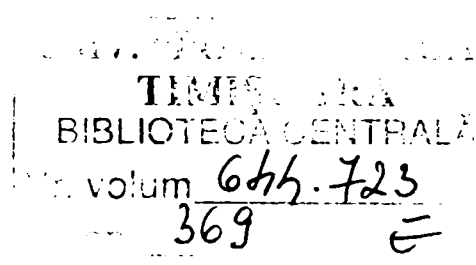


TEZĂ DE DOCTORAT

Studii și cercetări privind matrițarea
metalelor și aliajelor în stare semilichidă



Doctorand:
Ing. Vasile George CIOATĂ

Conducător științific:
Prof. dr. ing. Ioan ILCA
*Membru corespondent al
Academiei de Științe Tehnice din România*

-2004-

CUPRINS

SCOPUL LUCRĂRII.....	4
CAP. 1. ASPECTE PRIVIND PROCESAREA ÎN STARE SEMILICHIDĂ A MATERIALELOR METALICE.....	6
1.1. Introducere.....	6
1.2. Caracterizarea stării semilichide a materialelor metalice.....	11
1.2.1. Mărimi ce caracterizează starea semilichidă a materialelor metalice.....	11
1.2.2. Comportamentul tixotrop al materialelor metalice în stare semilichidă.....	14
1.3. Avantajele procesării în stare semilichidă a materialelor metalice.....	20
1.3.1. Proprietăți reologice îmbunătățite.....	20
1.3.2. Mărirea duratei de utilizare a sculelor de deformare și a formelor de turnare.....	20
1.3.3. Durată scăzută a ciclului de fabricație.....	20
1.3.4. Reducerea defectelor pieselor.....	21
1.3.5. Posibilități de manipulare în stare semilichidă.....	21
1.3.6. Proprietăți mecanice controlabile.....	21
1.3.7. Forțe de procesare reduse.....	22
1.3.8. Obținerea pieselor în formă finită.....	22
1.4. Tehnologii de obținere a materialelor pentru procesare în stare semilichidă.....	24
1.4.1. Agitare mecanică.....	24
1.4.2. Turnare continuă cu agitare electromagnetică.....	24
1.4.3. Procedeele de inducere a tensiunii și topire activată (SIMA).....	25
1.4.4. Pulverizarea metalului lichid.....	26
1.4.5. Turnarea la temperatura lichidus.....	26
1.4.6. Tratament ultrasonic.....	26
1.4.7. Rafinarea granulară chimică.....	27
1.5. Concluzii.....	28
CAP. 2. MATRIȚAREA MATERIALELOR METALICE ÎN STARE SEMILICHIDĂ.....	29
2.1. Variante ale procedeeului.....	29
2.2. Parametrii tehnologici ai procesului.....	33
2.2.1. Temperatura de alimentare a matriței cu material, T_T	33
2.2.2. Temperatura de procesare, T_p	35
2.2.3. Temperatura de preîncălzire a matriței, T_{OM}	36
2.2.4. Forța de deformare, F_d	36
2.2.4.1. Calculul forței de deformare pentru piese cilindrice pline.....	37
2.2.4.2. Calculul forței de deformare pentru piese tip pahar.....	40
2.2.5. Durata de menținere a piesei în matriță, t_m	41
2.2.6. Viteza de presare, v	45

2.2.7. Frecvența vibrațiilor mecanice, f.....	45
2.3. Analiza teoretică a influenței principalilor parametri tehnologici asupra caracteristicilor de calitate ale pieselor.....	47
2.3.1. Influența presiunii mecanice asupra proprietăților fizice ale metalelor și aliajelor.....	47
2.3.2. Influența presiunii mecanice asupra transformărilor de fază în aliaje.....	49
2.3.3. Influența presiunii mecanice asupra parametrilor procesului de cristalizare.....	50
2.3.4. Influența presiunii mecanice asupra structurii metalelor și aliajelor.....	56
2.3.5. Influența presiunii mecanice asupra procesului de degazare la solidificare.....	58
2.3.6. Influența vibrațiilor asupra procesului de matrițare în stare semilichidă.....	58
2.4. Concluzii.....	61
CAP. 3. STUDII ȘI CERCETĂRI EXPERIMENTALE.....	62
3.1. Instalația experimentală.....	62
3.1.1. Construcția, caracteristicile și modul de funcționare a instalației experimentale.....	62
3.1.2. Matrițe și poansoane: particularități, proiectare.....	66
3.1.3. Dispozitivul pentru producerea vibrațiilor mecanice: construcție, caracteristici.....	69
3.1.4. Echipamentul pentru măsurarea temperaturii în piesă și în matriță.....	71
3.1.5. Echipamentul pentru măsurarea presiunii de deformare.....	74
3.1.6. Piese de lucru: forme și dimensiuni, materiale.....	75
3.1.7. Probleme specifice legate de efectuarea experimentărilor pe stand.....	79
3.2. Experimentări și prelucrarea rezultatelor experimentale.....	81
3.2.1. Obiectivele studiului. Activități de experimentare.....	81
3.2.2. Elaborarea aliajului pentru obținerea pieselor de lucru.....	81
3.2.3. Parametrii tehnologici ai procesului.....	83
3.2.4. Experimentări privind parametrii tehnologici ai procesului de matrițare în stare semilichidă.....	84
3.2.5. Analiza rezultatelor experimentale privind parametrii tehnologici ai procedului de matrițare în stare semilichidă.....	89
3.2.6. Experimentări privind caracteristicile mecanice ale pieselor obținute prin matrițare în stare semilichidă.....	92
3.2.7. Metodologia de determinare a caracteristicilor mecanice	93
3.2.8. Prezentarea și analiza rezultatelor experimentale privind caracteristicile mecanice ale pieselor obținute prin matrițare în stare semilichidă.....	97
3.3. Concluzii.....	105
CAP. 4. MODELAREA COMPORTĂRII LA DEFORMARE A MATERIALELOR SEMILICHIDE TIXOTROPICE.....	107
4.1. Comportarea la deformare a materialelor semilichide tixotropice.....	108
4.1.1. Modelarea comportării la deformare în regimul staționar.....	109
4.1.2. Modelarea comportării la deformare în regimul tranzitoriu.....	111
4.2. Determinarea experimentală a comportării la deformare a materialelor metalice în stare semilichidă.....	119
4.2.1. Determinarea rezistenței la deformare.....	119

4.2.2. Procedura experimentală.....	120
4.2.3. Rezultate.....	121
4.3. Concluzii.....	122
CAP. 5. SIMULAREA PROCESULUI DE MATRIȚARE ÎN STARE SEMILICHIDĂ.....	123
5.1. Principiile analizei și simulării cu elemente finite.....	123
5.2. Programul de simulare.....	126
5.3. Simularea solidificării în procesul de matrițare în stare semilichidă.....	127
5.3.1. Descrierea problemei.....	127
5.3.2. Realizarea modelului geometric.....	128
5.3.3. Definirea materialelor, stabilirea proprietăților acestora și tipul elementelor de rețea. Generarea rețelei de elemente finite.....	128
5.3.4. Definirea solicitărilor și a condițiilor de contur.....	129
5.3.5. Stabilirea tipului de analiză și a parametrilor acesteia.....	129
5.3.6. Procesarea, definirea nodurilor de interes, prezentarea rezultatelor.....	129
5.4. Compararea rezultatelor și concluzii.....	132
CAP. 6. OPTIMIZAREA TEHNOLOGIEI DE MATRIȚARE ÎN STARE SEMILICHIDĂ A MATERIALELOR METALICE.....	134
6.1. Considerații privind optimizarea proceselor metalurgice.....	134
6.2. Elaborarea modelului matematic.....	138
6.3. Model de optimizare a tehnologiei de matrițare în stare semilichidă.....	139
6.3.1. Formularea problemei.....	139
6.3.2. Algoritmul de stabilire a modelelor matematice și determinarea soluției optime.....	141
6.3.3. Determinarea modelului matematic pentru parametrul de optimizat R_m	142
6.3.4. Determinarea modelului matematic pentru parametrul de optimizat HBS.....	145
6.3.5. Determinarea modelului matematic pentru parametrul de optimizat A.....	148
6.4. Concluzii.....	152
CAP. 7. CONCLUZII FINALE ȘI CONTRIBUȚII PERSONALE	153
BIBLIOGRAFIE.....	158

SCOPUL LUCRĂRII

Începutul...

Ideea acestei lucrări a apărut în urmă cu câțiva ani, când căutam o temă pentru lucrarea de disertație. Am găsit, într-o publicație a unor iluștri profesori, o referire asupra unui procedeu de "deformare a metalelor și aliajelor în curs de solidificare", denumit și "matrițare în stare semilichidă". Tema mi-a părut interesantă și, de comun acord cu conducătorul științific, chiar am tratat-o în cadrul acelei lucrări de disertație.

La susținere, tema a stârnit curiozitatea și aprecierea comisiei și auditoriului, ceea ce m-a convins pe deplin că aceasta trebuie cercetată mai profund.

... urmarea ...

... căutare, informare, studiu, idei, puneri în practică, alte idei, decizii, descoperiri, interpretări, concluzii, ... adică muncă, adică prezenta *lucrării de doctorat*.

Între timp, am aflat că "alții" folosesc această tehnică de procesare cam de prin anii '70, și că tot de pe atunci ea este intens studiată. Mai mult, o denumesc *tixoformare*, și o definesc ca fiind tehnică de procesare a materialelor în stare *semisolidă*. Oarecum au dreptate deoarece materialul, în momentul aplicării eforturilor de deformare, este mai mult solid decât lichid.

Și am ajuns la un punct în care mi-am pus întrebarea: dacă această tehnică de procesare a fost suficient studiată, mie ce mi-a rămas de făcut?

Răspunsul a venit în urma unor discuții cu conducătorul științific: să o îmbunătățim, să o facem mai eficientă, mai ieftină și ușor de aplicat în practica industrială.

Așa că am propus o nouă variantă, ce face obiectul prezentei cercetări, variantă cu efecte certe asupra finisării structurii și îmbunătățirii caracteristicilor calitative prin valoarea proprietăților de toate nuanțele. Ideea aparține, în egală măsură, prof. Ilca și subsemnatului, iar procedeu este în curs de brevetare la OSIM [31].

Totodată s-a avut în vedere studierea variantei propuse în vederea clarificării unor aspecte teoretice și practice privind aceasta, stabilirea influenței solidificării sub presiune mecanică și acțiunii vibrațiilor de joasă frecvență asupra caracteristicilor mecanice ale

materialelor metalice utilizate în construcția de mașini, determinarea teoretică a unor relații de calcul a parametrilor tehnologici ai procesului, verificarea experimentală a acestora, stabilirea unui model de optimizare a tehnologiei de matrițare în stare semilichidă și, în cele din urmă, stabilirea unui model de simulare cu ajutorul elementelor finite a procesului de matrițare în stare semilichidă.

... în loc de sfârșit

... doresc să-mi manifest profunda apreciere și să adresez multe mulțumiri conducătorului științific al lucrării, prof. dr. ing. Ilca Ioan, membru corespondent al Academiei de Științe Tehnice din România, pentru coordonare, îndrumare competentă, cooperare deplină și pentru discuțiile motivante și extraordinar de constructive.

... de asemenea, adresez mulțumiri colegilor pentru ajutorul și sprijinul acordat în vederea finalizării acestei lucrări.

CAPITOLUL 1

ASPECTE PRIVIND PROCESAREA ÎN STARE SEMILICHIDĂ A MATERIALELOR METALICE

1.1. INTRODUCERE

Dezvoltarea și realizarea unor noi materiale, cu proprietăți și performanțe îmbunătățite și cu costuri reduse și găsirea de noi procedee de procesare, combinate sau neconvenționale, care să permită obținerea pieselor cu caracteristici mecanice superioare, la un preț scăzut constituie două dintre principalele scopuri ale industriei metalurgice și de procesare a materialelor.

O clasă relativ nouă a tehnologiilor de formare care realizează aceste calități este *tixoformarea*, o tehnică de procesare a materialelor în stare semilichidă. Bazată pe descoperirea unui student de la Massachusetts Institute of Technology (MIT) la începutul anilor '70, această tehnică de procesare a fost utilizată pentru prima dată în SUA. Astăzi, eforturi pentru dezvoltarea și implementarea acestei tehnici de procesare se fac pe plan mondial deoarece s-a constatat că este competitivă, contribuind atât la eficientizarea producției cât și la creșterea calității pieselor obținute.

Expresia *tixo* din denumirea procedeeului provine de la *tixotropie*, termen introdus de către H. Freundlich în 1935, pentru a defini proprietatea pe care o au soluțiile și suspensiile de a se gelatiniza când sunt în repaus 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 etc. [1].

Principiul de bază al *tixoformării* este obținerea pieselor în intervalul de solidificare al aliajului. În acest interval, o parte a materialului este deja lichid, în timp ce alte părți sunt în întregime solide. Pentru a avea o comportare tixotropică, faza solidă trebuie să fie formată din particule sferoidale (globulare) învelite în faza lichidă. Această microstructură aparte poate fi realizată printr-o amestecare riguroasă (mecanică sau electromagnetică) în timpul solidificării.

Tixoformarea este termenul general utilizat pentru descrierea procesului de obținere a pieselor în stare finală, din materiale în stare semilichidă, cu ajutorul unei matrițe/forme metalice și poansoane. Dacă piesa a fost realizată într-o formă metalică închisă procedeul se numește *tixoturnare*, iar dacă piesa finită este realizată într-o matriță deschisă, se numește *tixomatrițare*.

În figura 1.1 se prezintă o schemă a procesului de tixoformare, în care se evidențiază etapele de procesare: elaborarea și turnarea lingourilor (a), secționarea acestora în semifabricate (b), reîncălzirea semifabricatelor (c) și formarea propriu-zisă: prin matrițare (tixomatrițare) (d₁) ori prin turnare (tixoturnare) (d₂).

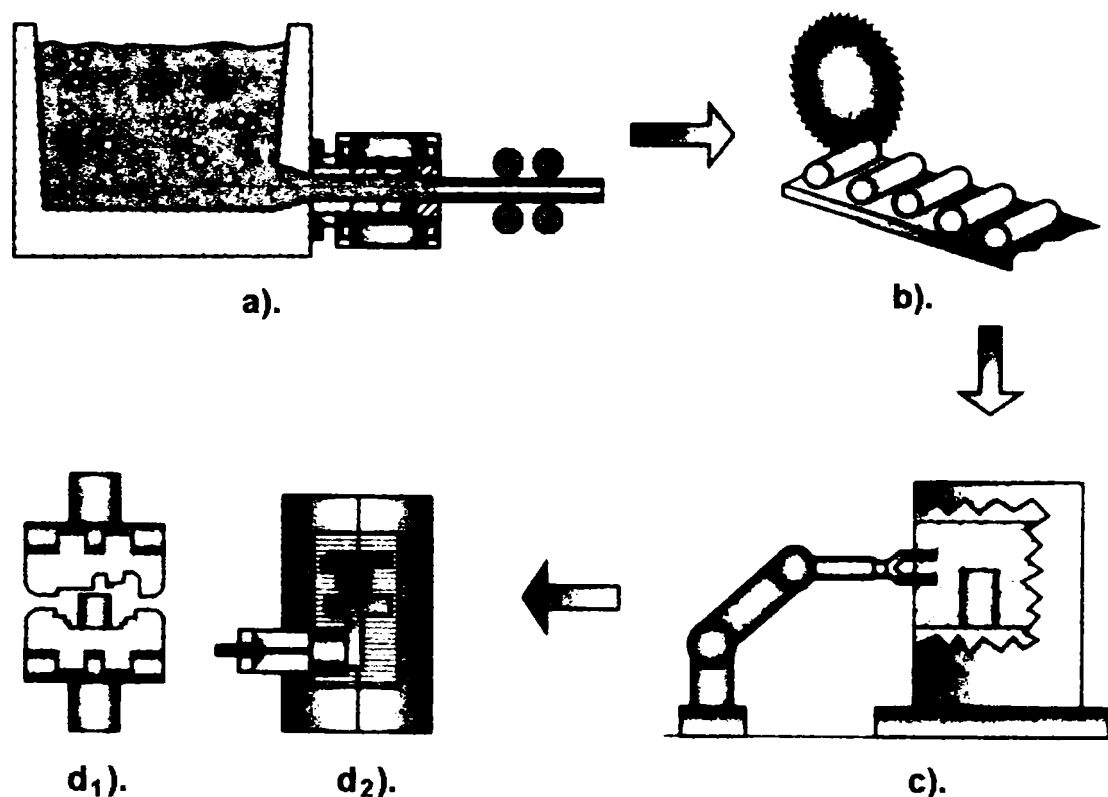


Fig. 1.1 - Schema procesului de tixoformare [2]

Elaborarea și turnarea lingourilor de materie primă este o etapă esențială care determină evoluția ulterioară a materialului supus procesării. În cadrul acesteia sunt utilizate

tehnologii specifice în urmă cărora sunt obținute microstructuri care favorizează comportamentul tixotrop.

Reîncălzirea materialelor sub formă de bară până la stare semilichidă se face, în mod curent, cu ajutorul cuptoarelor de încălzire prin inducție, care garantează o încălzire uniformă, rapidă și exactă, necesară pentru prelucrarea materialelor în stare semilichidă.

În general, înainte de formarea efectivă (deformare plastică) în stare semilichidă, lingourile de materie primă, răcite, sunt secționare la dimensiunea dorită și apoi încălzite rapid cu ajutorul cuptoarelor cu inducție. În funcție de varianta aleasă pentru procesare, temperatura semifabricatului este ajustată pentru o fracțiune lichidă între 30 și 60 %. Când este atinsă temperatura dorită, semifabricatul mai este lăsat în cuptor pentru omogenizarea temperaturii; în acest timp particulele solide vor crește și va avea loc un proces de fuzionare.

În funcție de timpul de omogenizare, particulele solide vor construi un schelet mai mult sau mai puțin coerent, rezultând o caracteristică de curgere care variază puternic cu rezistența scheletului. Această rezistență depinde foarte mult de concentrația particulelor solide sferoidale.

Este important de reținut următorul fenomen: bara semifabricat în stare semilichidă își păstrează forma în timpul perioadei de omogenizare a temperaturii, deși cam jumătate din material este lichid. Această stabilitate a formei barei este suficient de robustă pentru a permite transferul semifabricatului într-o matriță sau o formă metalică. Când suspensia semilichidă este supusă eforturilor de deformare, comportarea materialului devine similară cu cea a unei suspensii vâscoase. Această vâscozitate structurală, sau pseudo-plasticitate, este principiul de bază al procesului de tixoformare; când este supus eforturilor de forfecare, scheletul robust de particule solide este rupt și particulele solide globulare izolate plutesc în amestecul vâscos, rezultând o vâscozitate mai redusă decât a scheletului solid [3]. Când se află în repaus, după deformare, rețeaua interparticule se reconstruiește din nou, formând un schelet ce se comportă ca un solid.

Cu alte cuvinte, în timpul formării, adică a umplerii cavității unei matrițe sau forme metalice de turnare, se poate observa o lichefiere remarcabilă a materialului în stare semilichidă. În cazul unei viteze mari de deformare, în timpul procesului de umplere a cavității matriței, vâscozitatea aliajului scade 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.

Din punctul de vedere al producătorului de piese prin tixoformare, avantajul principal al acestei tehnici de procesare este că o mare parte a procesului de solidificare să aibă loc în

afara cavității matriței sau forme metalice de turnare sub presiune. Aceasta nu reduce doar defectele legate de solidificare în interiorul pieselor, dar din cauză că piesele formate în stare semilichidă prezintă particularitatea că structura se reconstruiește în repaus, ele pot fi manipulate la fel ca piese solide în absența eforturilor de deformare. Din aceste motive, procesul de tixoformare, din punct de vedere funcțional, seamănă mai mult cu injectarea maselor plastice decât cu turnarea sub presiune a metalelor lichide.

Deoarece materialul care se procesează prin tixoformare are o fracțiune lichidă între 30...60 %, contracția volumetrică este substanțial redusă. Această solidificare redusă permite obținerea aproape în formă finală a pieselor din aliaje care erau în mod obișnuit restricționate la procesare prin formare la cald.

Mai mult, curgerea vâscoasă în timpul tixoformării are o influență semnificativă asupra calității pieselor în comparație cu modul lichid de umplere a formelor în procedeul convențional de turnare. Reconstrucția în repaus a structurii pieselor obținute prin tixoformare și rezistența acestora la variații neașteptate ale vitezei de forfecare permite manipularea acestora ca solide.

Materialul devine lichid doar când e supus continuu eforturilor de deformare, ceea ce permite materialului metalic semilichid să pătrundă în cavitatea matriței sau forme metalice.

Umplerea aproape netedă a cavității matriței elimină sau cel puțin reduce captarea gazelor (specifică proceselor de turnare) deoarece curgerea materialului este previzibilă, iar modul de curgere este laminar și nu turbulent.

În prezent, tixoturnarea cu ajutorul mașinilor de turnat cu cameră orizontală rece în forme metalice închise este procedeul dominant. Un braț de robot transferă bara de material în stare semilichidă în camera de compresie caldă a mașinii de turnat, iar un poanson acționat de un cilindru hidraulic, injectează materialul în cavitatea forme metalice.

De regulă, mașinile de tixoturnare sunt controlate în timp real și astfel permit o reacție rapidă la posibilele fluctuații ale parametrilor tehnologici ai procesului de formare prin tixoturnare.

În ultimii ani a devenit tot mai important să se ia în considerare reducerea impactului asupra mediului înconjurător; procesarea prin tixoformare realizează o economie de energie electrică de până la 35% [3]. Această economie rezultă din faptul că materialele supuse procesării sunt topite parțial, fără supraîncălzire. Mai mult, tixoformarea nu implică manipularea de metal lichid, ceea ce reduce pierderile de căldură.

Așadar, această tehnică de procesare este foarte potrivită pentru obținerea seriilor mare de piese ușoare dar de înaltă calitate; există, de exemplu, aplicații în industria automobilelor

unde necesitatea proprietăților mecanice ridicate și costurile de producție acceptabile recomandă folosirea tixoformării.

Tixoformarea nu trebuie considerată concurență pentru procedeele convenționale de forjare și turnare sub presiune, ci ca o nouă posibilitate de a obține proprietăți mecanice adecvate, cu costuri de producție mai mici (vezi fig. 1.2).

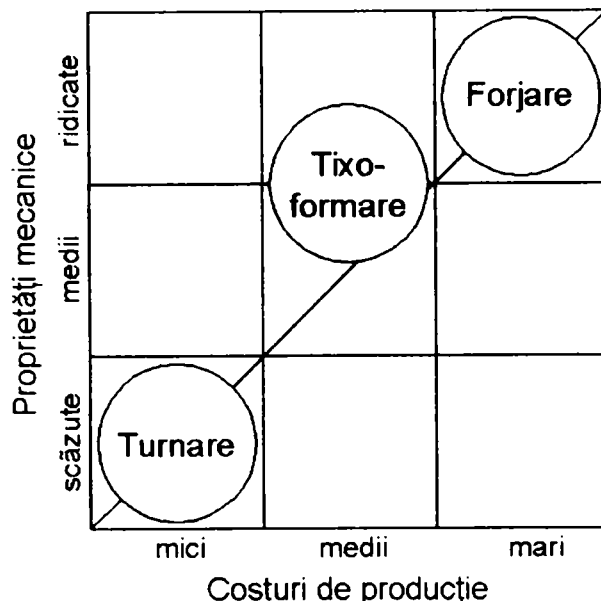


Fig. 1.2 - Poziționarea procesului de tixoformare printre tehnicile convenționale, în funcție de costurile de producție și proprietățile mecanice ale pieselor obținute

În consecință, datorită posibilității de obținere a pieselor cu costuri de producție scăzute, cu proprietăți mecanice foarte bune dar și de dezvoltare a unor piese cu formă și geometrie complet nouă, care erau greu sau imposibil de realizat prin procedee convenționale, procesarea în stare semilichidă printre se situează printre tehnicile de vârf, cu un potențial de dezvoltare viitoare semnificativ.

1.2. CARACTERIZAREA STĂRII SEMILICHIDE A MATERIALELOR METALICE

1.2.1. Mărimi ce caracterizează starea semilichidă a materialelor metalice

În funcție de condițiile de solidificare, în intervalul de solidificare (fig. 1.3, zona evidențiată) - cuprins între curbele lichidus și solidus - aliajele metalice au structură dendritică sau cu grăunți sferoidali.

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 semilichidă). 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.

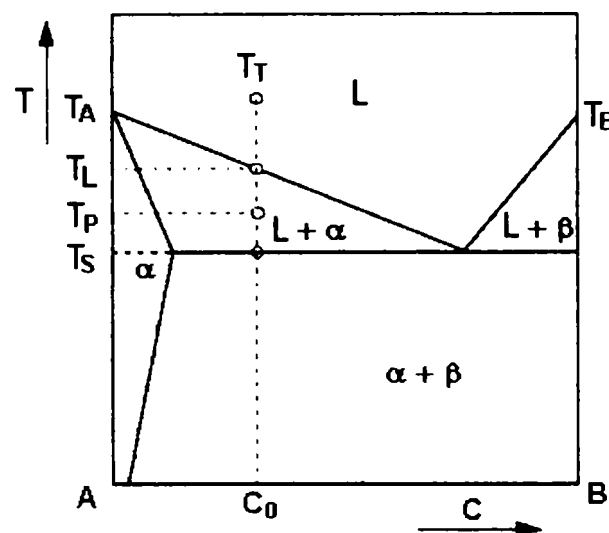


Fig. 1.3 - Diagrama de echilibru pentru aliajul binar AB, cu evidențierea temperaturilor lichidus T_L , solidus T_S și de procesare T_P pentru o concentrație c_0

Pentru caracterizarea stării semilichide a materialelor în intervalul de solidificare se utilizează mărimi specifice, cum sunt: fracțiune solidă (f_S), fracțiune lichidă (f_L), temperatura lichidus (T_L), temperatura solidus (T_S).

Constituind variabile de modelare foarte importante, se impune o evaluare corectă a fracțiunii solide sau lichide ca funcții de temperatură, din cauză că acești parametri controlează în mare măsură comportarea ulterioară la deformare a materialului în stare semilichidă.

Fracțiunea solidă poate fi evaluată fie direct, fie prin studiul efectelor sale asupra unei proprietăți fizice. Dintre metodele posibile de evaluare a fracțiunii solide amintim [4]:

- utilizarea bazelor de date termodinamice (diagrame de echilibru, ThermoCalc);
- tehnici de analiză termică;
- metalografia cantitativă a microstructurii;

- măsurarea răspunsului mecanic (încercarea la compresiune etc.).

Datorită simplității și operativității, în această lucrare se utilizează prima metodă.

În continuare, se prezintă relațiile de calcul a fracțiunii solide și lichide obținute prin utilizarea diagramei de echilibru simplificată (fig. 1.4) și regula pârghiei.

Pentru aliaje binare care se topesc și solidifică în condiții de echilibru, fracțiunea solidă f_s la o temperatură dată T_p se calculează cu relația:

$$f_s = \frac{(T_A - T_p) - m_L \cdot c_0}{(T_A - T_p) \cdot (1 - k)}, \quad (1.1)$$

în care: T_A este temperatura de topire a metalului pur ($T_A = 659^\circ\text{C}$ în cazul aliajelor de aluminiu);

m_L – panta curbei lichidus;

c_0 – compoziția aliajului;

k – coeficient de repartizare a componentelor între cele două stări.

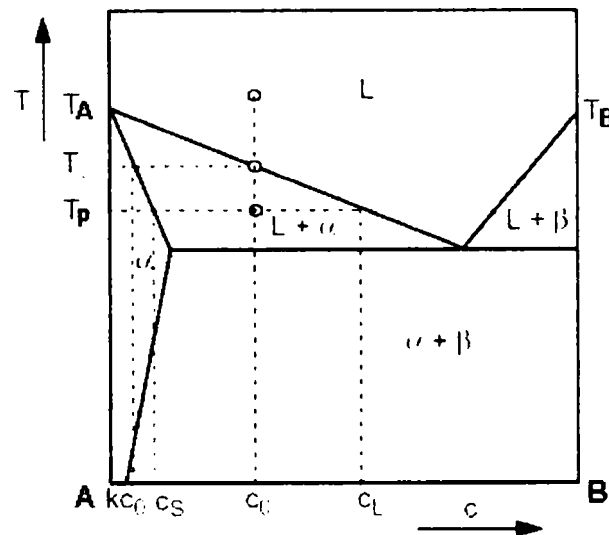


Fig. 1.4 - Diagrama de echilibru simplificată a aliajului binar AB

Ținând seama de relația existentă între fracțiunea solidă f_L și cea lichidă f_S , se determină fracțiunea lichidă astfel:

$$f_L = 1 - f_S = 1 - \frac{(T_A - T_p) - m_L \cdot c_0}{(T_A - T_p) \cdot (1 - k)} \quad (1.2)$$

Conform figurii 1.4, se poate exprima panta curbei lichidus m_L , în funcție de diferența $T_A - T_L$ și concentrația inițială c_0 :

$$m_L = \frac{T_A - T_L}{c_0} \quad (1.3)$$

Așadar, fracțiunea lichidă este:

$$f_L = 1 - \frac{(T_L - T_p)}{(T_A - T_p) \cdot (1 - k)}. \quad (1.4)$$

În condițiile în care are loc difuzie completă în faza lichidă și nu difuzează în fază solidă, fracțiunea solidă f_s existentă într-un aliaj, la o temperatură dată T_p , se calculează cu relația Scheil [5]:

$$f_s^{Sch} = 1 - \left(\frac{T_A - T_p}{T_A - T_L} \right)^{k-1}, \quad (1.5)$$

unde T_L este temperatura lichidus corespunzătoare aliajului.

Pentru aliajele cu mai multe elemente componente (ternare, cuaternare, polinare), pentru calculul fracțiunii 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 fracțiunii solide.

Pentru aliajul AlSi7Mg0.38 diagrama de echilibru este prezentată în figura 1.5, iar evoluția fracțiunii solide în funcție de temperatură, în figura 1.6. Ambele diagrame au fost obținute cu ajutorul programului ThermoCalc.

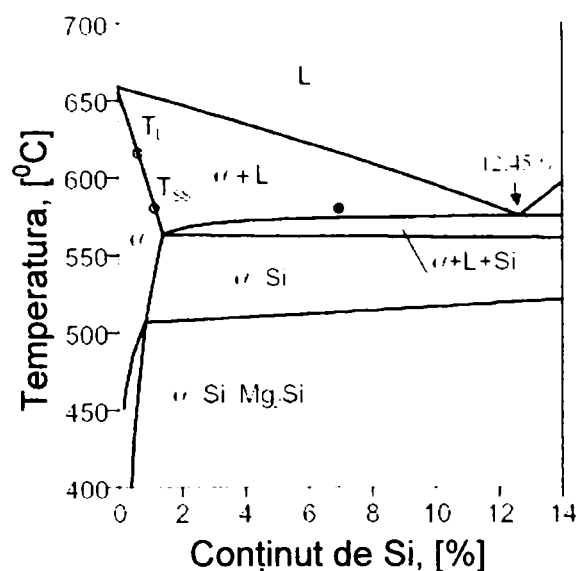


Fig. 1.5 – Secțiune pseudo-binară prin sistemul AlSiMg0,38

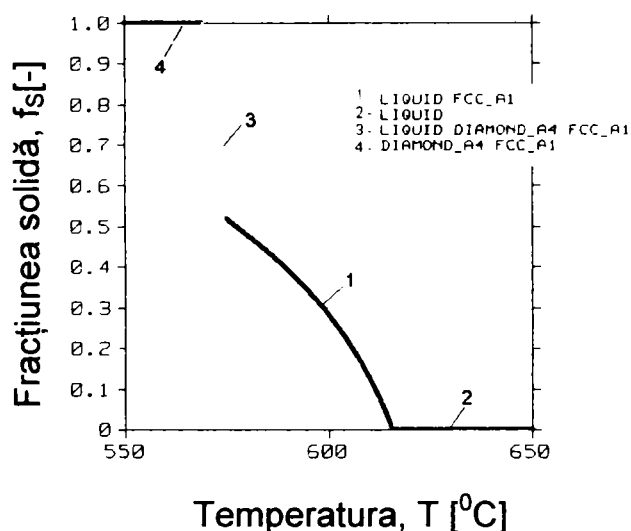


Fig. 1.6 – Evoluția fracțiunii solide cu temperatura pentru AlSi7Mg0,38

1.2.2. Comportamentul tixotrop al aliajelor metalice în stare semilichidă

În condițiile unei agitări riguroase în timpul solidificării și a unei răciri lente, particulele solidificate pot deveni sferoidale. Aliajele cu această microstructură în stare semilichidă au o comportare constitutivă cu totul diferită decât a aliajelor cu structură dendritică. Suspensia de particule solide sferoidale în metal topit poartă numele de metal semilichid sau metal în stare semilichidă.

Rezistența la curgere (deformare) a acestei suspensii este comparabilă cu cea a fluidelor vâscoase, cu fracțiune solidă până la 0,5...0,6. Pentru fracțiuni solide mai mari de 0,6, suspensia semilichidă posedă o rezistență la curgere mult mai scăzută decât a aliajelor cu structură dendritică. Această rezistență la curgere (deformare) scăzută dă posibilitatea amestecurilor semilichide să umple matrițe și forme metalice cu configurații complicate, folosind forțe mici pentru aceasta.

Aliajele metalice în stare semilichidă 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.

Materialele pentru procesare în stare semilichidă trebuie să aibă un interval de solidificare mare, și o trecere continuă din stare lichidă în stare solidă. Totodată, acesta trebuie să furnizeze o structură cu grăunți sferoidali, înainte de formare. În aliajele care satisfac aceste condiții, vâscozitatea scade puternic când materialul este supus deformării (fig. 1.7). Scheletul solid se rupe rezultând o suspensie ce conține particule solide și metal lichid.

Această comportare este tipică sistemelor tixotropice.

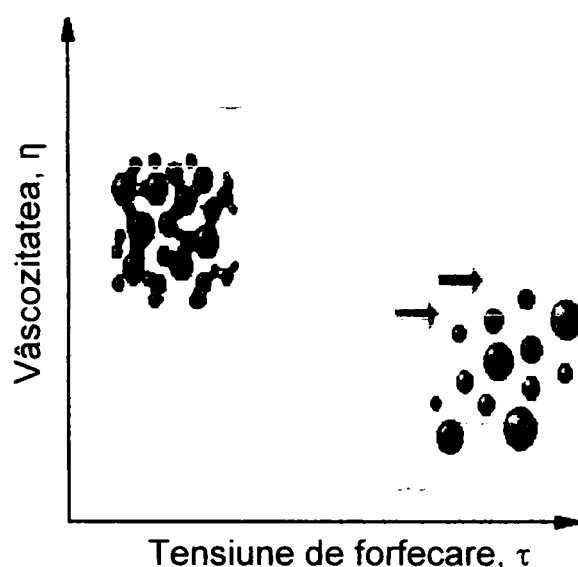


Fig. 1.7 – Reprezentare schematică a ruperii scheletului solid la deformare [7]

Deoarece procesarea în stare semilichidă a metalelor și aliajelor metalice se bazează, în mare măsură, pe comportamentul tixotrop al acestora, în cele ce urmează se prezintă câteva noțiuni legate de acest fenomen [1].

După cum spuneam și în paragraful §1.1, tixotropia reprezintă capacitatea de modificare a stării corpului prin atingere, respectiv prin influențe mecanice exterioare: șocuri, vibrații, amestecare, scuturare etc.

Sistemele cu comportament tixotrop au capacitatea de a-și reface legăturilor distruse prin acțiuni mecanice, reformându-și structura inițială, ca un rezultat al mișcării browniene. Modul de variație al gradientului de viteză în interiorul corpului supus acțiunilor mecanice este dependent de gradul de refacere (crește rezistența) sau distrugere (se reduce rezistența opusă de corp) a legăturilor structurale. Fenomenul de reducere a vâscozității are loc ca urmare a unei distrugerii a structurii interne. Vâscozitatea sistemelor tixotropice depinde agitația mecanică anterioară la care a fost supus materialul (intensitatea eforturilor de forfecare).

După unii autori [1], corpurile la care vâscozitatea scade pe măsură ce crește tensiunea tangențială, au o vâscozitate de structură. Densitatea, vâscozitatea și elasticitatea corpului sunt esențiale pentru comportamentul în timp al sistemului tixotrop.

Diagrama unui fluid tixotrop se obține cu ajutorul reometrelor. Tensiunea de forfecare crește cu viteza de deformare după curba OAB (fig. 1.8). Dacă viteza este menținută constantă, după punctul B, atins de curba superioară, tensiunea de forfecare va descreește în lungul liniei BD până în punctul E. Dacă viteza descreește se obține curba BC sau oricare altă curbă intermediară DC. Așadar, structura fluidului tixotrop se rupe la viteză constantă și tensiunea de forfecare descreește.

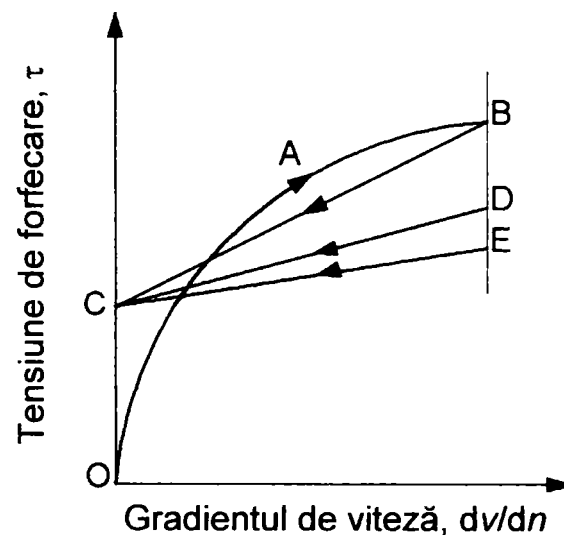


Fig. 1.8 – Reprezentarea comportării sistemelor tixotropice [1]

A fost introdusă noțiunea de vâscozitate de structură deoarece fenomenul de curgere a corpului apare datorită schimbării constituției fluidului în timpul cât este supus la acțiunea tensiunii tangențiale. Particulele constituente se modifică în timpul curgerii, astfel se stânjesc mai puțin unele pe altele. În timpul curgerii, pot apărea următoarele modificări: modificarea volumului particulelor, modificarea formei particulelor (rotunjire), ruperea progresivă a unor legături existente între granulele sistemului bifazic funcție de intensitatea și durata efortului.

Procesele tixotropice, denumite și transformări izoterme reversibile lichid - gel, sunt caracterizate prin modificări structurale în timpul curgerii care depind de natura materialului stării solide, concentrația acestuia în mediul de dispersie (în materialul lichid), temperatură și stadiul transformării.

În repaus, sistemele 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 suspensiei scade foarte mult.

La valori foarte mari ale tensiunilor, sistemele tixotropice se comportă ca fluide și au vâscozitatea independentă de mărimea forței și de timp. Principala problemă a reologiei fluidelor tixotropice este precizarea curbei de curgere pentru fiecare stadiu de evoluție a transformării fluid - gel corespunzătoare diverselor transformări structurale.

Comportamentul tixotropice al metalelor și aliajelor în stare semilichidă a fost descoperit, din întâmplare, în anul 1971, la Massachusetts Institute of Technology (MIT), SUA, în timpul unor experimentări care urmăreau determinarea rezistenței materialelor în timpul solidificării [6].

Experimentele se efectuau cu ajutorul unor reometre, iar materialul evaluat era un aliaj Sn-Pb și se desfășurau astfel: aliajul topit era turnat în aparat, lăsat să se răcească până la o temperatură prescrisă, după care cilindrii canelați ai reometrului erau roțiți pentru asigurarea vâscozității și se măsura tensiunea de forfecare.

Concluziile rezultate în urma acestui experiment au fost că, în cazul materialelor cu structură dendritică, chiar dacă metalul este parțial solid, limita de curgere aparentă crește semnificativ odată cu creșterea fracțiunii solide și această creștere începe de la o valoare a fracțiunii solide de 0,15 (fig. 1.9).

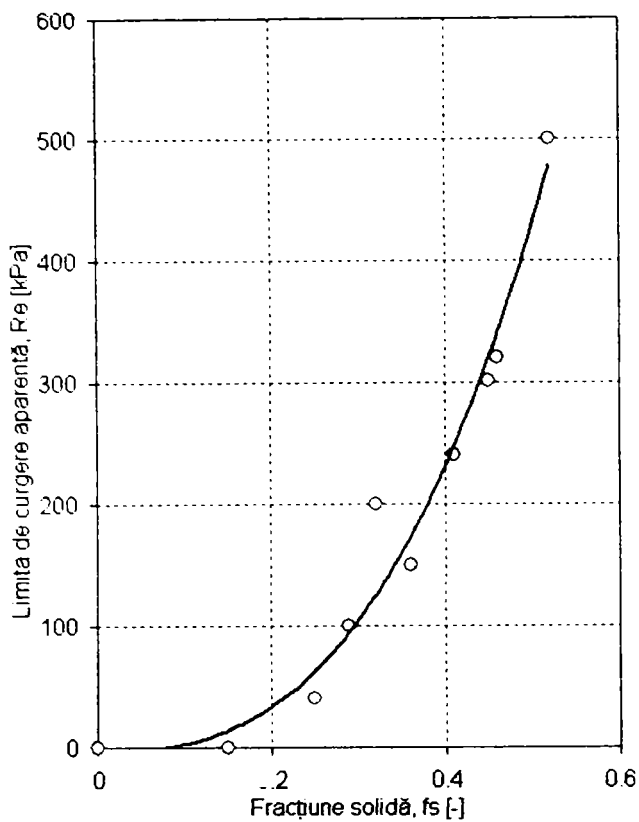


Fig. 1.9 - Dependenta limitei de curgere aparente de fracțiunea solidă pentru un aliaj Sn-Pb cu structură dendritică [6]

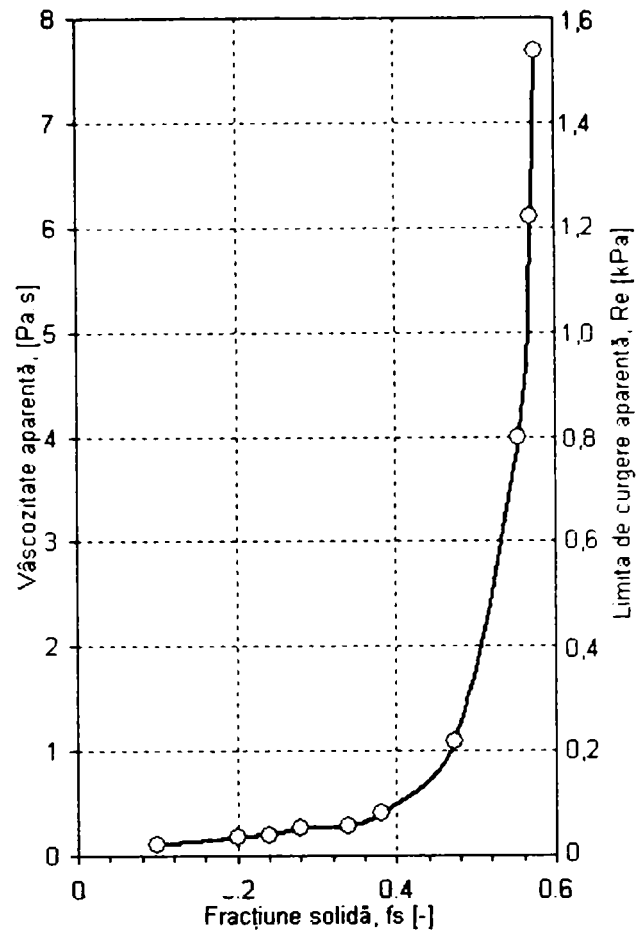


Fig. 1.10 - Dependenta limitei de curgere aparente și a vâscozității aparente de fracțiunea solidă pentru un aliaj Sn-Pb cu structură sferoidală [6]

În cadrul aceleiași experiment, din întâmplare, în loc de forfecare izotermă a aliajului (la o anumită temperatură din intervalul de solidificare), acesta a fost supus la forfecare în timpul solidificării. Rezultatul acestui test este prezentat în figura 1.10.

