei (14mm, 42mm și 70mm) sunt ilustrate cu roșu în fig.5.12.a. Suprafața acestor probe a fost supusă analizei microscopice în trei zone distincte, ilustrate și notate conform fig.5.12.b. Dimensiunile acestor probelor sunt specificate în fig.5.12.c.



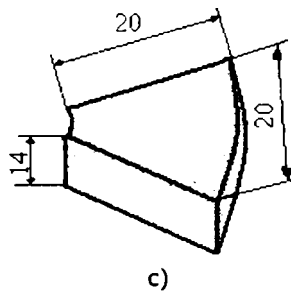


Fig.5.12. Probele utilizate pentru analiza microscopică pentru proba A1
 a) suprafețele alese pentru studiul microstructurii la diferite înălțimi ale probei; b) zonele alese pentru studiul microstructurii pentru fiecare probă; c) dimensiunile probelor

Celelalte trei piese sub formă de pahar obținute prin matrițate în stare semisolidă, notate cu B, C și D, au fost secționare și notate similar cu proba A. În tab.5.4 se prezintă probele supuse examinării microstructurale, cu zonele aferente de analiză.

Tab.5.4. Probele utilizate pentru analiza microstructurală

	Proba A		Proba B		Proba C		Proba D	
Probele examinate microstructural cu zonele aferente, (conform fig4.30.b și c)	A11	Zona 1	B11	Zona 1	C11	Zona 1	D11	Zona 1
		Zona 2		Zona 2		Zona 2		Zona 2
		Zona 3		Zona 3		Zona 3		Zona 3
	A12	Zona 4	B12	Zona 4	C12	Zona 4	D12	Zona 4
		Zona 5		Zona 5		Zona 5		Zona 5
		Zona 6		Zona 6		Zona 6		Zona 6
	A13	Zona 7	B13	Zona 7	C13	Zona 7	D13	Zona 7
		Zona 8		Zona 8		Zona 8		Zona 8
		Zona 9		Zona 9		Zona 9		Zona 9

Debitarea probelor s-a efectuat în așa fel încât să nu se denatureze structura reală a materialului. S-a evitat debitarea prin acțiuni mecanice violente (cu daltă) sau care provoacă supraîncălziri locale (cu flacăra oxiacetilenică). Astfel secționarea longitudinală a probelor pentru analiza micrografică s-a realizat pe mașina de frezat, unde tăierea s-a făcut la viteză mică, cu răcire abundentă cu emulsie. Debitarea transversală a probelor s-a făcut pe mașină de tăiat cu disc abraziv Q-2 Cutting Machine (fig.5.13) și în acest caz probele fiind răcite cu apă. Probele astfel obținute au fost prelucrate la mașina de rectificat plană în scopul obținerii fețelor plan paralele.

După debitare s-a făcut lustruirea propriu-zisă (șlefuirea) care a inclus două etape succesive: lustruirea preliminară și lustruirea finală.

Lustruirea preliminară a avut ca scop îndepărtarea neregularităților și a rizurilor grosolane, formate prin polizare, prin utilizarea unui set de hârtii abrazive cu finețe crescândă a particulelor abrazive (carbură de siliciu). Astfel pentru lustruirea probelor s-au folosit șapte hârtii metalografice în ordinea dată, cu granulația de: 200, 280, 360, 400, 600, 800, 1000. Lustruirea s-a efectuat manual pe hârtiile abrazive sus menționate montate pe un disc rotitor (fig.5.14). Trecerea

de la o hârtie la alta mai fină s-a făcut în momentul în care rizurile mai grosolane corespunzătoare hârtiei anterioare au dispărut și suprafața s-a acoperit în întregime cu rizurile hârtiei mai fine. La trecerea de la o hârtie la alta s-a schimbat direcția de lustruire cu 90°.

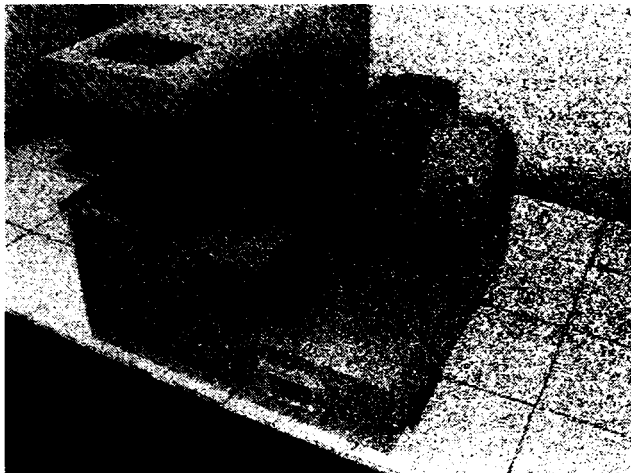


Fig.5.13. Mașina de tăiat cu disc abraziv

Pentru a obține o suprafață perfect lucioasă, după lustruirea probelor pe toate cele șapte hârtii metalografice a urmat lustruirea finală în scopul eliminării complete a celor mai fine rizuri microscopice rămase în urma lustruirii preliminare. S-a folosit suspensia de alumină (Al_2O_3) care s-a pulverizat periodic pe suprafața postavului de lustruit montat pe discul rotitor (turația folosită este de 300-500 rot/min). Granulația abrazivului utilizat este de $0,3\mu m$.

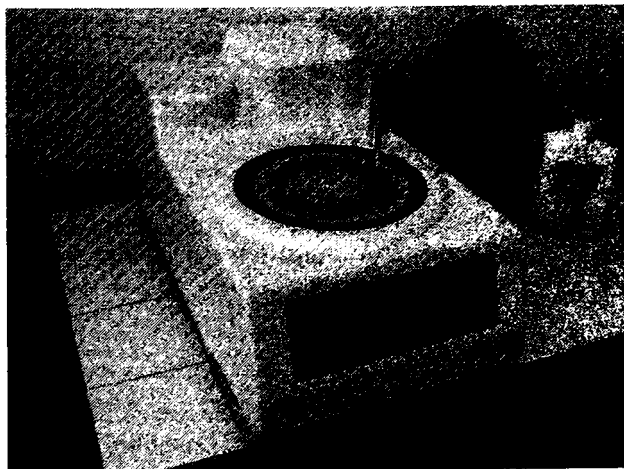
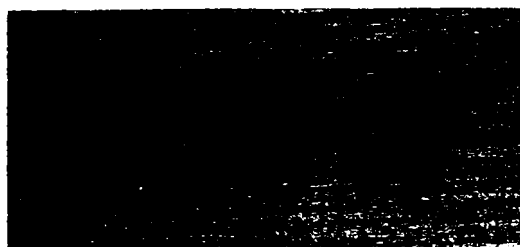
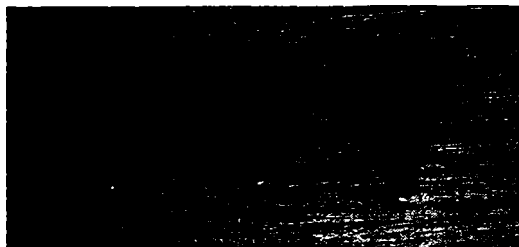


Fig.5.14. Mașina de lustruit marca Grinder Polisher MoPao 160E

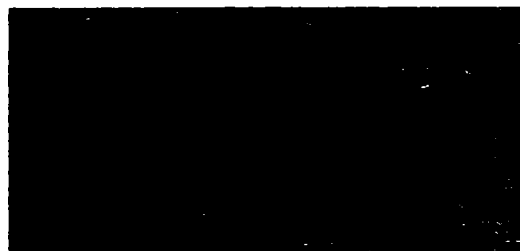
După lustruirea finală s-a parcurs la examinarea la microscop a probelor neatacate și apoi a celor atacate cu reactivi. În fig.5.15 sunt prezentate probele supuse atacului metalografic.



Probele: A11, A12, A13



Probele: B11, B12, B13



Probele: C11, C12, C13



Probele: D11, D12, D13

Fig.5.15. Probele utilizate pentru atacul metalografic

5.4.1.2 Reactivul folosit pentru atacul metalografic

Microstructura aliajului a fost pusă în evidență prin tratarea probei lustruite cu reactivul Nital (tab.5.5), care atacă selectiv diferitele elemente structurale.

Tab.5.5. Reactivul de atac folosit pentru analiza microscopică

Denumirea reactivului	Compoziția reactivului	Condiții de atac	Observații
Nital 3%	- 3ml acid azotic concentrat (densitate 1,40) - 100ml alcool etilic	- timp de atac 25-35s	- evidențiază structura oțelului studiat, formată din ferită și perlită; - se observă limitele de grăunți.

Suprafața lustruită a fost supusă acțiunii reactivului prin imersie la rece. În momentul în care suprafața a devenit mată atacul a fost întrerupt prin spălarea probei sub jet de apă, urmând apoi uscarea acesteia cu aer cald.

5.4.1.3 Analiza microstructurii

Înainte de a fi atacate cu reactiv, probele au fost studiate la microscop. Astfel în fig.5.16 se ilustrează comparativ micrografiile probelor A1 și D1. Se observă distribuția și frecvența incluziunilor în proba matrițată static și în proba matrițată în stare semisolidă în prezența vibrațiilor cu frecvența de 40Hz și amplitudinea de 0,4mm.

Este ușor de evidențiat că aplicarea vibrațiilor în cursul solidificării la matrițarea în stare semisolidă, reduce incluziunile și microporii, în concluzie frecvența de apariție a defectelor este redusă. Proba A1, matrițată static în stare lichidă, prezintă mici fisuri vizibile la microscopul optic; mai mult microporii și

incluziuni sunt în cantitate mai mare comparativ cu proba D1, matrițată în stare semisolidă în câmp de vibrații.

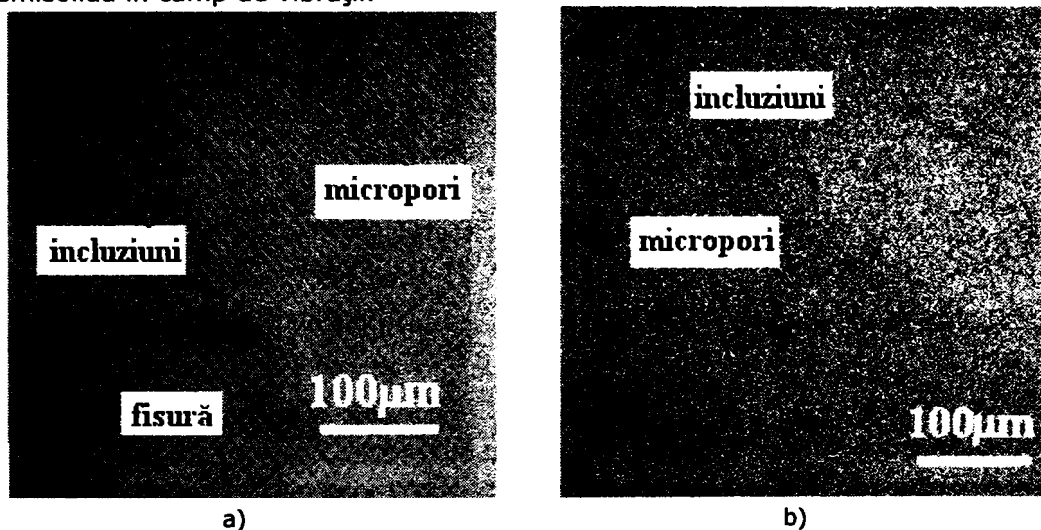

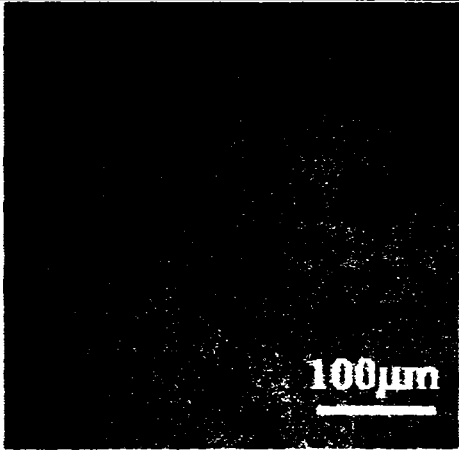

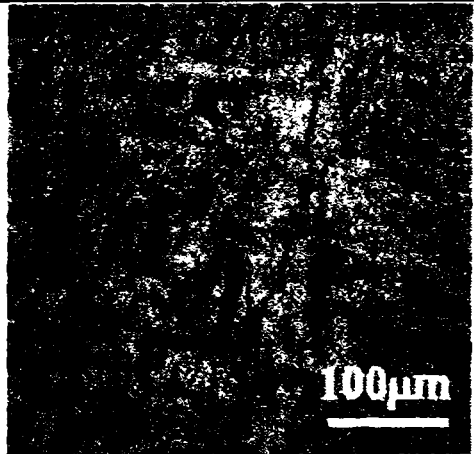

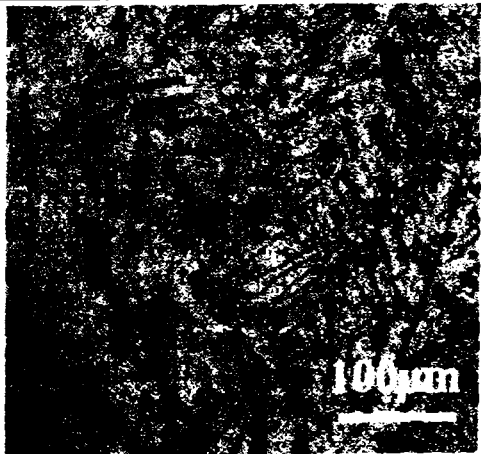


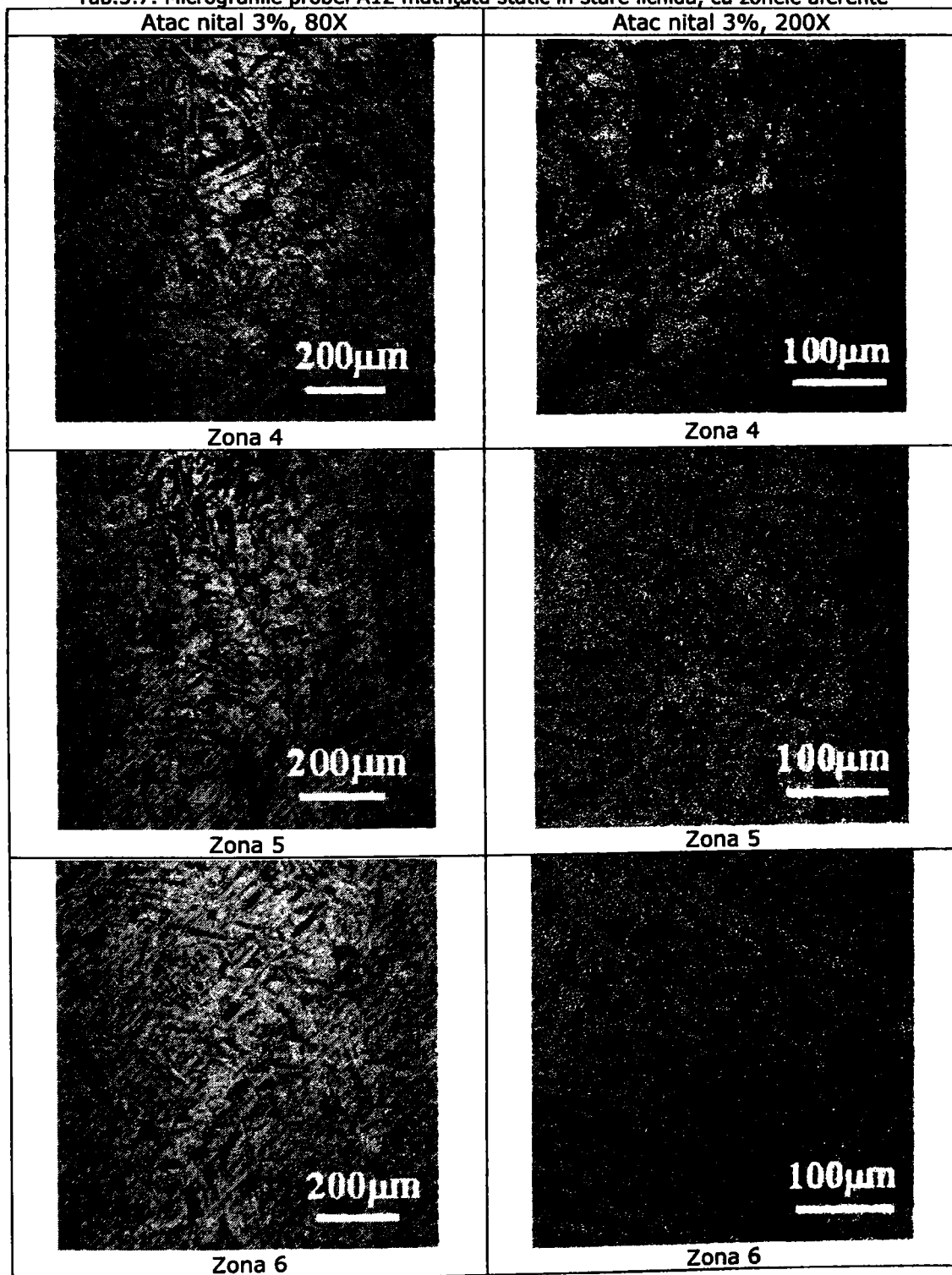
Fig.5.16. Micrografiile probelor înainte de atac: a) proba A1, b) proba D1

În tab.5.6-5.17 se prezintă micrografiile obținute după atacul cu reactivul nital 3% pentru cele patru probe matrițate în condiții diferite. S-au folosit mărimi diferite și anume 80X, respectiv 200X. Probele au fost studiate din punct de vedere al microstructurii, la diferite înălțimi și în zone diferite ale probei, după cum am precizat anterior. Zonele 1, 4 și 7 reprezintă locul de contact a topiturii cu poansonul; zona 2, zona 5 și zona 8 reprezintă zona centrală a piesei, iar zonele 3, 6, 9 reprezintă zonele de contact a piesei cu matrița.

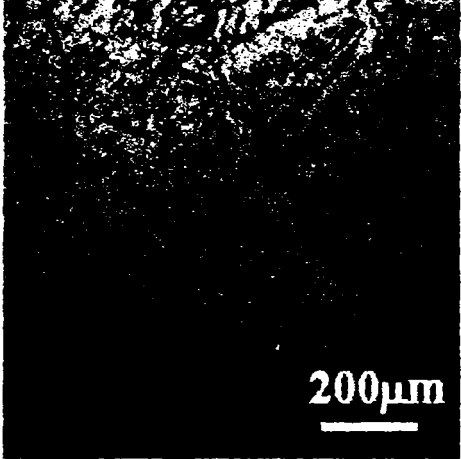
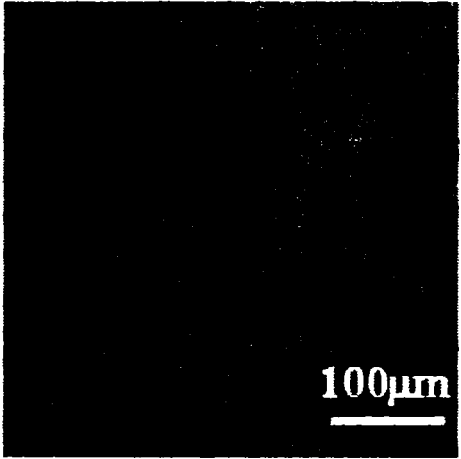
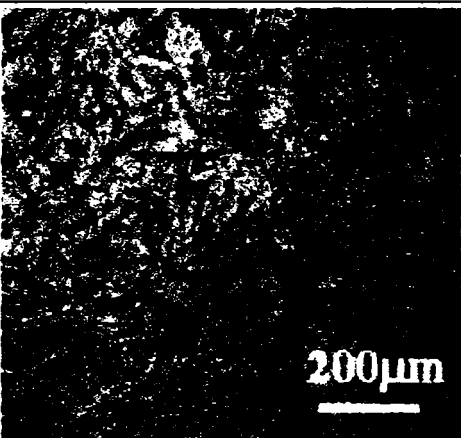
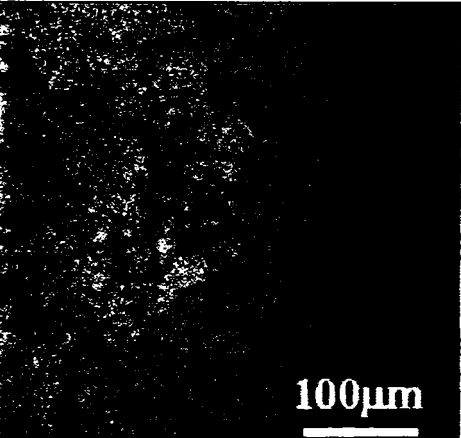
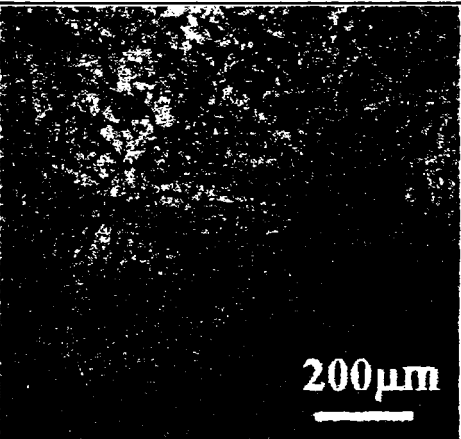
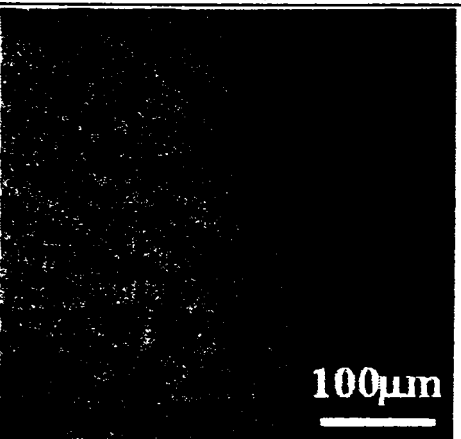
Tab.5.6. Micrografiile probei A11 matrițată static în stare lichidă, cu zonele aferente

Atac nital 3%, 80X	Atac nital 3%, 200X
 <p data-bbox="408 608 497 637">Zona 1</p>	 <p data-bbox="986 608 1075 637">Zona 1</p>
 <p data-bbox="408 1091 497 1120">Zona 2</p>	 <p data-bbox="986 1091 1075 1120">Zona 2</p>
 <p data-bbox="408 1584 497 1613">Zona 3</p>	 <p data-bbox="986 1584 1075 1613">Zona 3</p>

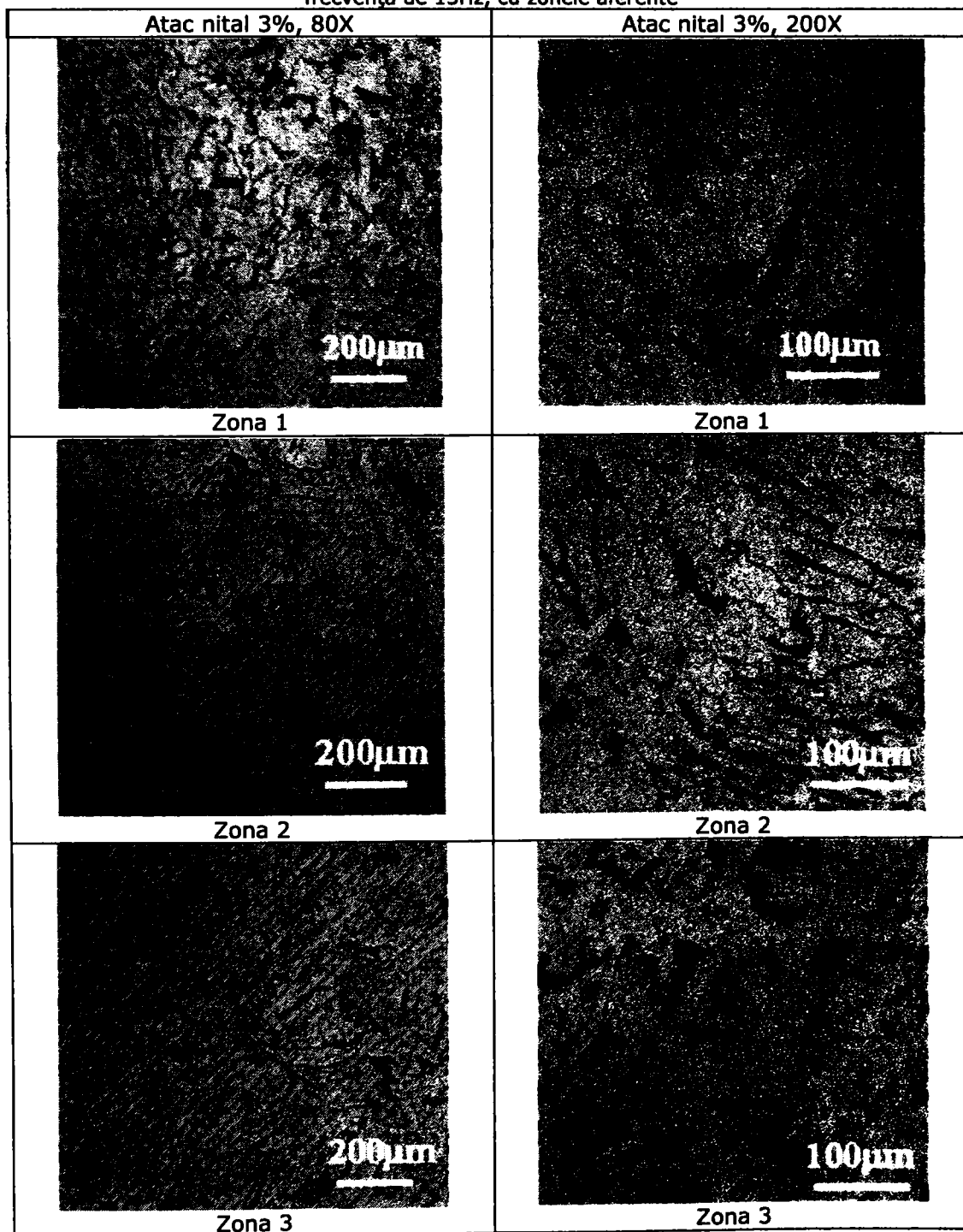
Tab.5.7. Micrografiile probei A12 matritată static în stare lichidă, cu zonele aferente




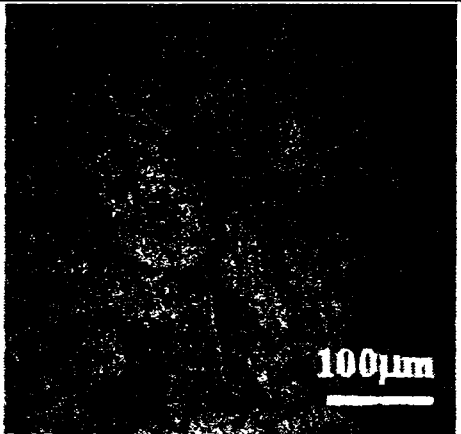

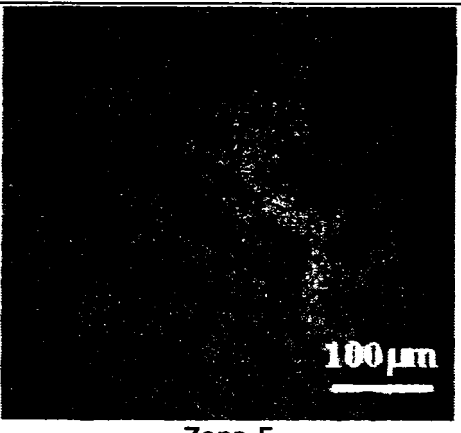

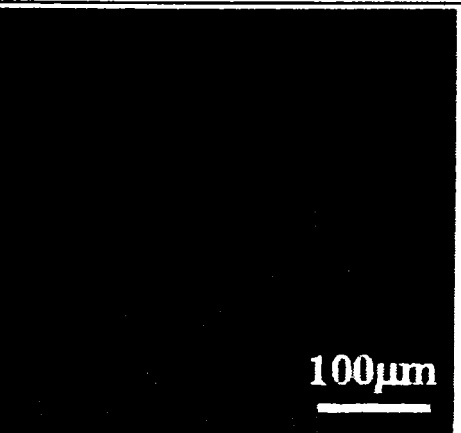
Tab.5.8. Micrografiile probei A13 matrițată static în stare lichidă, cu zonele aferente

Atac nital 3%, 80X	Atac nital 3%, 200X
 <p data-bbox="516 523 654 571">200μm</p> <p data-bbox="394 620 486 645">Zona 7</p>	 <p data-bbox="1099 523 1237 571">100μm</p> <p data-bbox="963 620 1055 645">Zona 7</p>
 <p data-bbox="516 993 654 1041">200μm</p> <p data-bbox="394 1089 486 1114">Zona 8</p>	 <p data-bbox="1074 1022 1212 1070">100μm</p> <p data-bbox="963 1089 1055 1114">Zona 8</p>
 <p data-bbox="516 1476 654 1524">200μm</p> <p data-bbox="394 1572 486 1597">Zona 9</p>	 <p data-bbox="1089 1485 1227 1534">100μm</p> <p data-bbox="963 1572 1055 1597">Zona 9</p>