Din comportarea ulterioară a aliajului, rezultă două concluzii:

- limita de curgere a aliajului respectiv nu a crescut semnificativ până când fracțiunea solidă a fost peste 0,40;
- s-a format o structură sferoidală, nondendritică.

Din figurile 1.9 și 1.10 se observă că limita de curgere aparentă, pentru materialul semilichid cu structură dendritică, este de circa 200kPa la $f_s=0,40$, în timp ce pentru același material, dar cu structură sferoidală, nondendritică, aceasta este de 0,1 kPa la fracțiune solidă similară, adică cu trei ordine de mărime mai mic.

Motivul acestei remarcabile comportări a aliajelor în stare semilichidă îl constituie grăunții primari sferoidali. În plus, studiile ulterioare referitoare la comportarea aliajelor nondendritice indică o comportare suplimentară favorabilă și anume: vâscozitatea aliajelor în stare semilichidă crește cu creșterea vitezei de deformație, metalul devine mult mai fluid dacă viteza de deformare aplicată este mai mare.

Fenomenul fizic al acestei comportări se manifestă într-o seamă de aliaje metalice și în consecință poate să fie utilizat cu rezultate bune.

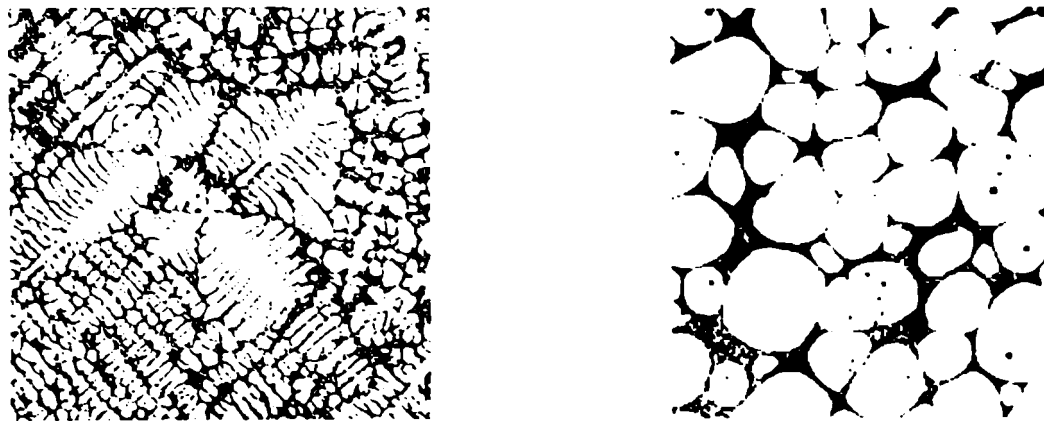


Fig. 1.11 - Rețea dendritică (stânga) și rețea globulară (dreapta)
a unui aliaj de aluminiu [6]

În figura 1.11 se prezintă, spre comparație, un aliaj de aluminiu cu rețea dendritică și același aliaj cu structură nondendritică (globulară).

Comportarea tixotropică este caracterizată de faptul că piesa este în măsură să păstreze forma proprie, dar se deformează prompt când este aplicată o forță de deformare.

În figura 1.12 se prezintă o bară dintr-un aliaj de aluminiu în stare semilichidă, care, în timp ce se susține pe structura proprie, poate să fie tăiat cu un cuțit.



Fig. 1.12 - Material în stare semilichidă, tăiat cu un cuțit [6]

Un mare număr de materiale naturale sau sintetice manifestă o comportare semilichidă sau tixotropică. Aceste materiale includ: untul/margarina, pasta de dinți, unsoarele consistente, iaurtul, diverse creme cosmetice, vopselele nediluate etc.

Este demonstrat că un aliaj de aluminiu, deși are suficientă rezistență să-și susțină greutatea proprie în condiții statice, are o vâscozitate comparabilă cu a cremelor cosmetice când este produs cu structură nondendritică în stare semilichidă și când este deformat.

În paragraful următor sunt prezentate și analizate avantajele procesării în stare semilichidă care sunt datorate, îndeosebi, umplerii prin curgere laminară a cavității matrițelor și temperaturii mici de procesare.

1.3. AVANTAJELE PROCESĂRII ÎN STARE SEMILICHIDĂ A MATERIALELOR METALICE

Procesarea în stare semilichidă a metalelor și aliajelor metalice oferă numeroase avantaje față de turnarea în stare lichidă și forjare, matrițare sau ștanțare în stare solidă.

1.3.1. Proprietăți reologice îmbunătățite

Materialele în stare semilichidă au rezistență la deformare mai mare decât materialele în stare complet lichidă. În consecință, ele își păstrează curgerea laminară pentru viteze de deformare mari și pot umple cavitatea matriței sau formei de turnare mult mai uniform și complet. Materialele semilichide asigură un front de curgere plan, uniform, laminar, în comparație cu curgerea turbulentă la turnarea sub presiune. În urma unor cercetări, s-a constatat că, în condițiile unei deformări plastice rapide, comportarea la curgere depinde de viteza de restaurare a scheletului solid. Această tendință de restaurare care se manifestă la materialele în stare semilichidă tinde să stabilizeze frontul de curgere. Majoritatea aplicațiilor industriale care utilizează materiale în stare semilichidă, cum ar fi turnarea, matrițarea, extrudarea durează foarte puțin.

Datorită vâscozității reduse, se pot obține piese cu pereți subțiri și pot fi reproduse detalii foarte fine ale suprafeței, cu rugozități foarte bune.

1.3.2. Mărirea duratei de utilizare a sculelor de deformare și a formelor de turnare

În comparație cu metodele convenționale de procesare (turnare, forjare, matrițare), procesarea materialelor metalice în stare semilichidă se face la temperaturi mai mici (mai mici cu circa 100 °C), iar timpul de menținere este redus. Aceasta conduce la o degradare mai mică a matrițelor, poansoanelor, formelor metalice etc. datorată oboselii și eroziunii termice, sporind astfel durata de viață a acestora.

1.3.3. Durată scăzută a ciclului de fabricație

Timpul de solidificare a pieselor procesate în stare semilichidă este scurtat datorită faptului că o parte din material este deja în stare solidă, iar temperatura de procesare este, de asemenea, scăzută. Aceasta determină scăderea duratei unui ciclu de fabricație a pieselor, comparativ cu tehnologiile convenționale. Se menționează aici că timpul scăzut de solidificare a materialului în matriță este în același timp și o problemă comună întâmpinată în timpul procesării materialelor în stare semilichidă.

1.3.4. Reducerea defectelor pieselor

Procesarea în stare semilichidă a materialelor metalice elimină sau reduce multe defecte asociate cu turnarea convențională. Nivelul de porozitate și goluri existente în piesă sunt mult reduse în piesele obținute prin tixoformare datorită cantității mici de lichid care se solidifică. Curgerea laminară și frontul de curgere stabil tinde să umple matrița sau forma de turnare mult mai uniform decât un metal lichid, împiedicând astfel prinderea gazelor, oxizilor etc.

Prezența scheletului solid și temperatura scăzută de procesare reduc posibilitatea de apariție a retasurilor în piese.

1.3.5. Posibilități de manipulare în stare semilichidă

Materialele semilichidele cu fracțiune solidă ridicată pot fi procesate utilizând aceleași procedee de formare care utilizează temperaturi înalte pentru deformare plastică la cald a materialelor în stare solidă, procese care includ forjarea, laminarea, extrudarea etc.

În aceste aplicații, semilichidele pot fi tratate și manipulate ca și cum ar fi complet solide. Lingourile mici, cu până la 50% fracțiune lichidă, posedă o excelentă rezistență în stare neprocesată (crudă) și pot fi manipulate și mișcate fără o schimbare substanțială a formei lor.

De asemenea, conținutul scăzut de căldură, structura și proprietățile reologice ale materialelor semilichide cu structură non-dendritică, ne furnizează posibilitatea de turnare în benzi a oțelurilor carbon. În figura 1.13 se prezintă o schemă, extrasă dintr-un articol al lui Flemings, a unui posibil proces de turnare a benzilor, din materiale metalice în stare semilichidă.

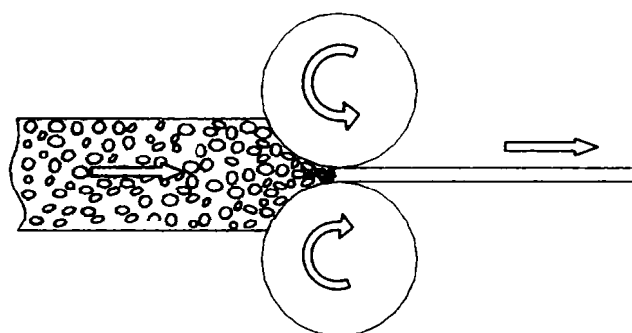


Fig. 1.13 - Schemă a unui posibil proces de turnare a benzilor din materiale metalice în stare semilichidă [9]

1.3.6. Proprietăți mecanice controlabile

Proprietățile mecanice ale pieselor obținute din materiale metalice în stare semilichidă depind de structura internă a materialului în timpul tixoformării, care la rândul ei depinde de pregătirea anterioară a acestuia. De asemenea, proprietățile mecanice mai depind și de parametrii tehnologici de influență ai procedului de tixoformare.

Astfel, se pot "dicta" proprietățile mecanice ale pieselor obținute prin tixoformare atât prin controlarea procedului de obținere a materiei prime, cât și prin controlul parametrilor tehnologici de influență ai procedului de tixoformare.

De asemenea, microstructura fină, omogenă determină proprietăți izotrope în întreaga masă a piesei.

1.3.7. Forțe de procesare reduse

Având în vedere că rezistența la deformare a materialelor în stare semilichidă este mai scăzută decât la materialele în stare solidă, procesarea acestora necesită forțe mai reduse, în comparație cu materialele complet solide, chiar și pentru prelucrarea materialelor cu fracțiune solidă ridicată sau pentru umplerea matrițelor cu geometrie complicată.

Reducerea forțelor care solicită utilajele și matrițele (formele) înseamnă o uzură mai mică, deci o durată mai lungă de utilizare a acestora; de asemenea, înseamnă și consum scăzut de energie.

1.3.8. Realizarea pieselor în formă finită

Rezistența la deformare scăzută, microstructura și proprietățile de curgere controlabile, dă posibilitatea ca materialele în stare semilichidă să fie utilizate pentru producerea pieselor în formă finită, astfel încât risipa de material să fie minimizată.

Procesarea în stare semilichidă are același potențial de producere în formă finită a pieselor din aliaje metalice ca injectarea în matrițe, extrudare sau forjare a maselor plastice.

În figurile 1.14 și 1.15 sunt prezentate etapele de procesare pentru obținerea pieselor în formă finită prin procedee de tixoformare, iar în figura 1.16 categorii de piese în formă finită ce se pot obține prin procesare în stare semilichidă.

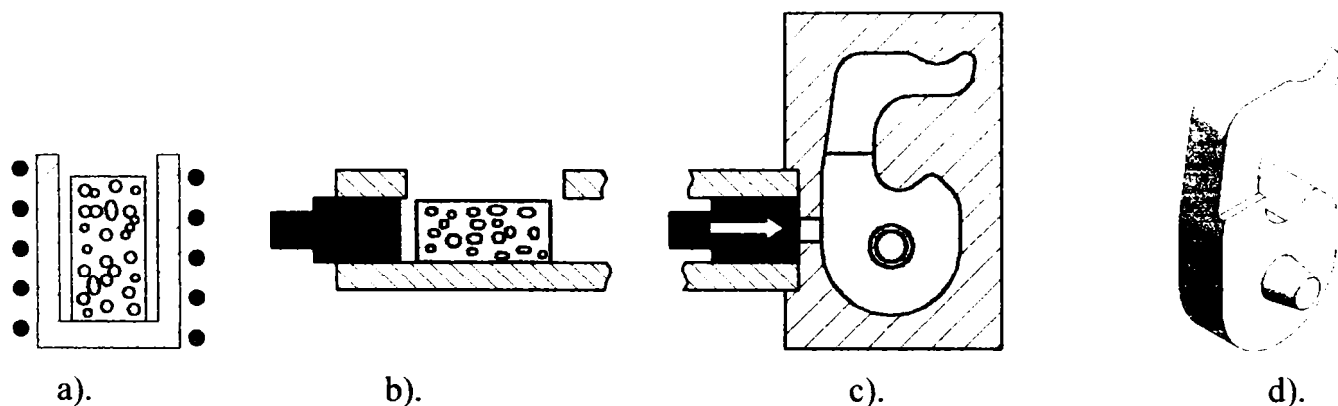


Fig. 1.14 - Etapele obținerii pieselor finite prin turnare în stare semilichidă
 a). reîncălzirea prin inducție a semifabricatului; b). alimentarea mașinii de turnare cu semifabricat în stare semilichidă; c). formarea prin injecție; d). piesa finită

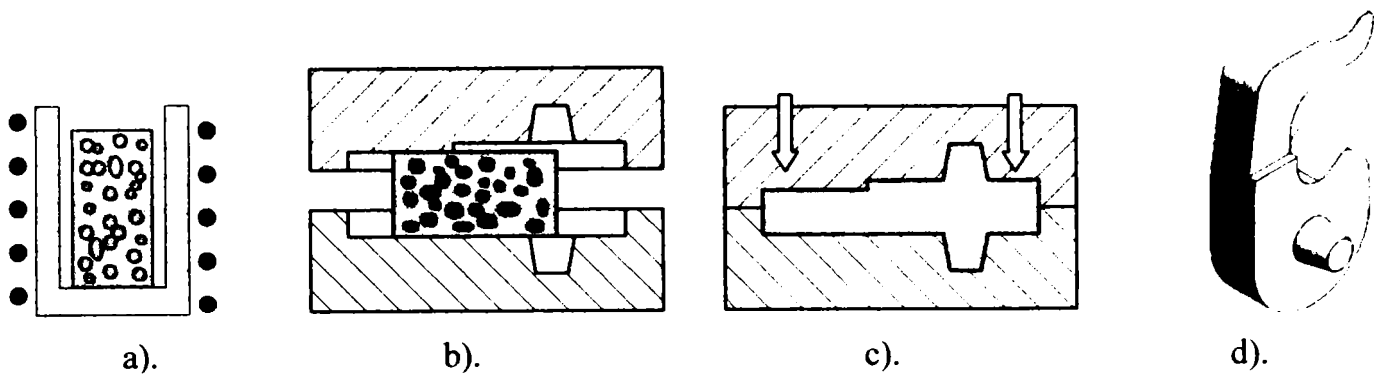


Fig. 1.15 - Etapele obținerii pieselor finite prin matrițare în stare semilichidă
a). reîncălzirea prin inducție a semifabricatului; b). alimentarea matriței cu semifabricat în stare semilichidă; c). formarea prin matrițare; d). piesa finită

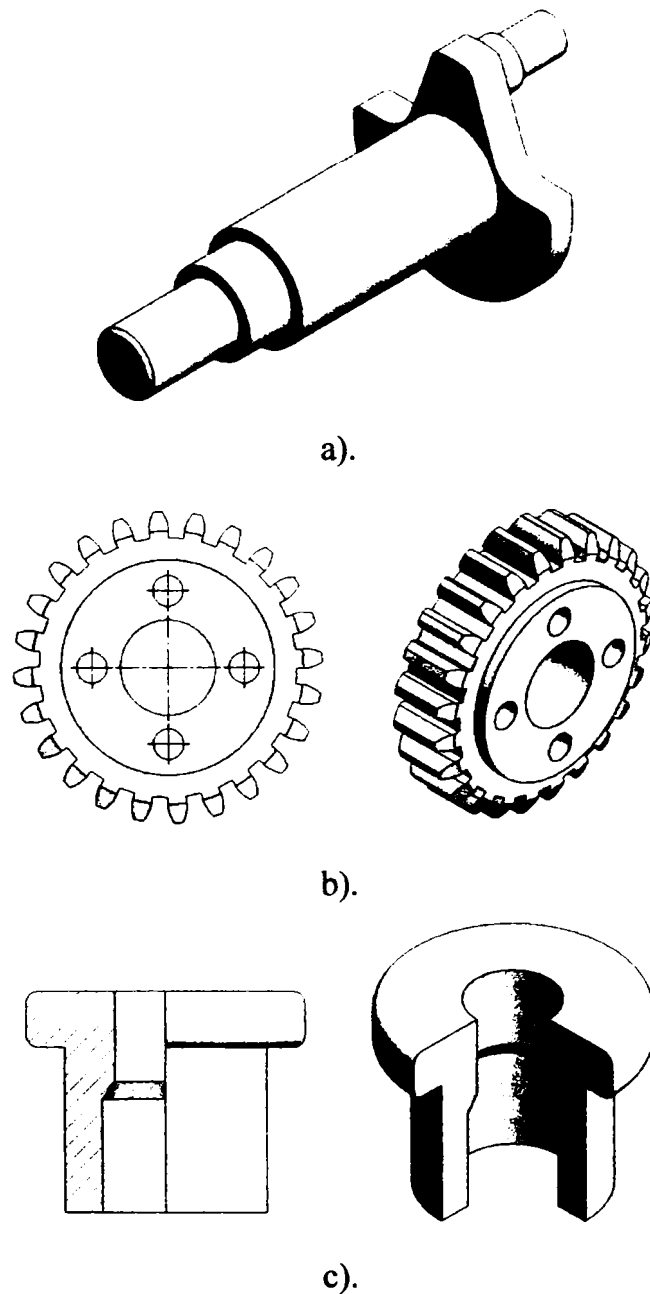


Fig. 1.16 - Exemple de piese în formă finită obținute prin matrițare în stare semilichidă
a – arbore; b – roată dințată; c – bucsă

1.4. TEHNOLOGII DE OBȚINERE A MATERIALELOR PENTRU PROCESARE ÎN STARE SEMILICHIDĂ

Obiectivul principal în pregătirea materiei prime pentru procesare în stare semilichidă este furnizarea unui material care îndeplinește următoarele condiții:

- are un interval de solidificare mare și o trecere continuă din stare lichidă în stare solidă;
- are o microstructură cu caracteristici tixotropice unde faza primară non-dendritică sau globulară, cu granulație fină, este uniform distribuită într-o matrice, cu temperatură de topire scăzută.

Dacă prima condiție este îndeplinită prin însăși compoziția materialului, cea de-a doua condiție este realizată cu ajutorul unor tehnologii specifice, care sunt prezentate și analizate în continuare.

1.4.1. Agitare mecanică

Experimental, s-a constatat că se poate obține o structură cu particule sferoidale a materialului prin agitarea topiturii în timpul solidificării. Agitarea poate fi realizată cu ajutorul burghiilor, rotoarelor sau a mecanismelor de agitat cu palete montate pe un ax central. Ruperea structurii dendritice în timpul solidificării, provocată cu ajutorul acestor mecanisme, determină formarea structurii cu particule sferoidale.

1.4.2. Turnare continuă cu agitare electromagnetică

Această tehnică constă în ruperea dendritelor prin rotirea câmpurilor electromagnetice în cristalizorul pentru turnarea continuă, și ca urmare, rezultă un lingou continuu solidificat de aliaj cu structură non-dendritică.

Agitatorul este introdus în cristalizorul instalației, după ce în prealabil a fost filtrat și degazat, pentru ca o eventuală contaminare să fie eliminată.

În prezent, producerea prin agitare electromagnetică a materialelor pentru procesare în stare semilichidă este cea mai utilizată practică.

Agitarea electromagnetică poate fi realizată prin trei moduri diferite (fig. 1.17): agitare verticală, orizontală și elicoidală, acesta din urmă fiind o combinație a primelor două moduri de agitare.

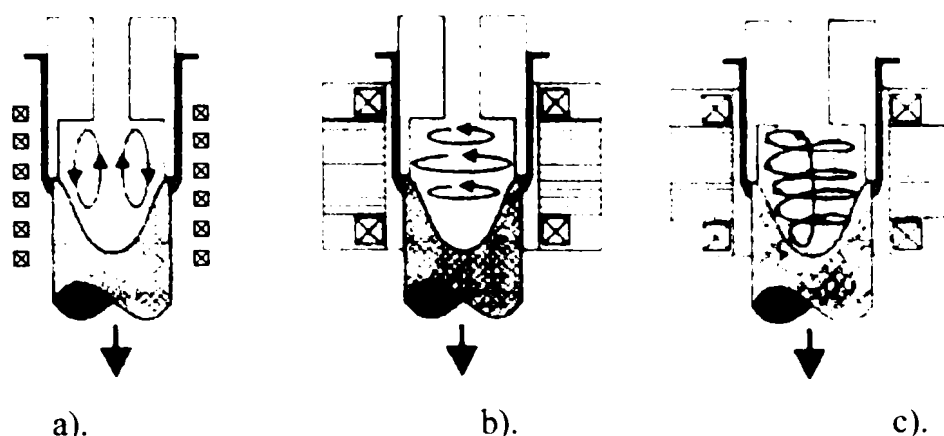


Fig. 1.17 - Diferite posibilități de agitare electromagnetică [8]:
a). verticală; b). orizontală; c). elicoidală

În varianta de agitare cu curgere orizontală, mișcarea particulelor solide are loc într-un plan cvasi-izoterm, deci, probabil domină mecanismul de sferoidizare.

În varianta de agitare cu curgere verticală, dendritele localizate în apropierea frontului de solidificare sunt recirculate către zona mai fierbinte a camerei de agitare și sunt parțial retopite, și în consecință procesul termic este dominant față de ruperea prin forfecare mecanică.

Turnarea continuă determină o aranjare verticală sau orizontală a particulelor, care aranjare care depinde de direcția de turnare în raport cu direcția forței gravitaționale.

Avantajele majore ale turnării continue orizontale includ economia mai bună, funcționarea în flux continuu, și costuri de investiție reduse, dar calitatea materialului este influențată de forța gravitațională.

1.4.3. Procedeele de inducere a tensiunii și topire activată (SIMA)

Procedeele de inducere a tensiunii și topire activată este o alternativă la agitare în stare lichidă. Acest proces, la origine dezvoltat de Young [10], implică:

- obținerea prin extrudare la cald a unui lingou, răcirea și deformarea la rece a acestuia pentru a induce deformare plastică reziduală;
- reîncălzirea lingoului prelucrat la rece la o temperatură în intervalul de solidificare pentru a crea structura sferoidală.

Acest procedeu se sprijină pe rezultatele experimentale care spun că limitele grăunților cu unghiuri mari între fețe, induse prin deformarea plastică și recristalizare, se "udă" cu metalul lichid la temperatura semilichidă, obținându-se astfel o structură sferoidală fină.

Procedeele de inducere a tensiunii și topire activată produce materie primă de calitate superioară pentru procesare în stare semilichidă și poate fi utilizat pentru aliajele maleabile și aliajele greu fuzibile, cum ar fi oțelul și superaliajele.

Acest procedeu este destul de costisitor din punct de vedere energetic deoarece necesită deformarea plastică și recristalizarea materialelor de turnare convenționale, cu structură dendritică care reprezintă de fapt un tratament termomecanic cu consum energetic mare și durată de producere ridicată, aproximativ de 3...5 ori mai mari decât obținerea prin turnare continuă cu agitare electromagnetică.

1.4.4. Pulverizarea metalului lichid

Procedeul nu folosește agitația pentru obținerea materiei prime pentru procesarea în stare semilichidă. În cazul acestui procedeu, metalul topit este direcționat printr-o duză pentru a întâlni gaze inerte cu presiune înaltă (azot sau argon).

Curentul de metal lichid este pulverizat cu ajutorul gazelor inerte cu presiune mare în picături cu dimensiuni micrometrice, care se răcesc cu viteze mari în timpul zborului, viteza de răcire fiind de ordinul a 10^3 °C/s.

În timp ce picăturile mari rămân complet lichide și picăturile mici se solidifică în timpul pulverizării, picăturile cu dimensiuni intermediare sunt în stare semilichidă. Picăturile sunt colectate pe un substrat în mișcare și apoi adunate pentru a forma un semifabricat coerent.

1.4.5. Turnarea la temperatura lichidus

Turnarea la temperatura lichidus, de altfel cunoscută ca turnare cu supraîncălzire joasă, a fost dezvoltată recent ca tehnică alternativă pentru obținerea materiei prime pentru procesare în stare semilichidă. În turnarea la temperatura lichidus, topitura, care are temperatură uniformă, chiar deasupra temperaturii lichidus, este turnată într-o formă metalică (matriță) pentru solidificare.

Microstructura rezultată este, de obicei, fină și non-dendritică. După reîncălzire, microstructura topiturii lichidus sferoidizează rapid și se obțin astfel caracteristicile structurale corespunzătoare pentru procesare în stare semilichidă.

1.4.6. Tratament ultrasonic

Experimental, s-a constatat că răcirea topiturii cu temperatura chiar deasupra temperaturii lichidus în câmp ultrasonic, poate să creeze o microstructură non-dendritică fină, care este corespunzătoare pentru reîncălziri ulterioare și procesare în stare semilichidă. În ceea ce privește mecanismul pentru formarea unei asemenea structuri non-dendritică fine, este un fapt general cunoscut că introducerea vibrației cu frecvență ultrasonică într-un aliaj lichid poate să aibă ca urmare 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 să fie așa de mare încât la spargerea lor să genereze "valuri hidraulice", creând astfel sursele artificiale de nucleație (formarea germenilor de cristalizare).

Când vibrația ultrasonică este aplicată spre sfârșitul solidificării metalului, modificările de structură includ micșorarea granulației, suprimarea structurii columnare, omogenitate sporită și reducerea segregăției.

1.4.7. Rafinarea granulară chimică

Rafinarea granulară chimică (finisarea grăuntelui) este, în zilele noastre, o practică comună în turnarea continuă a aliajelor de aluminiu. Această tehnică poate fi utilizată, de asemenea, pentru obținerea materiei prime pentru procesare în stare semilichidă. În majoritatea cazurilor, o sârmă de prealiaj este proporționată în metalul fierbinte dintr-o oală de turnare unde agenții de nucleație declanșează mecanismul de formare de nuclee eterogene.

Datorită vitezei sporite de nucleație eterogenă și a suprimării creșterii dendritice a grăunților, se obține o structură fină și echiaxială. Cu o rafinare chimică corespunzătoare, se poate obține o structură potrivită pentru reîncălzire ulterioară și procesare prin tixoformare. Oricum, metoda de rafinare chimică nu este utilizată singură, ci doar împreună cu alte metode de obținere a materiei prime pentru procesare în stare semilichidă, cum ar fi metoda de agitare electromagnetică și turnare la temperatura lichidus.

Un dezavantaj al metodei de rafinare chimică este că agenții de nucleație au efect doar la sistemele de aliaje specifice, un altul este că în unele cazuri, acești agenți vor rămâne prezenți în produs ca incluziuni nemetalice, care pot să reducă sau să strice procesabilitatea semifabricatului și caracteristicile mecanice ale produsului final.

1.5. CONCLUZII

Tixoformarea sau procesarea materialelor în stare semilichidă se bazează pe comportamentul tixotropic al materialelor în stare semilichidă. Comportamentul tixotropic se manifestă prin lichefierea puternică a materialului în stare semilichidă în timpul formării, adică a umplerii cavității matriței sau forme metalice. În cazul unei viteze mari de deformare în timpul procesului de umplere a cavității matriței, vâscozitatea aliajului scade câteva ordine de mărime și curgerea devine aproape lichidă.

Procesarea în stare semilichidă constă în parcurgerea următoarelor etape: elaborarea și turnarea lingourilor de materie primă, secționarea acestora în semifabricate, reîncălzirea semifabricatelor și formarea propriu-zisă. Dacă formarea propriu-zisă a fost realizată într-o formă metalică închisă procedeul se numește *tixoturnare*, iar dacă piesa a fost realizată într-o matriță deschisă, procedeul se numește *tixomatrițare*.

Pentru ca materialele supuse procesării să aibă o comportare tixotropică, la temperatura de procesare (temperatură în intervalul de solidificare a aliajului), faza solidă trebuie să fie formată din particule sferoidale (globulare) învelite în faza lichidă. Această microstructură aparte poate fi realizată printr-o amestecare riguroasă (mecanică sau electromagnetică) în timpul turnării lingourilor de materie primă.

Tixoformarea oferă numeroase avantaje față de tehnicile convenționale de procesare (turnarea în stare lichidă și forjare, matrițare, ștanțare în stare solidă), avantaje ce derivă din comportarea și caracteristicile materialelor în stare semilichidă. Astfel, datorită conținutului de căldură mai scăzut decât la metalul lichid, se poate lucra cu viteze mari de procesare, iar uzura sculelor de deformare este redusă. Prezența solidului în timpul umplerii matriței și vâscozitatea controlabilă și mai mare decât la metalele lichide, determină obținerea pieselor cu goluri de retasură mici, cu macro și micro segregatie redusă și cu o structură cu microgranulație fină. De asemenea, prinderea gazelor este redusă, iar suprafețele pieselor au calitate superioară. Materialele în stare semilichidă au rezistență de curgere mai mică decât materialele în stare solidă, de aceea se pot obține piese cu configurație complicată și cu pereți subțiri.

Datorită numeroaselor avantaje pe care le oferă, procesarea în stare semilichidă a metalelor și aliajelor se situează printre tehnicile de vârf, cu un potențial semnificativ de dezvoltare viitoare.

CAPITOLUL 2

MATRIȚAREA MATERIALELOR METALICE ÎN STARE SEMILICHIDĂ

2.1. VARIANTE ALE PROCEDURELUI

După cum spuneam în capitolul 1, matrițarea în stare semilichidă face parte din categoria proceselor de tixoformare, cu ajutorul căruia se obțin piese în stare finită din materiale în stare semilichidă utilizând matrițe metalice și poansoane sau pistoane.

Procedeeul presupune două etape principale: pregătirea materiei prime și formarea propriu-zisă.

În funcție de modul de pregătire a materiei prime, se pot distinge două variante ale procedeeului. O primă variantă, numită în continuare **MSL**, este cea "clasică", și constă în prepararea materiei prime sub formă de bare semifabricat prin una din metodele prezentate în capitolul 1, §1.4, reîncălzirea acestora până la o temperatură corespunzătoare stării semilichide (în intervalul lichidus - solidus), alimentarea matriței și formarea propriu-zisă. În mod curent, reîncălzirea barelor semifabricat se face cu ajutorul cuptoarelor de încălzire prin inducție, care garantează o încălzire uniformă, rapidă și ușor controlabilă.

Cea de-a doua variantă **ML**, propusă de autorii invenției Ilca-Cioată [31], presupune încălzirea materialului până la o temperatură deasupra temperaturii lichidus, turnarea acestuia în matriță, în mod obișnuit, gravitațional, agitarea mecanică a materialului cu ajutorul unui dispozitiv pentru produs vibrații mecanice în scopul obținerii structurii caracteristice care favorizează procesarea în stare semilichidă, și, în cele din urmă, formarea propriu-zisă. Se poate afirma că varianta a doua combină metodele tradiționale de turnare în forme metalice și

matrițare. În figura 2.1 este prezentată o schemă a procesului de matrițare în stare semilichidă în care sunt ilustrate etapele de procesare. Cu săgeți roșii s-a simbolizat agitarea mecanică a materialului și matriței prin vibrare.

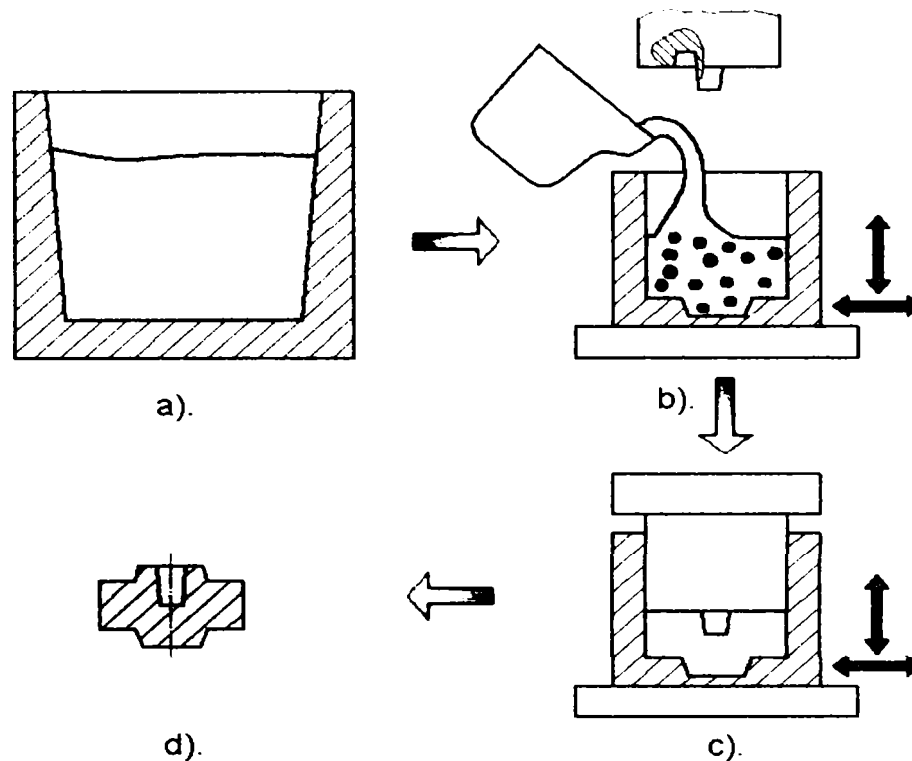


Fig. 2.1 - Matrițare în stare semilichidă, varianta ML

- a). elaborarea aliajului; b). turnarea aliajului în matriță și agitarea mecanică prin vibrare;
c). formarea propriu-zisă în prezența vibrațiilor; d). piesa finită

Prin propunerea acestei variante a procedurii, se elimină operațiile de turnare, debitare și reîncălzire a materialului până la o temperatură din intervalul lichidus-solidus, operații care sunt mari consumatoare de energie și timp. De asemenea, se dorește 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 cât și caracteristicile fizico-mecanice ale pieselor obținute deoarece se obțin 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. În etapa de formare, umplerea laminară, liniștită a cavității matriței constituie pasul crucial pentru procesul de matrițare în stare semilichidă.

Dacă deformarea plastică are loc după solidificare, procedul ar constitui o formă combinată a matrițării semifabricatelor turnate. La acest procedeu se îmbină turnarea sub presiune cu matrițarea la cald, putându-se obține piese care prin turnare fie că ar da naștere la unele dificultăți, fie că nu ar fi corespunzătoare din punct de vedere calitativ, iar prin matrițare ar fi mai costisitoare. Această variantă a procedurii nu face obiectul acestei lucrări.

Pentru ambele variante ale procedurii, **MSL** sau **ML**, pot fi imaginate diverse scheme ale acestuia, precum cele prezentate în figurile 2.2, 2.3 și 2.4. În toate schemele, materialul lichid sau în stare semilichidă, alimentează matrițele, se execută cursa de presare, timp în care materialul se solidifică după forma impusă de matriță și / sau poanson. Sfârșitul procesului corespunde extragerii piesei realizate. Presiunea mecanică se realizează cu un dispozitiv special profilat de tipul unui piston, poanson sau combinat.

În toate cazurile, matrița metalică este alimentată cu material metalic lichid sau în stare semilichidă, deci curgerea, în primă fază, nu se realizează prin intermediul presiunii.

În schema cu presiunea realizată cu piston, figura 2.2, se umple cu aliaj întreaga cavitate a matriței și pistonul acționează asupra metalului pe suprafața sa superioară; configurația piesei este realizată de partea activă a matriței și miezului și într-o mică măsură de piston. În figura 2.3, a, se prezintă o schemă în care presiunea este realizată cu un dispozitiv tip poanson - piston. Matrița este umplută aproximativ numai până la jumătate din capacitate, poansonul fiind profilat, va imprima viitoarei piese forma sa în zona interioară a găurilor sau orificiilor. La cursa activă, în jos, a poansonului, se realizează o dislocare importantă a acestuia în scopul copierii configurației cavității matriței și a părții active a poansonului, deci poansonul realizează și formarea propriu – zisă a piesei.

În figura 2.3 b, dispozitivul de presare are o formă intermediară și realizează atât o presare în partea superioară (rolul pistonului) cât și o curgere și umplere a matriței prin ridicarea nivelului aliajului (rolul poansonului) și în final presiunea în timpul solidificării

O schemă a procedurii de obținere a capacelor recipientilor sub presiune prin matrițare în stare semilichidă este prezentată în figura 2.4.

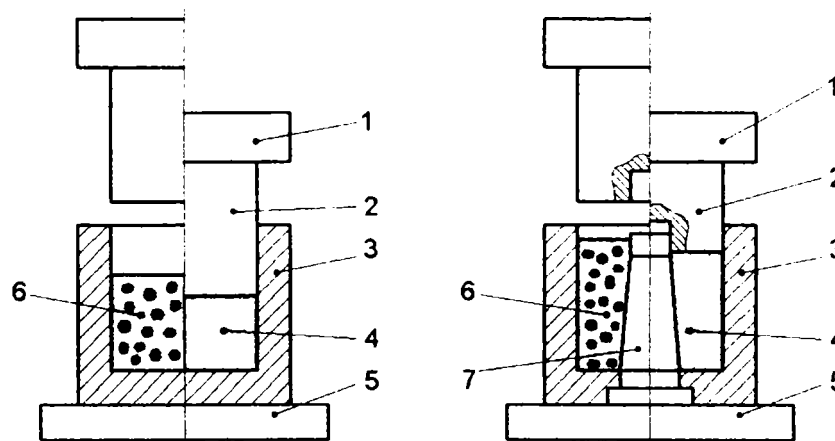


Fig. 2.2 - Procedeu de matrițare în stare semilichidă, schema cu presiune realizată cu piston
1 - placă superioară; 2 - piston; 3 - matriță; 4 - piesă finită; 5 - placă inferioară; 6 - material lichid sau în stare semilichidă; 7 - miez metalic

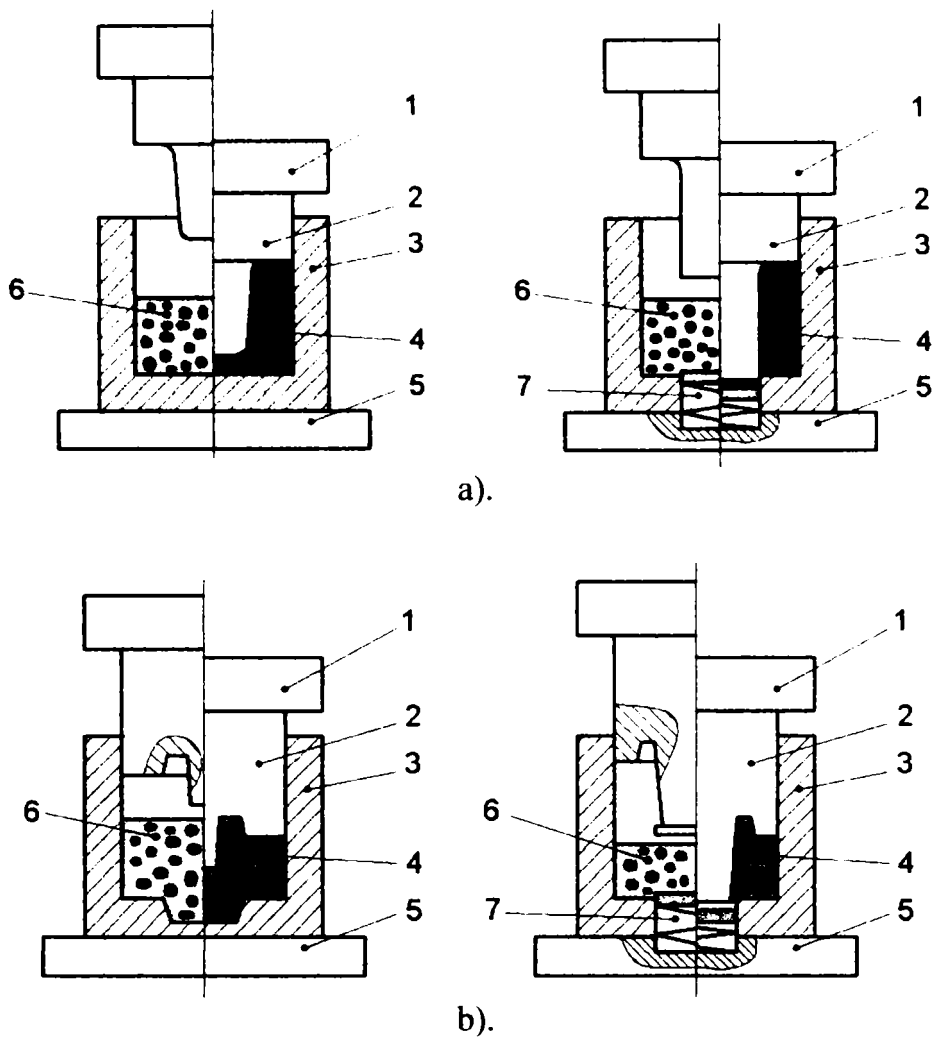


Fig. 2.3 - Procedee de matrițare în stare semilichidă, schema cu presiune realizată cu dispozitiv tip poanson-piston (a) și schema cu dispozitiv de presare având formă intermediară (b)
 1 - placă superioară; 2 - piston/poanson; 3 - matriță; 4 - piesă finită; 5 - placă inferioară; 6 - material lichid sau în stare semilichidă; 7 - dispozitiv de preluare a surplusului de aliaj lichid

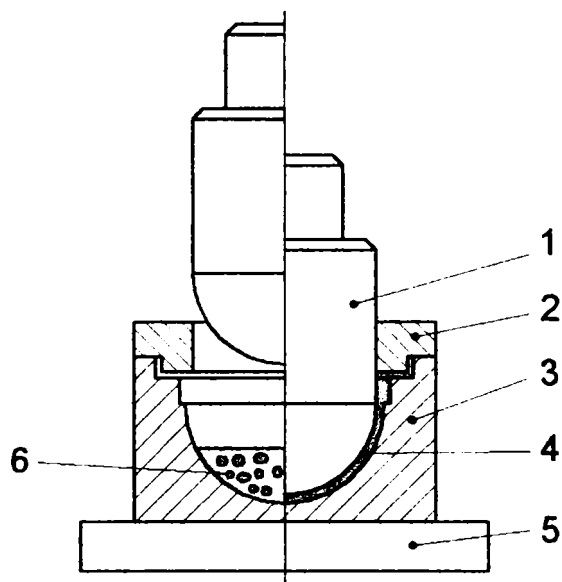


Fig. 2.4 - Matrițarea în stare semilichidă a capacelor recipientelor sub presiune
 1 - piston/poanson; 2 - semimatriță superioară; 3 - semimatriță inferioară; 4 - piesa finită;
 5 - placă inferioară; 6 - material lichid sau în stare semilichidă

2.2. PARAMETRII TEHNOLOGICI AI PROCESULUI

Calitatea pieselor obținute prin matrițarea materialelor metalice în stare semilichidă este influențată de mai mulți factori care sunt prezenți în timpul procesului de matrițare, ce vor fi denumiți, în continuare, parametri tehnologici ai procesului. Se prezintă, în cele ce urmează, o analiză și o evaluare teoretică a principalilor parametri tehnologici ai procesului, și anume: temperatura de alimentare a matriței cu material, temperatura de procesare, temperatura de preîncălzire a matriței, forța de deformare, durata menținerii materialului în matriță, frecvența vibrațiilor mecanice și viteza de presare (viteza de aplicare a forței de deformare).