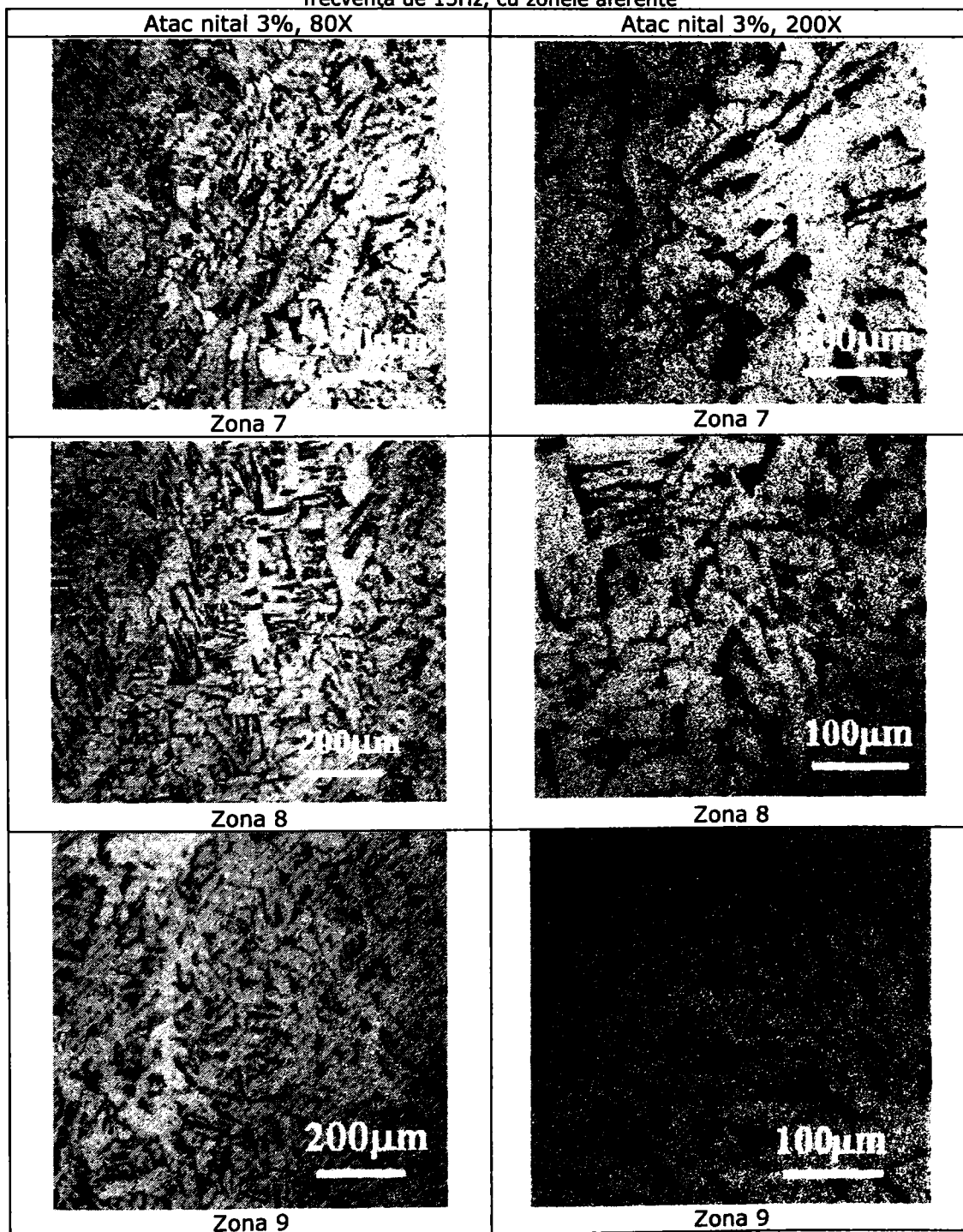
Tab.5.9. Micrografiile probei B11 matritată în stare semisolidă în prezența vibrațiilor cu frecvența de 15Hz, cu zonele aferente



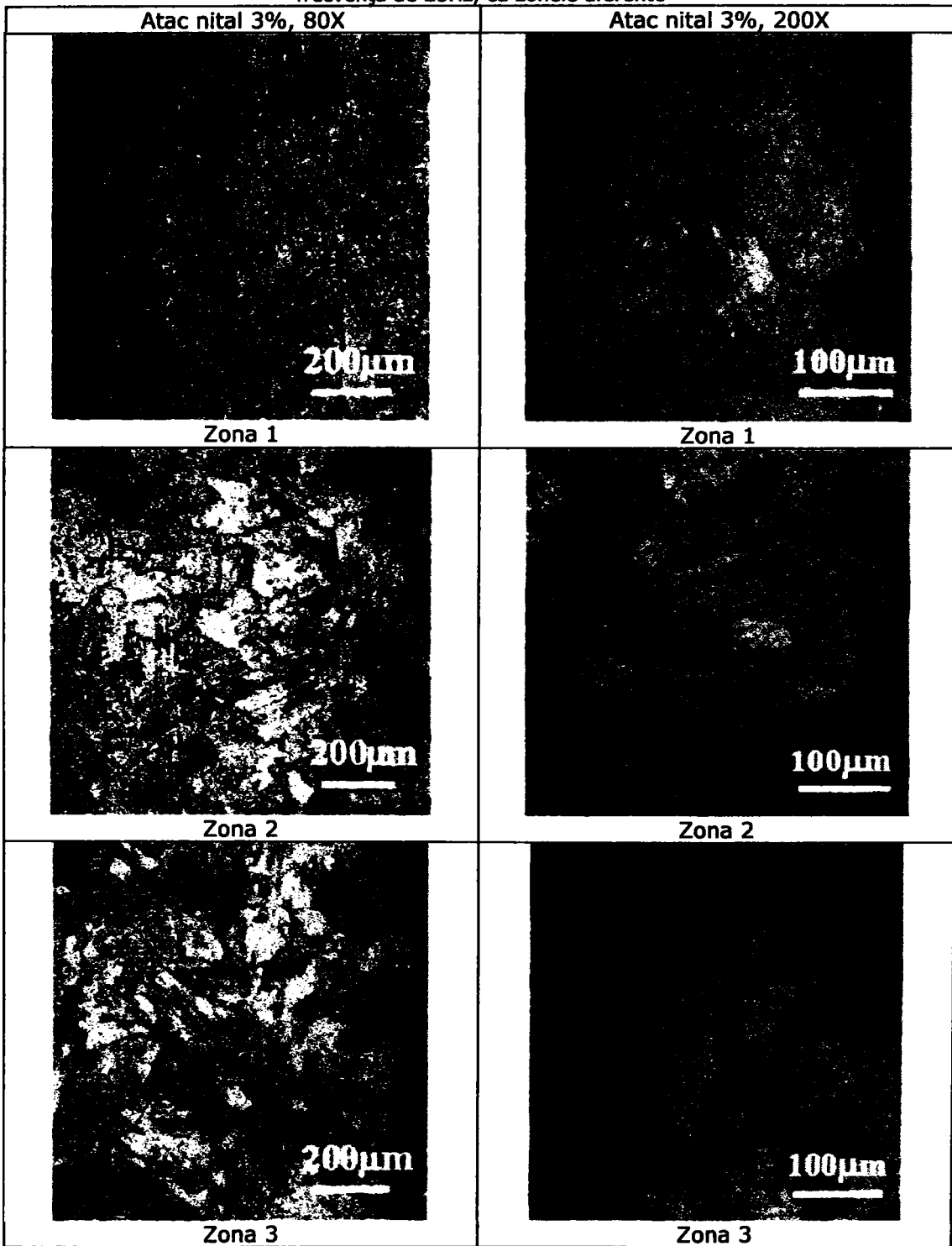
Tab.5.10. Micrografiile probei B12 matrițată în stare semisolidă în prezența vibrațiilor cu frecvența de 15Hz, cu zonele aferente

Atac nital 3%, 80X	Atac nital 3%, 200X
 <p data-bbox="394 614 491 645">Zona 4</p>	 <p data-bbox="967 614 1064 645">Zona 4</p>
 <p data-bbox="394 1078 491 1097">Zona 5</p>	 <p data-bbox="967 1078 1064 1097">Zona 5</p>
 <p data-bbox="394 1530 491 1570">Zona 6</p>	 <p data-bbox="967 1530 1064 1570">Zona 6</p>

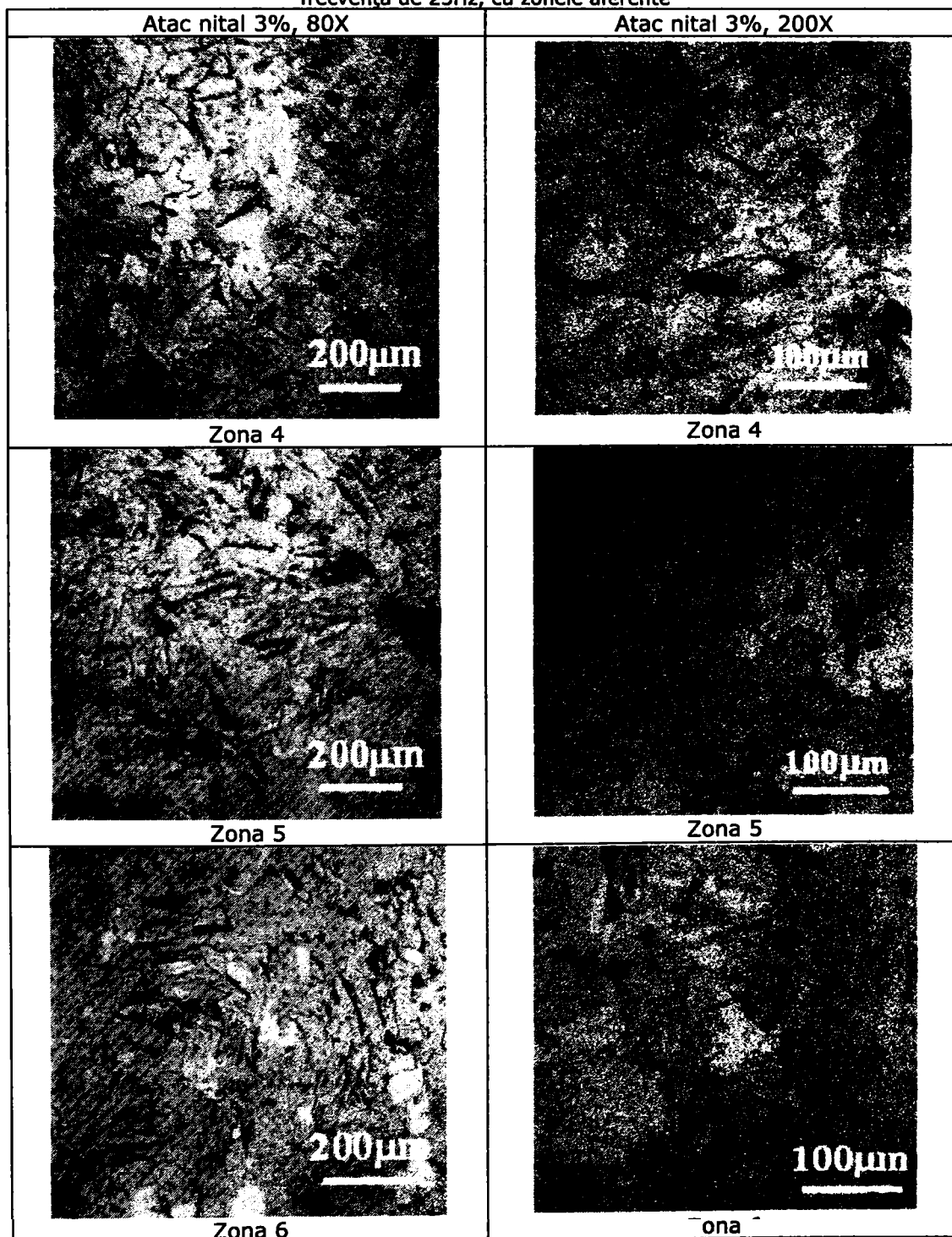
Tab.5.11. Micrografiile probei B13 matrițată în stare semisolidă în prezența vibrațiilor cu frecvența de 15Hz, cu zonele aferente



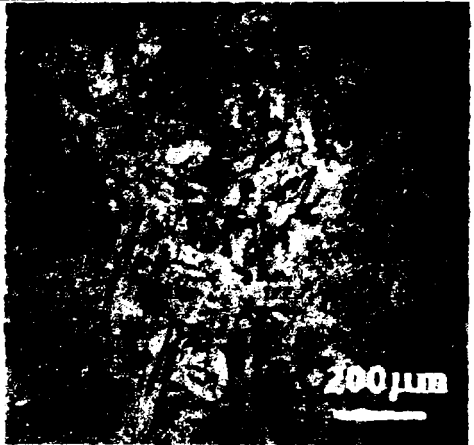
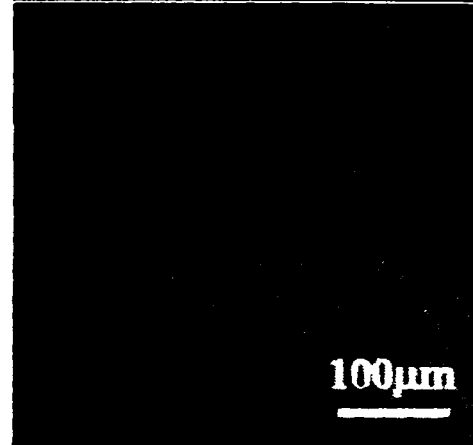
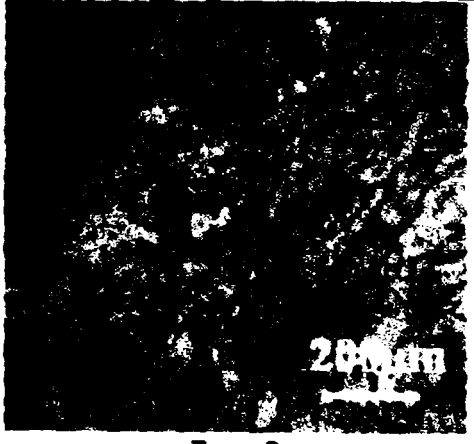
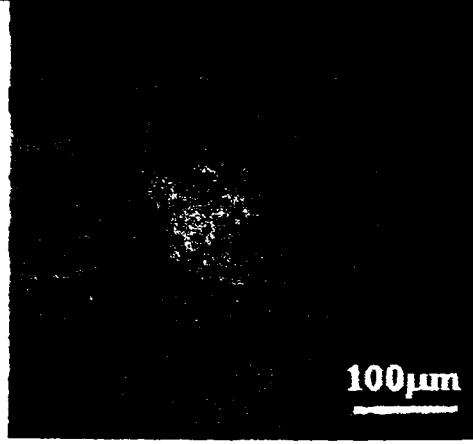
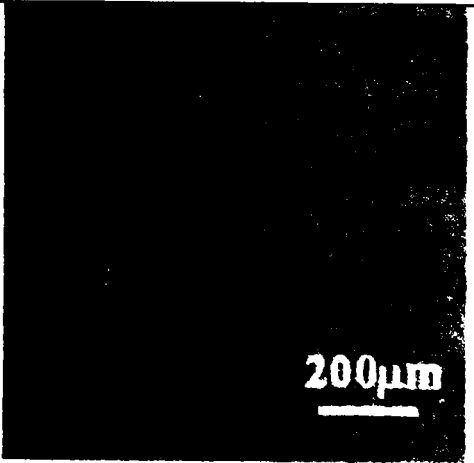
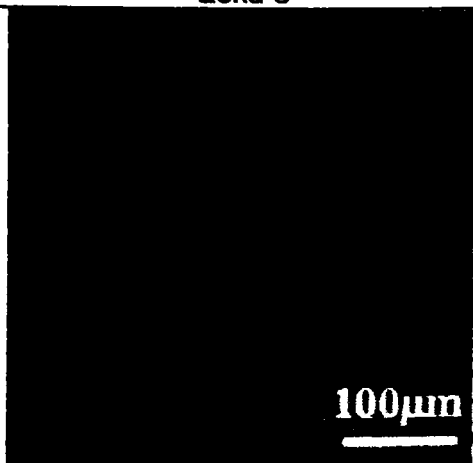
Tab.5.12. Micrografiile probei C11 matrițată în stare semisolidă în prezența vibrațiilor cu frecvența de 25Hz, cu zonele aferente