2.2.1. Temperatura de alimentare a matriței cu material, T_T

În cazul variantei MSL a procedurii de matrițare în stare semilichidă, temperatura de alimentare a matriței cu material (sau temperatura de turnare) T_T , este aceeași cu temperatura de procesare T_P (§2.2.2).

Pentru varianta ML a procedurii, temperatura de alimentare a matriței cu material lichid T_T trebuie să aibă o valoare care să asigure desfășurarea matrițării cu viteză ridicată, adică metalul să se solidifice într-un interval scurt de la turnarea sa în matriță.

Metalele și aliajele 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 semilichidă). Temperatura la care încetează curgerea (când fluiditatea este zero) se găsește în intervalul de solidificare, corespunzătoare unei cantități de 20–30% fază solidă din greutatea aliajului.

Astfel, se impune ca temperatura de alimentare a matriței cu material T_T să aibă o valoare mai mare decât temperatura fluidității zero, T_{f0} . Deoarece varianta ML a procedurii se bazează pe obținerea proprietăților tixotropice prin vibrație mecanică a materialului în timpul solidificării, este necesar ca temperatura de turnare în matriță a materialului supus procesării, să fie superioară temperaturii lichidus T_L (fig. 2.5).

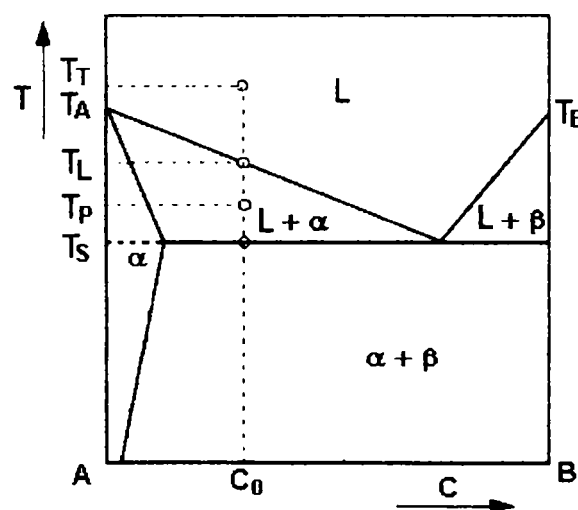


Fig. 2.5 - Temperaturile de turnare T_T și de procesare T_P , pentru un aliaj binar AB

Pornind de la ideea că pierderile de căldură nu trebuie să depășească căldura de supraîncălzire Q_S consumată pentru încălzirea materialului deasupra temperaturii fluidității zero T_{f0} , putem determina temperatura de alimentare a matriței astfel:

$$Q_S = M \cdot [c \cdot (T_T - T_{f0}) + f_S \cdot L], \quad (2.1)$$

de unde rezultă T_T sub forma:

$$T_T = T_{f0} + \frac{Q_S - f_S \cdot M \cdot L}{M \cdot c}, \quad (2.2)$$

unde: M este masa aliajului lichid, necesar obținerii piesei, [kg];

c – căldura specifică a aliajului în stare lichidă, [J/kg·°C];

L – căldura latentă de cristalizare, [J/kg];

Q_S – căldura de supraîncălzire, [J];

f_S – fracțiunea solidă în aliaj, corespunzătoare temperaturii fluidității zero;

T_{f0} – temperatura corespunzătoare fluidității zero, [°C];

T_T – temperatura de turnare în matriță, [°C].

În general, aliajul se supraîncălzește cu circa 25–100°C, în funcție de natura sa, mărimea și complexitatea piesei.

Ținând seama de relația de calcul a fluidității reale a metalelor și aliajelor [32],

$$f = \frac{A \cdot \rho \cdot [c \cdot (T_C - T_{f0}) + f_S \cdot L]}{T_C - T_{OM}}, \quad (2.3)$$

se poate determina temperatura de alimentare a matriței T_T , astfel:

$$T_T = T_{f0} + \frac{(T_C - T_{OM}) \cdot f - f_S \cdot A \cdot L \cdot \rho}{A \cdot \rho \cdot c}, \quad (2.4)$$

unde: ρ – este densitatea aliajului, [kg/m³];

T_C – temperatura aliajului în contact cu matrița în momentul încetării curgerii, [°C];

T_{OM} – temperatura de preîncălzire a matriței, [°C];

f – fluiditatea reală a aliajului;

A – aria de contact dintre aliajul lichid cu matrița, [m²].

În situația că metalul lichid are temperatură mai înaltă, fluiditatea lui fiind mai mare, acesta intră mai ușor în spațiile dintre matriță și poanson/contrapoanson, provocând greutăți în timpul lucrului. De asemenea, fluiditatea mare a metalului lichid permite ușor prinderea bulelor de aer în timpul umplerii cavității matriței.

Dacă temperatura metalului lichid este mai scăzută, atunci neajunsurile arătate mai sus sunt mult evitate, în schimb pentru umplerea formei sunt necesare forțe mai mari. Piesele obținute în aceste condiții de obicei nu au defecte iar matrițele au durabilitate mai mare.

Din cele arătate mai înainte reiese că, excluzând necesitatea folosirii unor presiuni mai mari, este mai avantajos ca temperatura metalului lichid, la turnarea lui în matriță, să fie cât mai joasă.

Ținând seama de mărimea pieselor și de viteza de înaintare a poansonului, temperatura metalului lichid va trebui să fie atât de înaltă încât acesta să nu se solidifice înainte de a umple complet forma.

Analizând relațiile anterioare se constată că temperatura de turnare în matriță scade odată cu creșterea temperaturii de preîncălzire a matriței, a căldurii specifice, greutateii specifice și a ariei de contact dintre aliajul lichid și matriță.

2.2.2. Temperatura de procesare, T_p

Temperatura de procesare, T_p , este un parametru specific ambelor variante ale procedurii și reprezintă temperatura la care începe aplicarea presiunii de deformare.

Pentru varianta MSL a procedurii, temperatura de procesare și temperatura de alimentare a matriței cu material semilichid coincid.

Temperatura de procesare, în ambele cazuri, are o valoare cuprinsă în intervalul de temperatură lichidus - solidus și se poate determina analitic cu una din relațiile (2.5) sau (2.6):

$$T_p = T_A - \frac{m_L \cdot c_0}{1 - f_S \cdot (1 - k)}, \quad (2.5)$$

$$T_p = T_A - (T_A - T_L) \cdot (1 - f_S^{Sch})^{k-1}, \quad (2.6)$$

în care: T_A este temperatura de topire a metalului pur ($T_A=659^{\circ}\text{C}$ în cazul aliajelor de aluminiu);

m_L – panta curbei lichidus;

c_0 – compoziția aliajului, [%];

k – coeficient de repartizare a componentelor între cele două stări;

T_L - temperatura lichidus, [$^{\circ}\text{C}$];

f_S, f_S^{Sch} - fracțiunea solidă.

Totodată, temperatura de procesare poate fi evaluată și pe cale grafică, folosind diagramele de dependență temperatură T_p - fracțiune solidă f_S , obținute cu ajutorul bazelor de date termodinamice de tipul ThermoCalc (vezi §1.2.1).

2.2.3. Temperatura de preîncălzire a matriței, T_{OM}

Temperatura matriței în momentul alimentării cu material a acesteia, T_{OM} , are influență atât asupra calității suprafeței piesei matrițate, cât și asupra durabilității matriței.

Dacă temperatura matriței este joasă metalul lichid sau semilichid, în funcție de varianta procedurii, venind în atingere cu pereții reci ai acesteia, se răcește repede formând o crustă dură la exterior ce reprezintă defect de suprafață al piesei ce favorizează totodată apariția fisurilor superficiale. Dacă temperatura matriței este înaltă poate apărea ușor pericolul aderării materialului lichid sau semilichid de pereții matriței, care duce atât la degradarea suprafeței piesei cât și a pereților matriței.

Pe baza rezultatelor experimentale obținute la turnarea pieselor în forme metalice, se recomandă următoarele temperaturi ale matriței: între $50...250^{\circ}\text{C}$ pentru aliaje de aluminiu, $250 - 300^{\circ}\text{C}$ pentru aliajele de cupru și $300 - 350^{\circ}\text{C}$ pentru oțel.

Temperatura poansonelor și a pistoanelor trebuie să fie cu circa 50°C mai mică decât a matriței.

Totodată, trebuie reținut faptul că temperatura inițială a matriței influențează duratele de menținere a piesei în matriță și de aplicare a forței de deformare în sensul că o temperatură T_{OM} ridicată determină durate mari și invers.

Pentru a se putea respecta temperatura optimă de lucru a matriței, aceasta trebuie construită așa fel să i se poată asigura o răcire corespunzătoare, fie cu aer, fie cu apă (după mărimea și forma constructivă a acesteia).

2.2.4. Forța de deformare, F_d

Pentru evaluarea forței de deformare la matrițarea în stare semilichidă a materialelor metalice este necesară cunoașterea comportării la deformare a acestora. Comportarea la deformare este caracterizată prin rezistența la deformare și capacitatea de deformare a materialului. Rezistența la deformare este definită prin tensiunea care determină deformații plastice, iar capacitatea de deformare prin gradul de deformare maxim pe care îl poate suporta materialul în condițiile date de deformare. Aspecte privind rezistența la deformare a materialelor semilichide sunt prezentate, mai în detaliu, în capitolul 4.

Forța exercitată de poanson trebuie să asigure deformarea plastică a materialului și să învingă forțele de frecare dintre acesta și sculele de deformare (matriță, poanson). Calculul forței de deformare se face în funcție de tipul piesei matrițate și de varianta adoptată pentru obținerea acesteia.

În continuare, se calculează forța de deformare pentru două tipuri de piese obținute prin matrițarea materialelor în stare semilichidă: piesa cilindrică plină (fig. 2.6, a) și piesa în formă de pahar (fig. 2.6, b).

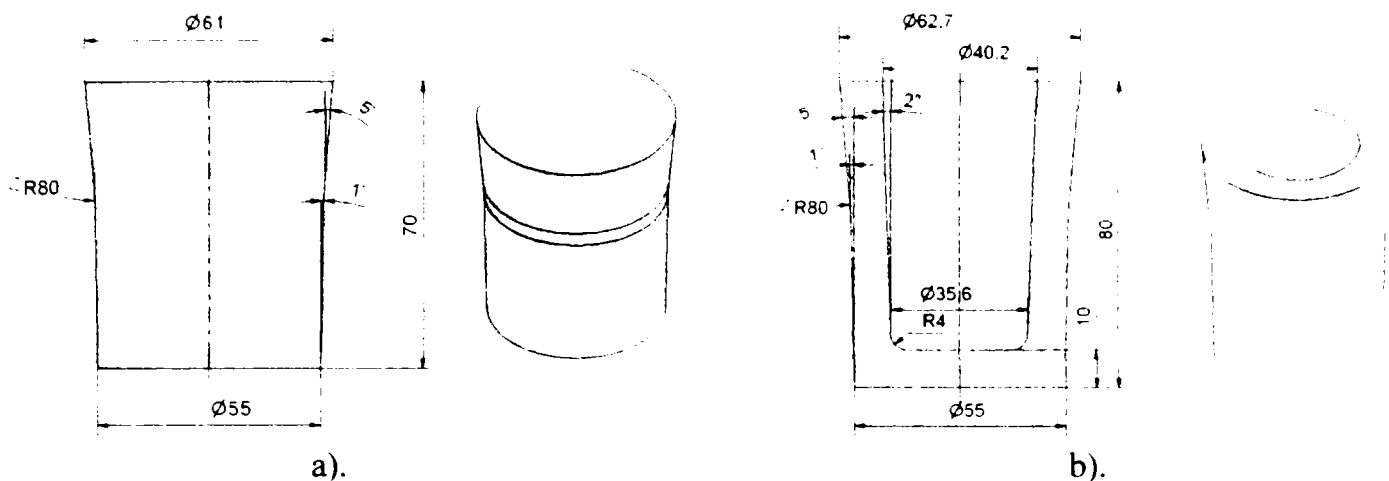


Fig. 2.6 – Piese obținute prin matrițare în stare semilichidă
a). piesă cilindrică plină; b). piesă în formă de pahar

2.2.4.1. Calculul forței de deformare pentru piese cilindrice pline

Pentru piese cilindrice pline, forța de deformare, F_d , se calculează cu ajutorul metodei ecuației de echilibru a unui element de volum [33]. Pentru aceasta, vom considera o variantă a procedurii de matrițare în stare semilichidă (fig. 2.7) în care matrița (3) este umplută cu material semilichid (6). Se execută cursa de presare cu pistonul-poanson (3), timp în care materialul se solidifică (4) după forma impusă de matriță.

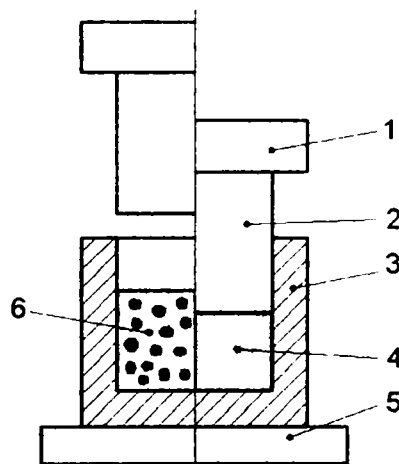


Fig. 2.7 - Varianta de obținere a pieselor cilindrice pline prin matrițare în stare semilichidă

Se consideră un element de volum limitat de două suprafețe perpendiculare pe axa piesei, ca în figura 2.8.

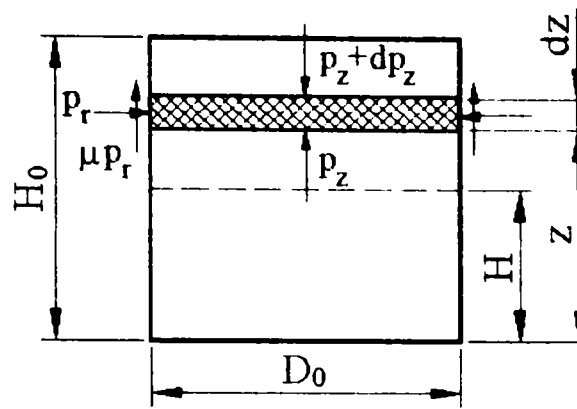


Fig. 2.8 - Schema de calcul a forței de deformare prin metoda elementului de volum

De asemenea, se mai consideră că tensiunea longitudinală p_z este uniform distribuită pe secțiunea transversală, coeficientul de frecare este constant pe întreaga suprafață interioară a matriței, iar tensiunea radială p_r este uniform distribuită pe suprafața laterală a elementului de volum cu grosimea dz . Această stare de tensiuni este reprezentată pe un element de volum având grosime dz . Urmărind elementele geometrice ale elementului de volum precum și tensiunile care acționează asupra acestuia, rezultă următoarea ecuație de echilibru în direcția axei z :

$$[(p_z + dp_z) - p_z] \frac{\pi \cdot D_0^2}{4} - \mu \cdot p_r \cdot dz \cdot \pi \cdot D_0 = 0, \quad (2.7)$$

în care: p_z este presiunea longitudinală;

μ - coeficient de frecare, constant pe întreaga suprafață interioară a matriței;

p_r - presiunea radială, normală pe suprafața laterală a elementului de volum;

D_0 - diametrul interior al matriței, egal cu diametrul piesei matrițate;

H - înălțimea piesei;

H_0 - înălțimea coloanei de material semilichid;

După simplificări, ecuația (2.7) devine:

$$dp_z = 4 \frac{\mu}{D_0} p_r \cdot dz \quad (2.8)$$

Pentru ca relația (2.8) să poată fi integrată trebuie să stabilim legătura dintre p_z și p_r . Se observă că elementul de volum este supus unei stări de tensiuni de tipul comprimării plane; din condiția plasticității a lui Huber-Mises-Hencky rezultă:

$$R_c = p_z - p_r \quad (2.9)$$

unde R_c este limita de curgere a materialului în intervalul lichidus - solidus.

Variația limitei de curgere R_c funcție de temperatură T , pentru un aliaj de aluminiu, este prezentată în figura 2.9 [12].

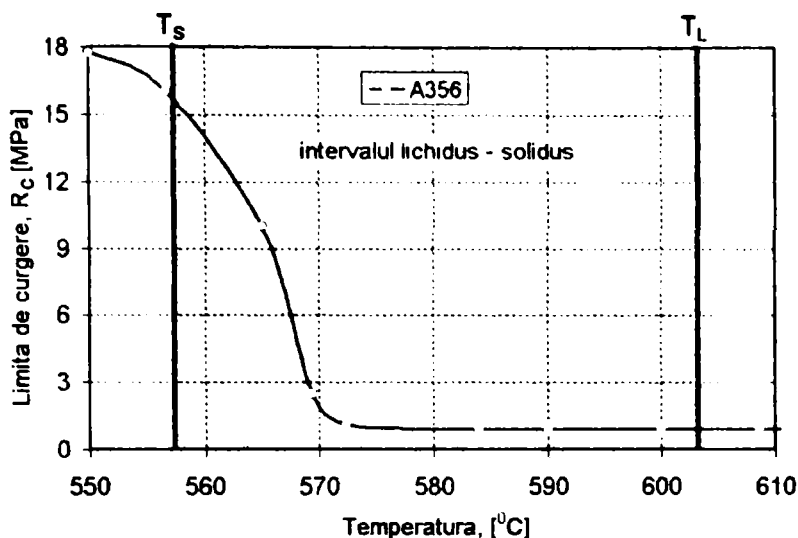


Fig. 2.9 - Dependența limita de curgere R_C - temperatură T pentru un aliaj de aluminiu, în intervalul de temperatură lichidus - solidus

Introducem relația (2.9) în relația (2.8) și separăm termenii. Obținem:

$$\frac{dp_z}{p_z - R_c} = \frac{4\mu}{D_0} dz \quad (2.10)$$

În ipoteza că limita de curgere a materialului în intervalul lichidus - solidus R_c este constantă pentru temperaturi de procesare constante, integrăm relația (2.10) și obținem ecuația (2.12):

$$\int \frac{dp_z}{p_z - R_c} = \int \frac{4\mu}{D_0} dz \quad (2.11)$$

$$\ln(p_z - R_c) = \frac{4\mu}{D_0} \cdot (z + C) \quad (2.12)$$

Determinăm constanta de integrare C din condiția limită: la $z=H_0$ avem $p_z=0$:

$$\ln(-R_c) = \frac{4\mu}{D_0} \cdot (H_0 + C) \quad (2.13)$$

$$C = \frac{\ln(-R_c)}{\frac{4\mu}{D_0}} - H_0 \quad (2.14)$$

Înlocuim relația (2.14) în (2.12) și obținem:

$$\ln\left(\frac{p_z - R_c}{-R_c}\right) = \frac{4\mu}{D_0} \cdot (z - H_0) \quad (2.15)$$

Rezolvăm ecuația (2.15) și obținem :

$$p_z = R_c \cdot \left(1 - e^{\frac{4\mu}{D_0} \cdot (z - H_0)}\right) \quad (2.16)$$

Deoarece presiunea p_z se distribuie uniform pe secțiune, rezultă că ea este egală cu rezistența la deformare R_d ($p_z = R_d$), deci:

$$R_d = p_z = R_c \cdot \left(1 - e^{-\frac{4\mu}{D_0}(z-H_0)} \right) \quad (2.17)$$

Forța de deformare (F_d) este:

$$F_d = R_d \cdot S_o = R_c \cdot \left(1 - e^{-\frac{4\mu}{D_0}(z-H_0)} \right) \cdot \frac{\pi \cdot D_0^2}{4} \quad (2.18)$$

Valoarea maximă a forței de deformare se obține când $z=H$:

$$F_{d \max} = R_c \cdot \left(1 - e^{-\frac{4\mu}{D_0}(H-H_0)} \right) \cdot \frac{\pi \cdot D_0^2}{4} \quad (2.19)$$

În figura 2.10 se prezintă dependența forța de deformare - cursa poanson pentru diverse temperaturi de procesare din intervalul lichidus-solidus, în condițiile matrițării piesei cilindrice pline din figura 2.6, a.

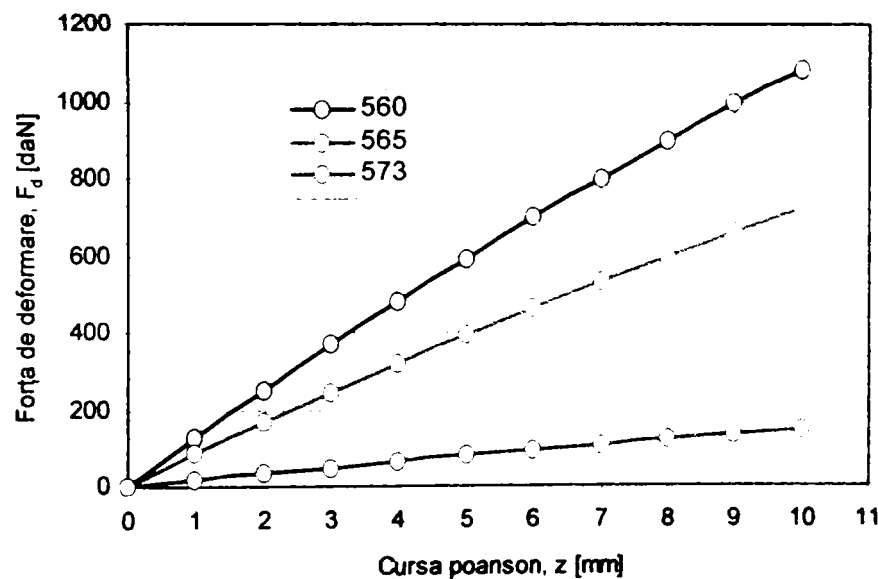


Fig. 2.10 - Dependența forței de deformare de cursa executată de poanson pentru diverse temperaturi de procesare din intervalul T_S-T_L

2.2.4.2. Calculul forței de deformare pentru piese tip pahar

Matrițarea pieselor de tip pahar este foarte asemănătoare cu extrudarea inversă sau cu găurirea închisă, de aceea forța de deformare necesară obținerii acestui tip de piesă se poate calcula cu relațiile demonstrate pentru aceste procedee.

Astfel, forța de deformare se poate calcula cu relația (2.20), demonstrată la găurire închisă [33]:

$$F_d = 2R_c \cdot \left(2 + 4\mu \frac{L}{D_0 - D_1} + \frac{D_1}{6h} \right) \cdot \frac{\pi D_1^2}{4} \quad (2.20)$$

în care: R_c - este rezistența la deformare în condițiile când frecarea dintre material și scule lipsește sau efectul ei este anulat, [N/mm²];

μ - coeficientul de frecare;

D_0, D_1, h, L - elemente dimensionale ale piesei (fig. 2.11), [mm].

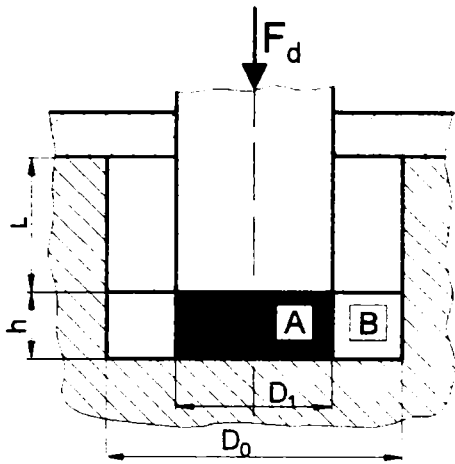


Fig. 2.11 - Schema de calcul a
forței de deformare pentru piese
tip pahar

Dacă se presupune că între material și pereții interiori ai matriței nu acționează frecarea, atunci forța de deformare se poate calcula cu relația (2.21), demonstrată la extrudarea inversă [34]:

$$F_d = 1.577 \cdot R_c \cdot \ln \left(\frac{D_0^2}{D_0^2 - D_1^2} \right) \cdot \frac{\pi D_1^2}{4} \quad (2.21)$$

unde R_c reprezintă limita de curgere a materialului în intervalul lichidus - solidus.

Prin scalarea relației (2.21) cu coeficientul K care depinde de condițiile concrete de procesare, de configurația piesei și de condițiile de frecare dintre

material și scule, se obține relația (2.22):

$$F_d = K \cdot 1.577 \cdot R_c \cdot \ln \left(\frac{D_0^2}{D_0^2 - D_1^2} \right) \cdot \frac{\pi D_1^2}{4} \quad (2.22)$$

2.2.5. Durata de menținere a piesei în matriță, t_m

Menținerea piesei în matriță se face până când piesa este complet solidificată, deci durata de menținere a piesei în matriță va fi egală cu durata răcirii acesteia de la temperatura de turnare/alimentare a matriței până la solidificarea completă.

Pentru ambele variante ale procedurii de matrițare în stare semilichidă, ML și MSL, analiza matematică a răcirii piesei matrițate nu se poate face decât pe faze alese convențional și cu admiterea unor ipoteze simplificatoare. Se consideră următoarele faze caracteristice ale interacțiunii termice piesă - matriță metalică [35]:

- răcirea aliajului în timpul umplerii matriței metalice; această fază se neglijează și se consideră că după terminarea umplerii matriței metalice temperatura medie a materialului metalic este egală cu temperatura de turnare/alimentare a matriței T_T ;
- pierderea căldurii de supraîncălzire și răcirea aliajului de la temperatura de turnare T_T la temperatura de la începutul solidificării T_L (această fază este caracteristică doar variantei ML a procedurii de matrițare în stare semilichidă);

- solidificarea materialului metalic matrițat; pentru metalele pure sau aliajele eutectic solidificarea se realizează la o temperatură constantă (neglijând histerezisul termic, deci supraîncălzirea sau subrăcirea), iar la restul de aliaje (de tipul soluțiilor solide) solidificarea are loc între temperatura lichidus T_L și temperatura solidus T_S ;
- răcirea piesei matrițate de la temperatura de solidificare (de sfârșit al solidificării, deci temperatura T_S) până la temperatura necesară pentru extragere din matriță, T_F .

Bilanțul termic general la răcirea piesei în forma metalică este realizat din căldura Q_I cedată de piesă în unitatea de timp și cantitatea de căldură Q_{II} ce se transmite în unitatea de timp de la piesă la matrița metalică (fig. 2.12). Aceste călduri, Q_I și Q_{II} , în continuare trebuie să fie egale cu căldura Q_{III} preluată de matriță sub aspectul sumei constante $Q_{III} = Q'_{III} + Q''_{III}$, unde Q'_{III} este căldura acumulată efectiv de materialul matriței metalice, iar Q''_{III} este căldura care a traversat peretele matriței metalice și este transmisă mai departe de la matriță la atmosfera ambiantă. La matrițele metalice cu peretele foarte subțire, termenul Q'_{III} este foarte mic, iar Q''_{III} mare, pe când la matrițele masive, cu pereți groși este invers. Pentru o aceeași piesă, turnată în cele două tipuri diferite de matrițe metalice, suma $Q'_{III} + Q''_{III}$ va fi egală cu Q_I .

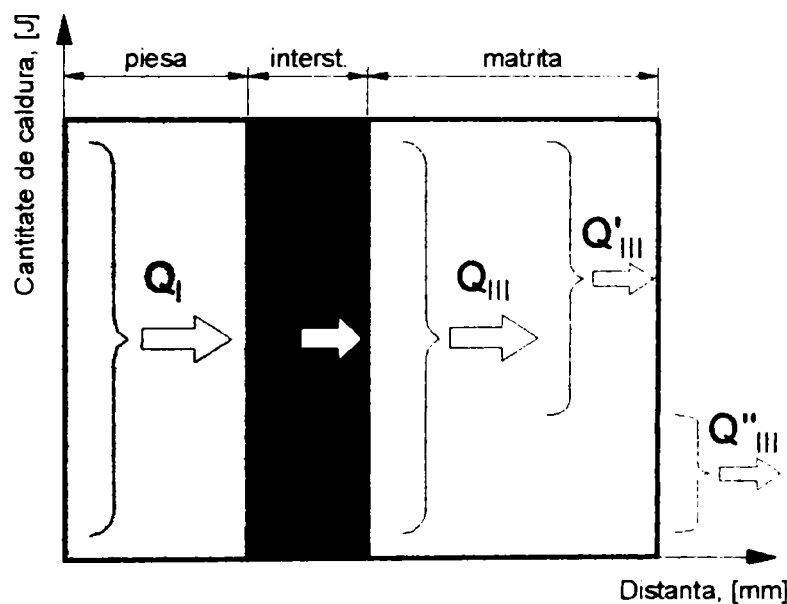


Fig. 2.12 - Schemă pentru stabilirea bilanțului termic general la răcirea unei piese în matriță metalică cu pereți groși:

Q_I - căldura cedată de piesă; Q_{II} - căldura transmisă prin interstițiu (umplut cu aer sau cu amestec de ungere) de la piesă la matriță; Q_{III} - căldura preluată de matriță; Q'_{III} - cota parte din căldura Q_{III} acumulată de matriță; Q''_{III} - cota parte din căldura Q_{III} cedată mediului ambiant.

Bilanțul termic $Q_I = Q_{II}$ are expresia:

$$V_1 \cdot c_{pL} \cdot \rho_{1L} \cdot \Delta T_1 = -\beta_1 \cdot (T_1 - T_2) \cdot S_1 \cdot \Delta t, \quad (2.23)$$

în care: V_1 este volumul aliajului turnat în matriță, considerat, pentru simplificare, egal cu volumul piesei, $[m^3]$;

c_{pl} - căldura masică specifică a aliajului turnat în matriță, în stare lichidă (sau solidă c_{ps}), [J/kg·K];

ρ_{l} - densitatea aliajului turnat în matriță, în stare lichidă sau solidă ρ_{s} , [kg/m³];

ΔT_1 - intervalul de temperatură în care s-a răcit piesa în intervalul de timp Δt : de obicei acest interval de temperatură se exprimă logaritmic în raport cu timpul, din cauza vitezelor mari de răcire specifice pieselor turnate, [K];

β_1 - coeficientul schimbului global de căldură între piesă și matrița metalică, prin intermediul interstițiului, [W/m²·K];

T_1 - temperatura, la un moment dat, a aliajului, respectiv a piesei, [K];

T_2 - temperatura, la un moment dat, a matriței metalice, [K];

S_1 - aria suprafeței exterioare a piesei, egală cu S_2 aria suprafeței amprentei matriței, deci în final suprafața efectivă prin care se produce transferul de căldură piesă - matriță, [m²];

Δt - intervalul de timp pe care se face analiza bilanțului, [s].

Semnul minus arată, convențional, că se transmite căldura de la piesă la matrița metalică, în sensul temperaturilor care scad treptat.

Din ecuația (2.23) a bilanțului termic, cu simplificările de rigoare, se pot calcula duratele fazelor caracteristice ale interacțiunii termice piesă - matriță metalică menționate anterior. Astfel, se obține relația (2.24):

$$\Delta t = \frac{V_1 \cdot c_{pl} \cdot \rho_l}{\beta_1 \cdot S_1} \cdot \ln \frac{\Delta T_1}{T_1 - T_2}, \text{ [s]} \quad (2.24)$$

unde: V_1 , c_{pl} , ρ_l , S_1 sunt mărimi ale piesei, atât pentru starea lichidă (indice L), cât și pentru starea solidă (indice S);

ΔT_1 - intervalul de temperatură pe care se face analiza bilanțului termic: intervalul se raportează la temperaturile piesei și se realizează prin diferențele temperaturilor caracteristice prin care trece piesa la un anumit moment: temperatura de turnare T_T , temperatura de solidificare T_S , temperatura de extragere a piesei, T_E ;

$(T_1 - T_2)$ - diferența, într-o anumită perioadă de timp, între piesă și matriță, unde pentru piesă se consideră aceleași temperaturi caracteristice menționate.

Durata necesară răcirii aliajului turnat în matrița metalică de la temperatura de turnare T_T până la începerea solidificării la temperatura T_L se determină cu relația (2.25):

$$t_1 = \frac{V_1 \cdot c_{pl} \cdot \rho_l}{\beta_1 \cdot S_1} \cdot \ln \frac{T_T - T_L}{T_T - T_{OM}}, \text{ [s]} \quad (2.25)$$

unde: T_{OM} este temperatura inițială a matriței, [K].

Relația (2.25) poate fi simplificată, în expresia lui t_1 lăsând numai primul termen al șirului în care se dezvoltă logaritmul natural:

$$t_1 = \frac{V_1 \cdot c_{pLL} \cdot \rho_{LL}}{\beta_i \cdot S_1} \cdot \frac{T_T - T_L}{T_T - T_{OM}}, [\text{s}] \quad (2.26)$$

Durata necesară solidificării piesei matrițate, t_2 , se determină din bilanțul termic al piesei care se solidifică, respectiv egalitatea între cantitatea de căldură degajată de piesa matrițată la solidificarea volumului dV în timpul dt și cantitatea de căldură echivalentă condusă de la suprafața piesei matrițate S_1 în același interval de timp, dt :

$$\rho_1 \cdot L_S \cdot dV = \beta_i \cdot (T_S - T_{OM}) \cdot S_1 \cdot dt, \quad (2.27)$$

Se obține, astfel:

$$t_2 = \frac{V_1 \cdot \rho_1 \cdot L_S}{\beta_i \cdot S_1} \cdot \frac{1}{T_S - T_{OM}}, [\text{s}] \quad (2.28)$$

în care L_S reprezintă căldura latentă masică de solidificare, [J/kg].

În concluzie, pentru varianta ML a procedurii de matrițare în stare semilichidă, durata de menținere a piesei în matriță t_m^{ML} este:

$$t_m^{ML} = t_1 + t_2 = \frac{V_1 \cdot c_{pLL} \cdot \rho_{LL}}{\beta_i \cdot S_1} \cdot \frac{T_T - T_L}{T_T - T_{OM}} + \frac{V_1 \cdot \rho_1 \cdot L_S}{\beta_i \cdot S_1} \cdot \frac{1}{T_S - T_{OM}}, [\text{s}] \quad (2.29)$$

Pentru varianta MSL a procedurii de matrițare în stare semilichidă, se obține:

$$t_m^{MSL} = t_2 = \frac{V_1 \cdot \rho_1 \cdot L_S}{\beta_i \cdot S_1} \cdot \frac{1}{T_S - T_{OM}}, [\text{s}] \quad (2.30)$$

Din analiza relațiilor (2.29) și (2.30) se constată că în sensul reducerii duratelor de menținere a piesei în matriță și de aplicare a forței de deformare se poate interveni asupra:

- componentei t_1 , prin turnarea materialului metalic în matriță la o temperatură T_T ușor superioară temperaturii lichidus T_L ;
- temperaturii inițiale a matriței T_{OM} în sensul micșorării ei (preîncălzirea matriței să se facă doar în limita evitării apariției fisurilor datorate tensiunilor termice);
- coeficientului schimbului global de căldură între piesă și matrița metalică prin intermediul interstițiului β_i , în sensul creșterii lui. Aceasta se face prin utilizarea unor amestecuri de ungere a matriței și poansonului care au coeficienții conductivității termice ridicați, iar grosimea stratului de ungere să fie mică.

În figura 2.13 se prezintă influența temperaturilor de alimentare a matriței și de preîncălzire a matriței asupra duratei de menținere a piesei în matriță, determinate în condițiile: $V_1 = 0,1782 \cdot 10^{-4} \text{ m}^3$, $c_{pLL} = 1265 \text{ J/kg} \cdot \text{C}$, $\rho_{LL} = 2490 \text{ kg/m}^3$, $\beta_i = 784 \text{ W/m}^2 \cdot \text{C}$, $S_1 = 17,84 \cdot 10^{-3} \text{ m}^2$, $\rho_{1S} = 2340 \text{ kg/m}^3$, $L = 393,094 \cdot 10^3 \text{ J/kg}$, $T_S = 603 \text{ }^\circ\text{C}$.

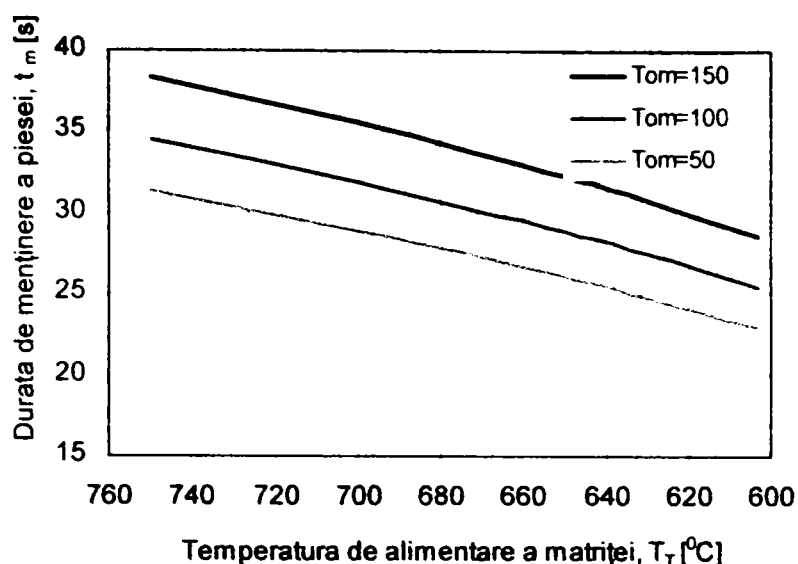


Fig. 2.13 - Dependența duratei de menținere de temperatura de alimentare a matriței T_T și temperatura de preîncălzire a matriței T_{OM} , varianta ML

2.2.6. Viteza de presare, v

Pentru a se asigura o durată minimă de menținere a materialului metalic în matriță înseamnă că trebuie să se lucreze cu viteză de deplasare a poansonului relativ mare. Dacă se lucrează cu viteze mari de deplasare a poansonului se constată următoarele deficiențe:

- materialul metalic se deplasează în matriță sub formă de vârtejuri, ceea ce favorizează prinderea bulelor de aer;
- materialul metalic intră mai ușor în jocurile existente între matriță și poanson, sau între poansoanele telescopice, îngreunând deplasarea reciprocă a acestora, deci buna desfășurare a procesului;
- deoarece plasticitatea stratului de metal solidificat inițial pe suprafața de contact cu matrița și poansonul este destul de mică, apar ușor fisuri superficiale ce pot atinge adâncimi de până la 1 mm;

Viteza optimă de presare se va determina experimental astfel încât posibilele deficiențe, enumerate mai sus, să nu apară sau prezența lor să fie limitată.

2.2.7. Frecvența vibrațiilor mecanice, f

În general, procesarea în câmpuri de vibrații conduce la modificări ale parametrilor tehnologici ai procedeelor și a caracteristicilor fizico-mecanice ale pieselor.

Procedeul de obținere a pieselor prin matrițare din materiale metalice semilichide, varianta ML, consideră ca atât înainte de aplicarea forței de deformare cât și în timpul aplicării acesteia, matrița să fie vibrată cu ajutorul unui dispozitiv de vibrație. Vibrarea matriței înainte de aplicarea forței de deformare, adică în intervalul de temperatură cuprins

între temperatura de turnare/alimentare T_T și temperatura de aplicare a forței de deformare T_P (de procesare), determină formarea în materialul supus procesării a unei structuri caracteristice care favorizează procesarea în stare semilichidă.

2.3. ANALIZA TEORETICĂ A INFLUENȚEI PRINCIPALILOR PARAMETRI TEHNOLOGICI ASUPRA CARACTERISTICILOR DE CALITATE ALE PIESELOR

În această secțiune se discută influența principalilor parametri tehnologici ai procesului de matrițare în stare semilichidă (presiune de deformare, frecvența vibrațiilor etc.) asupra caracteristicilor pieselor obținute prin acest procedeu.

2.3.1. Influența presiunii mecanice asupra proprietăților fizice ale metalelor și aliajelor

Presiunea mecanică aplicată asupra aliajului în curs de cristalizare influențează principalii parametri termofizici ai acestora și anume: temperatura de topire, coeficientul de conductivitate termică, căldura specifică, căldura latentă de cristalizare, densitatea etc.

Creșterea temperaturii de topire a metalelor și aliajelor corespunzătoare unei variații a presiunii de 1 daN/cm^2 poate fi calculată cu ajutorul ecuației lui Clausius- Clapeyron [35]:

$$\frac{dT_{top}}{dP} = \frac{T_{top} \cdot (V_2 - V_1)}{L_{top}} \quad (2.31)$$

unde: dT_{top} este variația temperaturii determinată de creșterea presiunii cu valoarea dP ;

T_{top} - temperatura de topire;

V_1, V_2 - volumele unui kg de fază solidă și respectiv lichidă;

L_{top} - căldura latentă de topire.

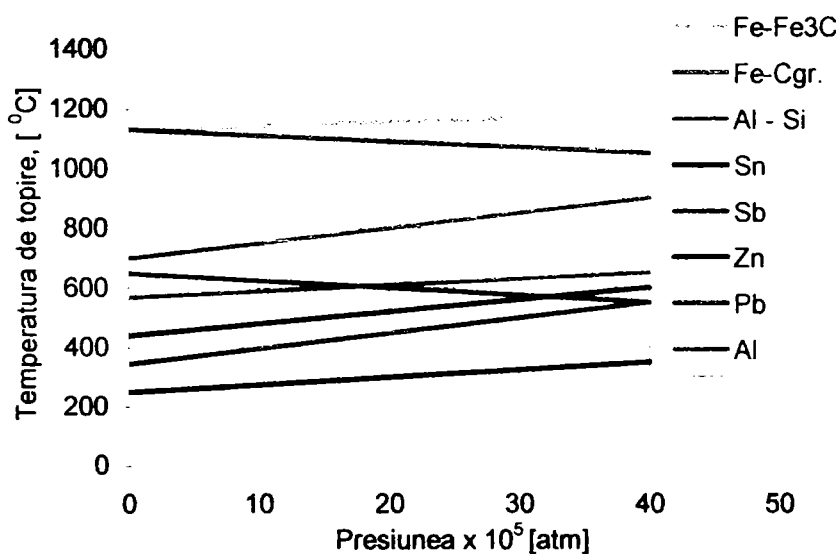


Fig. 2.14 - Influența presiunii mecanice asupra temperaturii de topire a unor metale pure (Al, Pb, Zn, Sb, Sn) și aliaje cu compoziție eutectică (Al-Si, Fe - Fe₃C, Fe - C_{grafit}) [35]

Metalele și aliajele se comportă diferit din punct de vedere al influenței presiunii asupra temperaturii de topire. La majoritatea metalelor și aliajelor, cu creșterea presiunii se

mărește temperatura de topire; la un număr redus de metale și aliaje, creșterea presiunii determină, din contra, micșorarea temperaturii de topire (fig. 2.14).

Din analiza acestor date rezultă că temperatura de topire a Fe, Al, Zn, Pb, Sn se mărește cu creșterea presiunii în timpul cristalizării, în timp ce temperatura stibiului (Sb) scade.

Experimental, s-a constatat că la metalele care se topesc cu mărire de volum (Al, Fe, Mg, Cu, Ni, Pb, Zn) temperatura de topire în timpul aplicării presiunii crește, în timp ce la metalele care se topesc cu micșorare de volum, (Sb, Bi) temperatura de topire se micșorează odată cu creșterea presiunii. Aceasta se explică prin aceea că presiunea exterioară favorizează formarea fazelor cu volum specific mai mic.