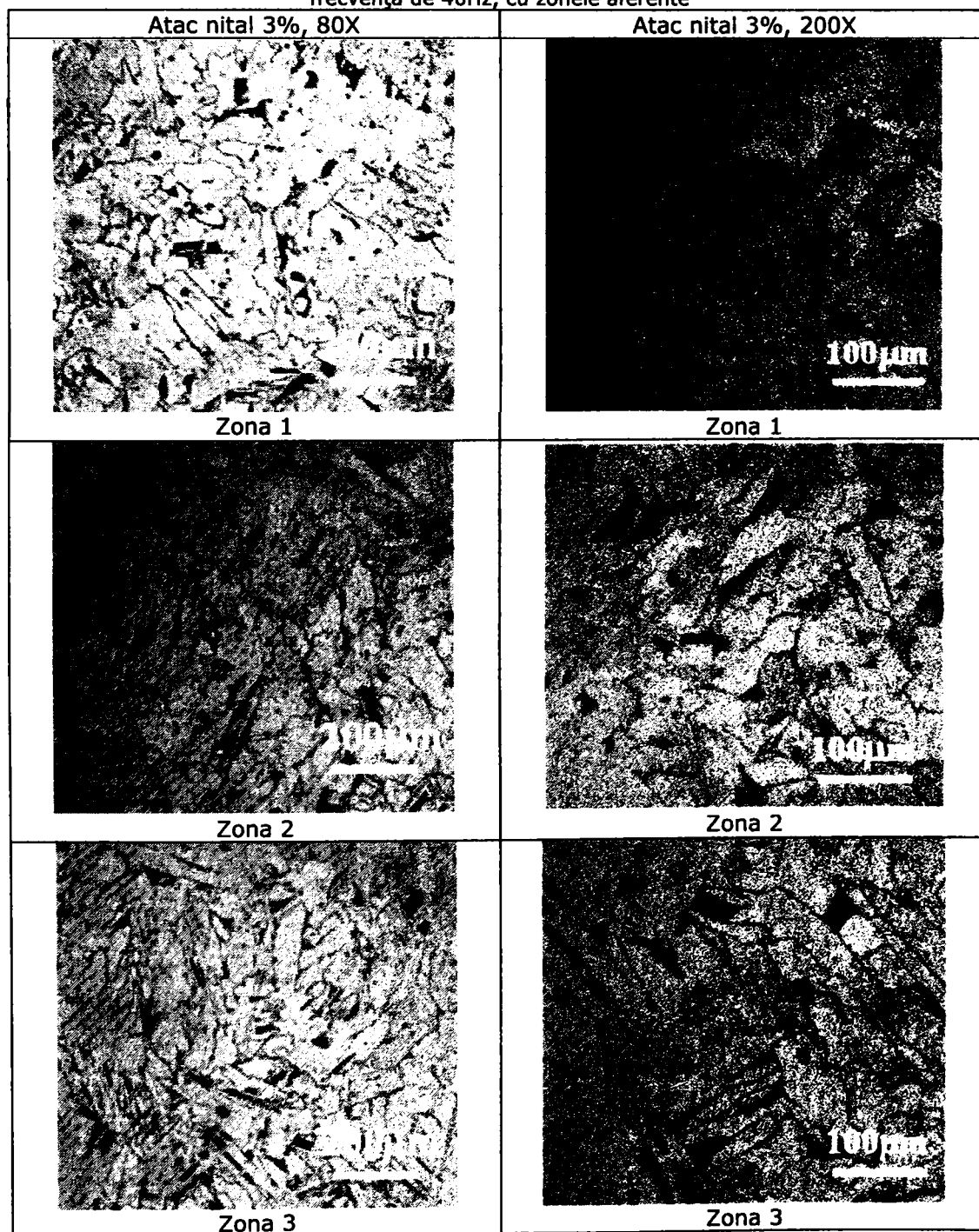
Tab.5.13. Micrografiile probei C12 matritată în stare semisolidă în prezența vibrațiilor cu frecvența de 25Hz, cu zonele aferente



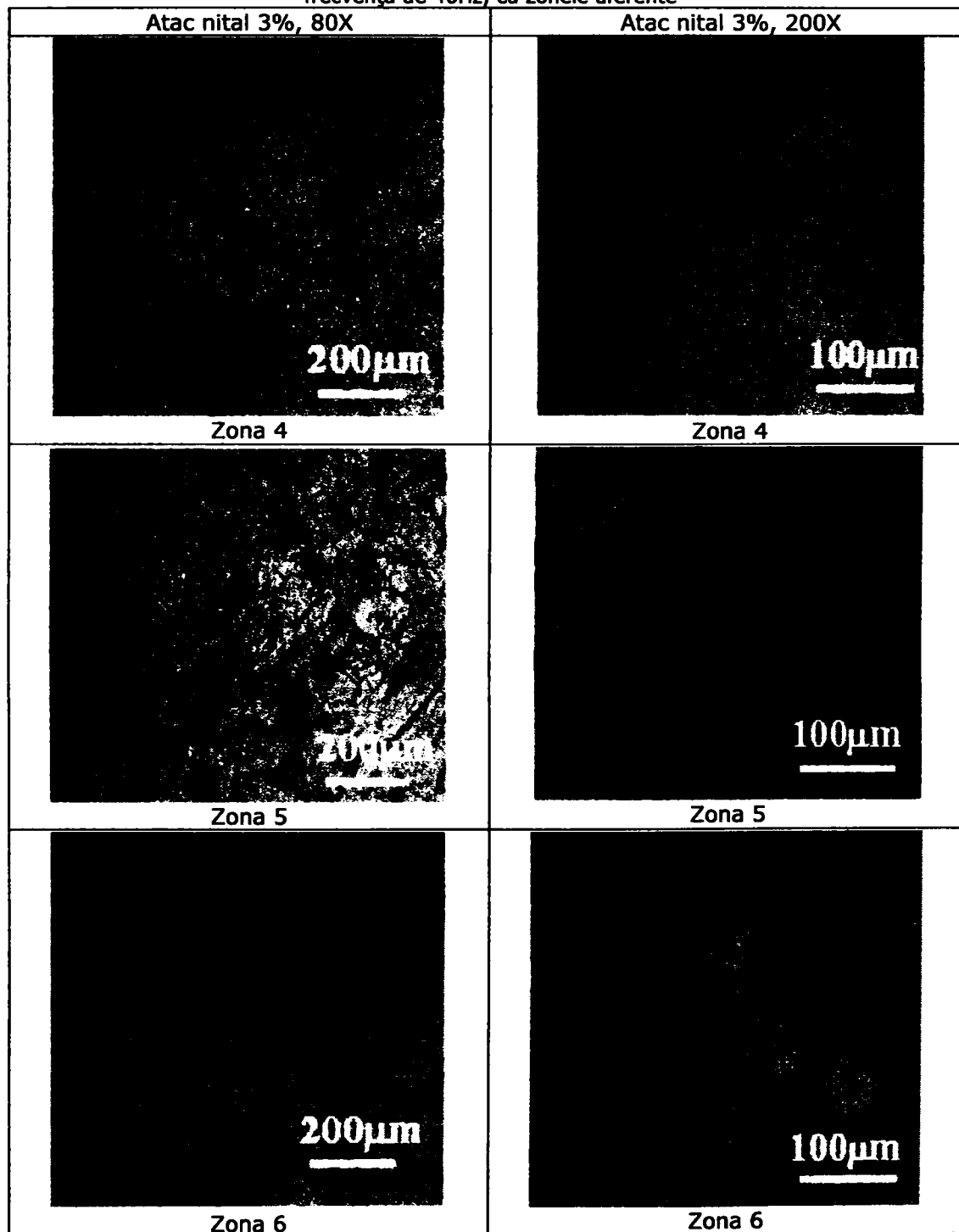
Tab.5.14. Micrografiile probei C13 matrițată în stare semisolidă în prezența vibrațiilor cu frecvența de 25Hz, cu zonele aferente

Atac nital 3%, 80X	Atac nital 3%, 200X
 <p data-bbox="400 627 497 666">Zona 7</p>	 <p data-bbox="972 627 1068 666">Zona 7</p>
 <p data-bbox="400 1110 497 1130">Zona 8</p>	 <p data-bbox="972 1110 1068 1130">Zona 8</p>
 <p data-bbox="400 1593 497 1626">Zona 9</p>	 <p data-bbox="972 1593 1068 1626">Zona 9</p>

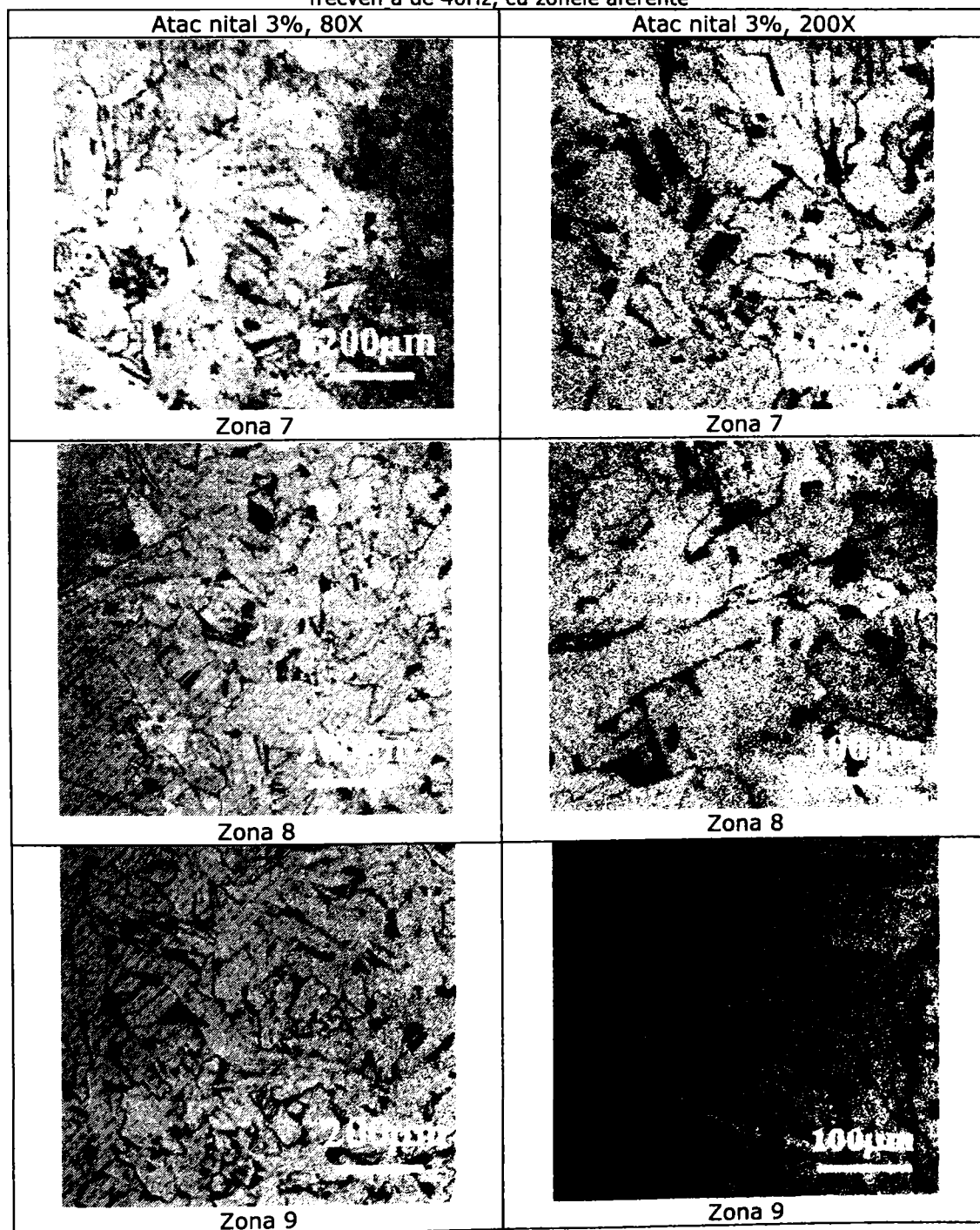
Tab.5.15. Micrografiile probei D11 matritată în stare semisolidă în prezența vibrațiilor cu frecvența de 40Hz, cu zonele aferente



Tab.5.16. Micrografiile probei D12 matrițată în stare semisolidă în prezența vibrațiilor cu frecvența de 40Hz, cu zonele aferente



Tab.5.17. Micrografiile probei D13 matrițată în stare semisolidă în prezența vibrațiilor cu frecven a de 40Hz, cu zonele aferente



Din micrografiile prezentate anterior, au fost alese, cele din zona centrală, mai reprezentative, astfel putându-se observa diferența care există între prima probă matrițată static și următoarele trei probe matrițate în stare semisolidă în câmp de vibrații. Fig.5.17 și fig.5.18 ilustrează comparativ microstructurile obținute în cele patru cazuri de matrițare, pentru mărimi de 80X și respectiv 200X.

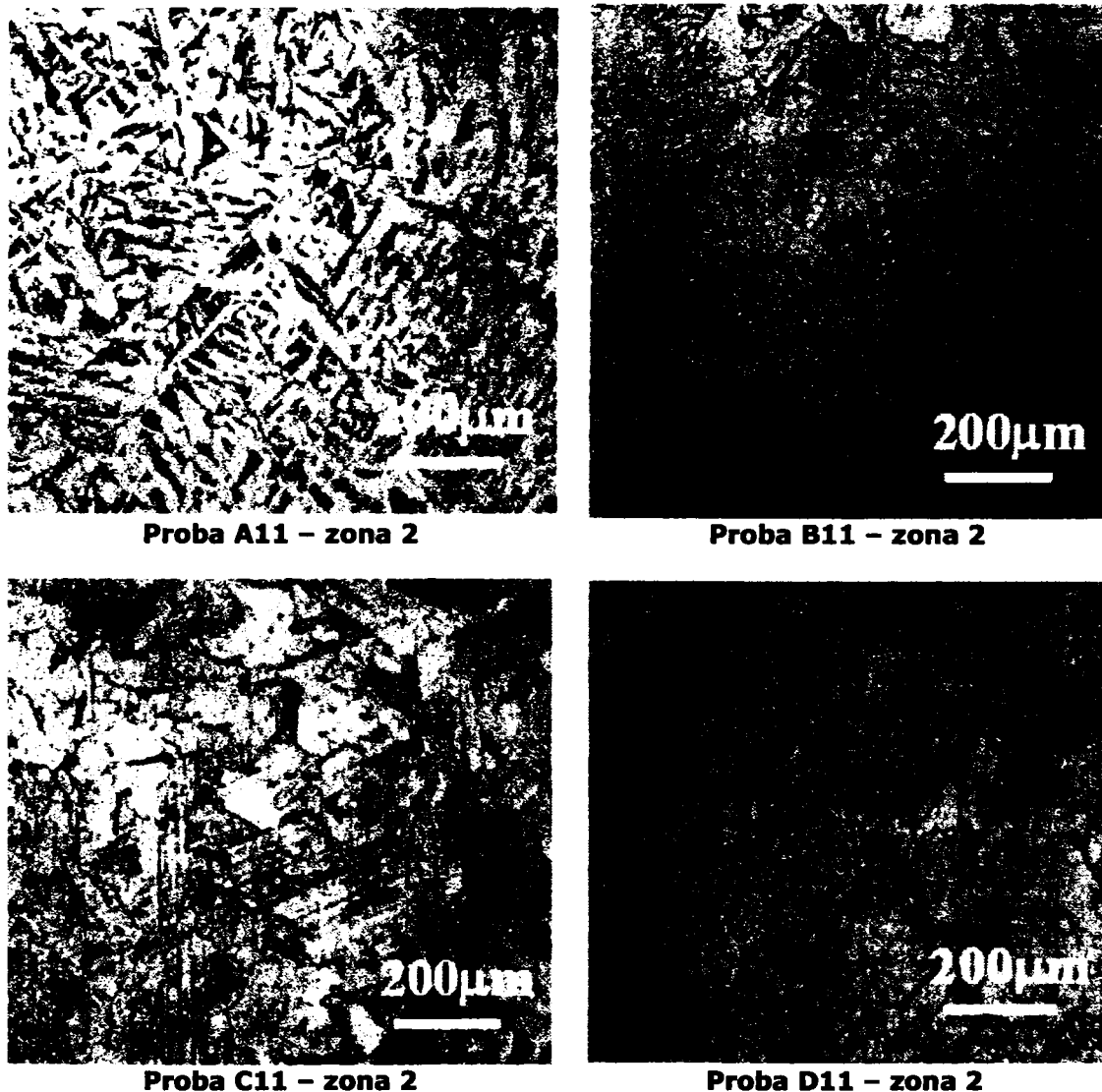


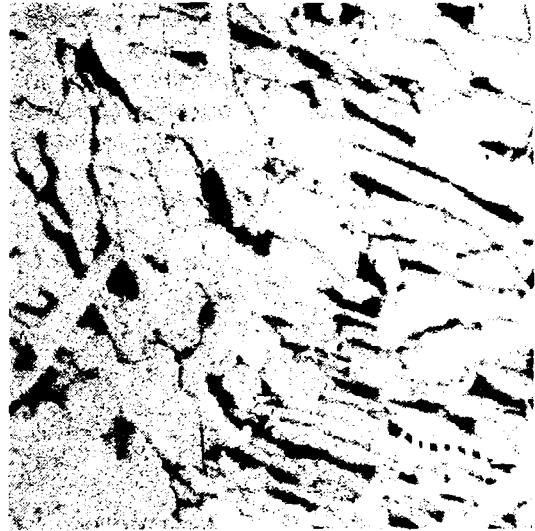
Fig.5.17. Micrografiile probelor A11, B11, C11, D11, atac nital 3%, 80X

Oțelul studiat, marca 200-400 (corespunzător mărcii OT400) prezintă o structură formată din ferită și perlită, după cum se și observă în micrografii. Zonele întunecate care apar reprezintă perlita, iar zonele cu aspect luminos reprezintă ferita. Se văd de asemenea și limitele de grăunți reprezentate prin liniile subțiri, întunecate.

Examinând micrografiile probei A1 din tab.5.6, tab.5.7 și tab.5.8 se observă o structură cu aspect acicular, tip Widmannstätten care apare îndeosebi la oțelurile turnate [99,100] datorită faptului că în cursul răcirii rapide, la trecerea prin punctul A_3 în grăunții de austenită se separă ferita proeutectoidă de formă aciculară și plăci, orientată cristalografic după rețeaua austenitei. Această structură se poate îndepărta prin normalizare.



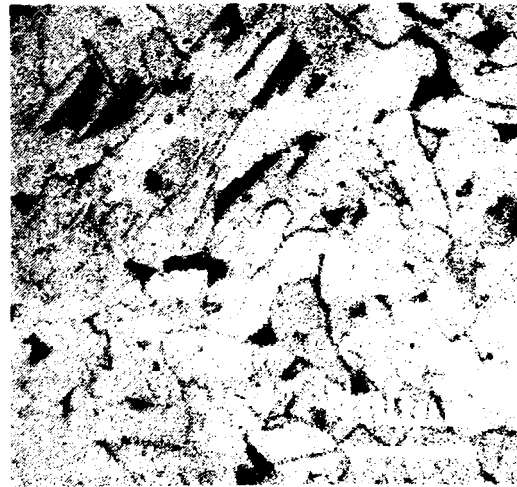
Proba A11 – zona 2



Proba B11 – zona 2



Proba C11 – zona 2



Proba D11 – zona 2

Fig.5.18. Micrografiile probelor A11, B11, C11, D11 după atac cu reactivul nital 3%, 200X

Datorită vibrațiilor de frecvență joasă, aplicate la matrițarea în stare semisolidă în timpul turnării și menținerii, în topitura în curs de solidificare are loc ruperea brațelor dendritelor (care se formează de obicei la turnarea clasică), astfel rezultă particule solide care se dispersează în topitură [88]. Aceste particule din

topitură reprezintă noi centrii de cristalizare care duc la obținerea unei suspensii semisolide cu particule sferice cu caracteristici tixotropice, iar în final rezultă o structură ameliorată față de cea turnată (Widmannstätten). După cum se observă în fig.5.18, există o diferență vizibilă între proba A11 și probele B11, C11 și D11 deoarece cu creșterea frecvenței de vibrație a matriței structura devine mai globulară.

5.4.2 Încercarea la încovoiere prin șoc pe epruveta Charpy

Încercarea la încovoiere prin șoc a fost efectuată pe ciocanul Charpy ilustrat în fig.5.19. Pentru această încercare, au fost folosite probele A2, A3, B2, B3, C2, C3, D2 și D3 (vezi fig.5.11.b), care au fost prelucrate mecanic, conform standardelor, în scopul obținerii unor epruvete normale cu creștătură U. Această creștătură a fost executată prin găurire și frezarea deschiderii.

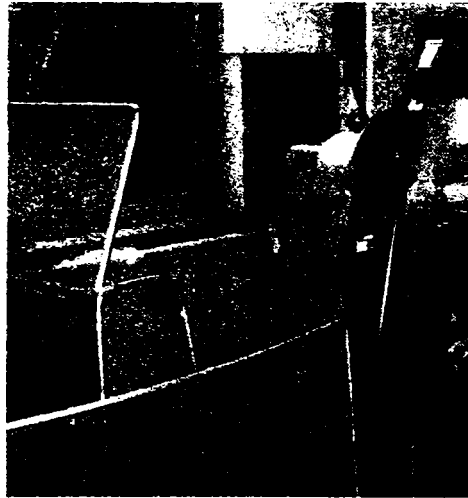


Fig.5.19. Ciocanul Charpy

În fig.5.20 este prezentată configurația geometrică a epruvetei Charpy U utilizată, cu dimensiunile aferente indicate în tab.5.18.

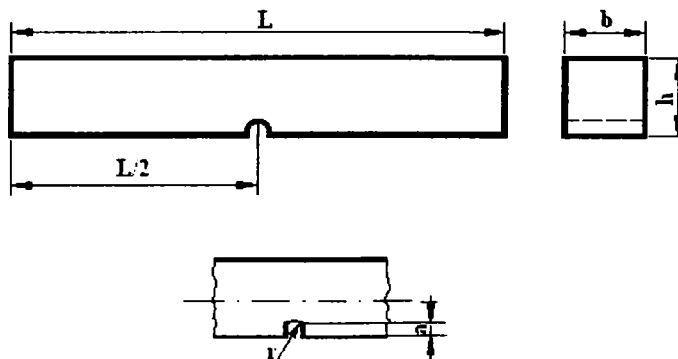


Fig.5.20. Configurația geometrică a epruvetei Charpy U

Tab.5.18. Caracteristicile epruvetei Charpy U

Denumirea Epruvetei	Dimensiunile epruvetei			Dimensiunile creștăturii		Distanța față de reazeme
	Lungime L [mm]	Lățime b [mm]	Înălțime h [mm]	Adâncime a [mm]	Raza de curbură la baza creștăturii, r	
Epruvete normale Charpy U	55	10	10	2	1	40

Epruvetele obținute în urma prelucrării mecanice sunt ilustrate în fig.5.21, iar cele obținute după efectuarea încercării la încovoiere prin șoc în fig.5.22.

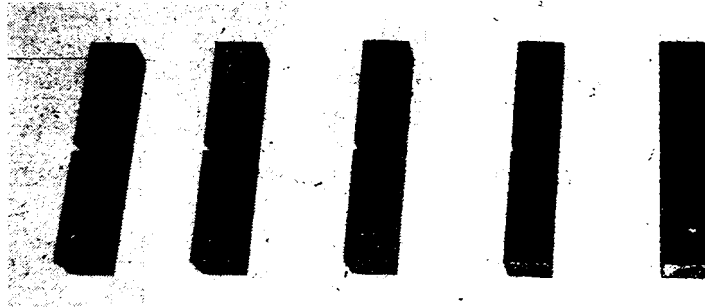


Fig.5.21. Epruvetele obținute în urma prelucrării

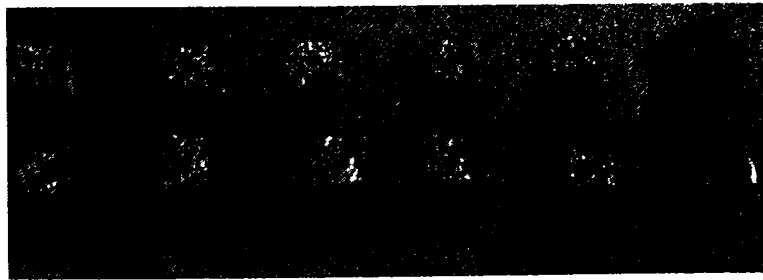


Fig.5.22. Epruvetele obținute după încercarea la încovoiere prin șoc

Prin încercarea la încovoiere prin șoc se determină valorile energiei absorbite prin rupere, notată KU, ce caracterizează rezistența la șoc a materialului.

Pentru oțelul studiat reziliența KCU 300/2 este garantată la clasa trei de calitate, iar valoarea minimă corespunzătoare din standard este de 5daJ/cm². Deoarece în prezent se utilizează doar energia absorbită prin rupere, fără a mai fi raportată la aria suprafeței transversale în dreptul creștăturii, rezultă că valoarea acesteia pentru oțelul studiat este de 4daJ. Valorile înscrise în anexa 2 și ilustrate în histograma 5.23, pentru probele A, B, C și D reprezintă media aritmetică a celor două încercări realizate pentru fiecare din probele amintite.

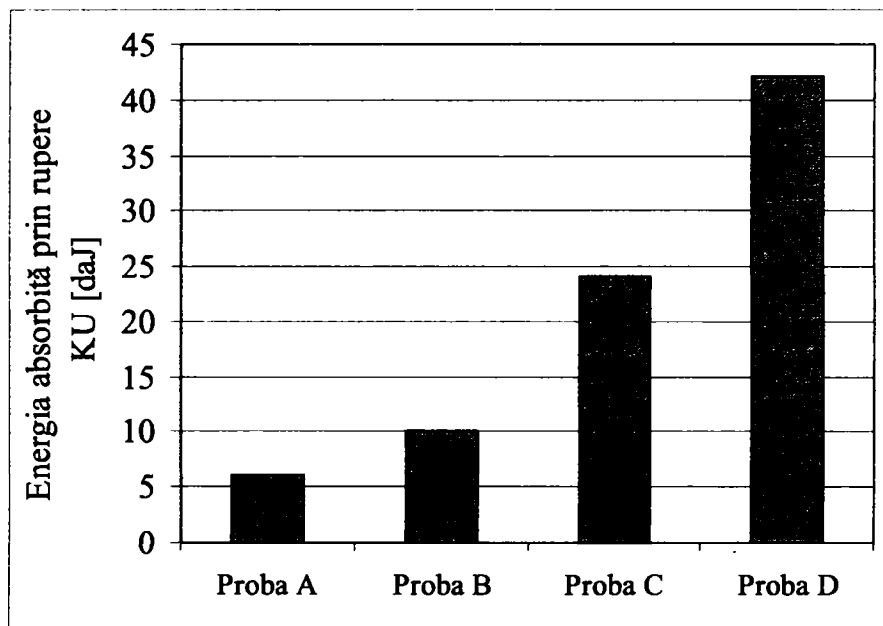


Fig.5.23. Energia absorbită la rupere pentru probele studiate

Împărțind valorile energiei absorbite prin rupere la aria suprafeței transversale în dreptul creștăturii se obține reziliența KCU 300/2.

Variația energiei absorbite prin șoc cu frecvența de vibrație a matriței și respectiv produsul dintre pătratul frecvenței de vibrație și amplitudine este prezentată în fig.5.24, și respectiv fig.5.25.

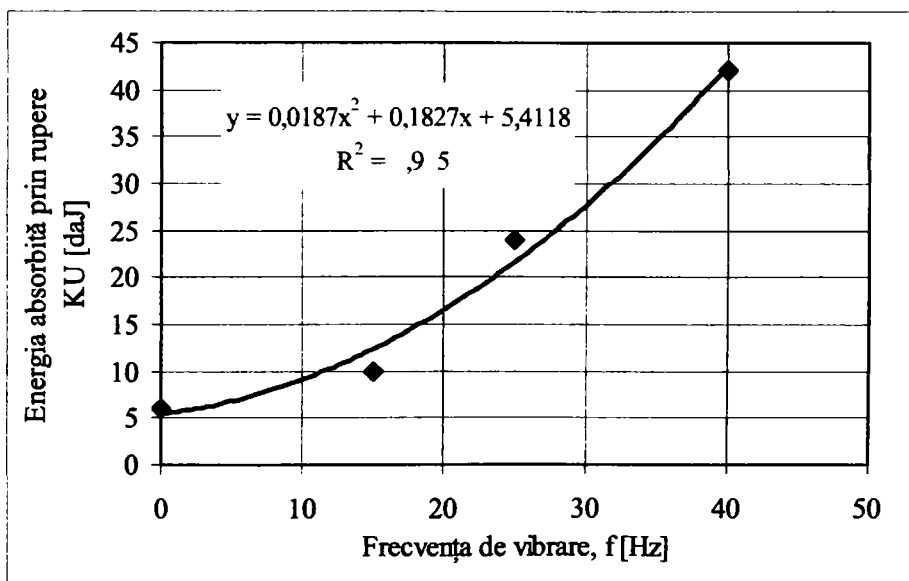


Fig.5.24. Variația energiei absorbite prin rupere KU cu frecvența de vibrație f

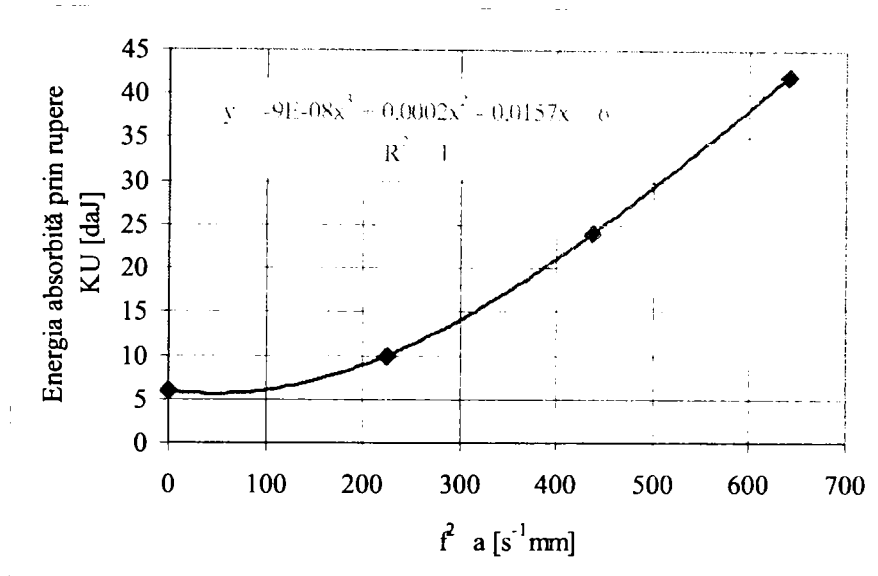


Fig.5.25. Variația energiei absorbite prin rupere KU cu produsul $f^2 \cdot a$

Din reprezentările grafice de mai sus se constată o creștere energiei absorbite prin rupere cu creșterea frecvenței de vibrație a matriței, mai precis cu creșterea produsului $f^2 \cdot a$ (produsul dintre pătratul frecvenței de vibrație și amplitudinea vibrațiilor).