Majoritatea metalelor și aliajelor lor la solidificare se contractă, micșorându-și volumul specific, astfel că ele sunt în stare solidă, mai dense decât în stare lichidă; din această cauză aplicarea presiunii determină creșterea temperaturii de topire a acestora.

Un număr mic de metale (cazul Bi și Sb) se dilată la solidificare, cu alte cuvinte acestea au în stare solidă o densitate mai mică decât în stare lichidă. Se știe pe de altă parte că în stare solidă materia prezintă mai multe defecte de structura decât în stare lichidă; din acest motiv aplicarea presiunii conduce la micșorarea temperaturilor de topire. Același fenomen se constată și la fontele cenușii, care la solidificare, datorită fenomenului de grafitizare, își măresc volumul specific.

Valoarea dT/dP este cu atât mai mică cu cât este mai mare temperatura de topire a metalelor și aliajelor, la presiune atmosferică. Așadar, în aceleași condiții de presiune, temperatura de topire a diferitelor metale se mărește cu valori diferite, ceea ce la rândul său influențează procesul de subrăcire a aliajului în timpul cristalizării și deci procesul de formare a structurii și proprietăților acestora.

Aplicarea presiunii în timpul cristalizării metalelor și aliajelor influențează și asupra celorlalte proprietăți termofizice. Astfel, de exemplu, coeficientul de conductivitate termică λ , crește cu mărirea presiunii ca urmare a măririi densității aliajelor în curs de cristalizare. În figura 2.15 se prezintă variația densității unor aliaje de aluminiu (AlSi7Mg0,3 și AlSi7Mg0,6) solidificate sub presiune mecanică.

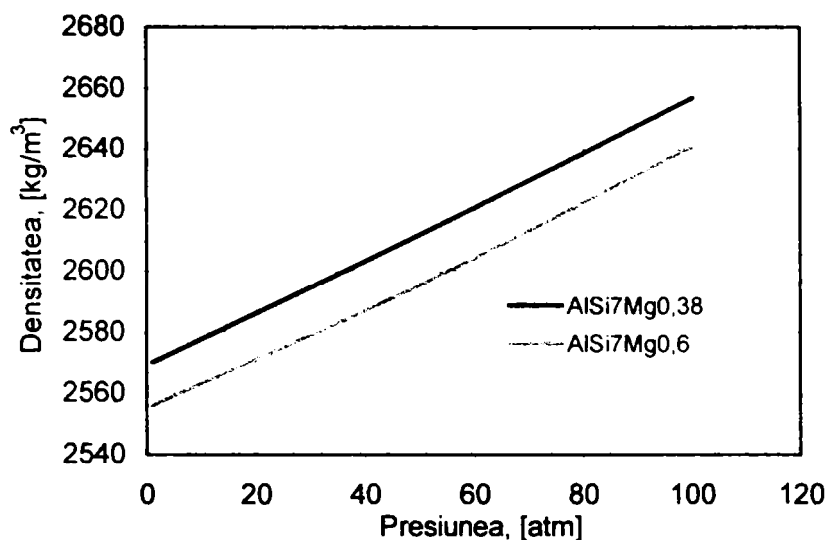


Fig. 2.15 - Variația densității unor aliaje de aluminiu solidificate sub presiune mecanică

Căldura specifică raportată la 1 kg de metal, practic nu depinde de presiune în timp ce căldura latentă de cristalizare se mărește într-o oarecare măsură odată cu creșterea presiunii.

2.3.2. Influența presiunii mecanice asupra transformărilor de fază în aliaje [35]

Variația temperaturii de topire a metalelor și aliajelor determină schimbarea echilibrului la transformările de fază.

Odată cu creșterea presiunii în timpul cristalizării aliajelor are loc o schimbare a alurii diagramelor de echilibru cu apariția unor noi faze cu alte proprietăți.

Studiul influențelor presiunii asupra diagramelor de echilibru prezintă o mare importanță pentru elaborarea de aliaje noi sau cu proprietăți îmbunătățite. Creșterea presiunii asupra aliajului în timpul cristalizării determină următoarele schimbări structurale exprimate cu ajutorul diagramelor de echilibru:

- deplasarea punctului eutectic spre dreapta; de exemplu în cazul aliajelor Al-Si această deplasare se face în domeniul conținutului mai mare de Si (fig. 2.16);
- creșterea domeniului de soluție solidă α (în cazul aliajelor Al-Si, soluție solidă de siliciu în aluminiu); rezultă de aici că prin aplicarea presiunii pot fi obținute aliaje cu un conținut ridicat al elementului B dizolvat în elementul A și deci soluții solide caracterizate de proprietăți diferite decât cele obținute în condiții de presiune atmosferică;
- creșterea presiunii determină nu numai mărirea solubilității siliciului în aluminiu, ci și a altor elemente ca Mn, Cr; totodată însă are loc micșorarea solubilității altor elemente cum ar fi Zn, Cu;
- creșterea presiunii determină mărirea temperaturii eutectice.

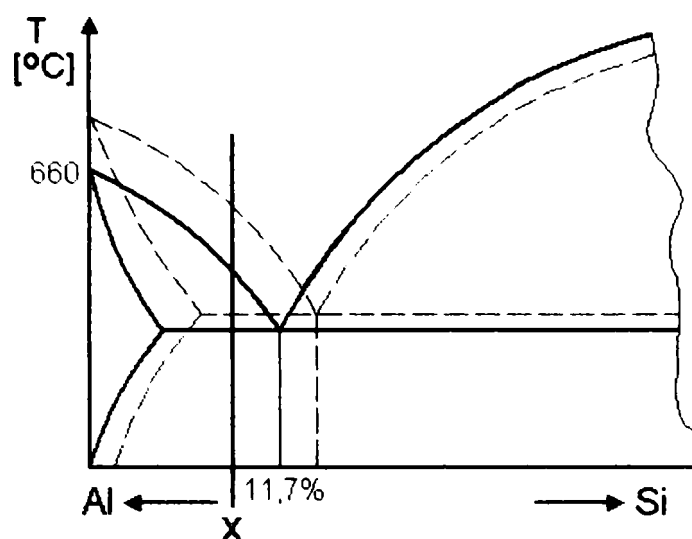


Fig. 2.16 - Influența presiunii mecanice asupra diagramei de echilibru a aliajelor din sistemul Al-Si. Schimbarea proporției de constituenți la aliajul X solidificat la presiune atmosferică (linie continuă) și la suprapresiune (linie întreruptă).

O influență similară a presiunii se constată și în cazul aliajelor Fe - C_{grafit} în care punctele eutectice sunt deplasate spre dreapta și în jos și concomitent are loc lărgirea domeniului austenitic și îngustarea zonelor de ferită α și δ ; la presiuni de 20000 atm domeniul fazei δ dispare.

Ținând seama de datele prezentate în figurile anterioare rezultă că presiunea poate să determine schimbări semnificative ale diagramei de echilibru și anume o deplasare a curbilor corespunzătoare transformărilor de fază, modificarea proporțiilor unor faze sau apariția de noi domenii de faze, corespunzător acestor schimbări. De aceea variația presiunii în timpul cristalizării metalelor și aliajelor poate să determine o schimbare a structurii precum și a proprietăților mecanice și fizice ale acestora.

2.3.3. Influența presiunii mecanice asupra parametrilor procesului de cristalizare [35]

După cum se știe, procesul de cristalizare începe cu apariția în faza lichidă a germenilor de cristalizare și cu creșterea acestora.

Cinetica transformărilor de fază poate fi apreciată cu ajutorul a doi parametri: numărul centrilor de cristalizare (n) care apar în unitatea de volum și în unitatea de timp și viteza liniară de creștere a acestor germeni (v).

Cu cât viteza de germinare este mai mare iar viteza de creștere a acestor germeni este mai mică, cu atât mai ușor se obține o structură cristalină fină.

Dependența numărului de grăunți N , funcție de parametrii de cristalizare poate fi exprimată cu ajutorul relației:

$$N = a \cdot \sqrt[3]{\frac{n^3}{V^3} \cdot V_0}, \quad (2.32)$$

unde: a este coeficientul de proporționalitate;

V_0 – volumul inițial al fazei lichide, [m³].

Germeii de cristalizare pot să apară în volumul fazei lichide atât spontan cât și pe suprafața unor impurități suport care pot exista în aliaj; în acest ultim caz este vorba de o germinare forțată.

Conform teoriei molecularo-cinetice de cristalizare, germinarea spontană a germeilor de cristalizare are loc în condițiile producerii în faza lichidă a unor fluctuații eterogene, adică a existenței unor porțiuni mici cu o repartizare a moleculelor identică cu cea din cristale.

Pentru formarea germenului cu dimensiunea critică (mărimea necesară pentru existența sa) este necesar să fie consumat un lucru mecanic A_s care este egal cu 1/3 din energia liberă a suprafeței cristalitului:

$$A_s = \frac{1}{3} \sum_{i=1}^k S_i \cdot \sigma_i, \quad (2.33)$$

unde: S_i este suprafața feței i a germenului în curs de cristalizare;

σ_i – tensiunea superficială la interfața dintre aliajul lichid și această suprafață a fazei solide (cristal).

Dacă forma de echilibru a cristalului nou astfel format este cubică, atunci lucrul mecanic A_s va fi:

$$A_s = 8 \cdot \sigma \cdot r_K^2, \quad (2.34)$$

unde r_K este raza sferei înscrisă în cubul respectiv care are latura egală cu dimensiunea critică a germenului.

Aprecierea valorii mărimii r_K se face cu relația:

$$r_K = \frac{2 \cdot \sigma \cdot T_{top}}{\rho \cdot L_{top} \cdot \Delta T}, \quad (2.35)$$

unde: ρ – este densitatea fazei lichide (aliajului) unde se produce germinarea și cristalizarea, [kg/m³];

T_{top} – temperatura de topire, [K];

L_{top} – căldura latentă de topire, [J/kg];

ΔT – subrăcirea aliajului la care are loc germinarea, [K].

Introducând în ultima relație valoarea temperaturii din expresia (2.31) pentru mărimea r_K se obține:

$$r_k = \frac{2 \cdot \sigma \cdot dT_{top}}{\rho \cdot \Delta T \cdot (V_2 - V_1) \cdot dP} \quad (2.36)$$

Analizând parametrii care determină valoarea mărimii r_k din expresia (2.36) rezultă că micșorarea dimensiunii critice a germenului poate fi realizată nu numai pe seama reducerii valorii tensiunii superficiale la interfața lichid – solid σ și prin mărirea gradului de subrăcire ΔT (deci numai parametrii care în mod obișnuit sunt luați în considerare), ci și prin mărirea presiunii exterioare dP aplicată în timpul răcirii și cristalizării.

Cercetările arată că pentru anumite presiuni date, creșterea temperaturii de topire este aproximativ egală cu valoarea subrăcirii la germinarea spontană sau forțată; cu alte cuvinte, la anumite presiuni valoarea lui ΔT este egală cu valoarea lui dT_{top} . Ținând seama de aceasta, expresia (2.36) se poate scrie sub următoarea formă:

$$r_k = \frac{2 \cdot \sigma}{\rho \cdot (V_2 - V_1) \cdot dP} \quad (2.37)$$

sau similar, la apariția unei faze noi β (solide) dintr-o fază α (lichidă):

$$r_k = - \frac{B \cdot \bar{\sigma}}{\Delta P \cdot \frac{V_\beta}{\Delta V}} \quad (2.38)$$

în care: ΔV este diferența între volumele molare a celor două faze α și β :

V_β - volumul molar al fazei noi;

$\bar{\sigma}$ - energia efectivă la suprafața de contact între faza nouă apărută β și faza α ;

ΔP – variația de presiune, între cea efectivă și cea de la echilibrul fazelor;

B – factor geometric proporțional cu forma de cristalizare a fazei nou apărute β ;
pentru germenii sferici $B=2$.

Introducând în relația (2.34) a lucrului mecanic A_s , valorile lui r_k din expresiile (2.37) și (2.38) se obține expresia generală, pentru cazul formei cubice a germenului:

$$A_s = 32 \cdot \sigma^3 \left[\frac{dT_{top}}{\rho \cdot \Delta T \cdot (V_2 - V_1) \cdot dP} \right]^2 \quad (2.39)$$

și respectiv în cazul când se consideră $dT_{top} = \Delta T$:

$$A_f = 32 \cdot \sigma^3 \left[\frac{1}{\rho \cdot (V_2 - V_1) \cdot dP} \right]^2 \quad (2.40)$$

În mod analog pot fi obținute expresiile lucrului mecanic A_f consumat pentru apariția germenului cubic pe suprafața impurităților, adică în cazul germinării forțate:

$$A_f = 16 \cdot \sigma^3 \left[\frac{\sigma_{1,2} \cdot dT_{top}}{\rho \cdot \Delta T \cdot (V_2 - V_1) \cdot dP} \right]^2 \cdot (\sigma_{1,2} - \sigma_{1,3} + \sigma_{2,3}), \quad (2.41)$$

și pentru:

$$A_f = 16 \cdot \sigma^3 \left[\frac{\sigma_{1,2}}{\rho \cdot (V_2 - V_1)} \cdot dP \right]^2 \cdot (\sigma_{1,2} - \sigma_{1,3} + \sigma_{2,3}), \quad (2.42)$$

unde $\sigma_{1,2}$, $\sigma_{1,3}$ și $\sigma_{2,3}$ sunt tensiunile superficiale la interfața aliaj lichid subrăcit – impuritate și respectiv cristal – impuritate.

Din relațiile (2.39...2.42) rezultă că micșorarea lucrului mecanic necesar pentru formarea germenilor, atât în cazul cristalizării spontane A_s , cât și a cristalizării forțate A_f , se poate obține prin mărirea numărului germenilor de cristalizare; în continuare se observă că mărirea numărului germenilor de cristalizare se poate obține pe seama micșorării valorii tensiunii superficiale la interfața de contact aliaj-cristal, prin creșterea gradului subrăcirii și prin creșterea presiunii aplicate asupra aliajului în curs de cristalizare.

Toți acești factori determină mărirea vitezei de germinare și favorizează obținerea unei structuri granulare fine în pereții pieselor matrițate.

Cu creșterea presiunii aplicate asupra aliajului lichid în timpul cristalizării se mărește numărul de germeni de cristalizare ai aliajului subrăcit.

Această influență a presiunii este determinată de variația temperaturii de transformare monofazică, de variația energiei de transformare, precum și de variația energiei de suprafață la limita aliaj - cristal.

La aceeași viteză de răcire, cristalizarea în cazul presiunii atmosferice începe prin formarea unui număr mai mic de germeni de cristalizare și printr-o valoare mai mare a vitezei liniare de creștere a acestor germeni, ceea ce evident conduce la obținerea unor cristalite mari. Mărirea presiunii, din contră, determină mărirea numărului de germeni de cristalizare și micșorarea vitezei liniare de creștere a acestora ceea ce duce la obținerea unor structuri granulare fine.

Aplicarea presiunii în procesul de cristalizare a aliajelor determină micșorarea energiei interfazice adică a tensiunii interfazice la limita aliaj – cristal, deci și valoarea dimensiunii critice a germenului; aceasta, la rândul ei determină creșterea numărului de germeni de cristalizare.

Dacă se ia în considerare corelația dintre energia de suprafață exprimată prin tensiunea superficială $\sigma_{L,S}$ și parametrii de cristalizare, putem scrie relația:

$$\sigma_{L,S} = \frac{T \cdot A \cdot R}{C \cdot N^{1/3} \left(\frac{1}{V_S^{2/3}} - \frac{1}{V_L^{2/3}} \right) \cdot \ln \frac{V_l}{V_s}} \quad (2.43)$$

unde: $\sigma_{L,S}$ este tensiunea superficială la interfața fazei lichide cu cea solidă;

T – temperatura din sistem;

A – coeficient de structură (similar coeficientului B din relația 2.38);

R – constanta gazelor perfecte;

C – coeficient care ține cont de modul de repartizare a moleculelor;

N – numărul lui Avogadro;

V_L, V_S – volumele molare ale fazelor lichide și solide.

Prin transformări matematice corespunzătoare se poate obține o relație care să exprime corelația directă între valoarea presiunii exterioare P asupra sistemului lichid care se răcește și cristalizează și mărimea energiei interfazice $\sigma_{L,S}$ la limita aliaj – cristal:

$$\frac{\partial \sigma_{L,S}}{\partial P} = \sigma_{L,S} \cdot \left[\frac{X_S - X_L}{\ln(1+K)} + \frac{2}{3} \cdot \frac{(1+K)^{2/3} \cdot X_S - X_L}{(1+K)^{2/3}} \right], \quad (2.44)$$

unde: K reprezintă creșterea volumului la topire, egal cu $\Delta V/V_S$;

X_S, X_L – coeficienții de contracție izotermă a fazei solide și lichide.

Așadar, atât la cristalizarea în condiții de presiune normală atmosferică cât și la presiuni ridicate, subrăcirea joacă un rol hotărâtor în ceea ce privește procesele de germinare și de creștere a fazei noi.

Dependența energiei de activare U_p la o anumită presiune P față de cea existentă la cristalizarea sub presiunea atmosferică U_0 (la $P_0 = 1$ atm) se poate exprima prin relația:

$$U_p = U_0 \cdot (1 + \beta \cdot P), \quad (2.45)$$

unde β este un coeficient egal cu $10^{-6} \text{ cm}^2/\text{daN}$.

În domeniul presiunilor exterioare până la valoarea $P_{max} = 1000$ atm dependența energiei de activare U funcție de temperatura T și de presiunea P poate fi definită de expresia:

$$U(T, P) = R \cdot T \cdot e^{\frac{h}{T} + \beta \cdot P} \cong a \cdot e^{\beta \cdot P} \cong a \cdot (1 + \beta \cdot P), \quad (2.46)$$

Creșterea presiunii asupra aliajului în curs de cristalizare poate să influențeze, pe lângă viteza de germinare și viteza de creștere a germenilor de cristalizare formați, considerând că dependența temperaturii de topire de presiunea exterioară are un caracter liniar (fig. 2.17). Astfel, dacă în starea inițială aliajul are temperatura mai mare decât T_{top} (pct. A) atunci pentru ca să apară germenii e necesar ca aliajul să fie adus în stare de subrăcire, deci sub temperatura liniei T_m .

Rezultă că acest lucru poate fi realizat practic prin două metode:

- fie prin răcirea aliajului, la presiunea inițială P_0 (se poate chiar ca $P_0 = P_{atm} = 1 \text{ daN/cm}^2$) deci de la punctul A la punctul A₂ sau,
- la temperatura inițială T_{top} punctul A, prin mărirea presiunii adică trecerea de la punctul A la punctul A₁.

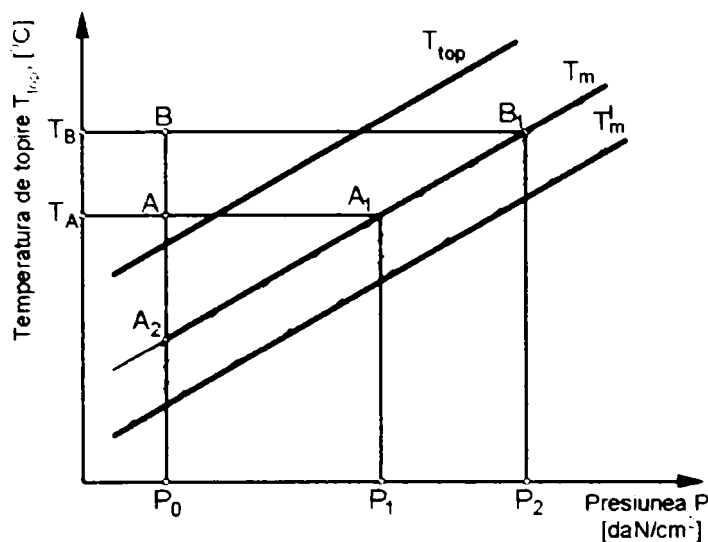


Fig. 2.17 - Variația temperaturii de topire T_{top} și a limitei de metastabilitate (cu granițele T_m și T_m^i) în funcție de presiunea P exterioară a sistemului

granulară fină. Așadar, cu creșterea presiunii se poate realiza mai ușor gradul de subrăcire necesar pe întreaga secțiune a pieselor, pentru germinare, decât în cazul menținerii presiunii constante și a micșorării temperaturii; pentru obținerea de structuri cât mai fine și cu caracteristici superioare se recomandă dirijarea dezvoltării proceselor pe direcția AA_1 .

O mare importanță o are temperatura inițială T_A la care se aplică presiunea, precum și viteza de aplicare a acestei presiuni. De obicei, intervalul de subrăcire în care numărul de germeni de cristalizare crește de la unu la un număr foarte mare (deci intervalul $T_m \dots T_m^i$) este de câteva grade în cazul metalelor și aliajelor. Acest interval este vizibil atât pentru germinarea spontană cât și pentru germinarea forțată. De aceea, dacă se obține o subrăcire a aliajului $\Delta T = T_{top} - T_m$ destul de mică (adică temperatura aliajului este apropiată de valoarea corespunzătoare, pe verticala P_0 , a liniei T_m și deci ΔT_m are o astfel de valoare încât face posibilă apariția de germeni, dar într-un număr limitat) atunci mărirea subrăcirii cu numai câteva grade, prin aplicarea presiunii asupra aliajului în curs de solidificare, poate să conducă la o creștere substanțială a numărului de germeni de cristalizare.

Pentru fiecare temperatură a aliajului există o anumită presiune critică: la valori mai mici decât această presiune critică, presiunea nu este eficientă din punct de vedere al germinării cristalelor. În acest caz, presiunea influențează numai prin intermediul subrăcirii. Cu cât este mai mare presiunea critică cu atât mai puțin se subrăcește aliajul și se finisează structura. Astfel, de exemplu, pentru aliajul A la temperatura T_A , presiunea critică este P_0 și deci mărirea suplimentară a presiunii:

$$\Delta P_1 = P_1 - P_0 \quad (2.47)$$

necesară pentru obținerea subrăcirii (atingerea unui punct sub linia T_m din zona hașurată) este cu mult mai mică decât valoarea :

Răcirea concomitentă a întregii cantități de aliaj lichid este imposibilă întrucât aceasta începe întotdeauna de la suprafața de contact cu peretele matriței. De aceea în stratul de la suprafață se atinge mai repede gradul de subrăcire necesar pentru germinare, decât în zonele interioare ale pereților pieselor matrițate. Prin aplicarea presiunii, care se exercită repede în întreg volumul de aliaj, la o temperatură dată, întreaga cantitate de aliaj poate fi adusă în stare de subrăcire și din acest motiv se poate obține o structură

$$\Delta P_{II} = P_2 - P_0, \quad (2.48)$$

în cazul aliajului B cu temperatura mai mare $T_B (T_B \gg T_A)$ și $\Delta P_I \ll \Delta P_{II}$.

De aceea influența presiunii asupra structurii poate fi importantă chiar la valori mici deasupra presiunii atmosferice, dacă aliajul este în prealabil subrăcit până la o temperatură cât mai apropiată de linia T_m . Rezultă o concluzie importantă: temperatura de turnare în matriță trebuie să fie cât mai apropiată de temperatura de cristalizare pentru ca efectul suprapresiunii să influențeze solidificarea.

Așadar, aplicarea presiunii asupra aliajului în curs de cristalizare, determină creșterea numărului de germeni de cristalizare, deci finisarea structurii. Se poate corela efectul vitezei de răcire și presiunii și să se obțină structuri cu granulație extrem de fine: este unul din avantajele incontestabile ale matrițării în stare semilichidă a metalelor și aliajelor, ale căror efecte nu pot fi obținute la matrițarea obișnuită.

2.3.4. Influența presiunii mecanice asupra structurii metalelor și aliajelor

Influența presiunii mecanice asupra cristalizării aliajelor se manifestă în primul rând asupra procesului de umplere a spațiilor intradendritice și interdendritice cu lichid; în al doilea rând presiunea asupra lichidului în timpul cristalizării împiedică degajarea gazelor și tendința de formare a suflurilor în piesă [35].

Prin aplicarea presiunii asupra aliajelor în curs de cristalizare au loc unele transformări structurale ca de exemplu:

- micșorarea dimensiunilor medii ale grăunților;
- variația compoziției și a modului de repartizare a fazelor;
- mărirea uniformității structurale ca urmare a încetirii proceselor de segregare;
- repartizarea mai uniformă a incluziunilor nemetalice.

Dimensiunea medie a grăunților se micșorează nu numai datorită schimbării parametrilor de cristalizare și condițiilor de schimb de căldură, dar și datorită acțiunii mecanice asupra cristalelor în curs de formare ceea ce conduce la fragmentarea lor și contribuie în felul acesta la formarea unui număr suplimentar de germeni de cristalizare.

S-a arătat că aplicarea presiunii duce la îmbunătățirea contactului aliaj-matriță și prin aceasta la mărirea vitezei de răcire; s-a menționat că durata de cristalizare se micșorează, structura se finisează în mod evident și concomitent are loc și o micșorare a posibilității de difuzie și segregare a elementelor, ceea ce constituie un mare avantaj.

Dependența coeficientului de difuzie D de vâscozitatea dinamică η a aliajului este dată de relația:

$$D = \frac{R \cdot T}{\delta \cdot \eta}, \quad (2.49)$$

unde: R este constanta gazelor perfecte;

T – temperatura absolută;

δ - distanța de deplasare a atomilor ce difuzează.

Vâscozitatea η_p a aliajului la o presiune P este:

$$\eta_p = \eta_0 \cdot e^{\frac{P \cdot V_0}{R \cdot T}}, \quad (2.50)$$

unde η_0 este vâscozitatea aliajului la presiunea atmosferică P_0 , la aceeași temperatură.

Pentru coeficientul de difuzie D se obține relația:

$$D = \frac{R \cdot T}{\delta \cdot \eta_0 \cdot e^{\frac{P \cdot V_0}{R \cdot T}}} \quad (2.51)$$

Din relația (2.51) rezultă că odată cu creșterea presiunii P , coeficientul de difuzie se micșorează; din această cauză posibilitatea de segregare a elementului respectiv devine mai mică, ceea ce evident determină îmbunătățirea uniformității structurale a aliajelor.

Așadar, mărirea presiunii în timpul cristalizării aliajelor frânează difuzia elementelor, deci respectiv posibilitatea lor de a segrega interdendritic; în acest caz efectul aplicării presiunii este analog cu cel al măririi vitezei de răcire.

În afară de creșterea uniformității microchimice trebuie arătat că odată cu mărirea presiunii la cristalizarea aliajelor, se obține și o îmbunătățire a uniformității microfizice, determinată prin densitatea dislocațiilor în rețeaua cristalină și anume odată cu creșterea presiunii se mărește numărul de dislocații în rețeaua cristalină, raportat la 1 cm^2 .

Aplicarea presiunii micșorează zona bifazică, are loc o fragmentare a dendritelor, o micșorare a dimensiunii grăunților și ca urmare în final se obține o repartizare uniformă a incluziunilor nemetalice pe secțiunea peretelui piesei.

Așadar, aplicarea presiunii asupra aliajului în curs de solidificare determină o îmbunătățire din punct de vedere al uniformității structurii obținute pe grosimea de perete a piesei.

În cazul fontelor, creșterea presiunii determină frânarea procesului de grafitizare și ca urmare structura fontelor depinde în mare măsură de presiune.

Frânarea procesului de grafitizare se explică prin aceea că apariția grafitului are loc cu mărirea de volum și deci aplicarea presiunii micșorează tendința de grafitizare și deci mărește tendința de albire a fontelor. În urma cercetării influenței presiunii asupra procesului de cristalizare a fontei s-au constatat următoarele:

- la creșterea presiunii în perioada cristalizării, separările de grafit sunt micșorate; reducerea dimensiunilor acestor separații se poate datora condițiilor de difuziune a carbonului;
- mărirea presiunii la cristalizare a crescut masa specifică a fontei solide;

- îmbunătățirea rezistenței de rupere la tracțiune prin compactizarea peretelui și segregățiilor ca urmare a vitezelor mari de răcire;
- scade foarte mult tendința de formare a suflurilor (la o presiune de 1 atm mai există sufluri, iar la o presiune de peste 500 atm aceste defecte dispar complet).

2.3.5. Influența presiunii mecanice asupra procesului de degazare la solidificare

La micșorarea temperaturii aliajului, solubilitatea gazelor se micșorează ceea ce determină suprasaturația aliajului în gaze și separarea acestora din soluții sub formă independentă și anume sub formă de incluziuni gazoase. Incluziunile gazoase, datorită diferenței mari în ceea ce privește densitatea, plutesc la suprafață și se îndepărtează din aliaj atunci când presiunea exterioară care frânează degajarea gazelor din aliaj este mai mică decât presiunea totală a gazelor din piesă, adică se respectă inegalitatea:

$$P_g > P_{ext} \quad (2.52)$$

unde: P_g este presiunea interioară a gazelor care reprezintă de fapt suma presiunilor gazelor care se găsesc concomitent în soluție, adică:

$$P_g = P_{H_2} + P_{N_2} + P_{CO} + P_{H_2O} + \dots, \quad (2.53)$$

P_{ext} - presiunea exterioară care cuprinde presiunea fazei gazoase care se găsește deasupra coloanei de metal (P_{atm}), presiunea metalostatică (P_m) și presiunea capilară (P_k).

Mărirea presiunii deasupra coloanei de metal lichid și mărirea presiunii metalostatice frânează procesul de degajare a gazelor din aliaj și deci procesul de formare a incluziunilor gazoase (sufluri). De aceea, în piesa obținută prin matrițare în stare semilichidă va rămâne un conținut mai mare de gaze dizolvate.

Așadar, în cazul aplicării presiunii la cristalizare, din aliaj se degajă numai o mică cantitate de gaz și totodată scade tendința de formare a suflurilor prin mărirea limitei de solubilitate; aceasta nu înseamnă că la matrițarea în stare semilichidă pot fi folosite aliaje saturate cu gaze, deoarece chiar dacă nu se mai produc sufluri ca urmare a micșorării solubilității cu temperatura în schimb scad, în mod vizibil, proprietățile mecanice.

2.3.6. Influența vibrațiilor asupra procesului de matrițare în stare semilichidă

După frecvența vibrațiilor, se disting două domenii de aplicare [33]: matrițarea în câmpuri cu frecvența vibrațiilor mai mare decât 16000 Hz (ultrasunete) și matrițarea în câmpuri cu frecvență joasă a vibrațiilor (vibrații mecanice).

În afară de rolul de agitare mecanică a aliajului turnat în matriță în vederea asigurării comportamentului tixotrop al acestuia, vibrațiile influențează și parametrii tehnologici ai procesului și 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 (matriță, poanson, contrapoanson).

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

$$R_{cv} = R_c - k \cdot A_v, \quad (2.54)$$

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 (tabelul 2.1);

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.

Tabelul 2.1 - Valorile constantei k

Material	Constanta k
Aluminiu	0,40
Aliaj de aluminiu cu cupru	0,45
Argint	0,60
Cupru	0,73
Aliaj Cu-Zn (9:1)	0,65
Aliaj Cu-Zn (8:2)	0,50
Aliaj Cu-Zn (7:3)	0,47
Aliaj Cu-Zn (6:4)	0,41
Magneziu	0,37
Oțel moale	0,60

Frecarea dintre materialul supus matrițării 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. Această neuniformitate se reduce cu atât mai mult cu cât frecvența vibrațiilor este mai mare.

Problemele pe care le ridică deformarea în câmp de vibrații sunt: cunoașterea direcțiilor de deplasare a particulelor materiale și în funcție de acestea dirijarea propagării vibrațiilor și alegerea sursei de producere a vibrațiilor care să asigure amplitudinea și frecvența corespunzătoare conducerii procesului în condiții economice și de eficiență tehnologică maximă.

În figura 2.18 sunt prezentate fotografiile metalografice (mărire 200x) obținute în urma solidificării unui aliaj de aluminiu (Al-12%Si) în condiții obișnuite (fig. 2.18, a) și în prezența vibrațiilor (fig. 2.18, b). În figura 2.18, b observă o modificare substanțială în microstructura dendritică, aceasta fiind densă și compactă.



Fig. 2.18 - Microstructuri obținute la solidificarea aliajului Al-12%Si
în condiții obișnuite (a) și în prezența vibrațiilor (b) [36]

Avantajele matrițării în stare semilichidă în câmpuri de vibrație sunt: economie de energie, obținerea pieselor cu toleranțe reduse, cu o calitate bună a suprafețelor și cu caracteristici mecanice superioare, asigurarea unei durabilități ridicate a sculelor de lucru și proprietăți uniforme în volumul materialului deformat.

2.4. CONCLUZII

Procedeul de matrițare în stare semilichidă presupune două etape principale: pregătirea materiei prime și formarea propriu-zisă.

În funcție de modul de pregătire a materiei prime, se disting două variante ale procedurii: varianta **MSL** care constă în prepararea materiei prime sub formă de bare semifabricat prin una din metodele prezentate în capitolul 1, §1.4 (agitare mecanică, electromagnetică, procedeul SIMA etc.), reîncălzirea acestora până la temperatura de procesare, alimentarea matriței și formarea propriu-zisă.

Varianta **ML**, propusă de Ilca și Cioată, presupune elaborarea aliajului, supraîncălzirea sa, turnarea în matriță, agitarea mecanică a matriței în scopul obținerii structurii caracteristice care determină comportamentul tixotrop și, în cele din urmă, formarea propriu-zisă la o temperatură de procesare din intervalul de solidificare al aliajului.

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.

Varianta **ML** asigură, în comparație cu **MSL**, o mare economie de energie deoarece se elimină operațiile de turnare, debitare și reîncălzire a materialului până la o temperatură din intervalul lichidus-solidus. De asemenea, varianta **ML** valorifică avantajele deformării plastice în prezența vibrațiilor.

S-au identificat și analizat parametrii tehnologici ai procedurii care influențează desfășurarea acestuia și caracteristicile calitative ale pieselor obținute. Aceștia sunt: temperatura de alimentare a matriței cu material, temperatura de procesare, temperatura de preîncălzire a matriței, forța de deformare, durata menținerii materialului în matriță, frecvența vibrațiilor mecanice și viteza de presare (viteza de aplicare a forței de deformare). Pentru unii dintre parametrii tehnologici s-au determinat relații de calcul ce vor fi verificate experimental.

În urma studiului teoretic al influenței parametrilor tehnologici asupra caracteristicilor calitative ale pieselor obținute s-a ajuns la concluzia că presiunea aplicată în timpul solidificării materialului are o influență favorabilă asupra: proprietăților fizice ale aliajelor (temperatura de topire, conductivitatea termică, căldura latentă de cristalizare, densitatea etc.), transformărilor de fază în aliaje, parametrilor procesului de cristalizare, structurii aliajelor etc.

Totodată, vibrarea matriței în timpul procesării influențează pozitiv atât geometria curgerii și frecarea dintre material și sculele de lucru cât și caracteristicile fizico-mecanice ale pieselor obținute deoarece se obțin structuri deosebit de fine ca urmare a rupei dendritelor de cristalizare și a împiedicării pe cale mecanică a creșterii lor.

Durata de menținere a piesei în matriță este influențată puternic de temperaturile de alimentare a matriței cu material și de preîncălzire a matriței.

CAPITOLUL 3

STUDII ȘI CERCETĂRI EXPERIMENTALE

3.1. INSTALAȚIA EXPERIMENTALĂ

3.1.1. Construcția, caracteristicile și modul de funcționare a instalației experimentale

Pentru studiul procedurii de matrițare în stare semilichidă se utilizează instalația experimentală a cărei schemă de principiu este prezentată în figura 3.1 [39, 40].

Instalația pentru efectuarea experimentărilor se compune dintr-o matriță și două poansoane (poziția B din figura 3.1), un dispozitiv pentru producerea vibrațiilor mecanice (C) montat pe placa de bază a matriței, iar pentru măsurarea temperaturii în piesă și în pereții matriței se folosește echipamentul D, compus din termocuplurile T, modulul de achiziție AD, convertorul CT și calculatorul PC.

Presiunea de deformare se determină cu ajutorul echipamentului E, alcătuit din traductorul electronic de presiune TPE, sursa de curent și convertorul SCCP și înregistratorul IN. Toate aceste module sunt montate pe o presă hidraulică de construcție specială (poziția A, figura 3.1).

Caracteristicile tehnice și constructive ale presei hidraulice sunt prezentate în tabelul 3.1.

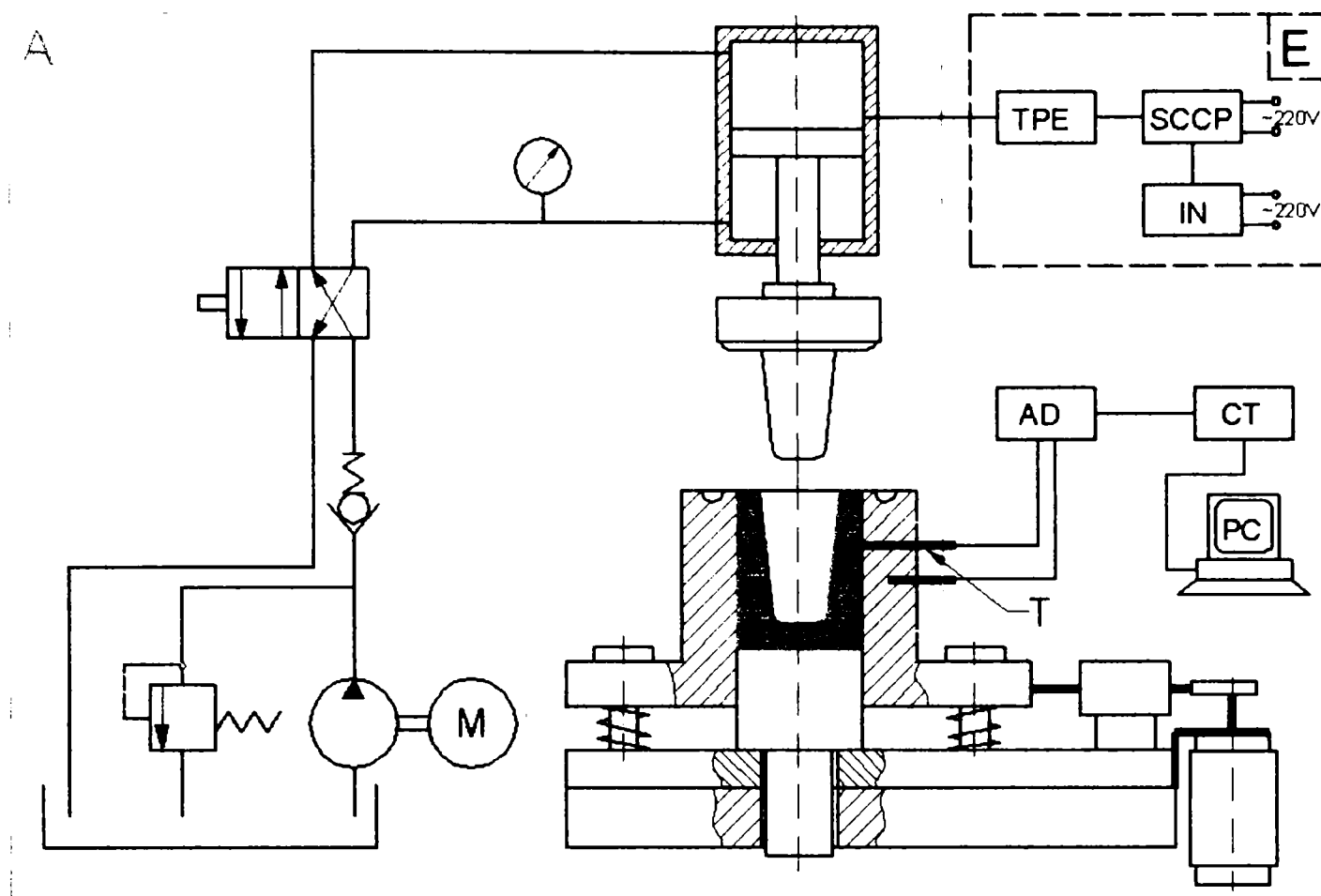


Fig. 3.1 – Schema instalației experimentale pentru studiul procedeului de matrițare în stare semilichidă: A – presa hidraulică; B – matriță și poanson; C – dispozitiv pentru producerea vibrațiilor mecanice; D – echipament pentru măsurarea temperaturii în pereții matriței și piesă; E - echipament pentru măsurarea presiunii de deformare.

Tabelul 3.1 - Caracteristici tehnice și constructive ale presei hidraulice

Cilindru hidraulic	Cursa maximă a pistonului: $H=250$ [mm] Diametrul pistonului: $D=90$ [mm] Diametrul tijei pistonului: $d=40$ [mm]
Pompa hidraulică	Debit $Q=10$ [l/min] Presiune maximă $p=160$ [atm]
Motor electric de acționare	Putere $P=5$ [kW] Turație $n=1500$ [/rotmin]

În figura 3.2 este prezentată vederea generală a instalației experimentale, iar în figurile 3.3 și 3.4 detalii ale dispozitivului pentru producerea vibrațiilor mecanice (3.3, a), a matriței și poansonului (3.3, b), a echipamentelor pentru măsurarea presiunii de deformare (3.4, a) și pentru măsurarea temperaturii în piesă și matriță (3.4, b).

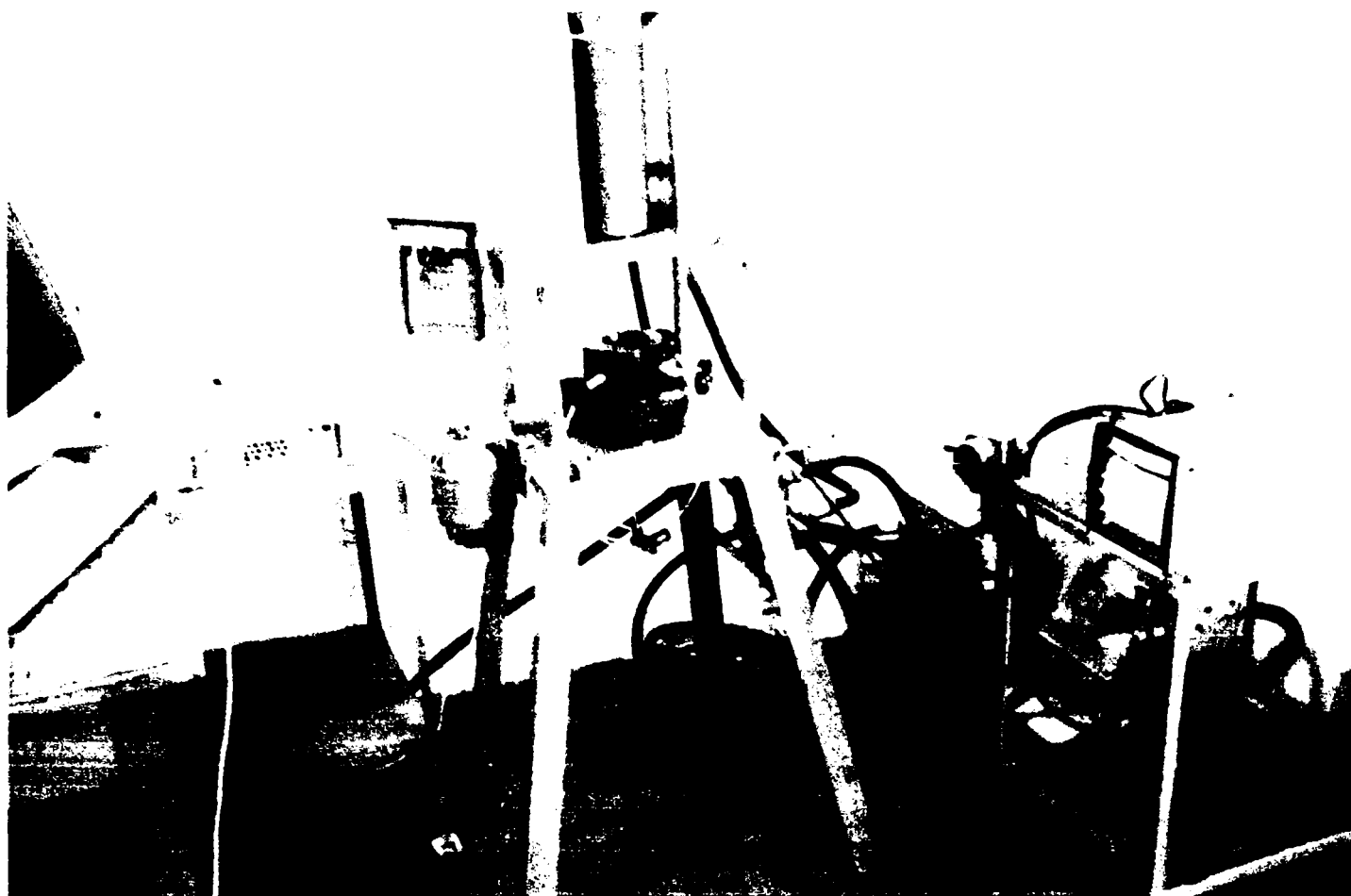
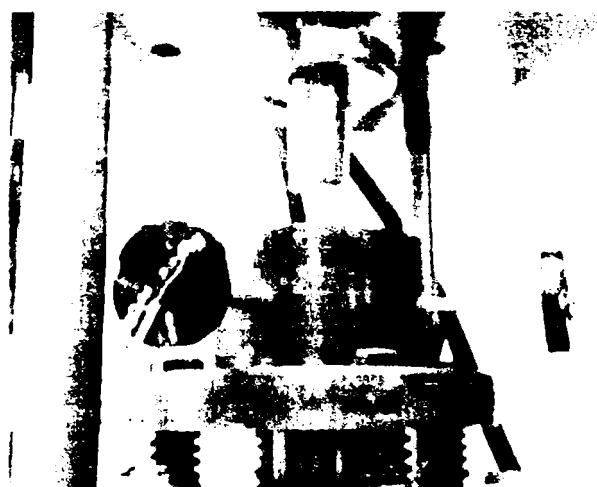


Fig. 3.2 - Vedere generală a instalației experimentale



a).



b).