Studiind literatura de specialitate [88] s-a constatat că produsul $f^2 \cdot a$ exprimă mai precis acțiunea vibrațiilor în comparație cu cazul în care se consideră doar frecvența acestora ca parametru de influență.

În concluzie, datorită aplicării vibrațiilor în cursul solidificării, aliajul obținut nu mai are o structură tipică de turnare ci o structură mai globulară și mai puține defecte (incluziuni, micropori), acest fapt ducând la creșterea energiei absorbite prin rupere. Valoarea cea mai mare a energiei absorbite prin rupere s-a obținut pentru frecvența de vibrație de 40Hz.

Așadar, se poate spune că vibrarea aliajului în timpul solidificării cu vibrații de joasă frecvență, face ca oțelul să fie mai tenace.

5.4.3 Încercarea la duritate Brinell

Duritatea Brinell s-a determinat pe instalația ilustrată în fig.5.26. În cadrul acestei încercări, au fost folosite probele A4, B4, C4, D4 (vezi fig.5.11.b). Din proba A4 s-a prelevat în direcție longitudinală un eșantion, notat tot cu A4, iar din acesta, prin secționare transversală, au fost extrase 3 probe de 10 mm înălțime notate A4-1, A4-2, A4-3 și ilustrate în fig.5.27. În mod similar au fost notate și secționate probele B4, C4 și D4.



Fig.5.26. Durometru Brinell

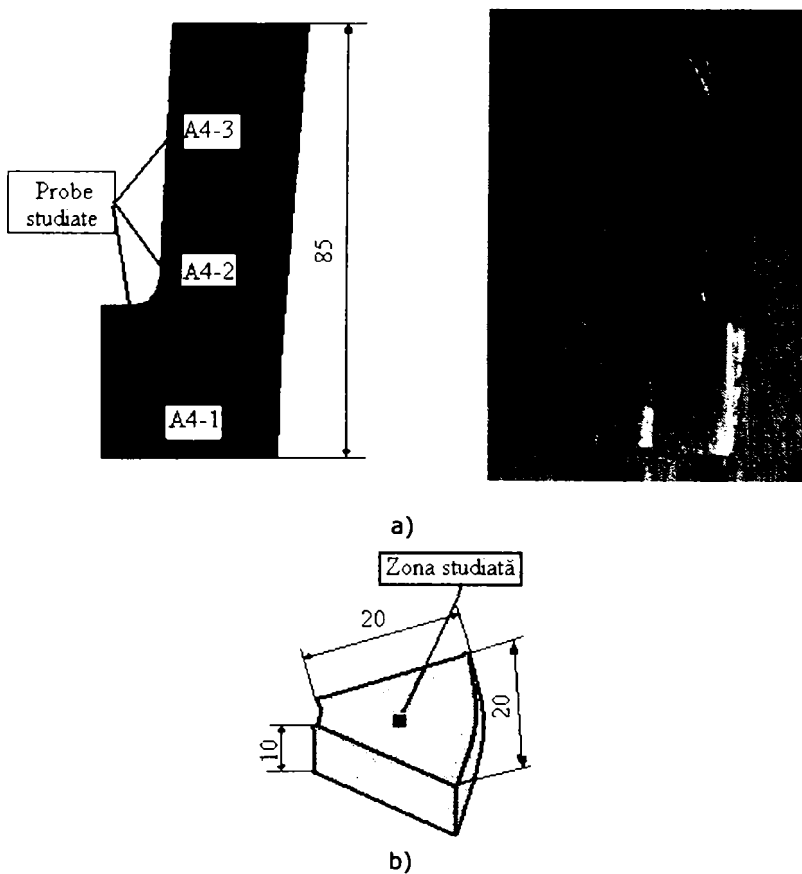


Fig.5.27. Secționarea probelor pentru determinarea durtății Brinell
 a) modul de secționare; b) zona studiată pentru determinarea durtății Brinell

Încercarea durtății prin metoda Brinell a constat în apăsarea, perpendicular pe suprafața plană și lustruită a epruvetei a unui penetrator (bilă de oțel călit) de

diametru $D=10\text{mm}$, cu o forță $F=3000\text{daN}$ aplicată static și menținută 10-15s. Amprenta rămasă după înlăturarea forței are diametru d ($d = \frac{d_1 + d_2}{2}$). În fig.5.28 este prezentată schema de principiu a încercării.

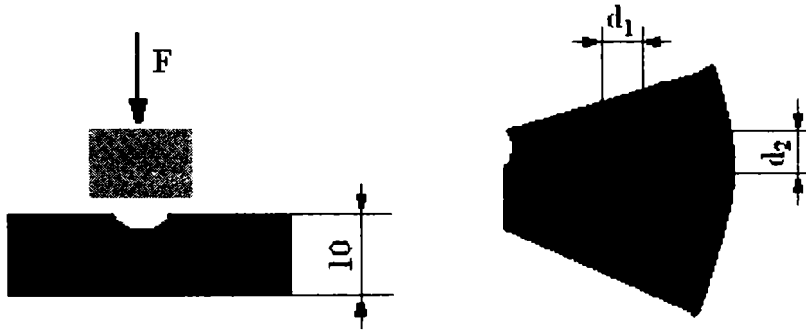


Fig.5.28. Schema de principiu a încercării la duritate Brinell

Duritatea Brinell notată cu HB a fost obținută cu următoarea relație de calcul [101]:

$$HB = 0,102 \frac{2F}{nD \left(D - \sqrt{D^2 - d^2} \right)} \quad (5.2)$$

Cele 12 epruvetele obținute după efectuarea încercării sunt ilustrate în fig.5.29, iar valorile obținute pentru duritatea Brinell sunt înscrise în anexa 3 și ilustrate în histograma 5.30.

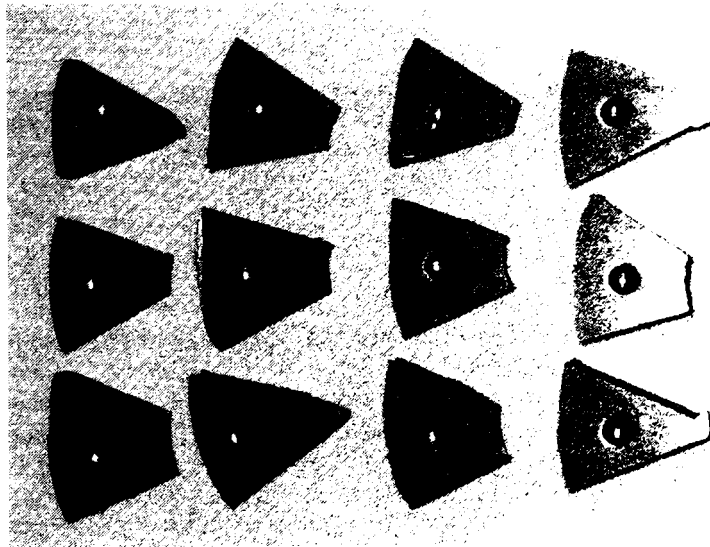


Fig.5.29. Epruvetele după încercarea durității prin metoda Brinell

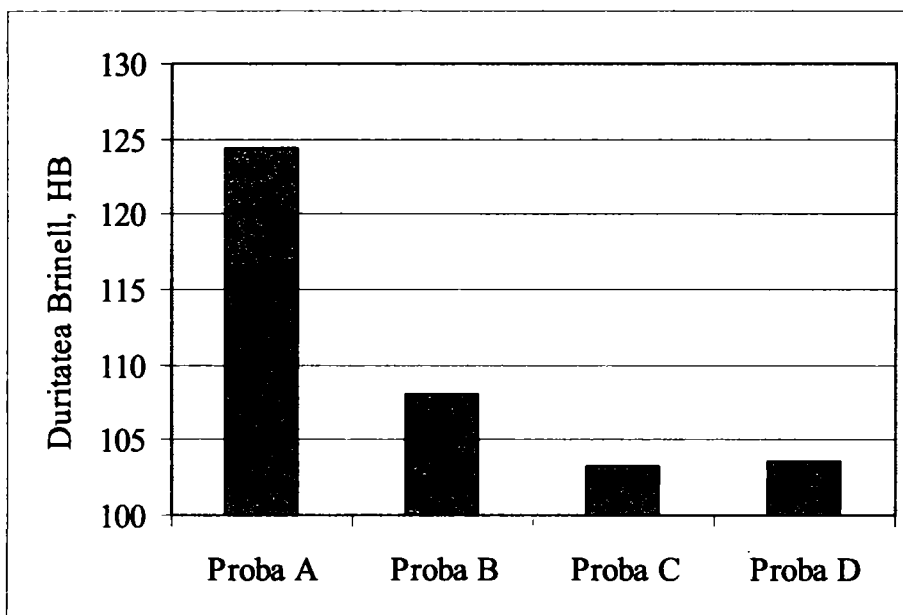


Fig.5.30. Valorile medii ale durității Brinell pentru probele studiate

În fig.5.31 și fig.5.32 se prezintă modul de variație a durității Brinell HB funcție de frecvența de vibrație a matriței și respectiv produsul $f^2 \cdot a$ (produsul dintre pătratul frecvenței de vibrație și amplitudinea vibrațiilor).

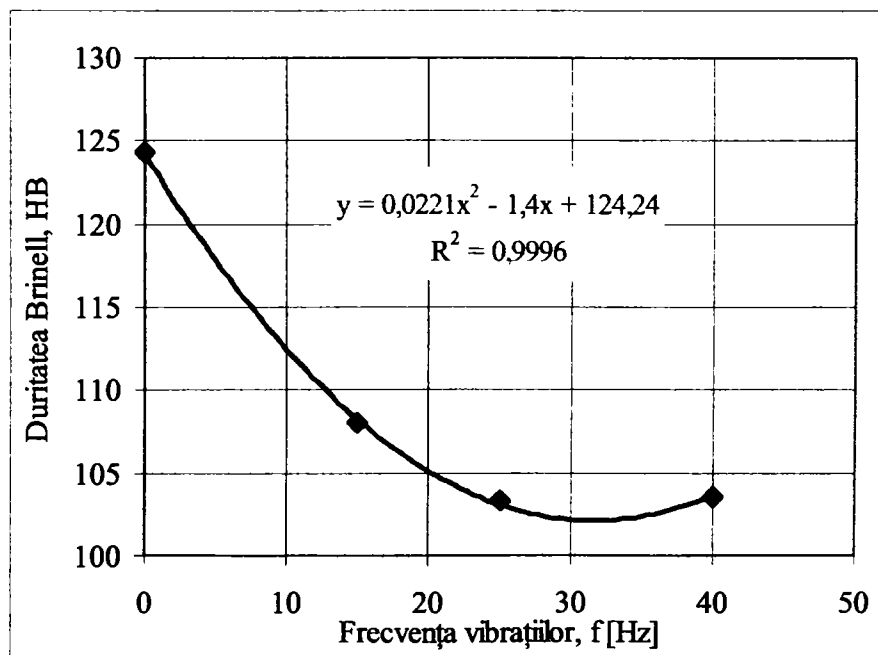


Fig.5.31. Variația durității Brinell cu frecvența de vibrație, f

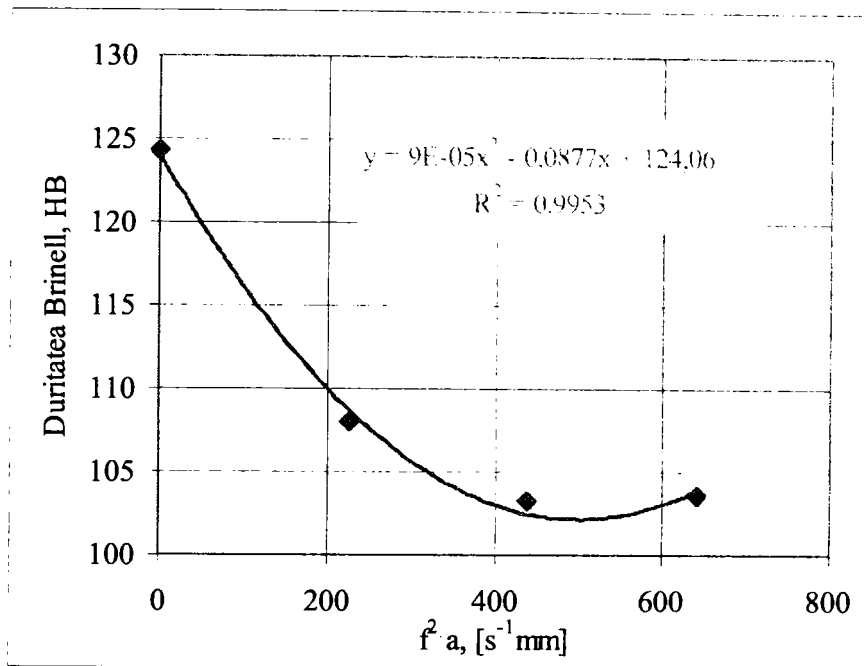


Fig.5.32. Variația durtății Brinell funcție de produsul $f^2 \cdot a$

Din graficele de mai sus se observă o scădere a durtății HB cu creșterea frecvenței de vibrație a matriței. Acest lucru apare datorită modificării formei grăunților de la cea lamelară de turnare la cea globulară. O structură lamelară are o duritate mai mare decât o structură globulară.

5.5. Concluzii

Această parte practică a tezei abordează experimentările plecând de la ideea că proprietățile mecanice reprezintă funcția de performanță, ca răspuns a îmbunătățirii structurii, orice intervenție în scopul ameliorării structurii trebuie să se regăsească în îmbunătățirea valorilor caracteristicilor tehnologice și de exploatare.

Încărcările experimentale au fost efectuate la Turnătoriile Hener SRL Hunedoara, cu ajutorul prese hidraulice de laborator, proiectată și executată în scopul realizării acestora.

Experimentările au urmărit demonstrarea practică a modificării structurii și proprietăților pieselor din oțel obținute prin matrițare în stare semisolidă în prezența vibrațiilor mecanice de frecvență joasă, comparativ cu cele obținute clasic.

În urma analizei și prelucrării rezultatelor experimentale au rezultat următoarele concluzii:

- Dacă topitura este agitată și răcită în același timp, are loc ruperea brațelor dendritelor, particulele solide fiind separate între ele datorită agitării, astfel rezultând o modificare a microstructurii.

- Aplicarea vibrațiilor mecanice la matrițarea în stare semisolidă, în cursul solidificării reduce incluziunile și microporii, în concluzie se îmbunătățește calitatea și se reduce proporția de defecte.

- Structura rezultată la piesele obținute prin matrițare în stare semisolidă, în prezența vibrațiilor mecanice, este îmbunătățită în comparație cu structura obținută

la piesele turnate în matriță și matrițate static în stare lichidă. La piesele supuse agitării prin vibrație se observă o globulizare a grăunților cristalini concomitent cu înlăturarea structurii de turnare.