Fig. 3.3 - Detalii ale instalației experimentale: (a) dispozitivul pentru producerea vibrațiilor
mecanice; (b) matrița și poanson



a).
b).
Fig. 3.4 - Detalii ale instalației experimentale: (a) echipamentul pentru măsurarea presiunii de deformare; (b) echipamentul pentru măsurarea temperaturii în pereții matriței și piesă

Pentru prezentarea modului de funcționare a instalației experimentale, în figura 3.5 s-au detaliat modulele B și C ale instalației (matrița, poansonul și dispozitivul pentru producerea vibrațiilor mecanice).

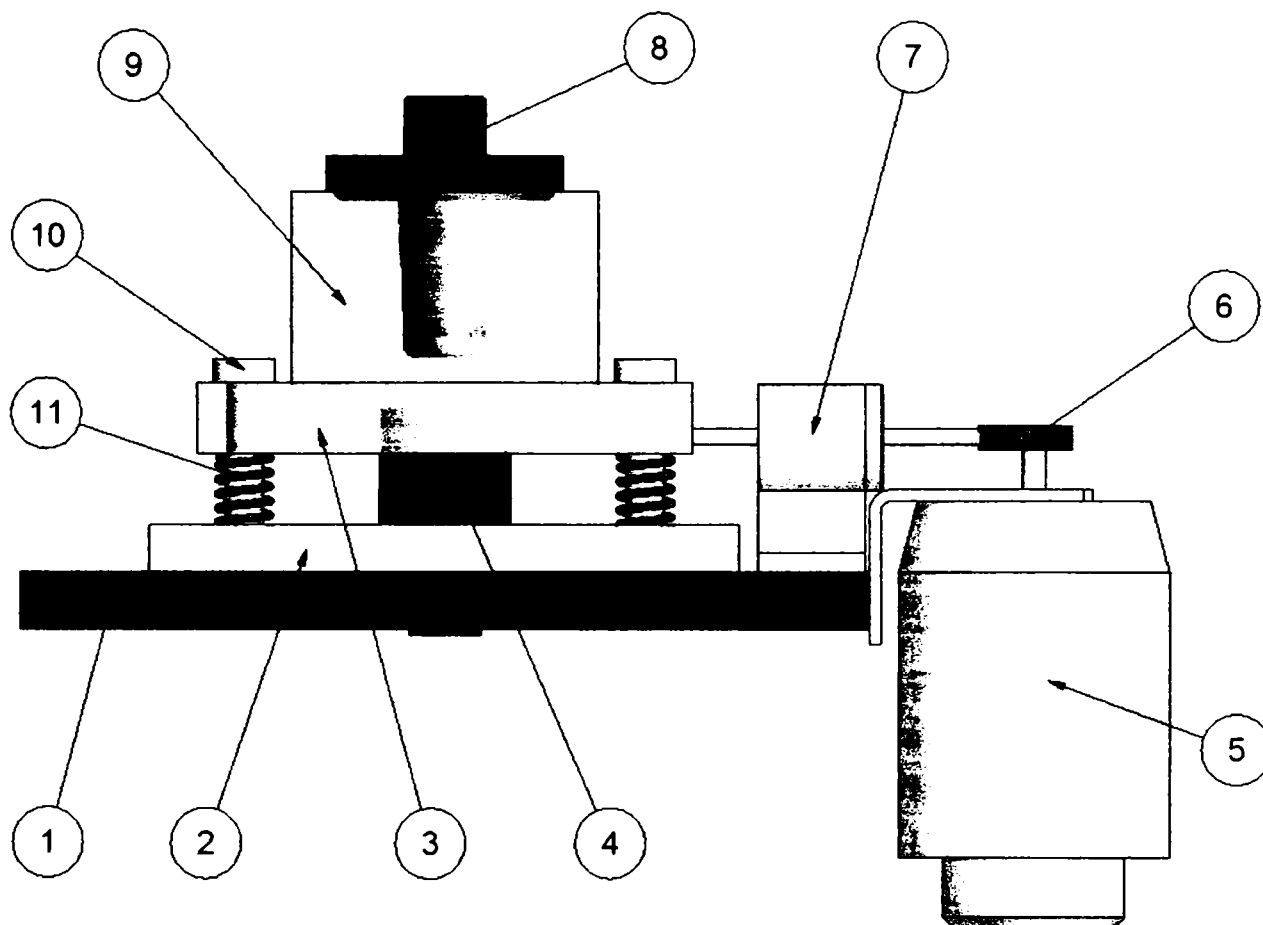


Fig. 3.5 – Părți componente ale modulelor B și C
1 – placă de bază a instalației; 2 – placă de bază a matriței; 3 – placă ghidare matriță;
4 – contrapoanson; 5 – motor electric; 6 – excentric; 7 – piesă vibrație;
8 – poanson; 9 – matriță; 10 – tije de ghidare; 11 – arc.

După alimentarea matriței (9) cu aliaj lichid (varianta ML a procedurii) sau în stare semilichidă (varianta MLS), poansonul (8) coboară până în momentul închiderii matriței în partea de sus cu ajutorul canalului și a nervurii practicate pe partea frontală a matriței și, respectiv poansonului. Temperatura aliajului scade de la aceea de alimentare a matriței T_T la aceea de procesare T_P , moment în care se aplică presiunea de deformare. Astfel, cu poansonul (8) este antrenată în jos și matrița (9), care este ghidată pe tijele de ghidare (10) și contrapoansonul (4). În acest timp are loc umplerea completă a matriței cu aliaj și solidificarea sub presiune mecanică a acestuia. Forța de deformare se aplică până când temperatura aliajului scade sub valoarea temperaturii solidus T_S . La retragerea poansonului, arcurile (11) aduc matrița (9) în poziția inițială de lucru. Scoaterea piesei din matriță se face cu ajutorul contrapoansonului (4). Cu ajutorul dispozitivului compus din elementele (5), (6) și (7) se asigură producerea vibrațiilor transversale necesare vibrării matriței. Construcția și caracteristicile acestui dispozitiv sunt prezentate în § 3.1.3.

3.1.2. Matrițe și poansoane: particularități, proiectare

Matrițele și poansoanele metalice utilizate la matrițarea metalelor și aliajelor în stare semilichidă lucrează în condiții grele întrucât forța de deformare aplicată în timpul solidificării aliajului acționează și asupra matrițelor și poansoanelor care vin în contact cu aliajul procesat.

Cu cât este mai mare temperatura aliajului și valoarea forței de deformare, cu atât condițiile de lucru ale matrițelor sunt mai grele și conduc la o durabilitate mai redusă a acestora în exploatare.

În cadrul experimentărilor se vor matrița două tipuri de piese și anume: piese în formă de pahar și piese cilindrice pline, de aceea la proiectarea matrițelor și poansoanelor se va ține seama de acest lucru. Din motive economice, pentru ambele tipuri de piese se va folosi aceeași matriță, poansoanele având construcție diferită. În continuare se vor prezenta principiile care au stat la baza proiectării matriței și poansoanelor.

Grosimea pereților matriței se determină pe considerente termice. Astfel, grosimea se adoptă încât să asigure viteza dorită la solidificare, matrița să nu se încălzească peste o anumită temperatură impusă de limita admisă de natura materialului formei și să reziste din punct de vedere al rezistenței mecanice la eforturile determinate de forța de deformare.

O metodă simplă de dimensionare a grosimii pereților matriței este aceea care ține seama de raportul dintre masa piesei matrițate (M_1) și masa matriței metalice (M_2). Practic, se adoptă $M_2 \gg M_1$.

Calculul dimensiunilor părții active ale matriței se face având în vedere următorii factori:

- modificarea dimensiunilor în timp, datorită uzării;
- realizarea abaterilor dimensionale admisibile la piesa matrițată;
- toleranțele realizabile la execuția matriței;
- posibilitatea efectuării unor recondiționări pe parcursul exploatării sau recondiționări în vederea obținerii toleranțelor la piesa matrițată;
- contracția aliajului și dilatarea matriței.

Pentru dimensiunile exterioare D_e sau interioare D_i ale matriței se pot utiliza relațiile [35]:

$$D_e = N_{pm} - A_i + C_p + T_{em}, \quad (3.1)$$

$$D_i = N_{pm} - A_s - C_p - T_{em}, \quad (3.2)$$

unde: N_{pm} - dimensiunea nominală a piesei matrițate, mm;

A_i - abaterea inferioară a dimensiunii nominale, mm;

A_s - abaterea superioară a dimensiunii nominale, mm;

C_p - adaos de compensare a contracției la dimensiunea nominală;

T_{em} - toleranța la execuție a dimensiunii respective.

Mărimea C_p se calculează astfel:

$$C_p = \frac{N_{pm} \cdot c}{100}, \quad (3.3)$$

unde : c - este coeficientul de contracție a aliajului procesat, în procente (tabelul 3.2).

Tabelul 3.2 - Valorile coeficientului
de contracție a diferitelor aliaje

Nr. crt.	Aliajul matrițat	Coeficient de contracție c , [%]
1	Cu bază de Sn	0,2...0,4
2	Cu bază de Zn	0,4...0,6
3	Cu bază de Al	0,5...0,8
4	Cu bază de Mg	0,6...0,8
5	Cu bază de Cu	1,1...1,2

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

Astfel, pentru matriță se utilizează oțel carbon cu 0,6-1,0 %C sau CrNiMo, CrNiV, CrW; pentru pistonul de presare CrW; pentru miezuri se utilizează oțel carbon cu 0,6-1,0 %C sau CrNiMo, CrNiV, CrW; pentru extractoare: oțel carbon cu 0,6-1,0 %C .

Alegerea materialelor metalice se face în funcție de natura aliajului matrițat și de solicitarea termică și mecanică din timpul procesului de matrițare.

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 contrapoanson.

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:

1. 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;
2. 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;
3. 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.

Ținând seama de cele precizate, pentru obținerea pieselor de lucru se propune utilizarea unei matrițe din oțel aliat cu având forma și dimensiunile din figura 3.6.

Pentru a împiedica metalului lichid să iasă din matriță în timpul matrițării, se folosește un sistem de etanșare format dintr-un canal și o nervură. Acestea au secțiune semicirculară și sunt practicate pe suprafața frontală superioară a matriței, respectiv, pe suprafața frontală inferioară a poansonelor.

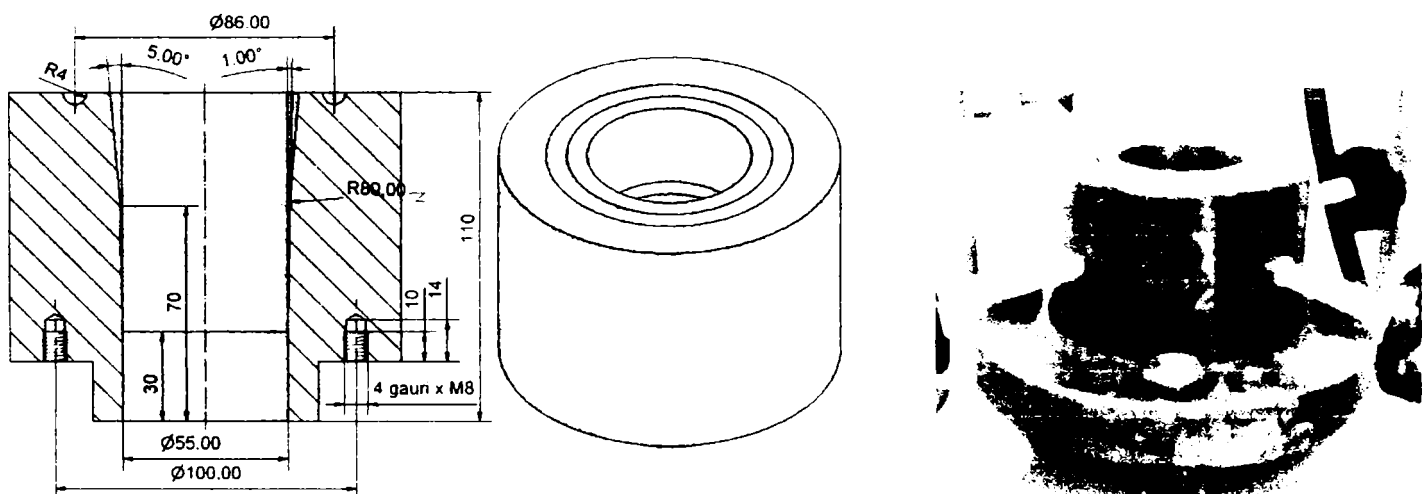


Fig. 3.6 – Matriță

În figurile 3.7 și 3.8 sunt prezentate forma și dimensiunile poansoanelor utilizate pentru matrițarea pieselor de lucru. În partea superioară poansoanele sunt prevăzute cu un filet interior M20 ce permite montarea acestora pe tija pistonului presei hidraulice.

Materialul folosit pentru confecționarea poansoanelor este un oțel aliat.

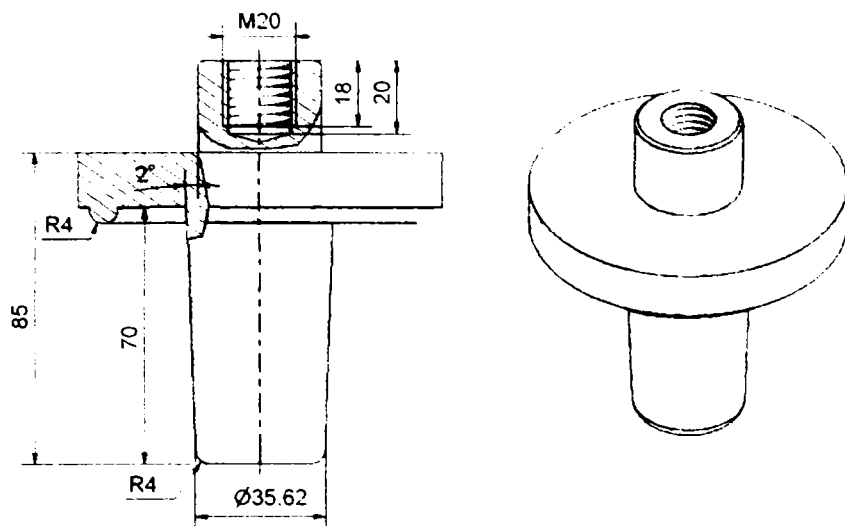


Fig. 3.7 – Poanson pentru matrițarea piesei în formă de pahar

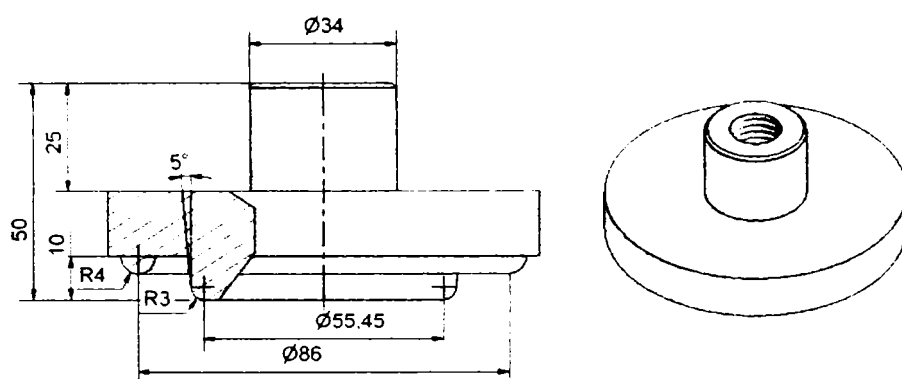


Fig. 3.8 – Poanson pentru matrițarea piesei cilindrice pline

3.1.3. Dispozitivul pentru producerea vibrațiilor mecanice: construcție, caracteristici

În scopul studierii matrițării în stare semilichidă în câmpuri de vibrații mecanice se folosește, pentru producerea vibrațiilor, dispozitivul prezentat în figurile 3.9 și 3.10.

Dispozitivul este format, conform figurii 3.9, din: tija (1), arcul (2), corpul ansamblului vibrator (3), capacul ansamblului vibrator (4), excentricul (5) și motorul electric de acționare (6).

Montarea acestuia se face pe placa de bază a instalației cu ajutorul unor șuruburi (figura 3.10).

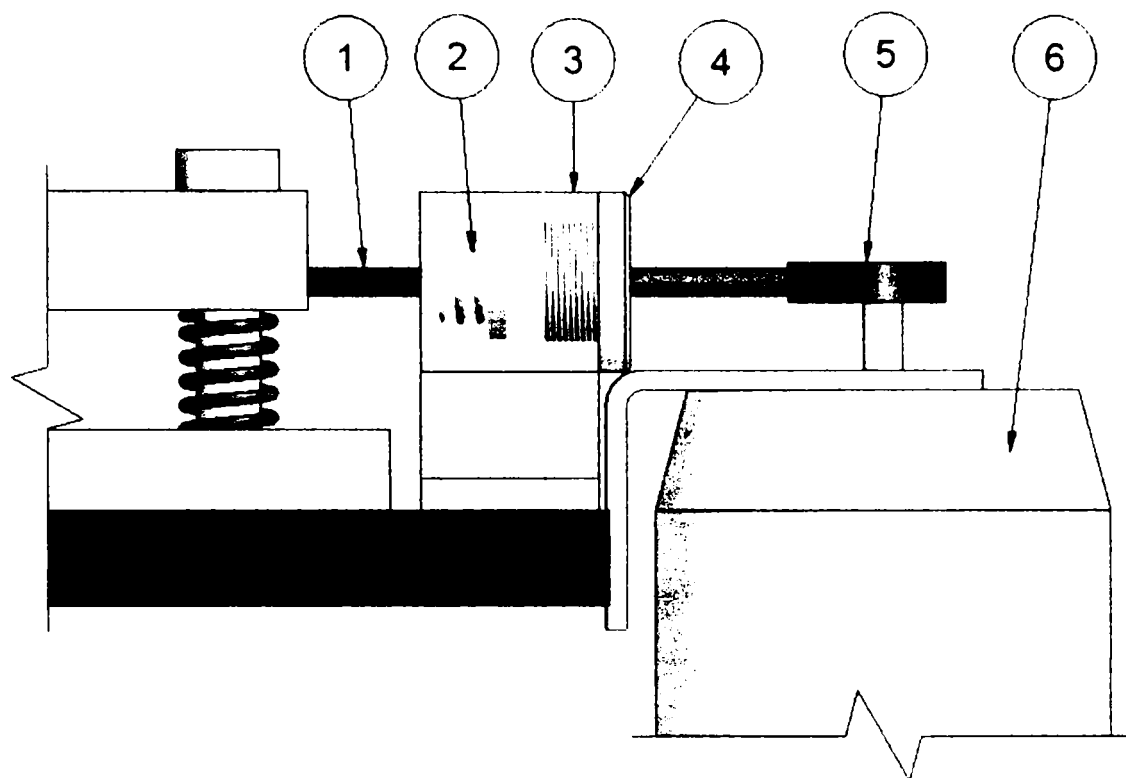


Fig. 3.9 – Dispozitiv pentru producerea vibrațiilor mecanice



Fig. 3.10 – Detaliu privind montarea dispozitivului pentru producerea vibrațiilor mecanice pe presa hidraulică

Principiul de producere a vibrațiilor mecanice este următorul: excentricul, montat pe axul motorului electric, se rotește cu o turație egală cu turația motorului de acționare, antrenând tija în mișcare de translație cu amplitudinea egală cu valoarea excentricității. Tija, venind în contact cu placa matriței, îi imprimă acesteia o forță care determină apariția vibrarea transversală a ansamblului matriță–placă matriță. Arcul (2) are rolul de a menține permanent contactul dintre tijă și excentric. Vibrațiile astfel obținute sunt vibrații excitate prin forță armonică de amplitudine constantă. Mărimea amplitudinii forței perturbatoare poate fi reglată cu ajutorul variației mărimii excentricității excentricului sau prin variația

frecvenței. Frecvențe diferite ale forței perturbatoare se obțin prin variația tensiunii de alimentare a motorului electric de acționare. Pentru experimentări se vor folosi trei frecvențe diferite ale forței perturbatoare, și anume: 500 s^{-1} , 1500 s^{-1} și 2500 s^{-1} .

Caracteristicile constructive a dispozitivului pentru producerea vibrațiilor mecanice sunt: diametrul excentricului $D=30 \text{ mm}$, excentricitatea $e=2 \text{ mm}$, puterea motorului electric de acționare $P=1,0 \text{ kW}$.

3.1.4. Echipamentul pentru măsurarea temperaturii în piesă și în matriță

Pentru măsurarea temperaturii în piesă și în matriță se folosesc termocupluri, un modul de achiziție a temperaturii și un convertor.

Termocuplurile sunt traductoare de temperatură care transformă variația de temperatură a mediului măsurat în variație de tensiune termoelectromotoare (t.t.e.m.), care apoi, prin racordare la un aparat indicator sau înregistrator, este tradusă în unități de temperatură [41].

În cadrul instalației experimentale se utilizează patru termocupluri tip K: un termocuplu este utilizat pentru măsurarea temperaturii în piesă, iar celelalte trei pentru măsurarea temperaturii în matriță.

Termocuplurile tip K (cromel-alumel) pot fi utilizate pentru măsurarea temperaturilor între valorile -200°C și 1370°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 .

În tabelul 3.3 sunt prezentate abaterile admise a valorilor t.t.e.m. și a temperaturilor pentru termocuplurile tip K [42].

Tabelul 3.3 - Abaterile admise a valorilor t.t.e.m. și a temperaturilor pentru termocuplurile tip K

Temp. [$^{\circ}\text{C}$]		0	100	200	300	400	500	600	700	800	900	1000
Abateri admise	t.t.e.m. [mV]	$\pm 0,154$	$\pm 0,166$	$\pm 0,166$	$\pm 0,166$	$\pm 0,170$	$\pm 0,201$	$\pm 0,234$	$\pm 0,250$	$\pm 0,287$	$\pm 0,312$	$\pm 0,332$
	temp. [$^{\circ}\text{C}$]	$\pm 4,0$	$\pm 4,0$	$\pm 4,0$	$\pm 4,0$	$\pm 4,0$	$\pm 4,8$	$\pm 5,5$	$\pm 6,2$	$\pm 7,0$	$\pm 7,8$	$\pm 8,5$

Modulul de achiziție a temperaturii ADAM-4018 are 8 canale de intrare, 6 diferențiale și 2 cu masă comună. La canalele de intrare se pot conecta termocuple de

diverse tipuri: J ($0...760^{\circ}\text{C}$), K ($0...1000^{\circ}\text{C}$), T ($-100...400^{\circ}\text{C}$), E ($0...1400^{\circ}\text{C}$), R ($500...1750^{\circ}\text{C}$), S ($500...1800^{\circ}\text{C}$), B ($500...1800^{\circ}\text{C}$).

Domeniul intrării: $\pm 15\text{ mV}$, $\pm 50\text{ mV}$, $\pm 100\text{ mV}$, $\pm 500\text{ mV}$, $\pm 1\text{V}$, $\pm 2,5\text{ mV}$ și $\pm 20\text{ mA}$.

Viteza maximă de achiziție a datelor: 10 achiziții/secundă.

Convertorul ADAM-4520 este folosit pentru transmiterea semnalului digital de la modulul de achiziție ADAM-4018 la calculator, în scopul preluării datelor pentru prelucrarea ulterioară a acestora. Caracteristicile tehnice ale convertorului sunt: viteza de transmisie (bps): 1200, 2400, 4800, 9600, 19,2 K, 38,4 K, 57,6 K, 115,2 K, control RTS și mod RS-422 comutabil; tensiunea de izolare: $3000\text{ V}_{\text{DC}}$; conector interfață port serial RS-232: mamă DB-9; conector interfață RS-422/RS-485: priză cu șurub de fixare; consum de putere: 1,2 W.

Pentru achiziția temperaturilor se folosește un soft specializat, care permite preluarea acestora din secundă în secundă și salvarea lor într-un fișier.

În figurile 3.11 și 3.12 sunt prezentate vederi de ansamblu a modului ADAM-4018, respectiv, a convertorului ADAM-4520, iar în figura 3.13 un detaliu interior al cutiei metalice în care acestea sunt montate, în care se observă și conexiunile ce permit alimentarea modulelor.

Figura 3.14 prezintă schema de conectare a elementelor care alcătuiesc echipamentul de măsurare a temperaturilor. Se remarcă faptul că termocuplurile notate cu 0, 1, 2 și 3 sunt legate la o cutie de borne cu ajutorul căreia se centralizează intrările în modulul de achiziție ADAM-4018 prin intermediul unui port serial.

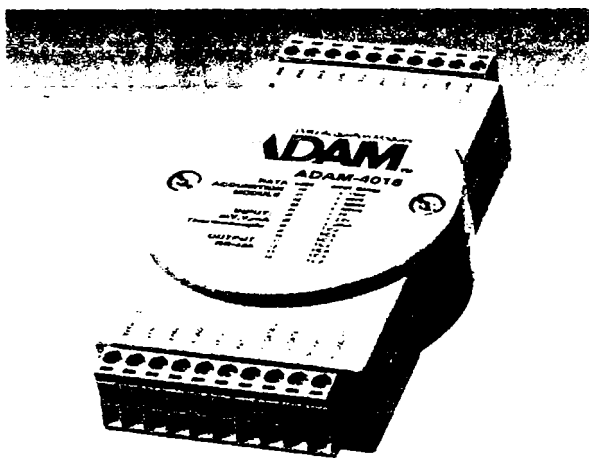


Fig. 3.11 – Modulul de achiziție ADAM-4018



Fig. 3.12 – Convertorul ADAM-4520



Fig. 3.13 - Detaliu privind interiorul cutiei modulelor ADAM-4018 și ADAM-4520

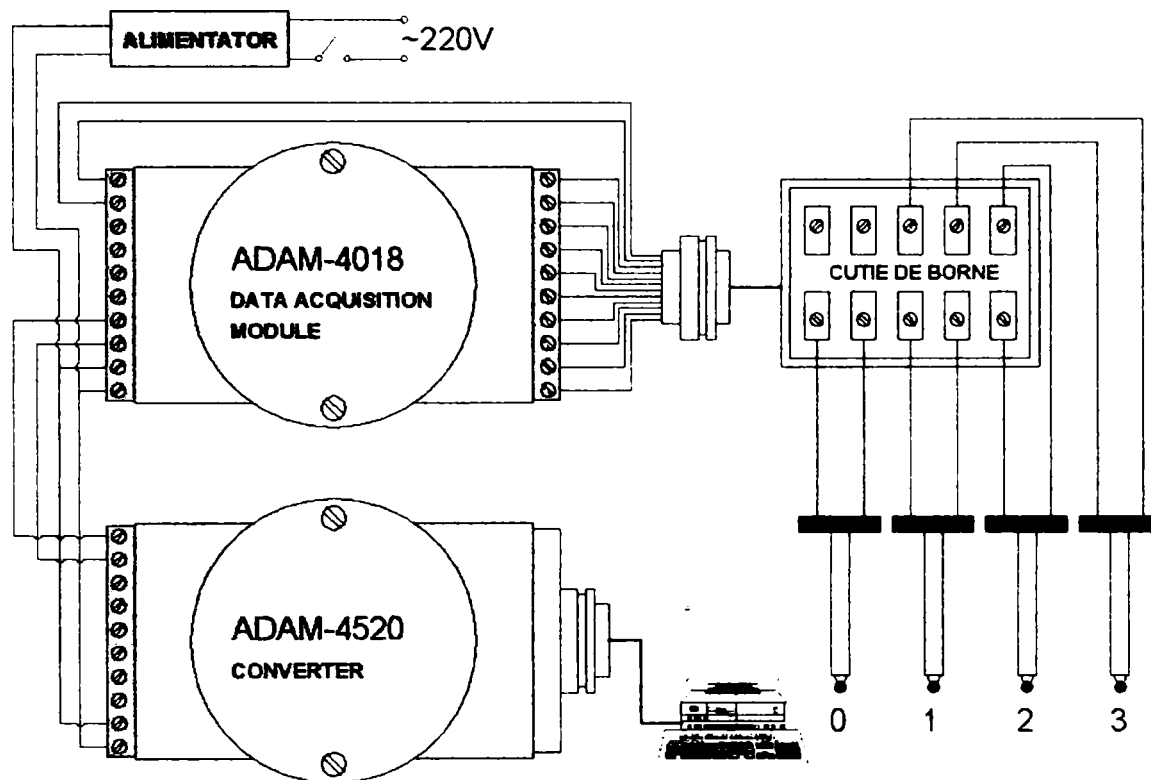


Fig. 3.14 – Schema de conectare a elementelor echipamentului de măsurare a temperaturilor

Cele patru termocupluri sunt amplasate astfel (fig. 3.15): pentru măsurarea temperaturii piesei matrițate, un termocuplu (0) se amplasează în contrapoanson, pe suprafața de contact dintre materialul matrițat și contrapoanson; pentru măsurarea temperaturii în matriță, se utilizează trei termocupluri (1), (2) și (3), amplasate în matriță, pe direcție radială, în același plan, la trei cote diferite față de peretele exterior al acesteia: 36 mm pentru (1), 25 mm pentru (2) și 20 mm pentru (3).

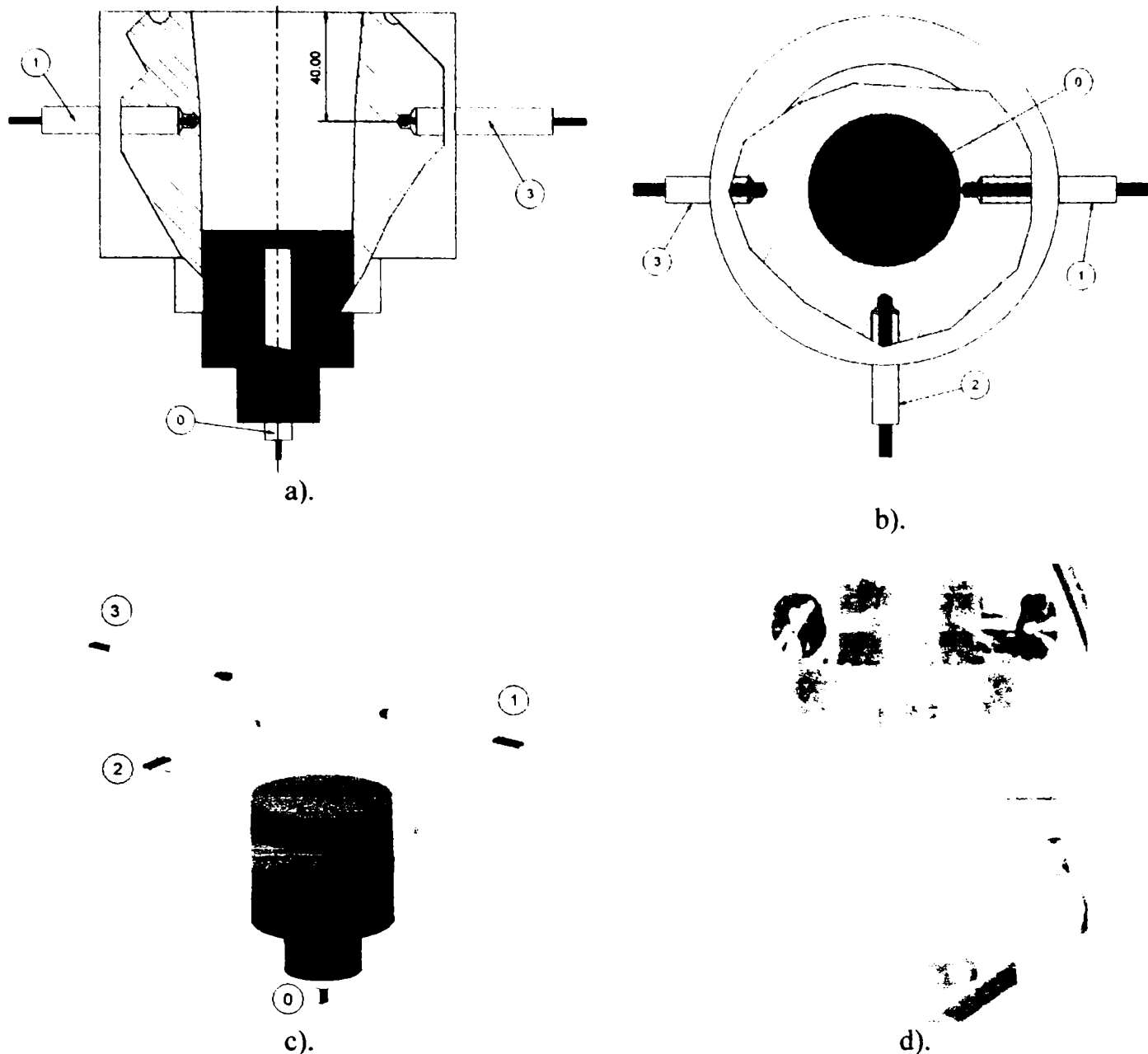


Fig. 3.15 – Amplasarea termocupurilor pentru măsurarea temperaturilor: 0 - termocuplu pentru măsurarea temperaturii în piesă; 1, 2, 3 – termocupluri pentru măsurarea temperaturii în matriță;

3.1.5. Echipamentul pentru măsurarea presiunii de deformare

Presiunea de deformare se măsoară cu ajutorul unui traductor electronic de presiune, un convertor și un înregistrator.

Traductorul electronic de presiune, de tip TPRM, are următoarele caracteristici: ieșire: 20 mA; alimentare: 16...36 Vcc; precizie: 0,5%; presiunea maximă: 160 bar; intervalul măsurat: 150 bar.

Modulul sursă de curent continuu cu convertor 4...20 mA → 2...10 mA este alimentat la 220V, 50Hz. El are rolul de a alimenta traductorul de presiune și de a transmite semnalul la înregistrator.

Înregistratorul, de tip ELR 35, permite trasarea diagramelor presiune de deformare - timp. Schema de conectare a elementelor echipamentului de măsurare a presiunii de deformare este prezentată în figura 3.1, modulul E.

3.1.6. Piese de lucru: forme și dimensiuni, materiale

Pentru studiul procesului de matrițare în stare semilichidă și evaluarea parametrilor tehnologici ai acestuia se vor procesa două tipuri de piese de lucru: o piesă în formă de pahar, cu înclinații exterioare și interioare mici și constante pe întreaga lungime și o piesă cilindrică plină, având aceeași configurație exterioară ca piesa în formă de pahar.

Pentru stabilirea formei și dimensiunilor pieselor de lucru trebuie să țină seama dificultățile ce apar în timpul procesului de matrițare în stare semilichidă, una dintre cele mai importante fiind posibilitatea apariției fisurilor în piese, în etapa deformării plastice a acestora, datorită eforturilor de întindere.

La obținerea pieselor în formă de pahar s-a observat că o influență mare asupra înlăturării sau nu a posibilității apariției eforturilor de întindere o au înclinațiile matriței și poansonului (α_1 și α_2) [43, 44]. Această influență se poate scoate în evidență dacă se analizează etapa deformării plastice a piesei (se consideră locașul matriței umplut cu metal cristalizat și începe deformarea plastic).

La începutul deformării plastice a piesei (în condițiile deformării cu micșorare de volum), la partea inferioară a ei 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.

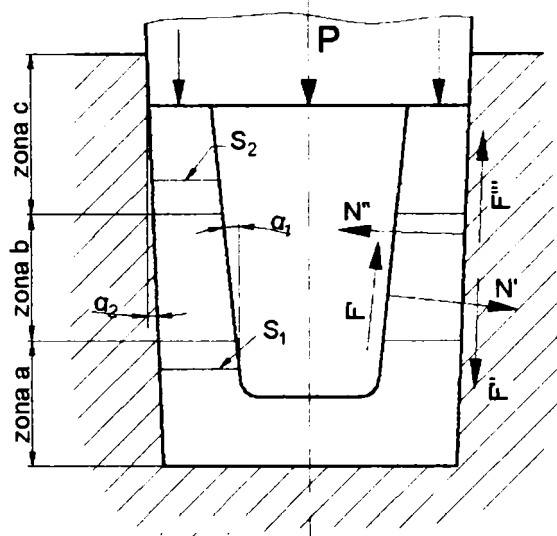


Fig. 3.16 – Schema matrițării în stare semilichidă a pieselor în formă de pahar când $\alpha_1 > \alpha_2$ și $S_1 > S_2$ [43]

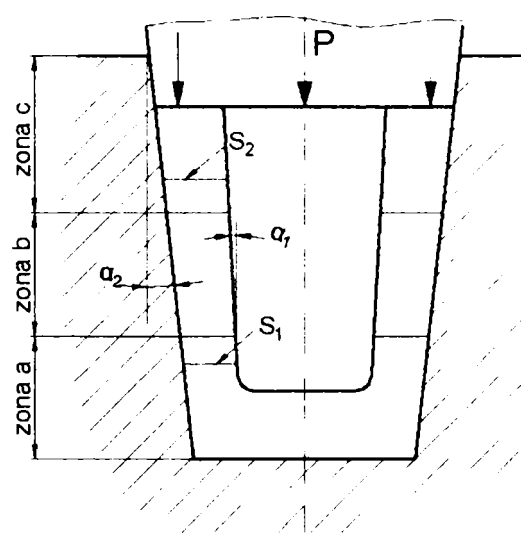


Fig. 3.17 – Schema matrițării în stare semilichidă a pieselor în formă de pahar când $\alpha_1 < \alpha_2$ și $S_1 < S_2$ [43]

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_1) și ale matriței (α_2).

Dacă $\alpha_1 > \alpha_2$, secțiunea inelară pe înălțimea peretelui scade ($S_1 > S_2$), iar forțele de deformare, forțele de frecare și schemele stării de tensiune se prezintă ca în figura 3.16. În aceste condiții, materialul se va comporta foarte bine la deformare în zona a (unde eforturile interioare sunt de compresiune pe toate laturile), se va obține un perete foarte compact, satisfăcător în zona c (cu o înălțime mult mai mică decât zona a) și se vor forma inevitabil fisuri în zona b (unde apar eforturi interioare de întindere).

Delimitarea zonelor a, b și c este cu atât mai pronunțată (deci pericolul formării fisurilor în zona b cu atât mai mare), cu cât este mai mare raportul H'/g (H' fiind grosimea peretelui și g – grosimea lui). Dacă presarea continuă, zonele a și b se măresc, până când, la limită, se întâlnesc (zonele b se comprimă). Dacă temperatura metalului se menține suficient de ridicată, atunci, în ultima fază a deformării, fisurile pot fi înlăturate prin sudură. Trebuie avut în vedere însă că cu cât va fi mai mare diferența între α_1 și α_2 , cu atât mai mare va fi înălțimea zonei a față de zona c (atunci când zona b este complet înlăturată), deci compactizarea peretelui se va face mai mult prin urcarea metalului prin extrudare. Timpul care trece de la începutul formării zonelor a și c până când se ajunge la comprimarea în întregime a zonei b, 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).

Dacă $\alpha_1 < \alpha_2$ și secțiunea inelară pe înălțimea peretelui crește ($S_1 < S_2$) (fig. 3.17), atunci materialul se va comporta mai bine la deformarea în zonele b și c în comparație cu primul caz (când $\alpha_1 > \alpha_2$). Dacă variația secțiunii inelare va fi mai mare, atunci înălțimea zonei c va fi și ea mare, iar zona b mai mică decât în cazul când $\alpha_1 > \alpha_2$, astfel că și posibilitatea apariției fisurilor în această parte a piesei va fi mai mică. În ceea ce privește zona a, deoarece $S_1 < S_2$, condițiile de deformare nu sunt chiar așa favorabile decât în primul caz, ele sunt totuși satisfăcătoare și nu este pericol de apariție a fisurilor în această zonă.

Pentru a înlătura în cât mai mare măsură posibilitatea apariției fisurilor în peretele piesei, este indicat să se lucreze cu înclinații $\alpha_1 > \alpha_2$ în partea de jos a piesei și cu înclinații $\alpha_1 < \alpha_2$ 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 $\alpha_1 > \alpha_2$ (respectiv $\alpha_1 < \alpha_2$) și mărimile unghiurilor α_1 și α_2 .

Înălțimea pe care $\alpha_1 > \alpha_2$ (respectiv pe care $\alpha_1 < \alpha_2$) se poate stabili punându-se condiția să fie satisfăcută egalitatea:

$$\frac{\Delta V_1}{V_1} = \frac{\Delta V_2}{V_2}, \quad (3.4)$$

în care: V_1 este volumul piesei amplasat în zona unde $\alpha_1 > \alpha_2$;

ΔV_1 – micșorarea volumului V_1 în timpul deformării piesei;

V_2 - volumul piesei amplasat în zona unde $\alpha_1 < \alpha_2$;

ΔV_2 – micșorarea volumului V_2 în timpul deformării piesei.

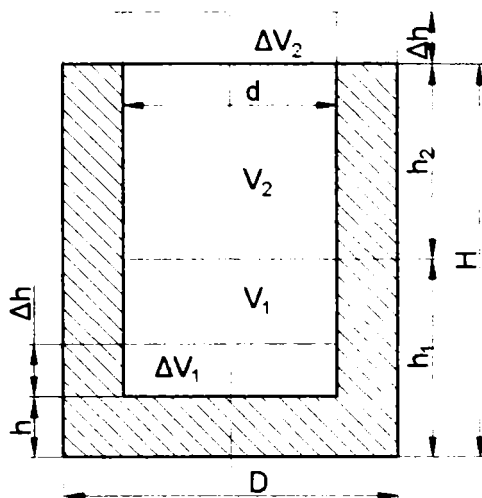


Fig. 3.18 – Schema variației volumului piesei în timpul deformării plastice a ei [44]

Dacă se presupune, pentru simplificare, că $\alpha_1 = \alpha_2 = 0$ (fig. 3.18), se pot scrie relațiile:

$$\begin{aligned} V_1 &= \frac{\pi}{4} \cdot D^2 \cdot h + \frac{\pi}{4} \cdot (D^2 - d^2) \cdot (h_1 - h), \\ \Delta V_1 &= \frac{\pi}{4} \cdot d^2 \cdot \Delta h, \\ V_2 &= \frac{\pi}{4} \cdot (D^2 - d^2) \cdot h_2, \\ \Delta V_2 &= \frac{\pi}{4} \cdot (D^2 - d^2) \cdot \Delta h. \end{aligned} \quad (3.5)$$

Dacă în relația (3.4) se înlocuiesc mărimile V_1 , ΔV_1 , V_2 , ΔV_2 cu valorile lor exprimate în relațiile (3.5), prin efectuarea calculelor se obține:

$$h_1 = \frac{d^2}{D^2} \cdot (H - h) \quad (3.6)$$

în care: h_1 este înălțimea pentru care $\alpha_1 > \alpha_2$;

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 $\alpha_1 > \alpha_2$ și la partea de sus $\alpha_1 < \alpha_2$ rezultă că înălțimea h_1 adoptată va trebui să fie ceva mai mică decât cea calculată cu relația (3.6). Este de menționat că influența înclinațiilor α_1 și α_2 asupra înălțimii h_1 este mică deoarece acestea au mărimi relativ mici.

Stabilirea matematică a mărimii înclinațiilor α_1 și α_2 este mai dificilă din mai multe cauze:

- dacă se consideră că metalul se solidifică deodată pe toată înălțimea peretelui, atunci formarea zonelor a, b și c este inevitabilă, indiferent de mărimea înclinațiilor α_1 și α_2 (considerând că α_1 și α_2 au valori sub $10...12^\circ$);

- la matrițarea pieselor din aliaje care cristalizează într-un interval mic de temperatură, formarea zonelor a, b și c 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_2 (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 a, b și c nu se delimitează așa de pronunțat ca atunci când peretele are aceeași grosime, deci formarea fisurilor în zona b este în mai mare măsură înlăturată și din acest punct de vedere.

În această situație, valorile optime ale înclinațiilor α_1 și α_2 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 b apare pronunțat), înclinația poansonului (α_1) 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_1 trebuie să fie considerată atât cât să asigure scoaterea piesei de pe poanson în condiții satisfăcătoare ($\alpha_1=2\dots3^0$).

Înclinația matriței (α_2) la partea superioară este indicat să fie mai mare, iar la partea inferioară cât mai mică. Cu cât înclinația α_2 este mai mare în partea de sus și mai mică în partea de jos, cu atât zona b va apărea mai puțin pronunțată, deci va crește siguranța îndepărtării apariției fisurilor în aceea parte a piesei.

Pe de altă parte, folosirea valorilor mari ale înclinației α_2 în partea de sus a piesei nu este indicată din punct de vedere al consumului de material, în sensul că mărirea unghiului α_2 duce la un consum ridicat de material.

Experimental, s-a constatat [44] că pentru obținerea pieselor din aliaje de aluminiu, cu raportul $H'/g=8\dots15$ și grosimea peretelui $g_{min}=6\dots10$ mm se obțin rezultate bune dacă se lucrează cu $\alpha_1=2^0$ pe toată înălțimea, $\alpha_2=1^0$ în partea de jos (adică pe înălțimea h_1 calculată cu relația (3.6)) și $\alpha_2=5^0$ în partea de sus.

Ținând seama de cele prezentate mai sus, s-a decis ca pentru experimentare să se folosească piese de lucru (fig. 3.19 și fig. 3.20) cu următoarele dimensiuni:

- unghiul $\alpha_1=2^0$ pe toată înălțimea pentru piesa în formă de pahar;
- $\alpha_2=1^0$ în partea de jos a piesei și $\alpha_2=5^0$ în partea de sus pentru ambele tipuri de piese;
- grosimea peretelui pentru piesa în formă de pahar $g=10$ mm;
- diametrul exterior al pieselor $D=55$ mm;

- înălțimea piesei $H=80$ mm pentru piesa în formă de pahar și $H=70$ pentru piesa cilindrică plină.

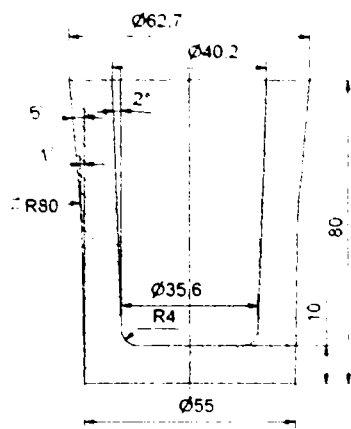


Fig. 3.19 – Piesă de lucru cilindrică plină

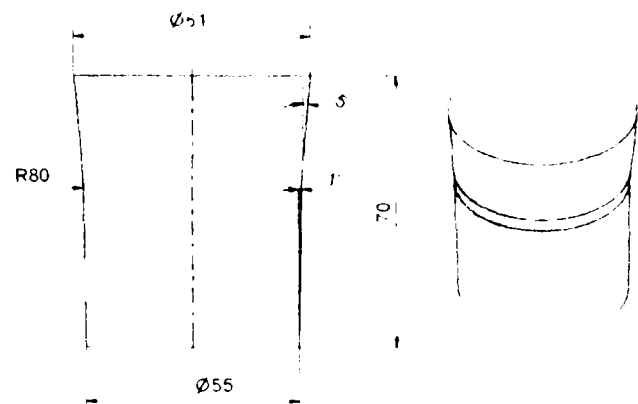


Fig. 3.20 – Piesă de lucru în formă de pahar

3.1.7. Probleme specifice legate de efectuarea experimentărilor pe stand

În vederea efectuării determinărilor experimentale pe standul proiectat, apar câteva probleme specifice, și anume: dozarea metalului lichid în matriță și ungerea matriței și poansonului.

Dozarea metalului lichid în matriță deși se poate face cu o lingură tarată, este aproximativă. Erorile de dozare influențează direct asupra piesei matrițate. Piesa poate rezulta incomplet sau cu dimensiuni axiale prea mari, după cum cantitatea de metal lichid introdusă în matriță este mai mare sau mai mică decât cea strict necesară.

Pentru a se asigura obținerea piesei în bune condiții trebuie ca metalul lichid introdus în matriță să fie în cantitate mai mare decât cea strict necesară.

Folosindu-se matrițe simple, surplusul de metal rămâne în piesă; pentru piese în formă de pahar surplusul de metal se distribuie atât la fundul piesei, cât și în partea de sus a pereților.

Matrița utilizată în cazul experimentărilor pentru obținerea piesei în formă de pahar asigură plasarea surplusului de metal la fundul piesei, înălțimea pereților piesei rămânând constantă.

Ungerea matriței și poansonului constituie o altă problemă ce trebuie luată în considerare în cadrul experimentărilor. La matrițarea în stare semilichidă, ungerea matriței și poansonului este necesară deoarece presiunile mari care se folosesc determină prinderea metalului lichid de matriță și poanson.

În literatura de specialitate [44] sunt date unele rețete pentru amestecul de ungere pentru diferite aliaje. Astfel, pentru aliaje de cupru se indică folosirea unui amestec de ulei cu 5...6% grafit, pastă de sticlă solubilă cu grafit, amestec de praf de azbest, sticlă solubilă și apă.

Pentru aliaje de aluminiu se recomandă următoarele amestecuri: parafină 30%, ceară 30%, vaselină 14%, grafit 26% sau ulei mineral 20%, stearină 30%, ceară de albine 39%, parafină 10%, grafit 1%.

Pentru oțel, amestecul de ungere se recomandă a fi compus din ulei 50% și 50% grafit.

Fixarea amestecului de ungere pe matriță și poanson trebuie făcută în start subțire înaintea fiecărei alimentări. Folosirea materialului de ungere în exces duce la formarea de gaze care pot fi ușor prinse în interiorul piesei.

3.2. EXPERIMENTĂRI ȘI PRELUCRAREA REZULTATELOR EXPERIMENTALE

3.2.1. Obiectivele studiului. Activități de experimentare

Cu ajutorul instalație experimentale descrise în §3.1 se efectuează experimentări în vederea realizării următoarelor obiective:

- clarificarea unor aspecte teoretice și practice privind matrițarea în stare semilichidă a aliajelor, varianta ML;
- stabilirea influenței parametrilor tehnologici asupra caracteristicilor mecanice ale unor aliaje utilizate în construcția de mașini, procesate prin matrițare în stare semilichidă;
- verificarea pe cale experimentală a relațiilor de calcul a parametrilor tehnologici ai procesului de matrițare în stare semilichidă, corectarea acestora sau propunerea de noi relații de calcul, în funcție de rezultatele obținute în urma experimentărilor;
- obținerea unui set de date experimentale care să permită stabilirea unui model de optimizare a tehnologiei de matrițare în stare semilichidă și validarea unui model de simulare a procesului de matrițare în stare semilichidă cu ajutorul elementelor finite.

Pentru realizarea obiectivelor menționate se propune o metodologie de experimentare presupune parcurgerea următoarelor activități:

- elaborarea aliajului pentru obținerea pieselor de lucru;
- obținerea prin matrițare a pieselor de lucru în condițiile păstrării constante a valorilor unor parametri tehnologici și a variației celorlalți; înregistrarea valorilor parametrilor tehnologici folosind echipamentele corespunzătoare;
- realizarea unor piese de lucru de comparație prin turnare în formă metalică, formă identică cu matrița folosită la matrițare;
- determinarea caracteristicilor mecanice ale pieselor de lucru și de comparație;
- prelucrarea matematică a datelor experimentale.

Pentru efectuarea experimentărilor s-a folosit varianta ML a procedurii de matrițare în stare semilichidă, adică alimentarea matriței a fost făcută cu aliaj lichid.

3.2.2. Elaborarea aliajului pentru obținerea pieselor de lucru

În vederea studierii procesului de matrițare în stare semilichidă a aliajelor se vor obține piese de lucru dintr-un aliaj de aluminiu din categoria Al-Si-Mg (siluminiu) deoarece în literatura de specialitate acestea sunt acceptate ca fiind aliaje standard pentru procesare în stare semilichidă deoarece transformarea eutectică are loc la temperatură înaltă, au

caracteristici de curgere și de rezistență la coroziune bune și caracteristici mecanice ridicate după tratament termic.

Pentru experimentare se va lua în considerare aliajul AlSi7Mg0.3 (A356) deoarece acesta este larg utilizat pentru obținerea unor piese din industria de automobile și de mecanică fină: compoziția chimică a aliajului, în procente de masă, este dată în tabelul 3.4.

Tabelul 3.4 - Compoziția chimică, în procente de masă, a aliajului procesat

Aliajul	Compoziția							
	Si	Fe	Cu	Mn	Mg	Zn	Ti	Sr
AlSi7Mg0,38	6.97	0.14	< 0,01	0.02	0.32	< 0,01	0,07	0,015

Aliajul AlSi7Mg0,38 a fost obținute din aluminiu de puritate 99,9%, siliciu pulbere 99,99% și magneziu în formă de așchii, 99%.

După cântărire, materialele au fost topite cu ajutorul unui cuptor cu rezistență electrică, într-un creuzet de alumină preîncălzit. Baia metalică s-a încălzit la o temperatură superioară temperaturii lichidus cu circa 100°C pentru a asigura dizolvarea siliciului și a facilita omogenizarea topiturii. În plus, topitura a fost puternic agitată cu ajutorul unei baghete din grafit pentru a garanta omogenitatea chimică a acesteia.

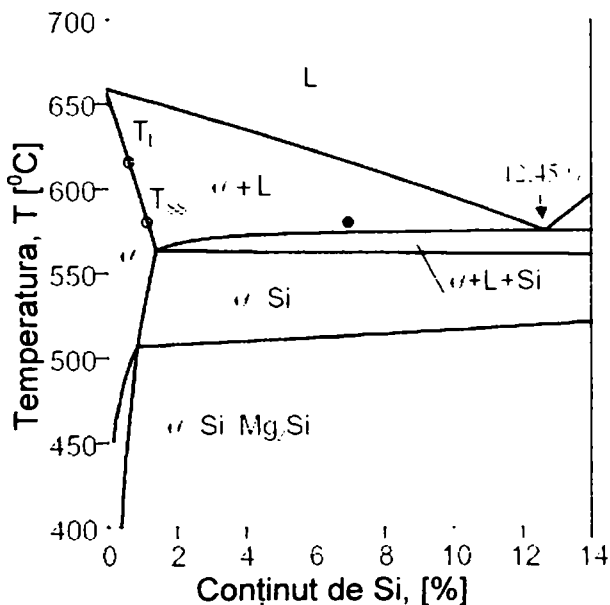


Fig. 3.21 – Secțiune pseudo-binară prin sistemul AlSiMg0,38

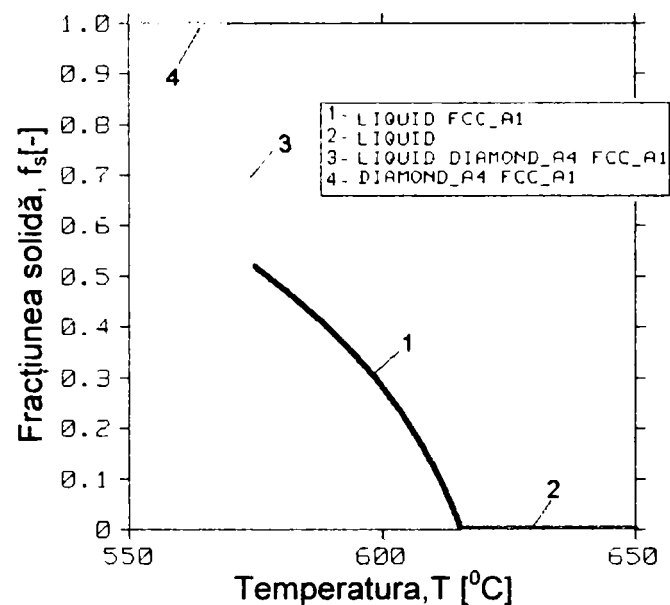


Fig. 3.22 – Evoluția fracțiunii solide cu temperatura pentru AlSi7Mg0,38

Diagrama de echilibru pentru aliajul AlSi7Mg0,38 este prezentată în figura 3.20, iar evoluția fracției solide în funcție de temperatură, în figura 3.21. Ambele diagrame au fost obținute cu ajutorul programului ThermoCalc.

3.2.3. Parametrii tehnologici ai procesului

În vederea concretizării activităților propuse în cadrul paragrafului §3.2.1, se vor obține prin matrițare în stare semilichidă piese cilindrice pline în diferite condiții de lucru.

Parametrii tehnologici care pot fi variați în timpul experimentărilor și care au influență asupra caracteristicile mecanice ale aliajului procesat sunt:

- forța de deformare, F_d [daN];
- temperatura de procesare, adică temperatura aliajului la care se aplică forța de deformare, T_P [$^{\circ}$ C];
- frecvența vibrațiilor (frecvența forței perturbatoare), f [s^{-1}];
- temperatura de preîncălzire a matriței, T_{OM} [$^{\circ}$ C];
- durata de menținere a piesei în matriță, t_m [min].

În figura 3.23 se prezintă variația parametrilor tehnologici în timpul matrițării în stare semilichidă, de la turnarea în matriță a aliajului până la extragerea piesei din matriță.

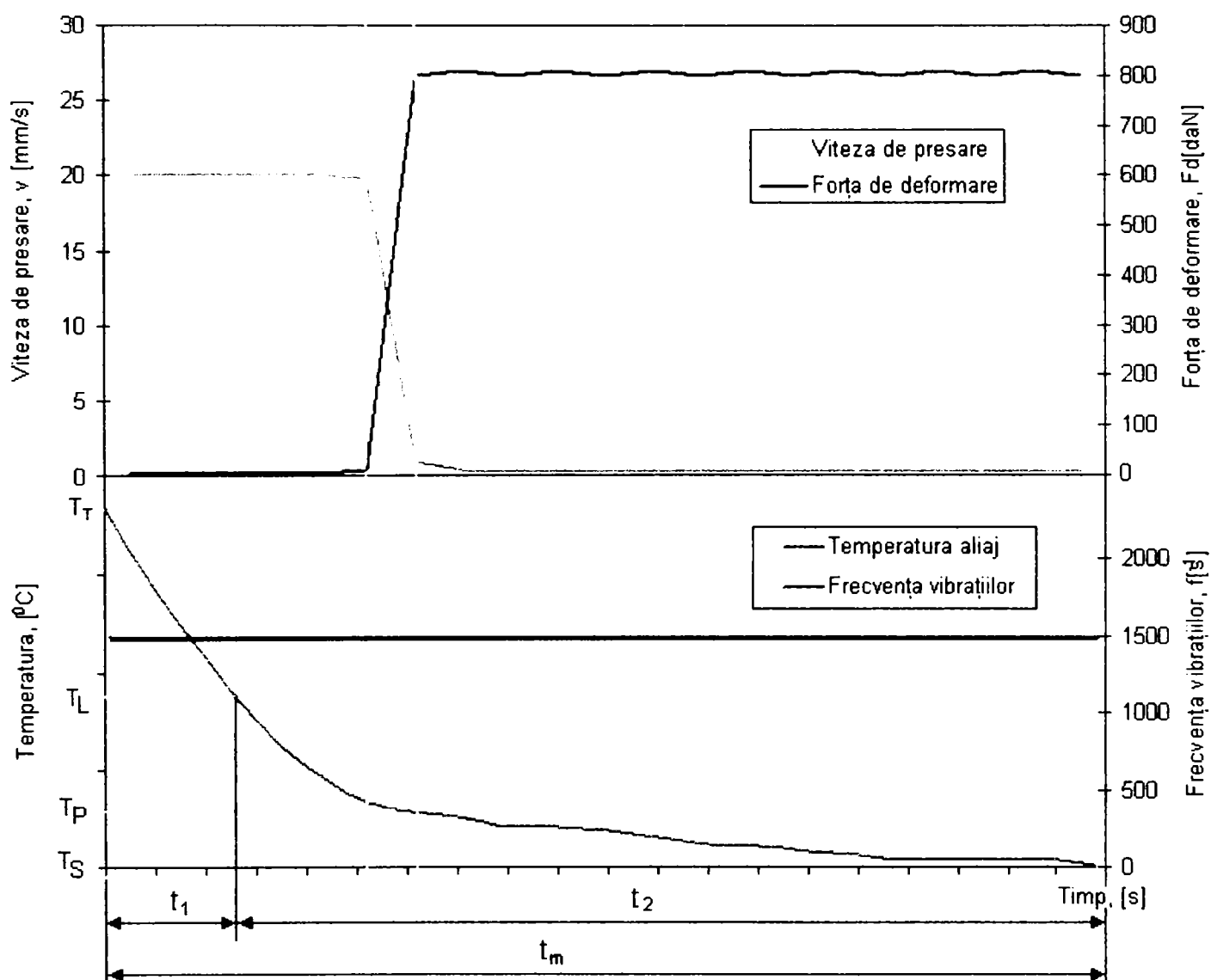


Fig. 3.23 - Evoluția parametrilor tehnologici în timpul matrițării în stare semilichidă, varianta ML

Alimentarea matriței cu aliaj metalic se face la temperatura T_T , în același timp matrița începe să vibreze cu frecvența f , constantă pe întreaga durată a desfășurării procesului. Temperatura aliajului scade pînă la temperatura de aplicare a forței de deformare (de procesare) T_p , care se găsește în intervalul lichidus-solidus $T_l - T_s$, moment în care se aplică forța de deformare F_d .

Datorită vitezei mari de presare forța de deformare ajunge la valoarea maximă într-un interval de timp foarte scurt, iar temperatura de procesare poate fi considerată constantă.

După executarea cursei de presare, forța de deformare se menține la valoarea maximă pînă când temperatura materialului piesei ajunge la valoarea T_s .

Viteza de presare (de deplasare a poansonului) este constantă pînă când temperatura materialul piesei atinge valoarea temperaturii de procesare, după care scade pînă la zero și este menținută la această valoare pînă la sfârșitul procesului.

În figura 3.23 sunt ilustrate și componentele duratei de menținere a piesei în matriță, t_m : t_1 - timpul de răcire de la temperatura de turnare T_T la temperatura lichidus T_l și t_2 - timpul de solidificare a piesei. Suma celor două componente este egală cu durata de menținere a piesei în matriță.

Practic, piesa este menținută în matriță mai mult pentru a se putea solidifica în întregime, deoarece traductorul ce măsoară temperatura materialului piesei este amplasat pe o suprafață exterioară a piesei.

3.2.4. Experimentări privind parametrii tehnologici ai procesului de matrițare în stare semilichidă

Aceste experimentări s-au efectuat în vederea stabilirii evoluției parametrilor tehnologici în timpul unui ciclu de procesare, identificării unor dependențe între aceștia și verificării relațiilor de calcul a parametrilor tehnologici ai procesului de matrițare în stare semilichidă. S-au efectuat experimentări în care parametrii cercetați fost variați astfel: în limitele $560...573^{\circ}\text{C}$ pentru temperatura de procesare, $500...2500\text{ s}^{-1}$ pentru frecvența vibrațiilor, $50...150^{\circ}\text{C}$ pentru temperatura de preîncălzire a matriței. S-au obținut, prin matrițare cu varianta ML, piese de lucru cilindrice pline.

În figurile următoare sunt prezentate rezultatele obținute în urma experimentărilor în condițiile de mai sus.

Astfel, figura 3.24 prezintă dependența forței de deformare de cursa poansonului, $F_d = F_d(z)$, în condițiile variației temperaturii de procesare în limitele $560...573^{\circ}\text{C}$, frecvența vibrațiilor $f = 500\text{ s}^{-1}$, temperatura de turnare în matriță $T_T = 630^{\circ}$ și temperatura matriței $T_{OM} = 50^{\circ}\text{C}$. Se observă o influență semnificativă a temperaturii de procesare asupra mărimii

forței necesare de deformare. Forța necesară deformării crește odată cu scăderea temperaturii de procesare T_p de la temperatura lichidus T_L la cea solidus T_S .

Această dependență este conformă cu cea a rezistenței la deformare a materialelor în stare semilichidă de temperatura de procesare, în sensul că acestea posedă o rezistență la deformare mică la temperaturi de procesare mari și invers (vezi fig. 2.9, capitolul 2).

Figura 3.25 prezintă influența frecvenței vibrațiilor asupra forței de deformare, în condițiile: $T_{OM}=50^{\circ}C$, $T_T=630^{\circ}C$, $T_p=560^{\circ}C$. Frecvența vibrațiilor variază între $500...2500\text{ s}^{-1}$. Ca reper pentru comparație se consideră curba forței de deformare obținută în aceleași condiții de procesare, dar fără vibrații.

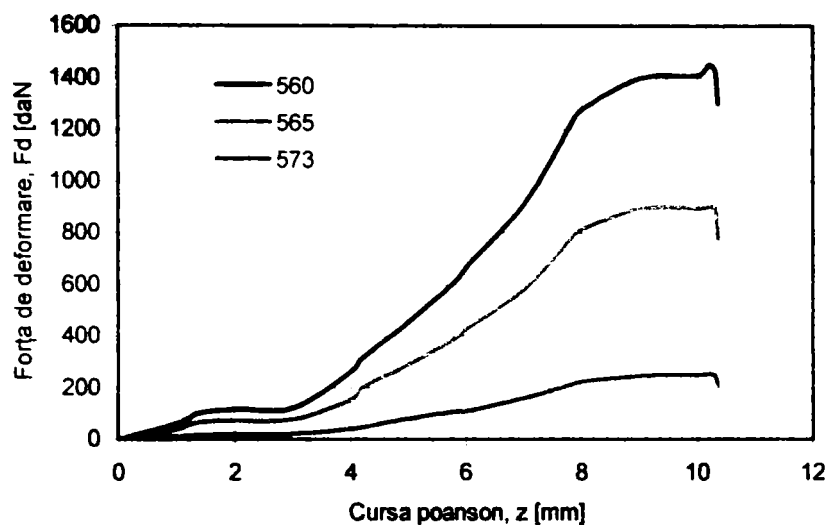


Fig. 3.24 - Influența temperaturii de procesare asupra forței de deformare, în condițiile: $T_{OM}=50^{\circ}C$, $f=500\text{s}^{-1}$, $T_T=630^{\circ}C$

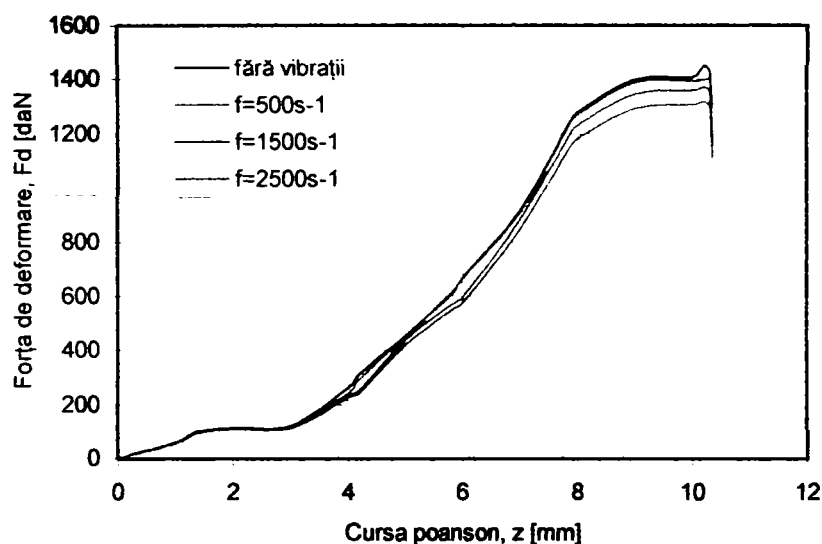


Fig. 3.25 - Influența frecvenței vibrațiilor asupra forței de deformare, în condițiile: $T_{OM}=50^{\circ}C$, $T_T=630^{\circ}C$, $T_p=560^{\circ}C$

Analizând diagrama din figura 3.25 se observă că forțele necesare deformării scad odată cu creșterea frecvenței vibrațiilor, o scădere semnificativă obținându-se pentru

frecvența de 2500 s^{-1} . Acest lucru se explică prin scăderea forțelor de frecare dintre materialul matrițat și pereții matriței în cazul procesării în prezența vibrațiilor.

În condițiile procesării în câmp de vibrații la temperaturi de procesare apropiate de temperatura lichidus T_L , influența vibrațiilor asupra forței de deformare este nesemnificativă.

Pentru stabilirea dependenței dintre durata de menținere a piesei în matriță și temperatura de preîncălzire a matriței s-a recurs la un număr de trei experimentări în următoarele condiții: temperatura de turnare în matriță $T_T=630^{\circ}\text{C}$ constantă, forța de deformare constantă $F_d=4000\text{daN}$, temperatura de procesare constantă $T_p=565^{\circ}\text{C}$, frecvența vibrațiilor $f=500\text{s}^{-1}$. S-au înregistrat temperaturile din piesă și matriță în timpul procesării și s-au reprezentat grafic funcție de timp, obținându-se diagramele din figurile 3.26, 3.28 și 3.30. Durata de menținere a piesei s-a determinat pe cale grafică; ea este egală cu timpul în care temperatura piesei scade de la temperatura de turnare T_T la temperatura solidus T_S (558°C în cazul AlSi7Mg0,38). Pentru a ușura această operație, s-au detaliat reprezentările grafice în zona intervalului de temperatură T_T-T_S (figurile 3.27, 3.29 și 3.31).

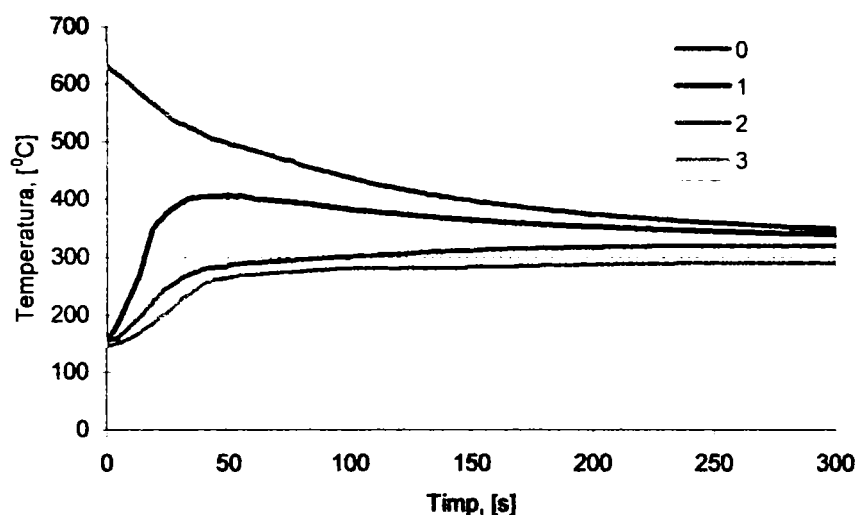


Fig. 3.26 - Curbele de răcire ale piesei (0) și de încălzire a matriței (1, 2, 3)
în condițiile: $T_{OM}=150^{\circ}\text{C}$, $T_p=565^{\circ}\text{C}$, $T_T=630^{\circ}\text{C}$, $F_d=4000\text{ daN}$, $f=500\text{s}^{-1}$

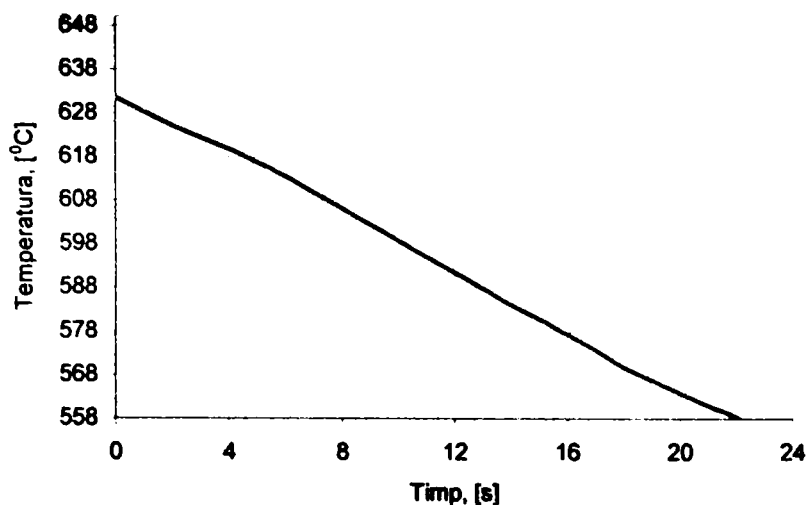


Fig. 3.27 - Detaliu privind intervalul T_T-T_S a curbei de răcire, în condițiile din figura 3.26

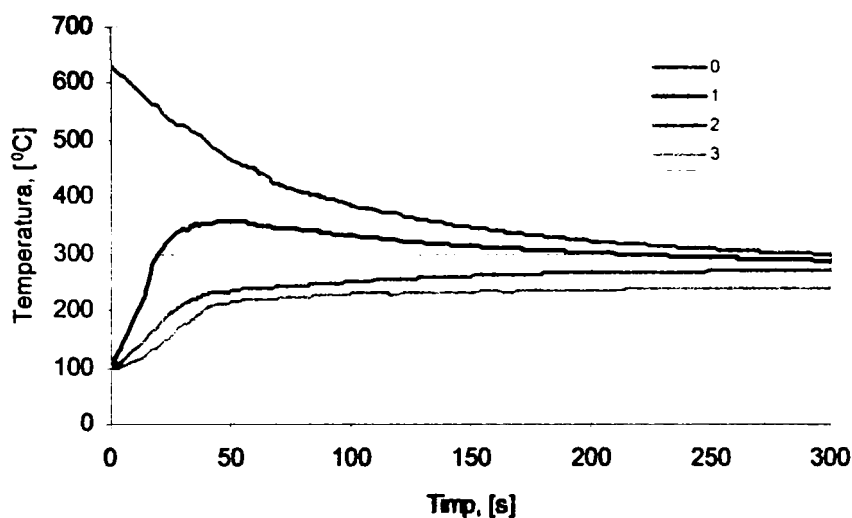


Fig. 3.28 - Curbele de răcire ale piesei (0) și de încălzire a matriței (1, 2, 3) în condițiile: $T_{OM}=100\text{ }^{\circ}\text{C}$, $T_P=565\text{ }^{\circ}\text{C}$, $T_T=630\text{ }^{\circ}\text{C}$, $F_d=4000\text{ daN}$, $f=500\text{ s}^{-1}$

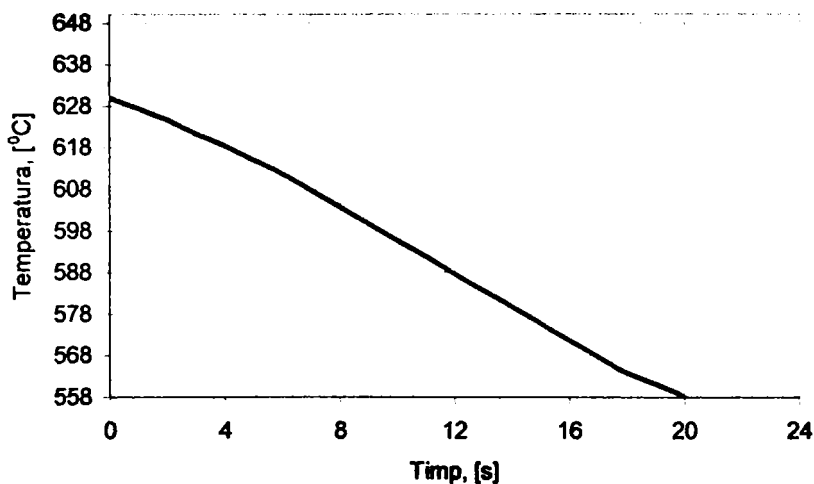


Fig. 3.29 - Detaliu privind intervalul T_T-T_S a curbei de răcire, în condițiile din figura 3.28

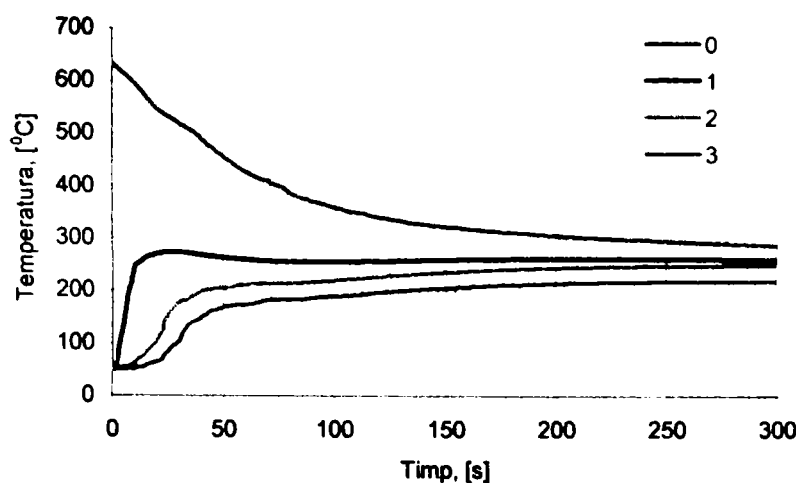


Fig. 3.30 - Curbele de răcire ale piesei (0) și de încălzire a matriței (1, 2, 3) în condițiile: $T_{OM}=50\text{ }^{\circ}\text{C}$, $T_P=565\text{ }^{\circ}\text{C}$, $T_T=630\text{ }^{\circ}\text{C}$, $F_d=4000\text{ daN}$, $f=500\text{ s}^{-1}$

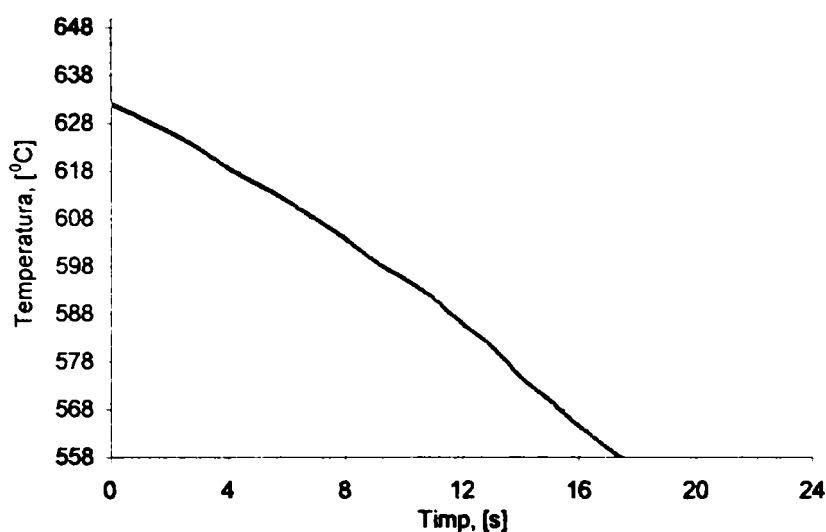


Fig. 3.31 - Detaliu privind intervalul T_T-T_S a curbei de răcire, în condițiile din figura 3.30

În figura 3.32 se prezintă, centralizat, influența temperaturii de preîncălzire a matriței asupra duratei de menținere a piesei în matriță, în condițiile de experimentare precizate mai sus. Se observă că durata de menținere a piesei în matriță depinde de temperatura de preîncălzire a matriței în sensul că ea crește odată cu folosirea unor temperaturi de preîncălzire a matriței mari.

Curba de regresie care aproximează cel mai bine dependența $t_m=t_m(T_{OM})$ este de tip dreaptă, în figura 3.32 punându-se în evidență ecuația acesteia și valoarea abaterii medii pătratice ($R^2=0,9959$).

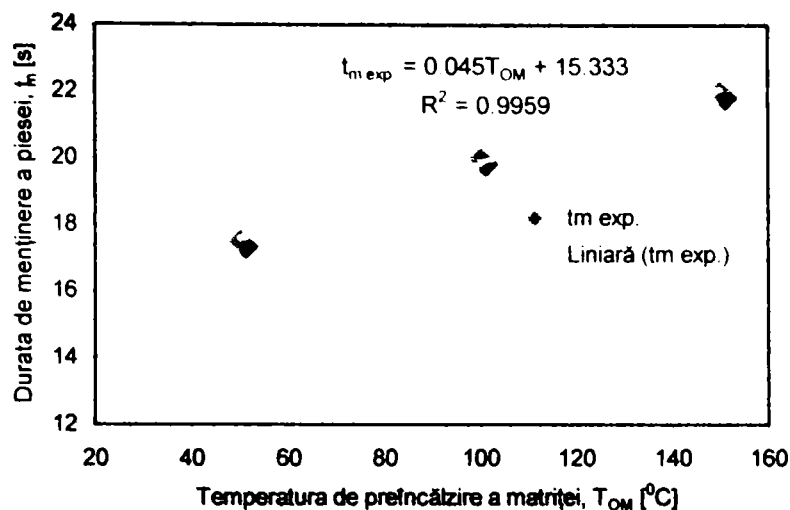


Fig. 3.32 - Influența temperaturii de preîncălzire a matriței asupra duratei de menținere a piesei în matriță, în condițiile: $T_P=565^0C$, $T_T=630^0C$, $F_d=4000$ daN, $f=500s^{-1}$

3.2.5. Analiza rezultatelor experimentale privind parametrii tehnologici ai procedului de matrițare în stare semilichidă

În capitolul 2, §2.2.4 s-a calculat forța de deformare necesară pentru obținerea piesei de lucru cilindrice pline prin matrițare în stare semilichidă. Reprezentarea grafică a relației de calcul a forței de deformare, pentru diferite temperaturi de procesare, este prezentată în figura 3.33.

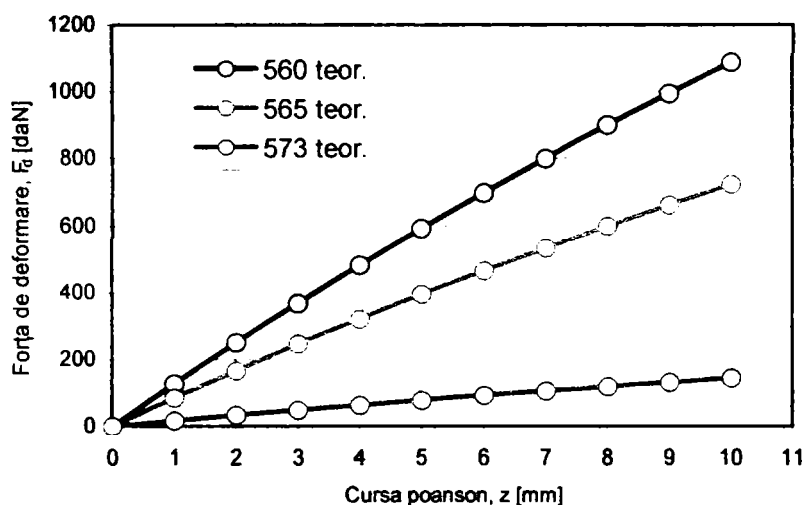


Fig. 3.33 - Reprezentarea grafică a forței de deformare obținută prin calcul, pentru temperaturi de procesare diferite

În urma experimentărilor în condițiile: frecvența vibrațiilor $f=500s^{-1}$, temperatura de turnare în matriță $T_T=630^0C$, temperatura matriței $T_{OM}=50^0C$, pentru diverse temperaturi de procesare s-a obținut dependența prezentată în figura 3.24.

Pentru a compara forțele de deformare obținute prin calcul și cu cele obținute experimental se face reprezentarea din figura 3.34.

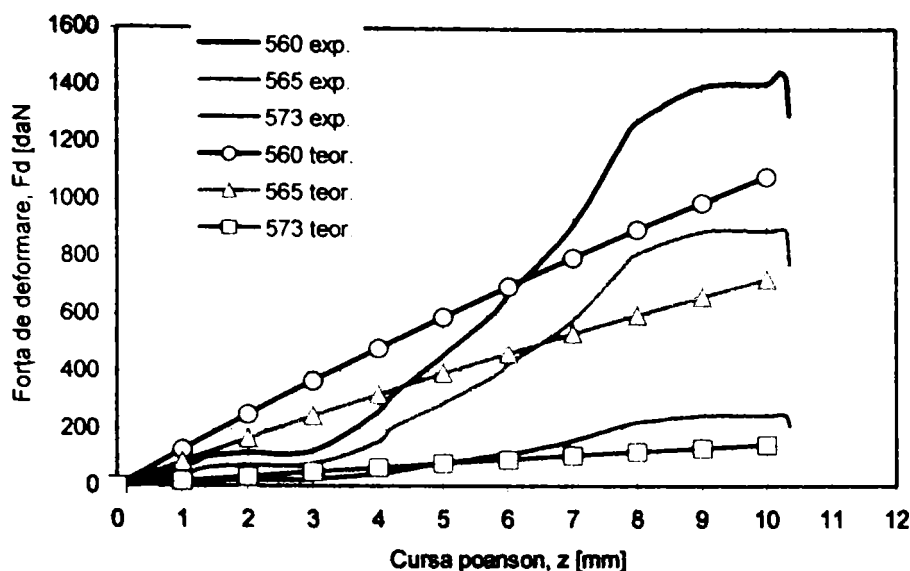


Fig. 3.34 - Comparație între forțele de deformare teoretice și cele experimentale (în condițiile $f=500s^{-1}$, $T_T=630^0 C$ și $T_{OM}=50^0 C$)

Se observă că dependențele au aceeași alură, valorile forțelor de deformare obținute experimental fiind mai mici decât cele obținute prin calcul în prima parte a cursei poansonului (până la 5, 6 mm) și mai mari în partea a doua a cursei acestuia (peste 5, 6 mm). Diferențele dintre forțele calculate prin cele două metode scad pe măsură ce temperatura de procesare crește.