- Influența vibrațiilor mecanice asupra microstructurii se observă cel mai bine la probele C1 și D1, care au fost matrițate în stare semisolidă la frecvențe ale vibrațiilor de 25 și 40Hz. La aceste probe s-a obținut o structură mai globulară față de proba matrițată la frecvența de 15Hz și de proba matrițată static în stare lichidă.

- La piesele matrițate în stare semisolidă, agitate prin vibrație, comparativ cu cele turnate clasic în matriță, a rezultat o creștere a energiei absorbite prin rupere cu creșterea produsului $f^2 \cdot a$ (produsul dintre pătratul frecvenței de vibrație și amplitudinea vibrațiilor), valoarea cea mai mare a energiei absorbite la rupere de 42daJ obținându-se pentru frecvența de vibrație de 40Hz.

- Datorită modificării microstructurii, prin transformarea structurii de turnare (Widmannstätten) într-o structură cu grăunți mai globulari, apare o scădere a durității cu creșterea produsului $f^2 \cdot a$ (produsul dintre frecvența de vibrație și amplitudinea vibrațiilor), deoarece o structură lamelară este mai dură decât o structură globulară. Pentru frecvențele de vibrație de 25 și 40Hz duritatea HB are cea mai mică valoare, în timp ce pentru proba obținută prin matrițare statică în stare lichidă duritatea Brinell este mai mare față de valoarea dată în standard.

6. Concluzii finale și contribuții personale

6.1. Concluzii finale

În industrie se tinde continuu spre îmbunătățirea calității pieselor obținute și reducerea costurilor de producție, astfel devine necesară găsirea de noi procedee cât mai simple și cât mai ieftine sau îmbunătățirea celor existente.

Cele mai utilizate tehnologii de procesare în stare semisolidă a aliajelor neferoase sunt: tixoformarea (care include tixomatizarea și tixoturnarea) și reoturnarea. Ambele procedee au la bază obținerea materialului semisolid format din particule solide sferice înglobate într-o matrice lichidă. Această suspensie manifestă caracteristici tixotropice, iar tixotropia este termenul care definește proprietatea unui material de a se comporta ca un fluid când este agitat și de a deveni gel când este în repaus. Tixoformarea utilizează ca material precursor semifabricate cu structură globulară, care prin reîncălzire în intervalul semisolid se transformă într-o suspensie care, la 40-60% fracție solidă, poate fi manipulată fără să-și distrugă integritatea. Tehnologiile de obținere a materialului precursor cu structură globulară ce manifestă caracteristici tixotropice sunt: metoda agitării electromagnetice, metoda SIMA (strain induced melt activation), turnarea la temperatura lichidus, noul proces MIT, etc. Pe de altă parte reoturnarea, mai precis procedeul NRC, are ca material precursor suspensia semisolidă obținută prin răcirea controlată a topiturii.

Scopul acestui studiu a constat în obținerea, printr-o tehnologie nouă, a unor piese din oțel cu o structură ameliorată față de cea obținută prin matrițare statică în stare lichidă și cu caracteristici calitative îmbunătățite. Procedeul studiat în această lucrare constă în matrițarea în stare semisolidă a oțelului marca 200-400 (corespunzătoare mărcii OT400), supus acțiunii vibrațiilor mecanice de frecvență joasă pe întreg parcursul procesului. Încercările experimentale propriu-zise au fost efectuate pe o instalație pilot proiectată și realizată la Facultatea de Inginerie Hunedoara. Agitarea topiturii în scopul obținerii suspensiei semisolide s-a realizat prin intermediul vibrațiilor mecanice cu frecvențe de 0, 15, 25 și 40Hz (unde 0Hz reprezintă matrițarea statică în stare lichidă) obținute cu un motor vibrator cu excentric situat sub matriță. Modificarea frecvenței vibrațiilor a fost realizată prin alimentarea motorul vibrator cu excentric cu convertorul static de frecvență tip CIMR-J7AZBIP5-OMROM.

Consider utilizarea vibrațiilor mecanice ca fiind avantajoasă pentru obținerea suspensiei semisolide datorită următoarelor avantaje: topitura nu este contaminată ca în cazul agitării mecanice, simplitatea procesului și costul relativ scăzut în comparație cu tixoformarea deoarece sunt eliminate etapele de turnare sub formă de semifabricate, debitarea acestora la dimensiunile dorite și reîncălzirea în stare semisolidă.

Parametrii tehnologici ai procesului care influențează în mod direct caracteristicile calitative obținute sunt: fracția solidă, temperatura de procesare, temperatura matriței, temperatura de turnare în matriță, frecvența și amplitudinea vibrațiilor mecanice, viteza de turnare în matriță.

Temperatura de procesare a oțelului studiat a fost determinată atât prin calcule cât și cu ajutorul bazei de date Thermocalc. Pentru experimentări s-a luat în considerare domeniul temperaturii de procesare 1504-1514°C, corespunzând fracției solide de 40-60%, determinat cu diagrama Thermocalc

Deoarece temperatura matriței, în timpul procesului, influențează durabilitatea sculelor de lucru dar și calitatea suprafeței pieselor obținute, un alt aspect urmărit în cadrul experimentărilor efectuate îl constituie măsurarea temperaturii matriței. Depășirea temperaturii de revenire înaltă (450...560°C) a sculelor în timpul lucrului conduce la apariția unor transformări structurale care modifică proprietățile sculelor și în final apare degradarea acestora. Deoarece temperatura maximă măsurată în peretele matriței pe parcursul încercărilor este 337°C rezultă că nu apar transformări de structură a sculelor și de asemenea nu s-a depășit nici temperatura de 350°C la care există o probabilitate mare de lipire a metalului pe pereții matriței ceea ce ar duce la obținerea unor suprafețe calitativ necorespunzătoare.

Utilizarea vibrațiilor în cursul solidificării topiturii are un rol deosebit de important și bineînțeles se răsfrânge asupra caracteristicilor pieselor obținute.

Prin analiza și prelucrarea rezultatelor experimentale au rezultat următoarele concluzii:

- Agitarea topiturii prin intermediul vibrațiilor mecanice, care în același timp este și răcită, duce la ruperea brațele grăunților dendritici și formarea de noi centre de cristalizare; mai mult sunt reduse incluziunile și microporii, în concluzie frecvența defectelor este redusă față de cazul în care nu se folosesc vibrații;

- Structura obținută la piesele matrițate în stare semisolidă în prezența vibrațiilor este ameliorată față de structura obținută la piesa matrițată static în stare lichidă. Se observă o globulizare a grăunților cristalini concomitent cu înlăturarea structurii de turnare (Widmannstätten);

- Cea mai semnificativă influență a vibrațiilor mecanice asupra microstructurii se observă pentru probele C1 și D1, care au fost matrițate în stare semisolidă la frecvențe ale vibrațiilor de 25 și 40Hz. La aceste probe s-a obținut o structură mai globulară față de proba matrițată la frecvența de 15Hz și de proba matrițată static care are o structură tipică de turnare.

- Piesele obținute prin matrițare în stare semisolidă în prezența vibrațiilor, comparativ cu cele turnate clasic în matriță, prezintă o îmbunătățire a calității prin creșterea energiei absorbite prin rupere cu creșterea produsului $f^2 \cdot a$ (produsul dintre pătratul frecvenței de vibrație și amplitudinea vibrațiilor). Valoarea cea mai mare a energiei absorbite la rupere de 42daJ se obține pentru frecvența de vibrație de 40Hz.

- Odată cu creșterea produsului $f^2 \cdot a$ are loc o scădere a durității HB cauzată de faptul că structura lamelară are o duritate mai mare față de structura globulară, fapt confirmat de literatura de specialitate;

- Alimentarea insuficientă a matriței cu metal lichid conduce la obținerea unor piese incomplete;

- Modificând frecvența de vibrație, în urma examinării probelor, s-a ajuns la concluzia că cea mai potrivită frecvență de vibrație este cea de 40Hz, fiindcă pentru această valoare se obține o microstruktură cu grăunți mai sferici, cea mai mare energie absorbită la rupere și o duritate Brinell comparabilă cu cea obținută pentru proba matrițată în stare semisolidă cu frecvența de vibrație de 25Hz.

Încercările realizate, privind caracteristicile mecanice ale pieselor obținute prin matrițare statică în stare lichidă și matrițare în stare semisolidă în câmp de

vibrații mecanice de diferite frecvențe, permit tragerea următoarei concluzii: odată cu creșterea frecvenței de vibrație a matriței, materialul este mai tenace și prezintă o valoare crescândă a energiei absorbite prin rupere și o duritate HB mai mică datorată globulizării grăunților.

6.2. Contribuții personale

- 1. Sintetizarea informațiilor din literatura de specialitate din domeniul procesării în stare semisolidă a metalelor și aliajelor;
- 2. Experimentarea unei variante noi pe plan național, de matrițare în stare semisolidă a oțelului, în prezența vibrațiilor mecanice de frecvență joasă și anume: 0, 15, 25 și 40Hz; unde 0Hz reprezintă matrițarea oțelului lichid fără utilizarea vibrațiilor. Modificarea frecvenței a fost posibilă prin alimentarea motorului vibrator cu excentric cu un convertor static de frecvență;
- 3. Conceperea și realizarea unei instalații experimentale de laborator pentru studiul procedurii de matrițare în stare semisolidă a oțelului, instalație la care vibrația se transmite atât în plan vertical cât și orizontal;
- 4. Studiul influenței frecvenței de vibrație a matriței asupra microstructurii pieselor obținute în urma experimentărilor;
- 5. Obținerea pe cale experimentală a unor dependențe între frecvența de vibrație a matriței și energia absorbită prin rupere, respectiv între frecvența de vibrație a matriței și duritatea Brinell;
- 6. Stabilirea frecvenței optime de vibrație pentru care se obțin cele mai bune caracteristici calitative.

Anexe

A1

Contrațiile liniare ale aliajelor turnate în forme metalice preîncălzite [85]

Nr. crt.	Aliaj turnat	Contrația liniară, % (pentru dimensionarea amprentei din matrită)
1.	Fontă: - albă - cenușie, perlitică - cenușie, perlitio-feritică - cenușie, feritică	1,5 1...1,15 0,8...1,10 0,7...0,9
2.	Oțel carbon	2,0
3.	Bronzuri cu staniu	1,0
4.	Bronzuri cu aluminiu	1,5
5.	Aliaje cu bază de aluminiu	1,0

A2

Valorile energiei absorbite prin rupere obținute în urma încercărilor

	Proba A	Proba B	Proba C	Proba D
Procedeeul utilizat	Turnare în matriță	Turnare în stare semisolidă în prezența vibrațiilor cu frecvența de 15 Hz	Turnare în stare semisolidă în prezența vibrațiilor cu frecvența de 25 Hz	Turnare în stare semisolidă în prezența vibrațiilor cu frecvența de 40 Hz
KU [daJ]	6	10	24	42

A3

Valorile durității Brinell obținute în urma încercărilor

Proba	Diametrul mediu al amprenteii, d[mm]	Duritatea Brinell, HB	
			Media
A4-1	5,30	126	124,3
A4-2	5,30	126	
A4-3	5,40	121	
B4-1	5,45	118	108
B4-2	5,79	103	
B4-3	5,75	105	
C4-1	5,80	103	103,3
C4-2	5,79	103	
C4-3	5,77	104	
D4-1	5,85	101	103,6
D4-2	5,76	105	
D4-3	5,75	105	

Bibliografie

1. **Rouff, C.**, - *Contribution a la caractérisation et la modélisation du comportement d'un acier a l'état semi-solide application au thixoforgeage* - Thèse présentée pour obtenir le titre de Docteur de L'école Nationale Supérieure d'arts et métiers, soutenue le 24 mars 2003
2. **Biloni, H., Boettinger, J., W.** - Chapter 8 - *Solidification in Physical Metallurgy*, edited by P. Haasen and R. W. Cahn, 1996, North Holland, Amsterdam, Vol. 1, pp. 669-842
3. **Flemings, M.C.**, - *Semi-solid forming: the process and the path forward* - Metallurgical Science and Technology, Vol. 18 (2), 2000
4. **Florea, J., ș.a.** - *Dinamica fluidelor polifazice și aplicațiile ei tehnice*, Editura Tehnică, București, 1987, pp. 62-64
5. *** <http://www.tms.org/pubs/journals/jom/0606/czerwinski-0606.html>
6. **Kapranos, P., Kirkwood, D.H., Sellars, C.M.**, - *Thixofforming high melting point alloys into non-metallic dies*, Proceeding of the 4th International Conference on Semi-Solid Processing of Alloys and Composite, Sheffield, 1996, pp. 306-311
7. ***<http://aluminium.matter.org.uk/content/html/ENG/default.asp?catid=209&pageid=2144416897>
8. **Atkinson, H.V.**, - *Modelling the semisolid processing of metallic alloys*, Progress in Materials Science, No. 50, 2005, pp. 345-371
9. **Hirt, G., ș.a.** - *Semi-solid Forging of 100Cr6 and X210CrW12 Steel*, CIRP Annals - Manufacturing Technology, Volume 54, Issue 1, 2005, pp. 257-260
10. **Spencer, D. B.**, - *Rheological behavior of Sn-15 Pct Pb in the crystallization range*, Metallurgical Transactions 3, 1972, pp.1925-1932
11. **Diran Apelian**, - *Melting and handling* - WTEC Panel Report Advanced Casting Technologies in Japan and Europe, 1997
12. *** http://www.metphys.mat.ethz.ch/research/new_rheo
13. **Govender G., Ivanchev L.**, - *Near Net Shape Forming Using semi-Solid Metal Forming*, International Conference on Competitive Manufacturing, 2004
14. *** www.sag.at
15. *** www.polemetal.be
16. **Fan, Z., ș.a.** - *Semisolid metal processing*, International Materials Review, Vol. 47, No.2, 1991, pp. 24-32
17. **Qingyue Pan**, - Research Associate Professor - *The 9th Conference on Semisolid Processing of Alloys and Composites*, Die Casting Engineer, November 2006
18. **Pratyush Kumar**, - *Constitutive Modeling and Characterization of Flow Behavior of Semi-Solid Metal alloy Slurries*, A dissertation submitted Department of Materials Science and Engineering, Massachusetts Institute of Technology, 1994
19. **Oniscu C., Galaction A.I., Cașcaval D.**, - *Comportarea reologică a lichidelor de fermentație, în Noutăți în biotehnologie*, Editura Ilex, Bucuresti, 2001, pp. 161-163
20. **Russel N.**, - *Steady and transient flow behavior of fresh cement pastes*, Cement and Concrete Research, Vol. 35, 2005
21. **Koke, J., Modigell, M.**, - *Rheological modelling on semi-solid metal alloys*

- and simulation of thixocasting processes*, Proceedings of International Symposium on Advanced Forming and Die Manufacturing Technology, Pusan, September 1999
22. **Neamțu, J., Anoaica G.,** - *Lucrări practice de laborator – Fizică, Cap.6 Reologie*, Editura Medicală Universitară, Craiova, 2003, pp.77-94
 23. **Ittipon Diewwanit** - *Semi-Solid Processing of Hypereutectic Aluminium-Silicon Alloys*, A dissertation submitted to the Department of Materials Science and Engineering, Massachusetts Institute of Technology, 1996, pp 26-27
 24. **James Andrew Yurko** - *Fluid Flow Behavior of Semi-Solid Aluminium at High Shear Rates*, A dissertation submitted Department of Materials Science and Engineering, Massachusetts Institute of Technology, 2001
 25. **Modigell, M., ș.a.** - *Time-Dependent Rheological Properties of Semisolid Metals Alloys*, Mechanics of Time-Dependent Materials 3, 1999, pp. 15-30
 26. *** <http://www.tms.org/pubs/journals/jom/0606/czerwinski-0606.html>
 27. **Chen, J., Fan, Z.,** - *Modelling of rheological behaviour of semisolid metal slurries, Part 1 – Theory*, Material Science and Technology, Vol. 18, 2002, pp. 237-242
 28. **Stoica, D.,** - *Consideration on the rheologic behaviour of semisolid suspension*, Annals of the Faculty of Engineering Hunedoara, 2006, Tome IV, Fascicule 2, pp. 35-39, ISSN 1584-2665
 29. **Suery, M.,** - *Mise en forme á l'état semisolide: Rheoformage et thixoformage*, Technique de l'Ingénieur, traite Matériaux métalliques, MC2, Doc. M612, 1996, pp. 1-13
 30. **Burgos, G.R., Alexandrou, A.N., Entov V.,** - *Thixotropic rheology of semisolid metal suspension*, Journal of Materials Processing Technology, No. 110, 2001, pp.164-176
 31. **Jing-Zuan Li, ș.a.** - *Microstructural evolution and flow stress of semi-solid type 304 stainless steel*, Journal of Materials Processing Technology, 161, 2005, pp. 396-406
 32. **Tseng, A., Horsky, J., Raudensky, M., Kotrbacek, P.,** - *Deformation behavior of steel in mushy state*, Materials & Design, No. 22, 2001, pp. 83-92
 33. **Kiuchi, M.,** - *Mushy / Semi-Solid Metal Forming Technology – Present and Future*, CIPR Annals Manufacturing Technology, Vol. 51, Issue 2, pp. 653 – 670
 34. **Stoica, D.,** - *Studii privind procesarea materialelor metalice în stare semisolidă*, Analele Facultății de Inginerie Hunedoara, 2003, Tomul V, Fascicola 2, pp. 71-76, ISSN 1454-6591
 35. **Stoica, D., Flori, M.,** - *Reflection on the deformation behaviour of semisolid material with thixotropic behavior*, Xth Edition Timisoara Academic Days, International Symposium Engineering Materials New Horizons and Processing Techniques, Scientific Bulletin of the „Politehnica” University of Timișoara, Transaction of Mechanics, Tom 52(66), Fasc. 2, 2007; pp.119-124, ISSN 1224-6077
 36. **Stoica, D., Ilca, I., Flori, M.,** - *Consideration regarding semisolid materials and their deformation behavior*, 11th International Research/Expert Conference "Trends in the Development of Machinery and Associated Technology", TMT 2007, Hammamet, Tunisia, 5-9 September, 2007, pp. 359-362, ISBN 987-9958-617-34-8
 37. **Cioata, V.,** - *Studii și cercetări privind matrițarea metalelor și aliajelor în*

- stare semilichidă*, Teză de doctorat susținută la Facultatea de Inginerie Hunedoara, Universitatea "Politehnica" Timișoara, 2004
38. **Erhard Ogris**, - *Development of Al-Si-Mg Alloys for Semi-Solid Processing and Silicon Spheroidization Treatment (SST) for Al-Si Cast Alloys*, A dissertation submitted to the Swiss Federal Institute of Technology Zurich, 2002
 39. **Cezard P., ș.a** - *Thixoformage de l'acier: Domaines d'écoulement en filage axial et radial*, 16^{eme} Congres Francais de Mecanique, Nice, 1-5 septembre, 2003
 40. **Kenny, M. P., ș.a.** - *Metals Handbook*, Vol. 15, American Society for Metals, 1988
 41. **Jorstad, J.**, - *High Integrity Die casting Process Variations*, International Conference on Structural Aluminium Casting, 2-4 Nov., 2003
 42. **Koop, R., Bremer, T., Mertens H.**, - *Thixoforging of aluminum alloys with a hydraulic forging press*, Institute for Metal Forming IBF, Aachen Technical University, Germany
 43. **Koop, R., ș.a.** - *Thixoforging and Thixoextrusion - Benefits of Innovative Forming Technology*, Institute for Metal Forming IBF, Aachen Technical University, Germany
 44. **Mao, W., Zhao, A., Yun, D., Zhang, L., Zhong, X.**, - *Semisolid slurry preparation and rolling of 1Cr18Ni9Ti stainless steel*, Journal of University of Science and Technology Beijing, Vol. 10, No.6 , 2003
 45. **Renbo Song, Yonglin Kang, Aimin Zhao**, - *Semi-solid rolling process of steel strips*, Journal of Materials Processing Technology, 198, 2008, pp. 291-299
 46. **Rice, C., S., Mendez, P., F.**, - *Slurry-Based Semi-Solid Die Casting*, Accepted for publication in *Advanced Materials and Processes*, 159(10), 2001
 47. **Cioată, V., Stoica, D.**, - *Reflection on the techniques for obtaining of parts through semisolid state processing*, Simpozionul Internațional consacrat Zilelor Academice Timișene, 26-27 mai 2005, Buletinul Științific UPT, Seria Mecanică, Ediția a IX-a, pp. 119-124, ISSN 1224-60
 48. **Stoica, D., Ilca, I.**, - *Reflection regarding the obtaining of precursor material at semisolid state procesing*, The IXth International Symposium "Young people and multidisciplinary research", 15-16 November, 2007, Timișoara, Scientific Bulletin of the „Politehnica” University of Timișoara, Transaction of Mechanics, Tom 52(66), Fasc. 8, Editura Politehnica, pp. 43-48, ISSN 1224-6077
 49. **Tzimas, E., Zavaliangos, A.**, - *Evolution of near-equiaxed microstructure in the semisolid state*, *Materials Science and Engineering A* 289, 2000, pp. 228-240
 50. **Tzimas, E., Zavaliangos, A.**, - *A comparative characterization of near-equiaxed microstructures as produced by spray casting, magnetohydrodynamic casting and stress induced, melt activated process*, *Materials Science and Engineering A* 289, 2000
 51. **Wahlen, A.**, - *Processing of Aluminium Alloys in the Semi-Solid State*, A dissertation submitted to the Swiss Federal Institute of Technology, Zurich, 2001
 52. **Haitao, J., ș.a** - *Microstructural evolution and mechanical properties of the semisolid Al-4Cu-Mg alloy*, *Materials Characterization*, No. 51, 2006, pp. 1-10
 53. **Haga, T., Kapranos, P.**, - *Billetless simple thixoforging process*, *Journal of Materials Processing Technology*, 130-131, 2002, pp. 581-586

54. **Yucel Birol** - *A357 thixoforming feedstock produced by cooling slope casting*, Journal of Materials Processing Technology, 186, 2007, pp. 94-101
55. **Haga, T., Suyuki, S.,** - *A downward melt drag single roll caster for casting semisolid slurry*, Journal of Materials Processing Technology, 157-158, 2004, pp. 695-700
56. **Haga, T., Kapranos, P.,** - *Simple rheocasting process*, Journal of Materials Processing Technology, 130-131, 2002, pp. 594-598
57. **Raul Martinez Ayers,** - *Formation and Processing of Rheocast Microstructures*, A dissertation submitted Department of Materials Science and Engineering, Massachusetts Institute of Technology, 2004
58. **Heimo Wabusseg,** - *Process and Alloy Development for High Quality Aluminium Components for Lightweight Construction – The New Rheocasting Process*, A dissertation submitted to the Swiss Federal Institute of Technology Zurich, 2002
59. **Kaufmann, H., Fragner, W., Uggowitzer, P.,** - *Influence of variation in alloy composition on castability and process stability. Part 2: Semi-solid casting process*, International Journal of Cast Metals Research, Vol. 18. No. 5, 2005
60. **Uggowitzer, P.J., Kaufmann, H.,** - *Evolution of Globular Microstructure in New Rheocasting and Super Rheocasting Semi-Solid Slurries*, Steel Research Int., Vol. 75, No. 8/9, 2004
61. **Stoica, D.,** - *Research upon the processing technologies of parts in semisolid state*, Proceeding of the VIIIth International Symposium "Young People and Multidisciplinary Research", Editura Sudura, 11-12 Mai, Timișoara 2006, pp. 243-250, ISBN-10 973-8359-39-2
62. **Stoica, D., Ilca, I., Cioată, V., Flori, M.,** - *Contribuții la matrițarea pieselor din materiale metalice în stare semisolidă*, 2007, Editura CERMI Iași, pp. 146-164, ISBN 978-973-667-307-8
63. **Ilca, I., Cioată, V.,** - *A new method to obtain pieces from metallic alloys in semisolid state*, Xth Edition Timisoara Academic Days, International Symposium Engineering Materials New Horizons and Processing Techniques, Scientific Bulletin of the „Politehnica” University of Timișoara, Transaction of Mechanics, Tom 52(66), Fasc. 2, 2007; pp.113-109, ISSN 1224-6077
64. **Kleiner, S., ș.a** - *Thixocasting of Mg-Al Alloys Using Extruded Feedstock Material*, Proceedings of the 7-th International Conference on Semi-Solid Processing of Alloys and Compozite, Japan, 2002
65. **Fan, Z., Ji, S., Fang, X.,** - *Rheo-diecasting of Al-alloys*, Materials Science Forum, Beijing, 2004, pp.1-10
66. **Kapranos, P.,** - *Semisolid Metal Processing – Thixoforming*, by SRI Consulting Business Intelligence, Explorer, Metal/Intermetallic Matrix Composites, 2001
67. **Kirkwood, D.H.,** - *Semisolid processing of high melting point alloys*, Proceedings of the 4th International Conference on Semi-Solid Processing of Alloys and Composites, Sheffield, June 1996, pp. 320-325
67. **Ramadan, M., ș.a.** - *Semi-solid processing of ultrahigh-carbon steel castings*, Materials Science and Engineering A, Vol. 430, 2006, pp. 285-291
69. **Czerwinski, F.,** - *The Basics of Modern Semi-Solid Metal Processing*, JOM - Journal of the Minerals, Metals and Materials Society, Vol. 58, No.6, 2006, pp. 17-20
70. **Omar, M, Z.,** - *Thixoforming of a high performance HP9/3/4 steel*, Materials Science and Engineering A, No. 395, 2005

71. *** www.shef.ac.uk
72. **Flemings, M.C.**, - *Semi-solid forming: the process and the path forward*, Metallurgical Science and Technology, Vol. 18, No. 2, 2000
73. **Stoica, D.**, - *Considerații privind procesarea materialelor metalice în stare semisolidă*, Analele Facultății de Inginerie Hunedoara, 2003, Tomul V, Fascicola 2, pp. 64-70, ISSN 1454-6591
74. **Stoica, D.**, - *Importanța fracției solide în cadrul procesării în stare semisolidă*, A VI-a Conferință Națională Multidisciplinară cu participare internațională, "Profesorul Dorin Pavel - fondatorul hidroenergeticii românești", Sebeș, 2-3 Iunie, 2006, Vol. 10, pp. 491-496, ISBN 973-8130-82-4
75. **Tzimas, E., Zavaliangos, A.**, - *Materials Selection for Semisolid Processing*, Materials and Manufacturing Processes, Vol.14, 1999
76. **Tzimas, E., Zavaliangos, A.**, - *Evaluation of volume fraction of solid in alloys formed by semisolid processing*, Jurnal of Materials Science, Vol. 35, 2000
77. **Gibbs, W., Mendez, F.**, - *Solid fraction measurement using equation - based cooling curve analysis*, Scripta Materia, 2008
78. **Ștefănescu, D.M.**, - *Știința și ingineria solidificării pieselor turnate*, Editura Agir, București, 2007, pp. 61-65
79. **Sirong Yu, ș.a.** - *Microstructure evolution of SIMA processes A12024*, Materials Science and Engineering A, 420, 2006
80. **Messmer, G.**, - *Simulation of a Thixoforging Process of Aluminium Alloys with Flow-3D*, Institute for Metal Forming Technology, University of Stuttgart
81. *** http://www.matter.org.uk/steelmatter/metallurgy/6_1_3_1.html
82. **Chiriță, V., Drăgan, I., ș.a.** - *Matrițarea la cald a metalelor*, Editura Tehnică, București, 1968
83. **Chelu, Gh., Bendic, V.**, - *Tehnologii neconvenționale de matrițare și forjare*, Editura Tehnică, București, 1996, pag. 99
84. **Chiriță, V., Drăgan, I., ș.a.** - *Matrițarea la cald a metalelor și aliajelor*, Editura Tehnică, București, 1979
85. **Drăgan I., Ilca, I., Badea, S., Cazimirovici, E.**, - *Tehnologia deformărilor plastice*, Editura didactică și pedagogică, București, 1979, pp. 584-585
86. **Numan Abu-Dheir, ș.a.**, - *Silicon modification in the eutectic Al-Si alloy using mechanical mold vibration*, Materials Science and Engineering A393, 2005, pp. 109-117
87. **Taghavi, F., ș.a.**, - *Study on the ability of mechanical vibration for production of thixotropic microstructure in A356 aluminium alloy*, Materials and Design, 2008, doi:10.1016/j.matdes.2008.04.034
88. **Shusen Wu, ș.a.** - *Formation of non-dendritic microstructure of semi-solid aluminium alloy under vibration*, Scripta Materialia, No. 58, 2008, pp. 556-559
89. **Stoica, D.**, - Director de proiect, Contract CNCISIS nr.46GR/11.05.2007 - *Cercetări privind obținerea de produse prin matrițare din oțeluri în stare semisolidă*
90. **Miloștean, D., Ilca, I.**, - *Laboratory stage experiments on the semisolid state steel die forging*, Metalurgia International, No. 6, 2008, pp. 49-54, ISSN 1582-2214
91. **Chira, I., Sofroni, L., ș.a.** - *Procedee speciale de turnare*, Editura Didactică și Pedagogică, București, 1980
92. **Ștefănescu, C., Cazacu, I.**, - *Tehnologii de executare a pieselor prin*

- turnare*, Editura Tehnică, București, 1980
93. **Popescu, V., Drăgan, I., Alexandru, T.**, - *Tehnologia forjării*, Editura Tehnică, București, pp. 270-280
 94. **Cartiș, I.**, - *Tratamente termice*, Editura Facla, 1982
 95. ****Agenda electrică Moeller 02/05 - Softstartere electronice și acționări electrice pentru motoare*
 96. **Barbaciou, Gh.**, - *Acționarea motorului asincron în colivie ce antrenează mecanismul de pivotare a suprastructurii ESTc - 2000 utilizând modulația sinusoidală*, 8th Internațional Conference Târgu Jiu, 2002
 97. **Chiciuc, A., Corjan, A.**, - *Metrologie standardizare și măsurători, Curs de lecții*, Editura UTM, Chișinău, 2002, pp. 90-102
 98. ***http://www.imperialelectric.ro/Produse/sisteme_mas_aut/index_placi_ac_hizitie.htm
 99. **Hildegard Protopopescu**, - *Metalografie și tratamente termice*, Editura Didactică și Pedagogică, București, 1983, pp. 280-283
 100. **Mantea, Șt., Dulămiță, T.**, - *Teoria și practica tratamentelor termice*, Editura tehnică, București, 1966, pp. 52-69
 101. **Weber Francisc**, - *Rezistența materialelor. Lucrări de laborator*, Editura Mirton, Timișoara, 2008, pp. 33-38