După cum se observă în figura 3.35, curba de regresie care aproximează cel mai bine dependența $F_{d \text{ exp}}=F_{d \text{ exp}}(z)$ este de tip dreaptă, valoarea abaterii medii pătratice fiind $R^2=0,9137$.

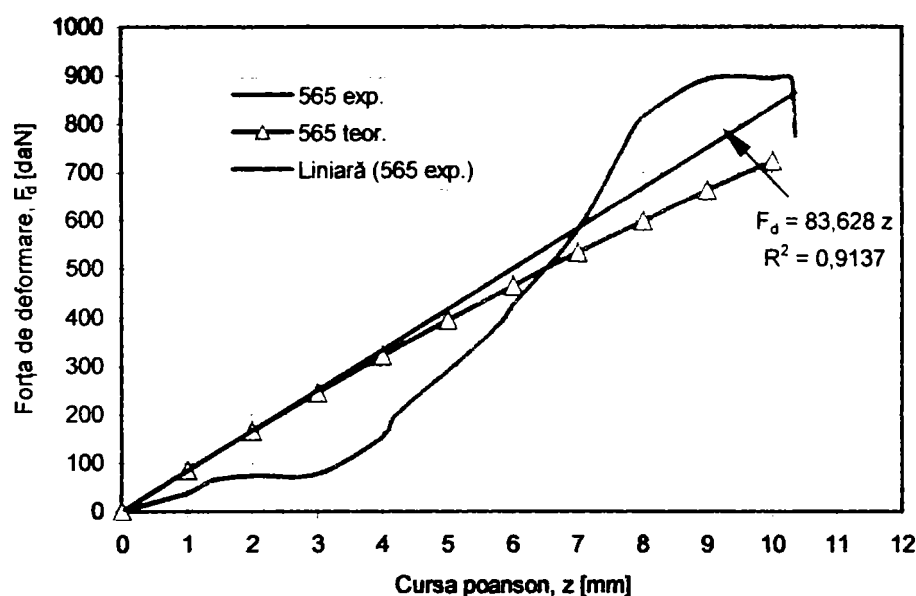


Fig. 3.35 - Forțele de deformare teoretică, experimentală și curba de regresie de aproximare pentru $T_P=565^0 C$

Comparând curba de regresie și curba teoretică a forței de deformare se observă mici diferențe în zona forțelor mici (cursa poansonului până la 5 mm) și diferențe mai mari în domeniul forțelor mari (cursa poansonului peste 5 mm). Aceste diferențe se explică prin faptul că în calcul teoretic al forței de deformare nu s-a luat în considerare frecarea dintre material și matriță, poanson și contrapoanson, iar frecarea este mai mare în ultima etapă a procesării.

În diagrama din figura 3.36 se prezintă influența temperaturii de preîncălzire a matriței asupra duratei de menținere a piesei în matriță rezultată în urma experimentărilor în condițiile $T_p=565^{\circ}\text{C}$, $T_f=630^{\circ}\text{C}$, $F_d=4000\text{ daN}$, $f=500\text{s}^{-1}$.

Pentru analiză și comparare se reprezintă, în aceeași diagramă (fig. 3.36), valorile teoretice ale duratei de menținere în matriță a piesei, în condițiile unei temperaturi de alimentare a matriței de 630°C și valorile obținute experimental, în condițiile precizate mai sus.

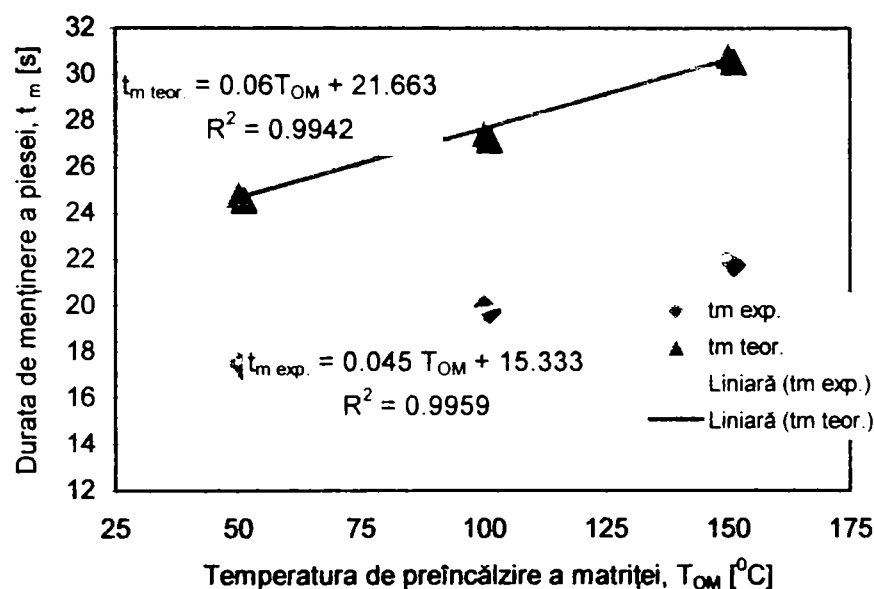


Fig. 3.36 - Duratele de menținere a piesei în matriță, teoretice și experimentale, în funcție de temperatura de preîncălzire a matriței

Analizînd diagrama din figura 3.36, se constată că alura curbelor este aceeași, iar duratele de menținere a piesei în matriță cresc odată cu creșterea temperaturii de preîncălzire a matriței.

Diferențele constatate între valorile teoretice și cele experimentale se explică prin faptul că în calculul teoretic nu s-a luat în considerare influența solidificării sub presiune mecanică asupra duratei de solidificare, știut fiind faptul că presiunea aplicată în timpul solidificării scade durata de solidificare prin mărirea, pe de-o parte, a vitezei de răcire ca urmare a îmbunătățirii contactului intim cu matrița metalică (micșorarea interstițiului de contracție) și pe de altă parte, prin deplasarea forțată convectivă a lichidului în spațiile interaxiale ale dendritelor.

În realitate, aceste diferențe sunt mai mici deoarece traductorul ce măsoară temperatura materialului piesei este amplasat pe o suprafață exterioară a piesei, iar în momentul în care el indică temperatura de solidificare, interiorul piesei nu este în întregime solidificat.

În ceea ce privește dozarea materialului în matriță, în timpul experimentărilor s-a constatat, că dacă matrița este alimentată cu material insuficient, piesele rezultă incomplet (fig. 3.37, a și b), chiar cu retasură în cazul pieselor pline, la fel ca prin turnarea în formă metalică (fig. 3.37, a).

Rezultate bune s-au obținut în situația în care matrița a fost alimentată cu material în cantitate mai mare decât cea necesară obținerii piesei, surplusul de material formând o bavură mică și ușor de îndepărtat în partea superioară a piesei (fig. 3.37, c).



a).

b).

c)

Fig. 3.37 - Piese obținute prin dozarea necorespunzătoare a materialului supus matrițării

3.2.6. Experimentări privind caracteristicile mecanice ale pieselor obținute prin matrițare în stare semilichidă

Pentru a stabili influența parametrilor tehnologici asupra caracteristicilor mecanice ale pieselor obținute prin matrițare în stare semilichidă, varianta ML, au fost făcute experimentări care au constatat în obținerea unor piese cilindrice pline din aliaj de aluminiu, AlSi7Mg0,38, în condițiile variației parametrilor tehnologici ai procesului.

În plus, pentru compararea caracteristicilor mecanice ale pieselor obținute prin matrițare în stare semilichidă și un procedeu clasic de turnare – turnarea în formă metalică - s-a realizat o piesă prin turnare în formă metalică, matrița fiind folosită ca formă metalică.

Din analiza teoretică a influenței parametrilor tehnologici asupra caracteristicilor mecanice ale pieselor efectuată în capitolul 2, §2.3, a rezultat că parametrii care au o influență majoră asupra acestora sunt: presiunea de deformare (forța de deformare F_d), temperatura de procesare T_p , frecvența vibrațiilor f și temperatura de preîncălzire a matriței T_{OM} . Deoarece efectuarea experimentărilor pentru numărul total de combinații posibile ale tuturor

parametrilor tehnologici ar fi destul de costisitoare, s-au luat în considerare, pentru variație, doar primii trei: forța de deformare, temperatura de procesare și frecvența vibrațiilor, iar pentru temperatura de preîncălzire a matriței să se facă experimentări separate.

În urma combinării celor trei parametri tehnologici rezultă că sunt necesare 27 de experimentări. În cadrul experimentărilor, temperatura de alimentare a matriței cu aliaj lichid a fost de $640 \pm 10^{\circ}\text{C}$, iar matrița, poansonul și contraansonul a fost unse cu un strat de amestec de ungere format din: parafină 30%, ceară 30%, vaselină 14%, grafit 26% de circa 0,2...0,3 mm.

Pentru piesele rezultate în urma experimentărilor s-au determinat caracteristicile mecanice după metodologia prezentată în continuare.

3.2.7. Metodologia de determinare a caracteristicilor mecanice

Caracteristicile mecanice ale pieselor care se determină sunt: rezistența la tracțiune R_m [N/mm^2], alungirea procentuală după rupere A [%] și duritatea Brinell HBS.

Pentru determinarea acestora vor folosi epruvete prelevate din probe. În situația dată, proba este chiar piesa de lucru cilindrică plină.

Conform recomandărilor din STAS 8359-69, pentru piesa de lucru de formă cilindrică plină, deoarece aria secțiunii acesteia este mai mare de 2000 mm^2 , axa epruvetei prelevate trebuie să fie la o distanță egală cu $1/3$ din rază, măsurată de la muchia probei (fig. 3.38).

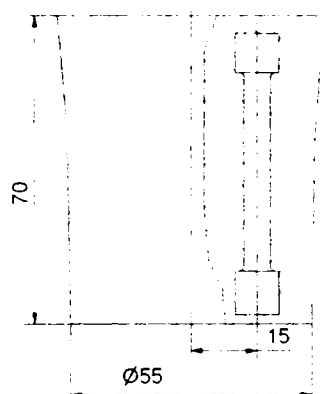


Fig. 3.38 – Locul de prelevare a epruvetelor pentru încercarea la tracțiune

Epruvetele se prelucrează prin strunjire cu regimuri de așchiere ușoare, evitându-se ecruisarea și încălzirea excesivă a metalului. Calitatea suprafeței porțiunii calibrate trebuie să corespundă prevederilor standardului de metodă.

Pentru determinarea primelor două caracteristici mecanice (**rezistență la tracțiune și alungire procentuală**) epruvetele prelevate în condițiile de mai sus, sunt supuse încercării la tracțiune. Încercarea constă în aplicarea, în general până la rupere, pe direcția axei longitudinale a epruvetei, a unei sarcini de tracțiune, în vederea determinării anumitor caracteristici mecanice [45].

Intensitatea solicitării epruvetei se caracterizează prin tensiunea normală (efort unitar normal) R din secțiunea transversală a acesteia, iar deformația în cursul încercării prin alungirea procentuală după rupere A . Aceste mărimi se definesc cu relațiile:

$$R = \frac{F}{S_0}, [\text{N}/\text{mm}^2]; \quad A = \frac{L - L_0}{L_0} \cdot 100, [\%] \quad (3.7)$$

în care: F este forța de tracțiune la un moment dat, [N]; S_0 – aria secțiunii transversale inițiale a epruvetei, [mm²]; L – lungimea momentană, între repere a epruvetei deformată, [mm] și L_0 – lungimea inițială între repere.

Viteza de solicitare elastică se alege în funcție de caracteristicile mecanice de determinat. În cazul în care încercarea la tracțiune are drept scop determinarea numai a rezistenței la rupere, se admite să se aplice, în tot cursul încercării, o viteză calculată cu relația:

$$v_p = \frac{2 \cdot A + 10}{6000} \cdot L_0, [\text{mm}/\text{s}] \quad (3.8)$$

în care: A – alungirea procentuală după rupere, prescrisă, [%];

L_0 – lungimea inițială între repere, [mm].

Încercările se execută pe mașina de încercat la tracțiune ce are trei domenii de încărcare: 0...500 daN, 0...1250 daN și 0...2500 daN.

Încercările la tracțiune s-au efectuat pe epruvete proporționale, cu secțiune circulară, având forma și dimensiunile conform reglementărilor din SR EN 10002-1:1994. Dimensiunile acestora sunt: diametrul $d=10 \pm 0.075$ mm, aria secțiunii inițiale $S_0=78,5$ mm², cu lungimea inițială între repere $L_0=50 \pm 0,5$ mm, lungimea calibrată minimă $L_c=55$ mm, lungimea totală: $L=70$ mm (fig. 3.39).

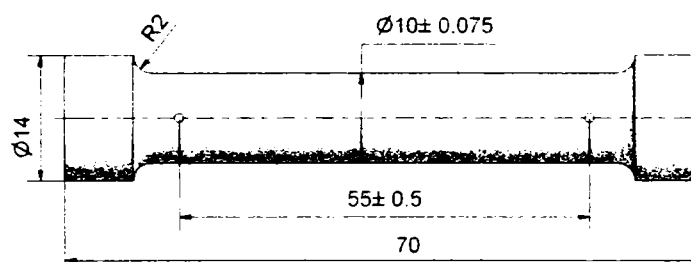


Fig. 3.39 – Forma și dimensiunile epruvetei pentru încercarea la tracțiune

Pentru efectuarea încercării la tracțiune și prelucrarea rezultatelor trebuie parcurse următoarele etape:

1. Se măsoară, cu șublerul, cu o precizie de 0,01 mm, două diametre inițiale perpendiculare, d_{01} și d_{02} ale epruvetei și se calculează diametrul inițial mediu d_0 , respectiv aria secțiunii inițiale S_0 ;
2. Se măsoară lungimea L_0 a epruvetei și se marchează reperele extreme;

3. Se reglează distanța dintre fălcile de prindere ale mașinii, utilizând mecanismul de deplasare rapidă, se fixează epruveta între acestea și se stabilește viteza de solicitare calculată cu relația (3.8);
4. Se pornește mașina de încercat și se urmărește creșterea forței de solicitare pe cadranul dinamometrului și se notează valoarea corespunzătoare forței de curgere aparente F_e , când acul indicator se oprește sau dă înapoi pentru prima dată;
5. După depășirea forței de curgere, se continuă încercarea până la ruperea epruvetei, notându-se valoarea forței maxime de încărcare F_m ;
6. Se demontează dintre fălcile de prindere cele două părți ale epruvetei rupte, se măsoară două diametre perpendiculare d_{u1} și d_{u2} în secțiunea de rupere. Media aritmetică a celor doi diametri reprezintă diametrul ultim d_u cu care se calculează aria secțiunii ultime S_u ;
7. Capetele rupte ale epruvetei se așează cap la cap și se măsoară, cu o precizie de 0.1 mm, lungimea ultimă dintre repere L_u ;
8. Pe baza rezultatelor experimentale și a datelor inițiale, se calculează rezistența la tracțiune R_m și alungirea procentuală după rupere A cu relațiile (3.7).

Determinarea **durității prin metoda Brinell** constă în apăsarea, perpendicular pe suprafața plană și lustruită a epruvetei, a unui penetrator (bilă din oțel călit sau bilă de carbură metalică), având diametrul D , cu o forță F aplicată static, apoi menținerea acesteia un timp bine determinat (10...15s) [45].

Epruvetele folosite la determinarea durității sunt prelevate prin retezare pe strung din piese de lucru cilindrice pline, sub forma unor discuri de diametru de circa 55...60 mm și înălțimea de 15 mm, iar suprafețele frontale ale acestora se rectifică fin.

După înlăturarea forței de încercare, pe suprafața epruvetei rămâne o amprentă, sub forma unei calote sferice, cu diametrul egal cu cel al bilei. La suprafața epruvetei, amprenta are diametrul d (considerat ca valoare medie dintre doi diametri ai urmei, măsurați după direcții perpendiculare). Schema de principiu a încercării de duritate după metoda Brinell este prezentată în figura 2.5.

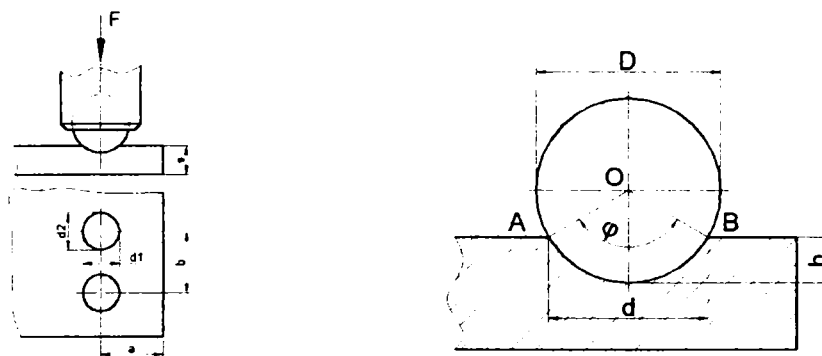


Fig. 3.40 – Schema de principiu a încercării de duritate Brinell

La stabilirea parametrilor încercării și a dimensiunilor epruvetei trebuie avute în vedere reglementările SR EN10003-1:1997.

Duritatea Brinell se notează cu HBS (când se utilizează o bilă din oțel călit), respectiv HBW (când se utilizează o bilă din carbură de wolfram) și este dată de relația:

$$HBS(HBW) = constanta \cdot \frac{\text{sarcina de încercare}}{\text{aria amprentei}} = 0,102 \cdot \frac{2 \cdot F}{\pi \cdot D \cdot (D - \sqrt{D^2 - d^2})}, \quad (3.9)$$

în care: F este forța exprimată, [N]; D – diametrul bilei, [mm]; d – diametrul mediu al amprentei, [mm]; constanta=1/g_n=1/9.80665=0.102.

Mărimea sarcinii de apăsare și diametrul bilei trebuie astfel alese încât să fie îndeplinite următoarele condiții:

- diametrul mediu, d, al amprentei să fie cuprins între valorile 0,24D și 0.6D;
- adâncimea amprentei h, exprimată în [mm] și dată de relația:

$$h = 0,5 \cdot (D - \sqrt{D^2 - d^2}), \quad (3.10)$$

trebuie să fie cel mult 1/8 din grosimea epruvetei.

Pentru a putea compara valorile durității Brinell pentru același material, stabilite cu sarcini și sarcini de apăsare diferite, se utilizează similitudinea geometrică asigurată de unghiul φ (fig. 3.40), identic la toate amprentele.

S-a introdus astfel noțiunea de grad de solicitare $k=0,102 F/D^2$ care asigură egalitatea rapoartelor $\frac{F_1}{D_1^2} = \frac{F_2}{D_2^2} = \dots = \frac{F_n}{D_n^2} = const.$

Pentru aluminiu și aliajele acestuia, gradul de solicitare se recomandă să aibă valoarea $k=5$. Forțele corespunzătoare acestui grad de solicitare sunt: 500 daN pentru diametrul bilei de 10mm, 125 daN pentru 5 mm și 31,5 daN pentru 2,5 mm.

Pentru materiale cu duritatea <150 HB (cazul aliajelor de aluminiu), distanța dintre centrul unei amprente și marginea epruvetei trebuie să fie $a \geq 3d$, iar distanța dintre centrele a două amprente alăturate trebuie să fie $b \geq 6d$.

Încercările se efectuează cu ajutorul unui aparat de duritate Brinell tip PH-C-02/02, produs de Balanța Sibiu.

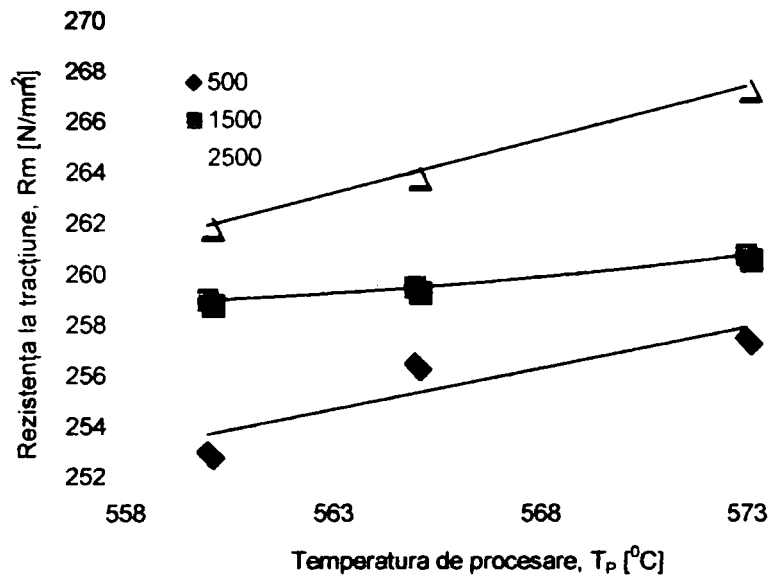
Pentru **efectuarea încercării și prelucrarea rezultatelor** trebuie parcurse următoarele etape:

- se stabilește gradul de solicitare k în funcție de natura materialului, iar în funcție de grosimea epruvetei se alege diametrul bilei și mărimea forței de apăsare. Se montează penetratorul cu bila aleasă și se selectează forța de apăsare;
- epruveta se așează pe suportul aparatului și se ridică cu ajutorul roții de manivelă până ajunge în contact cu penetratorul;

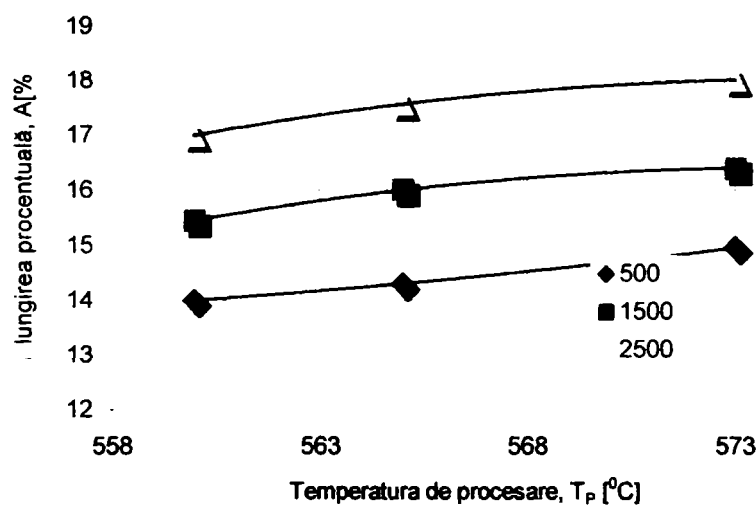
- se realizează întreg ciclul de încărcare – descărcare. Durata de menținere a sarcinii se reglează în prealabil în funcție de natura materialului de încercat;
- pe geamul opac al aparatului va apărea imaginea mărită a amprente, obținută cu ajutorul sistemului optic de citire, la care se măsoară doi diametrii perpendiculari utilizând un liniar gradat aflat în dotarea aparatului;
- se face media aritmetică a valorilor celor două diametre măsurate și apoi se citi din tabele, în funcție de F, d și D, valoarea durității Brinell – HBS corespunzătoare.

3.2.8. Prezentarea și analiza rezultatelor experimentale privind caracteristicile mecanice ale pieselor obținute prin matrițare în stare semilichidă

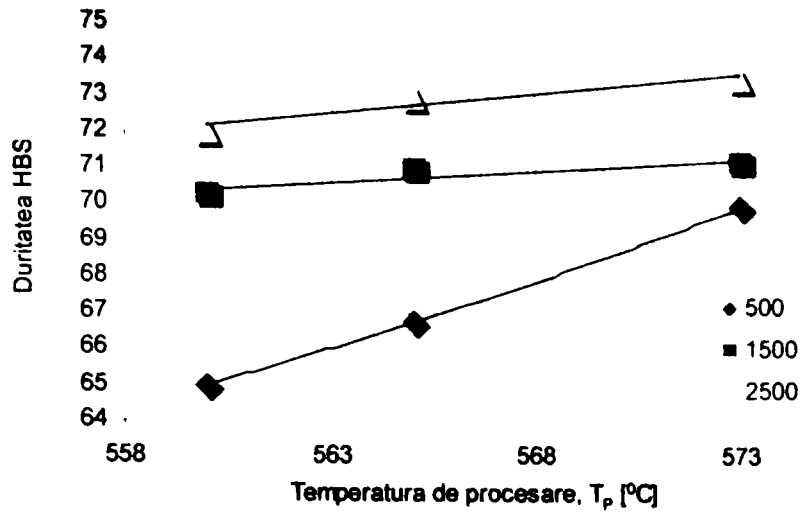
Pentru prezentarea rezultatelor și analiza influenței parametrilor tehnologici asupra caracteristicilor mecanice ale pieselor obținute prin matrițare din aliaje în stare semilichidă s-au trasat diagramele din figurile următoare (fig. 3.41, ..., 3.46).



a).

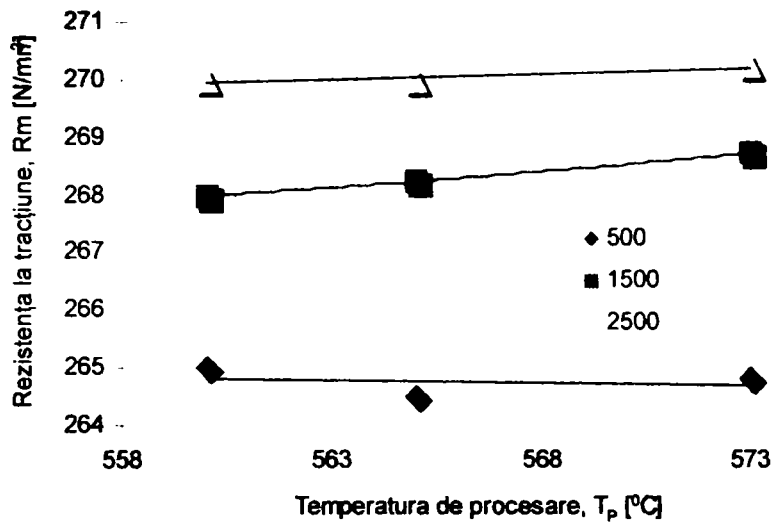


b).

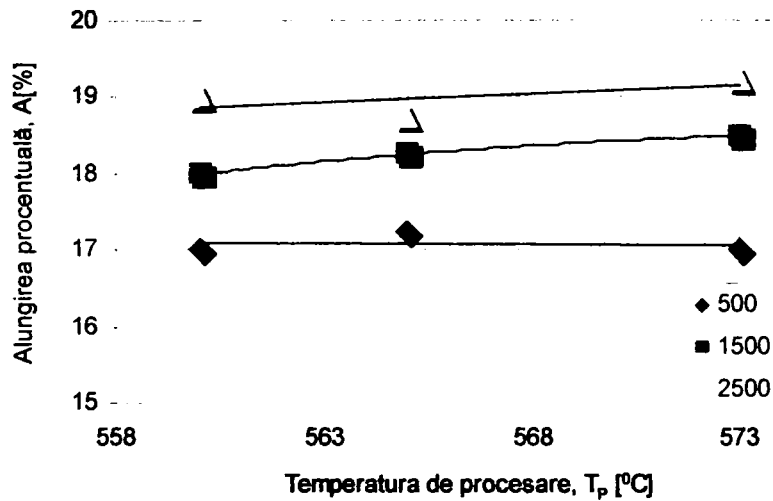


c).

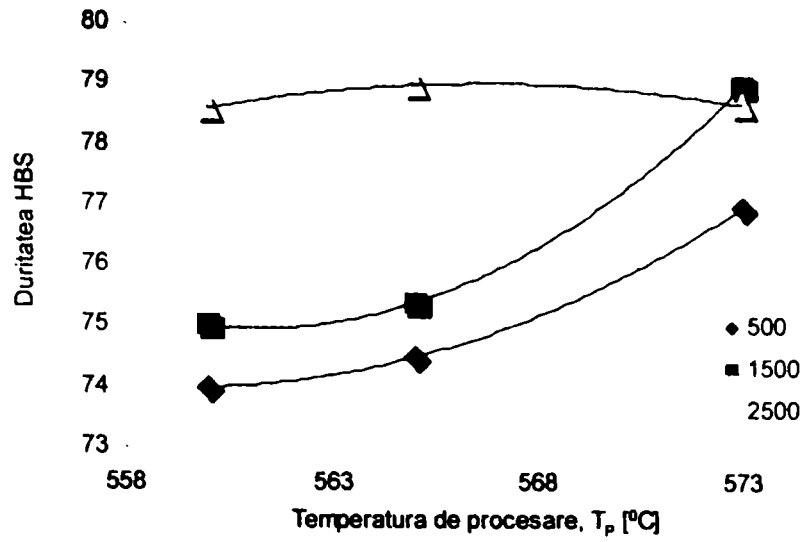
Fig. 3.41 - Influența temperaturii de procesare și a frecvenței vibrațiilor asupra caracteristicilor mecanice în condițiile: $F_d=4000\text{daN}$, $T_{OM}=50^0\text{C}$



a).

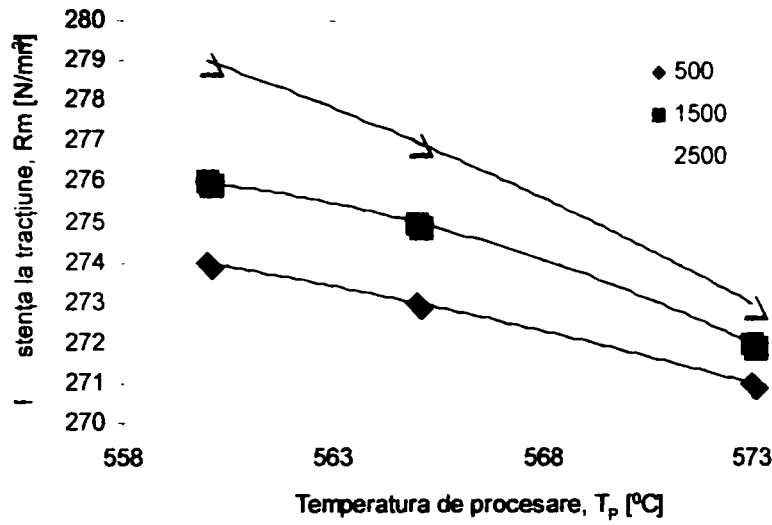


b).

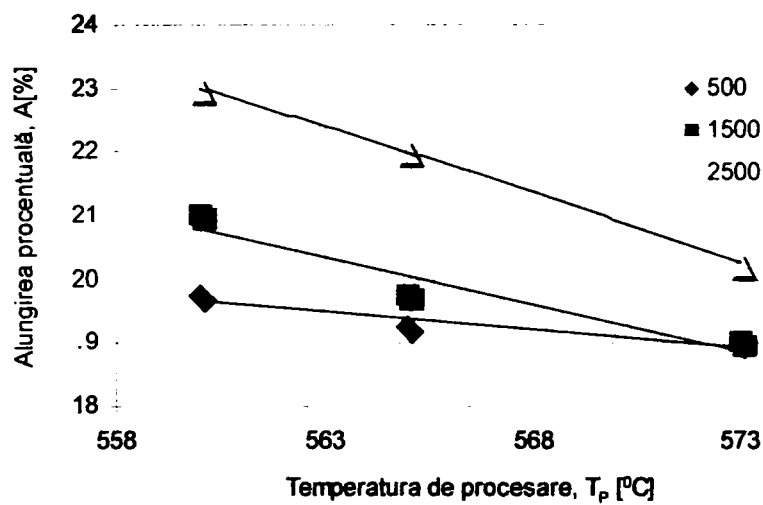


c).

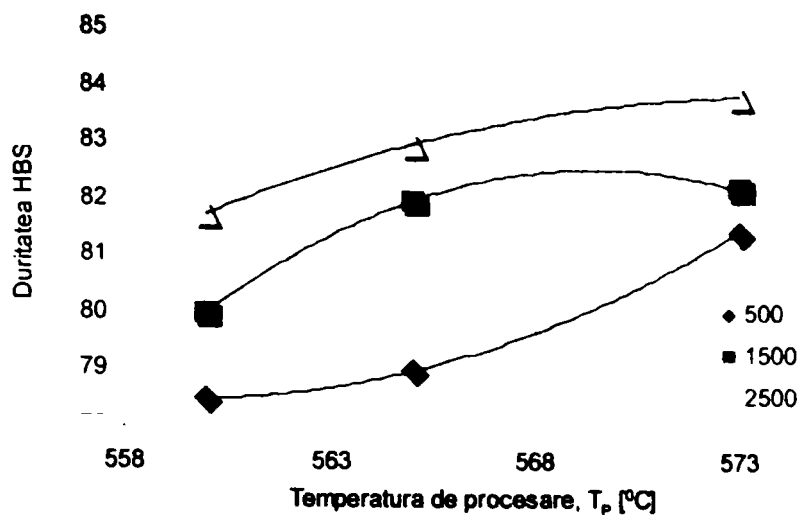
Fig. 3.42 - Influența temperaturii de procesare și a frecvenței vibrațiilor asupra caracteristicilor mecanice în condițiile: $F_d=8000\text{daN}$, $T_{OM}=50^{\circ}\text{C}$



a).

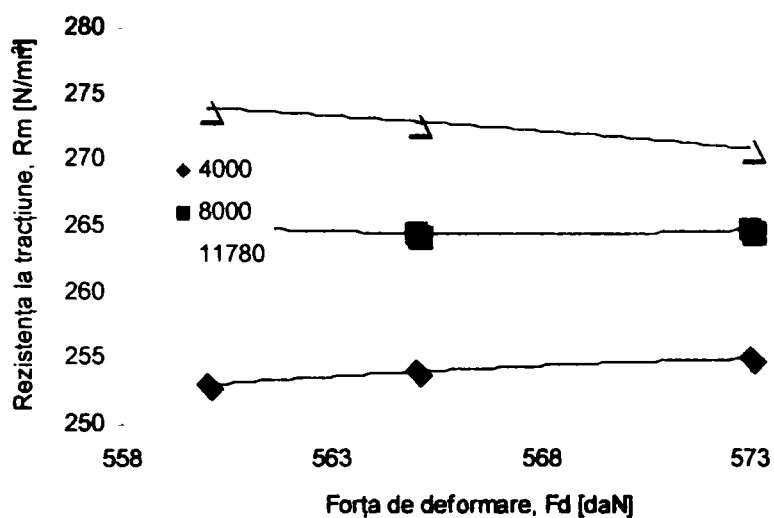


b).

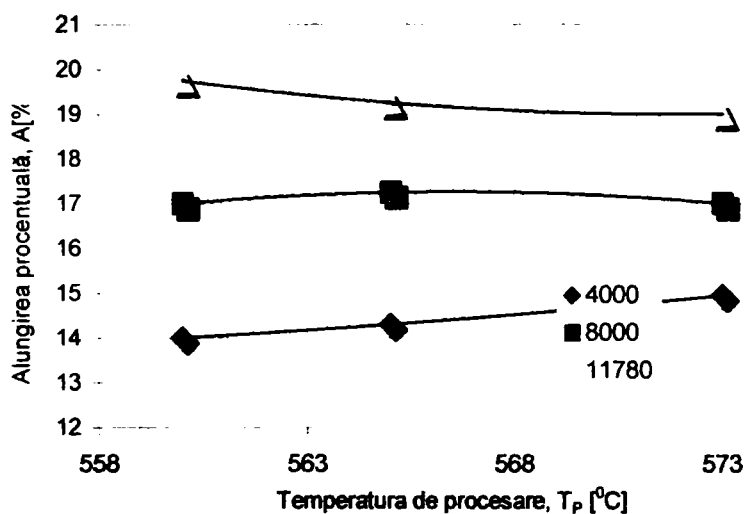


c).

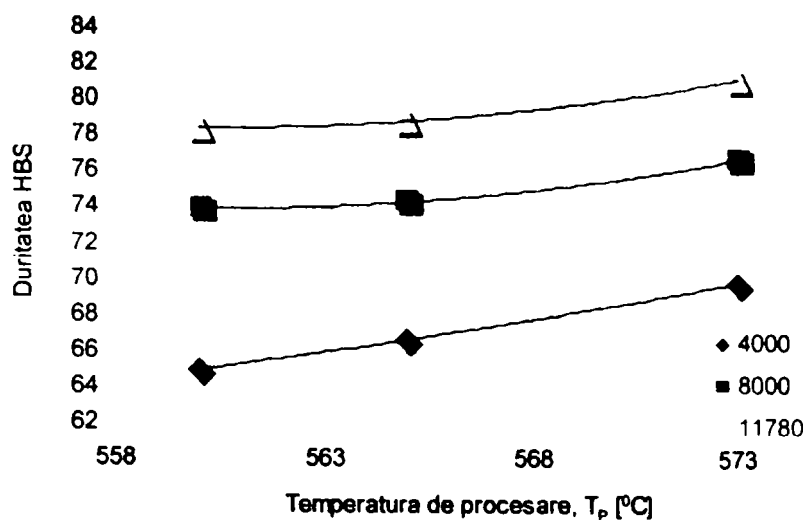
Fig. 3.43 - Influența temperaturii de procesare și a frecvenței vibrațiilor asupra caracteristicilor mecanice în condițiile: $F_d=11780\text{daN}$, $T_{OM}=50^0\text{C}$



a).



b).



c).

Fig. 3.44 - Influența temperaturii de procesare și a forței de deformare asupra caracteristicilor mecanice în condițiile: $f=500s^{-1}$

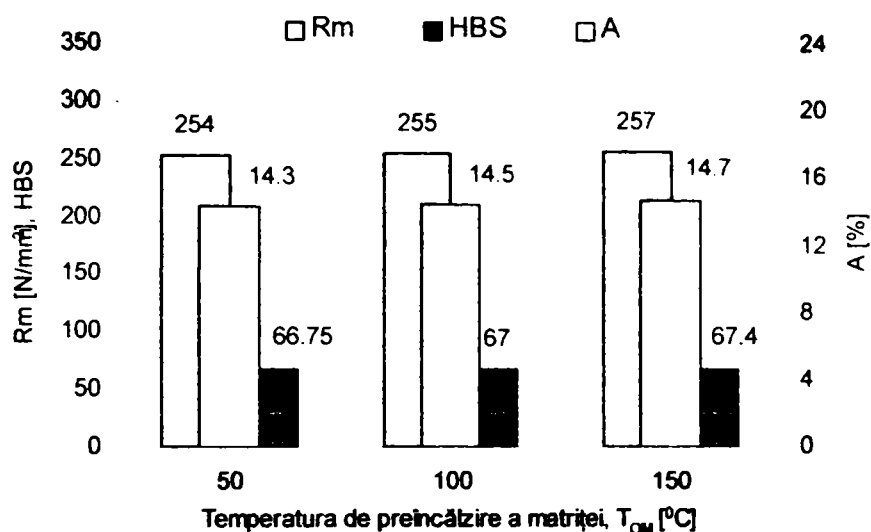


Fig. 3.45 - Influența temperaturii de preîncălzire a matriței asupra caracteristicilor mecanice în condițiile: $F_d=4000daN$, $T_p=565^{\circ}C$, $f=500s^{-1}$

Diagramele din figura 3.41 prezintă rezultatele obținute în urma experimentărilor în condițiile menținerii constante a forței de deformare și a variației frecvenței vibrațiilor și a temperaturii de procesare. Se constată că, în cazul aplicării unor forțe de deformare mici ($4000daN$), valorile caracteristicilor mecanice ale pieselor cresc ușor cu creșterea temperaturii de procesare și a frecvenței vibrațiilor. Rezistența la tracțiune manifestă o tendință de creștere mai mare în domeniul frecvențelor mari ($2500s^{-1}$) pe când, în domeniul frecvențelor mici creșterea este mai redusă (fig. 3.41, a).

Alungirea procentuală după rupere manifestă aceeași tendință de creștere odată cu creșterea temperaturii de procesare pentru toate valorile frecvenței vibrațiilor (fig. 3.41, b).

Se observă, din figura 3.41, c, că influența temperaturii de procesare asupra durității HBS este mai pronunțată în domeniul frecvențelor mici decât în domeniul frecvențelor mari.

Grupul de diagrame din figura 3.42 s-a obținut în condițiile procesării cu forțe de deformare constante, cu valoarea de 8000 daN, și a variației celorlalți parametri în limitele 560...573 °C pentru temperatura de procesare și 500...2500 s⁻¹ pentru frecvența vibrațiilor.

Analizând aceste diagrame, se poate afirma că atât rezistența la tracțiune (fig. 3.42, a) cât și alungirea procentuală după rupere (fig. 3.42, b) nu sunt influențate de creșterea temperaturii de procesare, dependențele fiind practic drepte de pantă zero. În același timp, odată cu creșterea frecvenței vibrațiilor valorile acestor caracteristici cresc.

În ceea ce privește duritatea HBS, se constată (figura 3.42, c) că la frecvențe mici ale vibrațiilor (500...1500s⁻¹) creșterea temperaturii de procesare determină creșterea semnificativă a durității, pe când la frecvențe mari, influența temperaturii de procesare este ne semnificativă.

Creșterea frecvenței vibrațiilor determină creșteri semnificative ale durității la temperaturi mici de procesare. În zona temperaturilor de procesare mari, creșterea frecvenței vibrațiilor practic nu influențează valorile acestei caracteristici.

În figura 3.43 sunt prezentate diagrame obținute în condițiile: $F_d=11780$ daN, $f=500...2500$ s⁻¹ și $T_p=560...573$ °C. Rezistența la tracțiune (3.43, a) crește odată cu creșterea frecvenței vibrațiilor, mai ales în zona temperaturilor mici de procesare și scade odată cu creșterea temperaturii de procesare. Aceleași tendințe le manifestă și alungirea procentuală după rupere (fig. 3.43, b). Duritatea HBS crește odată cu creșterea frecvenței vibrațiilor și cu creșterea temperaturii de procesare (fig. 3.43, c).

Figura 3.44 prezintă diagrame cu ajutorul cărora se analizează influența forței de deformare și a temperaturii de procesare asupra caracteristicilor mecanice în condițiile procesării cu frecvența vibrațiilor $f=500$ s⁻¹.

Așa cum se observă în figura 3.44, a, rezistența la tracțiune crește semnificativ cu creșterea forței de deformare. Creșterea temperaturii de procesare determină următorul comportament al rezistenței la tracțiune: în domeniul forțelor mici de deformare (4000 daN) - o ușoară creștere a rezistenței la tracțiune, în domeniul forțelor medii (8000 daN) influența este neglijabilă, iar în domeniul forțelor mari (11780 daN) o ușoară scădere a acestei caracteristici.

Alungirea procentuală după rupere (fig. 3.44, b) prezintă același comportament ca și rezistența la deformare, iar duritatea (fig. 3.44, c) crește odată cu creșterea temperaturii de procesare și a forței de deformare.

În figura 3.45 sunt prezentate caracteristicile mecanice ale pieselor obținute la diferite temperaturi de preîncălzire a matriței, în următoarele condiții de procesare: $F_d= 4000$ daN,

$T_p=565\text{ }^{\circ}\text{C}$, $f=500\text{ s}^{-1}$. Se observă că influența temperaturii de preîncălzire a matriței asupra caracteristicilor mecanice este nesemnificativă.

Astfel, s-a constatat că la dublarea forței de deformare, în funcție de temperatura de procesare și frecvența vibrațiilor, rezistența la tracțiune crește cu circa 3,5...5 %, duritatea HBS crește cu circa 4...10 %, iar alungirea procentuală după rupere cu 15...20 %.

La dublarea frecvenței vibrațiilor, rezistența la tracțiune crește cu circa 1...2 %, duritatea HBS cu 2.1...3 % și alungirea procentuală după rupere cu 8...10 %.

Analiza acestor date permit să se tragă concluzia că parametrii tehnologici influențează caracteristicile mecanice ale pieselor matrițate în stare semilichidă în următoarea ordine crescătoare: forța de deformare, frecvența vibrațiilor, temperatura de procesare și temperatura de preîncălzire a matriței.

Comparativ cu turnarea în formă metalică, piesele obținute în toate situațiile de combinare a parametrilor tehnologici ai procesului de matrițare în stare semilichidă, au dobândit caracteristici mecanice superioare.

În figura 3.46 se prezintă, spre comparație, valorile caracteristicilor mecanice ale pieselor obținute prin turnare în formă metalică și valorile minime și respectiv maxime ale caracteristicilor mecanice pentru piesele obținute prin matrițare din materiale în stare semilichidă.

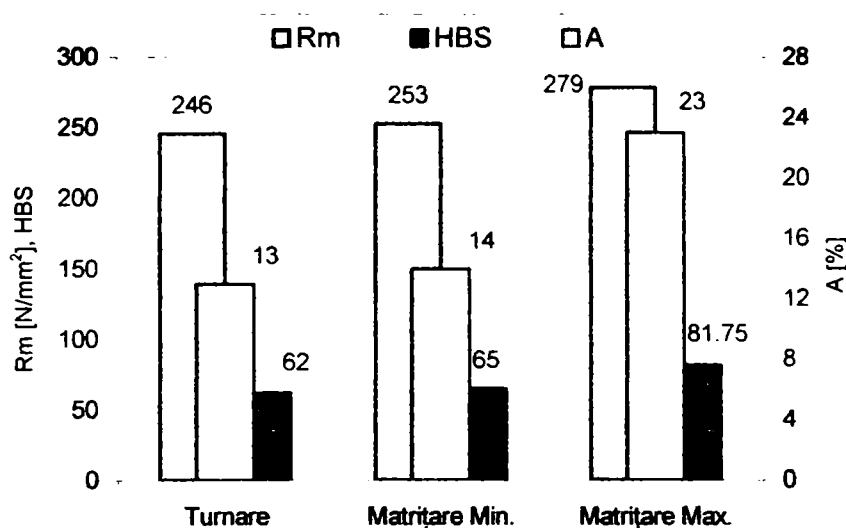


Fig. 3.46 - Îmbunătățirea caracteristicilor mecanice ale pieselor matrițate în stare semilichidă, în comparație cu cele turnate în forme metalice:

Matrițare Min. - procesare în condițiile: $T_p=560\text{ }^{\circ}\text{C}$, $F_d=4000\text{ daN}$, $f=500\text{ s}^{-1}$

Matrițare Max. - procesare în condițiile: $T_p=560\text{ }^{\circ}\text{C}$, $F_d=11780\text{ daN}$, $f=2500\text{ s}^{-1}$

În literatura de specialitate [46], [47], caracteristicile mecanice ale pieselor obținute prin matrițare în stare semilichidă, varianta clasică, MSL, variază în limitele prezentate în tabelul 3.5. Comparând aceste valori cu cele obținute în urma experimentărilor, se

constată o deplină concordanță, ceea ce înseamnă că varianta ML poate înlocui cu succes varianta clasică MSL, care se desfășoară cu consum energetic mai mare.

Tabelul 3.5 - Comparație între caracteristicile mecanice obținute cu ML și MSL.*¹

Caracteristica mecanică	Valori	
	Varianta ML	Varianta clasică MSL (din literatura de specialitate)
Rm, [N/mm ²]	253...279	246...317
A, [%]	14...23	15...24
HBS	65...83,9	59...90

*¹ date din literatură

În figura 3.47 se prezintă microstructuri ale aliajului AlSi7Mg0,38 obținute în diverse condiții de procesare: turnare în formă metalică (a), matrițare în stare semilichidă, varianta MSL (b) [48] și matrițare în stare semilichidă, varianta ML (cu aplicarea vibrațiilor) (c).



a). b). c).

Fig. 3.47 - Microstructuri obținute în diverse condiții de procesare:

a - turnare în formă metalică; b - matrițare în stare semilichidă, varianta MSL;

c - matrițare în stare semilichidă, varianta ML (cu aplicarea vibrațiilor)

Figura 3.47, a, prezintă o microstructură de turnare în care se poate identifica rețeaua dendritică. În figurile 3.47, b și c se poate observa că prin matrițarea în stare semilichidă se obțin structuri cu soluția solidă α de formă sferoidală învelită în eutectic; structurile obținute prin varianta ML (fig. 3.47, c) sunt mai dense și mai compacte ceea ce explică îmbunătățirea caracteristicilor mecanice ale produselor obținute prin acest procedeu.

3.3. CONCLUZII

În urma experimentărilor privitoare la parametrii tehnologici ai procesului rezultă următoarele concluzii:

- forța de deformare scade odată cu creșterea frecvenței vibrațiilor, o scădere semnificativă obținându-se pentru frecvențe mari;
- influența vibrațiilor asupra forței de deformare este ne semnificativă la temperaturi de procesare apropiate de temperatura lichidus T_L ;
- durata de menținere a piesei în matriță depinde de temperatura de preîncălzire a matriței în sensul că ea crește odată cu folosirea unor temperaturi de preîncălzire mari;
- între durata de menținere a piesei în matriță obținută prin calcul și cea obținută experimental există diferențe mici, care se explică prin faptul că în calculul teoretic nu se consideră influența solidificării sub presiune mecanică asupra duratei de solidificare, știut fiind faptul că presiunea aplicată în timpul solidificării scade durata de solidificare prin mărirea, pe de-o parte, a vitezei de răcire ca urmare a îmbunătățirii contactului intim cu matrița metalică (micșorarea interstițiului de contracție) și pe de altă parte, prin deplasarea forțată convectivă a lichidului în spațiile interaxiale ale dendritelor;
- curba de regresie și curba teoretică a forței de deformare au aceeașialură, diferențe mai mari existând în domeniul forțelor ridicate; aceste diferențe se explică prin faptul că în calcul teoretic al forței de deformare nu s-a luat în considerare frecarea dintre material și matriță, poanson și contrapoanson, iar frecarea este mai mare în ultima etapă a procesării;
- dacă matrița este alimentată cu material insuficient, piesele rezultă incomplet, chiar cu retasură în cazul pieselor monolit.

Cercetările experimentale privind caracteristicile mecanice ale pieselor obținute prin matrițare în stare semilichidă permit să se tragă următoarea concluzie: caracteristicile mecanice ale pieselor cresc sensibil odată cu creșterea forței de deformare și cu frecvența vibrațiilor matriței. Acest lucru se explică prin obținerea unor structuri deosebit de fine și îmbunătățirea compactității peretelui, deci mărirea densității și lipsa defectelor de structură, care să constituie discontinuități ale masei metalice sau amorse de propagare a fisurilor din cauza tensiunilor interne.

Piese obținute în urma experimentărilor, din aliajul de aluminiu AlSi7Mg0,38, au prezentat, în comparație cu piese similare obținute prin turnare în formă metalică, o rezistență la tracțiune mai mare cu 2,8...13,4 %, o duritate mai mare cu 4,8...30 % și o alungire procentuală după rupere mai mare cu 7,6...76 %.

Caracteristicile mecanice ale pieselor obținute în urma experimentărilor (cu varianta **ML**) se situează între limitele de variație ale celor obținute cu varianta "clasică" **MLS** a procedurii (preluate din literatură), ceea ce înseamnă că varianta **ML** poate constitui o alternativă mai ieftină a variantei **MLS** a procesului de matrițare în stare semilichidă.

CAPITOLUL 4

MODELAREA COMPORTĂRII LA DEFORMARE A MATERIALELOR SEMILICHIDE TIXOTROPICE

Modelarea și simularea proceselor de deformare plastică, conducerea automată și optimizarea proceselor tehnologice de deformare impun exprimarea comportării la deformare a materialelor metalice sub formă funcțională, prin ecuația constitutivă a acestora.

Pentru a modela corespunzător comportarea la deformare a materialelor semilichide tixotropice este foarte important să se țină seama de factorii care influențează această comportare. Temperatura este de departe cel mai important factor deoarece ea determină raportul dintre lichid și fracțiunea solidă. O fracțiune solidă mică în amestecul lichid-solid determină o comportare liniară a acestuia, pe când în domeniu de fracțiune solidă mai mare de 0,5 mecanismul de curgere se modifică de la o suspensie cu particule solide la deformarea plastică a unei rețele formate prin conectarea particulelor solide.

Alți factori, ca de exemplu morfologia particulelor solide, vor dicta fracțiunea solidă la care are loc tranziția la regimul deformării plastice. Gradul de deformare aplicat în timpul turnării materiei prime și dependența temperatură - timp constituie, de asemenea, factori determinanți ai comportării la curgere a materialelor semilichide.

Pentru a exploata complet avantajele procesării în stare semilichidă, trebuie înțeleasă pe deplin comportarea la deformare a materialelor metalice în timpul procesului de formare. Modelul constitutiv permite cunoașterea de proprietăților caracteristice ale materialelor, ca de exemplu gradul de aglomerare a particulelor primare, căldura specifică, fracțiunea lichidă

sau solidă sau conductivitatea termică intervalul de temperatură corespunzător stării semilichide, dă posibilitatea de a optimiza tehnologiile de procesare.

Comportarea constitutivă a materialelor metalice tixotropice în intervalul de temperatură lichidus - solidus depinde de un număr de factori care includ temperatura, viteza de deformare, gradul de deformare și de gradul de aglomerare a particulelor primare.

4.1. COMPORTAREA LA DEFORMARE A MATERIALELOR SEMILICHIDE TIXOTROPICE

Este bine acceptat faptul că rezistența la deformare σ a materialelor metalice în stare semilichidă este conformă cu curgerea tixotropică arătată schematic în figura 4.1 [50], datorită fenomenelor de aglomerare și dezaglomerare ce se petrec în timpul formării. S-au evidențiat, în figura 4.1, două regimuri de comportare: regimul tranzitoriu și regimul staționar.

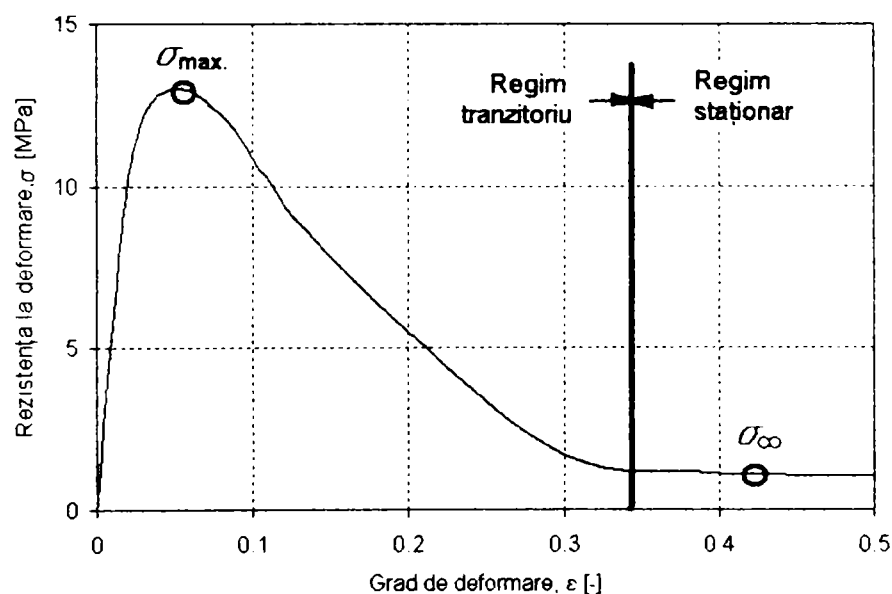


Fig. 4.1 - Comportarea tixotropică la deformare a unui aliaj de aluminiu, obținută la încercarea la compresiune

Comportarea materialului semilichid la deformare în regimul tranzitoriu este în funcție de microstructura inițială obținută în urma pregătirii materialului pentru procesare. În această etapă, interesează valoarea maximă a rezistenței la deformare σ_{max} , deoarece ea determină valoarea maximă a forței de deformare. Rezistența la deformare în regimul staționar de comportare σ_{∞} , depinde, de asemenea, de mecanismele de aglomerare și dezaglomerare care au loc în timpul procesării, dar într-o măsură mică, de aceea se poate neglija această dependență.

Pentru rezolvarea unor asemenea corelații între fenomene sunt necesare abordări teoretice extinse și experimente costisitoare. De aceea se recurge la simplificări: un prim nivel posibil de simplificare constă în neglijarea modificărilor structurale în timpul procesului de formare și în presupunerea că dependența grad de deformare - rezistență la deformare variază numai cu temperatura și viteza de deformație, adică considerarea comportării materialului în regim staționar [51].

4.1.1. Modelarea comportării la deformare în regimul staționar

Când fracțiunea solidă este mare, teoria plasticității poate să fie modificată astfel încât să modeleze materialul ca solid, ce conține punți faza lichidă. În consecință, pentru exprimarea rezistenței la deformare în regim staționar σ_{∞} în domeniul semilichid, se poate utiliza ecuația (4.1) propusă de Zener-Hollomon pentru descrierea comportării la deformare plastică la cald a materialelor solide:

$$\sigma_{ZH} = \sigma_0 \cdot \left[\frac{\dot{\epsilon}}{\dot{\epsilon}_0} \cdot e^{\frac{Q}{RT}} \right]^m, \quad (4.1)$$

unde: σ_0 - rezistența la deformare la temperatura solidus, [N/mm²];

$\dot{\epsilon}$ - viteza de deformație, [s⁻¹];

$\dot{\epsilon}_0 = 1 \text{ s}^{-1}$;

Q - energia de activare pentru difuzie internă, [J/kmol];

R - constanta universală a gazelor, $R = 8314,3 \text{ J/kmol} \cdot ^\circ\text{C}$;

m - exponent ce depinde de material.

Ecuația (4.1) se scalează cu ajutorul factorului semilichid δ [52], care permite descrierea trecerii de la regimul de deformare plastică la comportarea neliniară, vâscoasă, a materialului în stare semilichidă:

$$\delta = 1 - (\beta \cdot f_l)^{2/3}, \quad (4.2)$$

unde f_l este fracțiunea lichidă. Pentru cavități de lichid de formă elipsoidală într-un element volum hexagonal, $\beta = 1,428$.

Astfel, rezistența la deformare în regim staționar, σ_{∞} , poate fi descrisă de ecuația (4.3):

$$\sigma_{\infty} = \sigma_0 \cdot \left[\frac{\dot{\epsilon}}{\dot{\epsilon}_0} \cdot e^{\frac{Q}{RT}} \right]^m \left[1 - (\beta \cdot f_l)^{2/3} \right] \quad (4.3)$$

Deoarece fracțiunea lichidă f_l la temperatura T este, conform ecuației (4.4),

$$f_l = \left(\frac{T_M - T}{T_M - T_L} \right)^{\frac{1}{k-1}} \quad (4.4)$$

este o funcție cu discontinuități la valorile lichidus și solidus ale temperaturii, ecuația (4.3) nu poate descrie comportarea la deformare pe întreg domeniul tehnologic de temperatură și nu poate fi folosită în simulări. Mai mult, ipoteza pungilor elipsoide de lichid, pe care modelul se sprijină, nu este valabilă când fracția lichidă ajunge la o valoare f_l^* la care filtrarea fazei solide dispare, de exemplu când în suspensie nu se află un schelet solid coerent.

Din aceste motive, fracțiunea lichidă f_l este înlocuită cu un coeficient \bar{f}_l care este a) o funcție continuă de temperatură și b) ia în considerare influența filtrării fazei solide indiferent de fracțiunea lichidă (relația 4.5), [52]:

$$f_l \rightarrow \bar{f}_l = \frac{f_l^*}{1 + e^{-a(T-T_c)}} \quad (4.5)$$

unde: $T_c = \frac{T_L - T_S}{2}$ și a descrie panta funcției \bar{f}_l în punctul T_c .

În figura 4.2 se prezintă dependențele de temperatură a fracțiunii lichide convenționale f_L și a coeficientului modificador \bar{f}_L . În ecuația (4.3) s-a notat cu T_M - temperatura de topire a metalului, T_L - temperatura lichidus și k - coeficient de repartiție a fazelor.

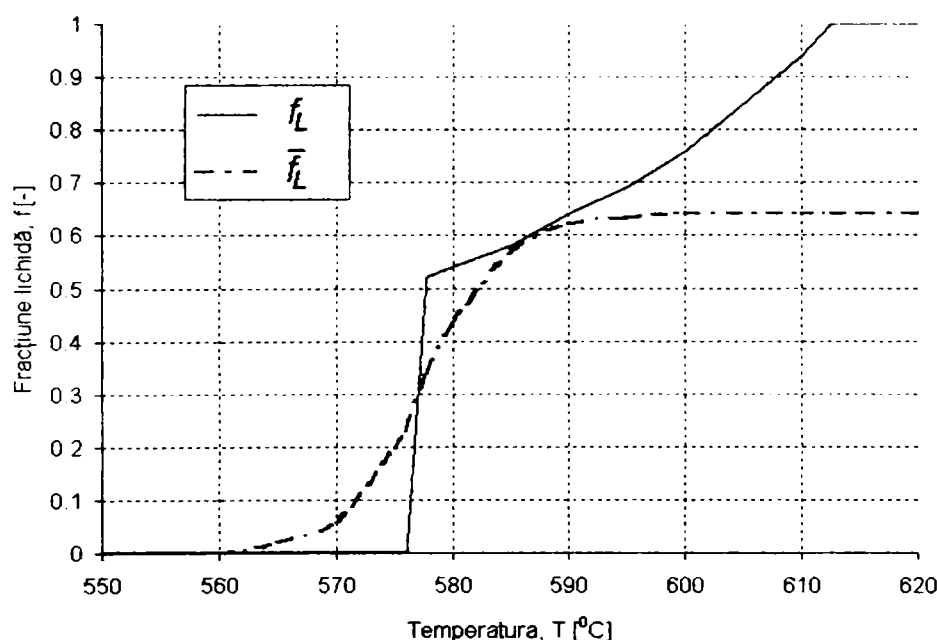


Fig. 4.2 - Comparație dintre fracțiunea lichidă f_L și coeficientul de modificare \bar{f}_L

Înlocuind f_L cu \bar{f}_L , rezistența la deformare în regim staționar σ_∞ este:

$$\sigma_\infty = \sigma_0 \cdot \left[\frac{\dot{\epsilon}}{\dot{\epsilon}_0} \cdot e^{\frac{Q}{RT}} \right]^m \left[1 - \left(\beta \cdot \frac{f_L^*}{1 + e^{-a(T-T_c)}} \right)^{2.3} \right] \quad (4.6).$$

Diagrama din figura 4.3 prezintă dependența rezistenței la deformare în regim staționar de temperatura de procesare pentru două aliaje de aluminiu.

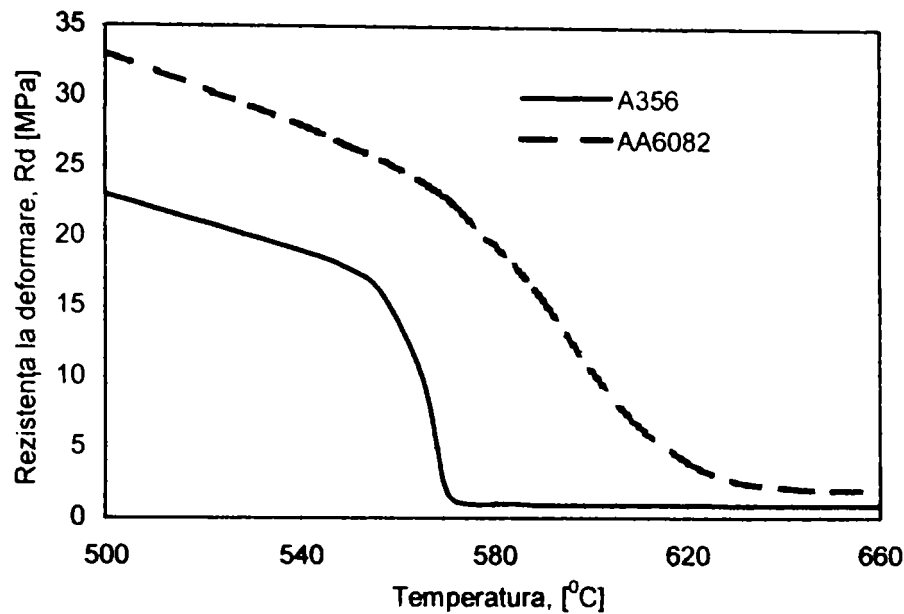


Fig. 4.3 - Dependența rezistența la deformare în regim staționar - temperatura de procesare pentru diferite aliaje de aluminiu

4.1.2. Modelarea comportării la deformare în regimul tranzitoriu

În procesele de tixoformare obișnuite, un semifabricat retopit parțial este rapid format sau injectat în cavitatea unei forme metalice închise. De aceea, gradul de deformare plastică se modifică rapid de la zero la o valoare mare care depinde de viteza de formare și geometria viitoarei piese. Întrebarea imediată care se pune este dacă tensiunea aplicată este suficient de mare pentru ca materialul tixotropic să ajungă în condițiile regimului staționar sau dacă el este încă în așa numita fază de comportare în regim tranzitoriu.

În primul caz, comportarea la deformare poate fi descrisă ca în paragraful anterior. În cazul din urmă, trebuie să fie luate în considerare mecanismele dependente de timp cauzate de schimbările structurale.

În timpul formării, structura suspensiei semilichide se schimbă în timp datorită proceselor dependente de timp, care includ aglomerarea sau separare legăturilor între particulele din aglomerările de particule.

Dependența de timp a suspensiilor semilichide indică necesitatea înțelegerii diferitelor procese cinematice care guvernează structura suspensiei. Câțiva cercetători au arătat că suspensiile semilichide modifică tensiunea de curgere mult mai rapid după o viteză de deformare crescătoare decât după un grad de deformare descrescător [53, 54].

Este în general acceptat faptul că gradul de aglomerare a particulelor este substanțial mai lent decât gradul de dezaglomerare. În plus, deformarea particulelor și aglomerarea poate cauza ca faza lichidă să fie prinsă înăuntrul și între particule. Aceasta determină o creștere aparentă a fracțiunii solide, rezultând și o creștere a rezistenței la deformare.

Pentru a surprinde aceste fenomene, s-a stabilit un model bazat pe variabilele interne. Asemenea model folosește un set de două ecuații, prima ecuație prezintă rezistența la deformare σ prezentată de structura s , iar a doua prezintă evoluția \dot{s} a structurii:

$$\begin{aligned}\sigma &= f_1(\dot{\epsilon}, T, t, s), \\ \dot{s} &= f_2(\dot{\epsilon}, T, t, s).\end{aligned}\quad (4.7)$$

unde: $\dot{\epsilon}$ - viteza de deformare și s este un parametru scalar care indică gradul de aglomerare ($0 \leq s \leq 1$).

Ito și alții [55] observă că în interiorul fazei lichide a aliajelor în intervalul semilichid de temperatură există aglomerate mari de particule primare solide. Aceste aglomerate nu interacționează doar hidrodinamic unul cu celălalt ci suferă și deformări plastice. De aceea, mărimea rezistenței la deformare depinde de curgerea hidrodinamică a aglomeratelor și deformarea plastică a particulelor solide în aceste aglomerate. Parametrul s reprezintă gradul de aglomerare. Când toate particulele sunt conectate într-un schelet ca o rețea, atunci valoarea lui s este 1, când particulele nu sunt conectate, valoarea gradului de aglomerare este 0 (fig. 4.4).



Fig. 4.4 - Două grade diferite de aglomerare: particule primare înglobate în faza lichidă; la forfecare, particulele primare sunt separate, rezultând o valoare scăzută a lui s

Rezistența la deformare σ rezultă din două mecanisme independente:

- efectul vâscos datorat curgerii hidrodinamice a particulelor solide în faza lichidă;
- ruperea legăturilor dintre particulele solide primare din aglomerate.

a. Curgerea hidrodinamică a particulelor solide

Mișcarea relativă a particulelor este guvernată de legea empirică a vâscozității pentru suspensii dense a lui Krieger [56]:

$$\eta = \eta_0 \cdot \left(1 - \frac{f_S}{f_S^*}\right)^{-k}, \quad (4.8)$$

unde η_0 este vâscozitatea lichidului, f_S este fracțiunea solidă a suspensiei și f_S^* este asaltul rețelei interconectate de particule solide. Pentru k , Krieger sugerează valoarea $k = 2,5 f_S^*$ dar pentru aglomeratele necompacte; valoarea maximă a lui k este 2,5.

Vâscozitatea este definită ca fiind rezistența la curgere în fluid. Pentru un fluid newtonian, vâscozitatea este legată de tensiune și viteza de forfecare cu ajutorul legii lui Newton a vâscozității:

$$\sigma = \eta \cdot \dot{\gamma}. \quad (4.9)$$

Deoarece toate modelele de plasticitate obținute sau descrise se bazează pe viteza de deformare (la întindere) $\dot{\epsilon}$ și nu pe viteza de forfecare $\dot{\gamma}$, vâscozitatea trebuie introdusă ca vâscozitate la întindere. Relația dintre vâscozitatea la forfecare η_{for} și vâscozitatea la întindere η_{int} poate fi descrisă cu coeficientul lui Trouton T. Pentru întindere sau compresiune uniaxială coeficientul lui Trouton este T=3 și se obține:

$$\eta_{\text{int}} = 3 \cdot \eta_{\text{for}} \quad (4.10)$$

și în consecință:

$$\sigma = 3 \cdot \eta \cdot \dot{\epsilon}. \quad (4.11)$$

Aglomeratele formate din particule solide, în mod obișnuit, conțin faza lichidă între particule. Acest lichid încapsulat micșorează fracțiunea lichidă efectivă și nu contribuie la curgerea vâscoasă. În consecință fracțiunea solidă efectivă f_s^{ef} este superioară fracțiunii solide existente f_s . Frațiunea solidă efectivă f_s^{ef} poate fi exprimată prin relația [57]:

$$f_s^{\text{ef}} = f_s + \frac{6 \left(\sqrt{3} - \frac{\pi}{2} \right)}{3\pi + \left(\sqrt{3} - \frac{\pi}{2} \right)} \cdot s \cdot f_s \approx f_s (1 + 0.1 \cdot s). \quad (4.12)$$

Combinând ecuațiile (4.8), (4.11) și (4.12) rezultă că partea hidrodinamică σ_h a rezistenței la deformare σ este:

$$\sigma_h = 3\eta_0 \dot{\epsilon} \left(1 - \frac{f_s (1 + 0.1 \cdot s)}{f_s^*} \right)^{-2.5} \quad (4.13)$$

b. Ruperea legăturilor dintre particulele solide primare din aglomerate

Alături de efectele vâscoase datorate curgerii hidrodinamice a particulelor solide în faza lichidă exprimate prin σ_h , se află contribuția plastică σ_p datorată ruperii legăturilor dintre particulele solide din interiorul aglomeratelor de particule.

Pentru σ_p se folosește exprimarea Zener-Hollomon, dar trebuie avut în vedere că nu întregul volum contribuie la curgerea plastică ci numai legăturile de conectare a particulelor (dacă două particule globulare sunt alăturate, ele formează o legătură):

$$\sigma_p = \int_{V_b} dV_b \cdot C_b \cdot \sigma_0 \cdot \left[\frac{\dot{\epsilon}}{\dot{\epsilon}_0} \cdot e^{\frac{Q}{RT}} \right]^m \quad (4.14)$$

unde V_b este volumul metalului deformat în fiecare legătură și C_b este concentrația în volum a legăturilor. Se presupune că volumul deformat efectiv este o sferă cu raza R_b egală cu raza legăturii:

$$V_b = \frac{4\pi}{3} R_b^3 \quad (4.15)$$

C_b poate fi determinat prin considerarea simplă a volumului a două particule conectate:

$$C_b = \frac{3}{8\pi} \cdot \frac{f_s \cdot s}{R^3} \quad (4.16)$$

unde R este raza particulei solide globulare.

Dacă se presupune o distribuție omogenă a particulelor legate într-un element de volum reprezentativ

$$V_b = \int_{V_b} dV_b \quad (4.17)$$

atunci, contribuția plastică σ_p în rezistența la deformare poate fi scrisă ca:

$$\sigma_p = \frac{f_s \cdot s}{2} \cdot \left(\frac{R_b}{R} \right)^3 \cdot \sigma_0 \cdot \left[\frac{\dot{\epsilon}}{\dot{\epsilon}_0} \cdot e^{\frac{Q}{RT}} \right]^m \quad (4.18)$$

În final, combinând efectele curgerii vâscoase a particulelor solide și contribuția datorată ruperii plastice a aglomeratelor de particule, rezistența la deformare în regim tranzitoriu σ_t este:

$$\sigma_t = \sigma_h + \sigma_p,$$

$$\sigma_t = 3\eta_0 \cdot \dot{\epsilon} \cdot \left(1 - \frac{f_s(1+0,1 \cdot s)}{f_s^*} \right)^{-2,5} + \frac{f_s \cdot s}{2} \cdot \left(\frac{R_b}{R} \right)^3 \cdot \sigma_0 \cdot \left[\frac{\dot{\epsilon}}{\dot{\epsilon}_0} \cdot e^{\frac{Q}{RT}} \right]^m \quad (4.19)$$

c. Ecuația de evoluție a gradului de aglomerare

Evoluția structurii în suspensia semilichidă tixotropică poate fi descrisă cu ajutorul fenomenelor de *îngroșare* (pentru aglomerare) și de *fluidificare* (pentru dezaglomerare).

În consecință, presupunem că ecuația de evoluție a gradului de aglomerare s este de forma:

$$\frac{ds}{dt} = \dot{s} = A(s, t, T) + D(s, \dot{\epsilon}, t) \quad (4.20)$$

unde A este funcția de aglomerare și D funcția de dezaglomerare.

Funcția de aglomerare A

Se presupune că aglomerările de particule rezultă din particule legate împreună. În situația de față, se iau în considerare numai formele alcătuite din perechi sudate. În plus, se consideră că frecvența de contact f_c este proporțională cu viteza de forfecare $\dot{\gamma}$. Pentru două particule lungi aflate în contact, există o probabilitate mărită ca ele să formeze o legătură destul de puternică pentru a împiedica ruperea ulterioară datorată deformării.

De aceea, parametrii importanți pentru fenomenul de aglomerare sunt:

- frecvența de contact f_c dintre două particule;
- timpul de contact, t_c ;
- fracțiunea volumică a particulelor neaglomerate.

Probabilitatea de aglomerare p_A se consideră că este proporțională cu frecvența de contact dintre particule, cu timpul de contact și cu fracțiunea volumică a particulelor neaglomerate:

$$p_A \sim f_c \cdot t_c \cdot (1 - s) \quad (4.21)$$

Pentru frecvența de contact, Mason și Bartok [58] propun relația:

$$f_c = \frac{8f_s \cdot \dot{\gamma}}{\pi} \quad (4.22)$$

Deși relația (4.22) a fost obținută pentru fracțiuni solide mici și ciocniri între sfere, ea descrie particularitatea că f_c crește cu fracțiunea solidă f_s și cu viteza de deformare $\dot{\gamma}$. Mason și Bartok evaluează timpul mediu de contact dintre particule care nu interacționează și determină următoarea relație:

$$t_c = \frac{\pi}{\dot{\gamma}} \quad (4.23)$$

În timpul contactului, o legătură rigidă este construită între două particule dacă este stabilită o orientare cristalografică favorabilă. Contactul inițial dintre două particule izolate conduce rapid la o legătură asemenea unui mic gât. După procesul de adeziune, difuzia controlează creșterea ulterioară a gâtului. Creșterea gâtului este condusă diferit în curbura suprafeței. Pasul care controlează viteza de creștere este difuzia atomilor de solut în topitură. Un posibil model pentru difuzia atomilor solutului în apropierea regiunii gâtului este furnizat de către Martin și alții [59]. Rezultă timpul de formare t_f a gâtului cu raza R_b :

$$t_f = \frac{R^3 \cdot m_L \cdot (C_L - C_S)}{4D_L} \cdot \frac{\Delta S}{\gamma_{SL}} \cdot f\left(\frac{R_b}{R}\right) \quad (4.24)$$

unde: R este raza particulei, m_L - panta curbei lichidus, C_L - concentrația solutului în lichid, C_S - concentrația solidului, ΔS - entropia per unitatea de volum, D_L - coeficient de difuziune a atomilor de solut în lichid, γ_{SL} - tensiunea la interfața lichid-solid, iar

$$f\left(\frac{R_b}{R}\right) = \frac{10}{3} + \frac{1}{1 - \frac{R_b}{R}} + 4 \ln\left(1 - \frac{R_b}{R}\right) - 6\left(1 - \frac{R_b}{R}\right) + 2\left(1 - \frac{R_b}{R}\right)^2 - \frac{1}{3}\left(1 - \frac{R_b}{R}\right)^3 \quad (4.25)$$

Considerând ipotezele și parametrii derivați menționate mai sus, se propune următoarea formulare pentru funcția de aglomerare:

$$A = p_b \cdot f_c \cdot \frac{t_c}{t_f} \cdot (1 - s) \quad (4.26)$$

Barbe și alții [59] au exprimat dimensiunea maximă a gâtului R_b^{max} și dimensiunea maximă a aglomeratelor R_c^{max} din particule solide în funcție de viteza de deformație:

$$\begin{aligned} R_b^{max} &\sim \dot{\gamma}^{-4.7} \\ R_c^{max} &\sim \dot{\gamma}^{-3.7} \end{aligned} \quad (4.27)$$

Pentru o viteză de deformație de ordinul 10^{-3} s^{-1} , valorile obținute sunt de 10 μm pentru R_b^{max} și 100 μm pentru R_c^{max} .

Funcția de dezaglomerare D

Ruperea aglomeratului se datorează forțelor mecanice generate de tensiunile din acestea. De aceea, deformarea legăturilor este vâscoplastică. Separarea particulelor apare când deformația ajunge la o valoare critică, ε_{crit} . Timpul t_{crit} necesar ca deformația să ajungă la valoarea critică ε_{crit} este:

$$t_{crit} = \frac{\varepsilon_{crit}}{\dot{\varepsilon}} \quad (4.28)$$

Presupunând că modificarea aglomeratului Δs datorită ruperii legăturilor dintre particulele solide este proporțională cu coeficientul de aglomerare actual s , și considerând o perioadă oarecare de timp Δt , din timpul total t_{crit} pentru separare completă, se obține:

$$\Delta s = -s \frac{\Delta t}{t_{crit}} \quad (4.29)$$

Combinând ecuațiile (4.28) și (4.29) obținem:

$$\frac{\Delta s}{\Delta t} = -\frac{\dot{\varepsilon}}{\varepsilon_{crit}} \cdot s \quad (4.30)$$

De aceea, funcția de dezaglomerare D din ecuația de evoluție devine:

$$D = \dot{s} = \lim_{\Delta t \rightarrow 0} \frac{\Delta s}{\Delta t} = -\frac{\dot{\varepsilon}}{\varepsilon_{crit}} \cdot s \quad (4.31)$$

Combinând toate ecuațiile referitoare la ecuația de evoluție, obținem:

$$\frac{ds}{dt} = \dot{s} = p_b \cdot \frac{8f_s}{t_f} \cdot (1-s) - \frac{\dot{\epsilon}}{\epsilon_{crit}} \cdot s \quad (4.32)$$

Ecuția (4.32) este o ecuație diferențială liniară, în necunoscuta s , a cărei soluție este:

$$s(t) = \frac{a}{a-d} + \left(s_0 - \frac{a}{a-d} \right) \cdot e^{[(d-a)t]} \quad (4.33)$$

$$a = \frac{8p_b \cdot f_s}{t_f}$$

$$d = -\frac{\dot{\epsilon}}{\epsilon_{crit}}$$

unde s_0 este gradul inițial de aglomerare.

Mada și Ajersch [60] formulează o ecuație cinetică de evoluție (4.34) utilizând analogia cu cinetica chimică pentru a exprima gradul de aglomerare și dezaglomerare.

$$-\frac{ds}{dt} = k_1(s - s_e)^p - k_2(s_0 - s)^q, \quad (4.34)$$

unde k_1 și k_2 corespund constantelor cinetice. p și q sunt ordine de reacție ale proceselor de aglomerare și dezaglomerare și s_e este coeficientul de aglomerare la echilibru sau în regim staționar. S-a determinat experimental că p este egal cu 1 și că $k_1 \gg k_2$. Această ecuație poate fi integrată presupunând că la $t = 0$, $s = s_0$:

$$s(t) = s_e + (s_0 - s_e) \cdot e^{-k_1 t} \quad (4.35)$$

Comparând ecuația (4.35) cu ecuația (4.33), obținem pentru constanta cinematică k_1 și pentru s_e relațiile:

$$k_1 = a - d = \frac{8p_b \cdot f_s}{t_f} + \frac{\dot{\epsilon}}{\epsilon_{crit}} \quad (4.36)$$

$$s_e = \frac{a}{a-d} \quad (4.37)$$

d. Comportarea tixo-elastică

În cazul unor experimente ce se desfășoară rapid cum ar fi încercările la compresiune, unde deformația este destul mare pentru a provoca rupura structurală, apare evident necesitatea ca modelul să combine vâscoelasticitatea și tixotropia. Apare următoarea întrebare: este posibil să se distingă contribuția vâscoelastică de cea tixotropică? Depinde de importanța relativă a trei timpi caracteristici diferiți implicați în proces:

- timpul Maxwell τ_M pentru relaxarea inițială vâscoelastică;
- timpul tixotropic τ_T , ce caracterizează schimbările structurale;
- timpul experimental τ_E , adică durata aplicării deformării.

Partea vâscoelastică σ_v din rezistența la deformare totală σ poate fi descrisă cu ajutorul ecuației:

$$\sigma_v = \sigma_0 \cdot \left[1 - e^{(-t/\tau_M)} \right], \text{ cu } \tau_M = \frac{\eta}{E}, \quad (4.38)$$

unde E este modulul lui Young și η - vâscozitatea materialului considerat.

$$\text{Timpul tixotropic } \tau_T \text{ este, } \tau_T = \frac{1}{k_1} = \frac{1}{a-d}. \quad (4.39)$$

În final, timpul experimental τ_E poate fi calculat, pentru cazul încercării la compresiune, cu deformație finală ε_{final} , cu relația:

$$\tau_E = \frac{\varepsilon_{final}}{\dot{\varepsilon}}. \quad (4.40)$$

Dacă τ_M și τ_T sunt foarte diferiți, în general $\tau_M \ll \tau_T$, este simplu de a separa comportarea elastică (observată pe o scară de timp scurtă $\tau_E \approx \tau_M$) de cea tixotropică (observată pe o scară de timp lungă $\tau_E \approx \tau_T$). În caz contrar, dacă τ_M și τ_T au același ordin de mărime, vâscoelasticitatea și tixotropia vor fi suprapuse. În cazul încercării la compresiune au rezultat următoarele valori pentru timpii caracteristici [61]:

- $\tau_M = 0,25s$, cu $\eta = 10^7 Pa \cdot s$ și $E \approx 40 GPa$ pentru $T=570^0$ și $f_S=100\%$;
- $\tau_T = 1,5s$, pentru încercarea la compresiune cu $\dot{\varepsilon} = 0,1 s^{-1}$ și $T=570^0$;
- $\tau_E = 5,0s$.

Diferența dintre τ_M și τ_T este mai mică decât un ordin de mărime și deci ne confruntăm cu suprapunerea proceselor vâscoelastic și tixotropic în timpul încercării la comprimare. Combinând ecuațiile (4.38) și (4.19), obținem:

$$\sigma_v = \sigma_0 \cdot e^{\left(-\frac{\varepsilon}{\dot{\varepsilon} \cdot \tau_M} \right)} \quad (4.41)$$

$$\sigma = 3\eta_0 \cdot \dot{\varepsilon} \cdot \left(1 - \frac{f_S(1+0,1 \cdot s)}{f_S^*} \right)^{-2,5} + \frac{f_S \cdot s}{2} \cdot \left(\frac{R_b}{R} \right)^3 \cdot \sigma_0 \cdot \left[\frac{\dot{\varepsilon}}{\dot{\varepsilon}_0} \cdot e^{\frac{Q}{RT}} \right]^m \cdot \left[1 - e^{\left(-\frac{\varepsilon}{\dot{\varepsilon} \cdot \tau_M} \right)} \right] \quad (4.42)$$

În figura 4.5 sunt reprezentate grafic dependențele rezistență la deformare - grad de deformare descrise de ecuațiile (4.19) și (4.42). Se observă că în zona gradelor de deformare mici, curbele diferă semnificativ, pe când, în zona gradelor de deformare mari, curbele aproape se suprapun.

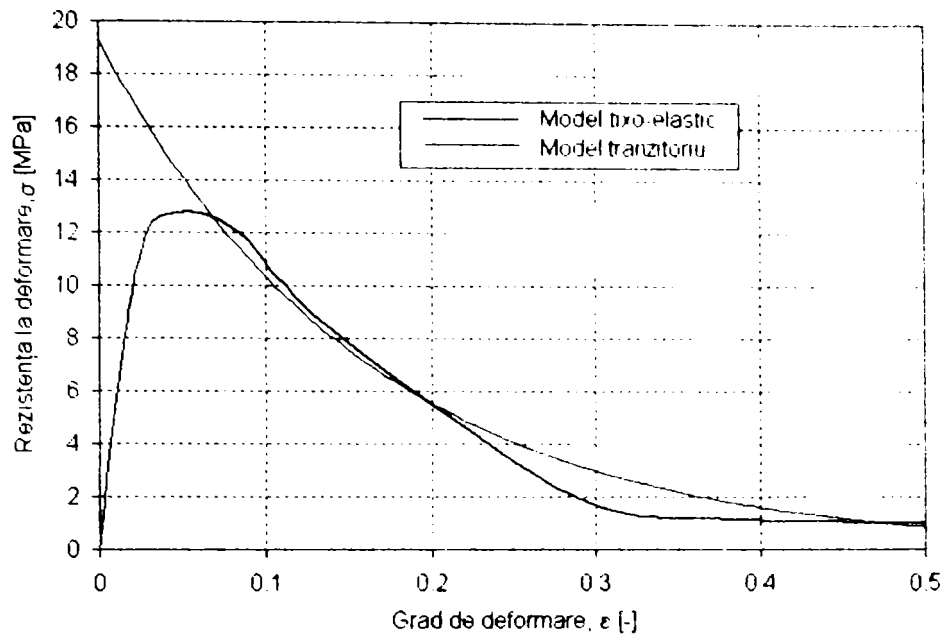


Fig. 4.5 - Comparații între curbele rezistenței la deformare obținute cu ajutorul modelelor tixo-elastic și tranzitoriu

4.2. DETERMINAREA EXPERIMENTALĂ A COMPORTĂRII LA DEFORMARE A MATERIALELOR METALICE ÎN STARE SEMILICHIDĂ

Pentru determinarea proprietăților mecanice ale materialelor metalice în stare semilichidă, pot fi utilizate diverse tipuri de experimente. În cazul materialelor în stare semilichidă, pentru a determina aceste proprietăți, trebuie să fie luate în considerare următoarele condiții:

- experimentul trebuie să fie reprezentativ pentru procesul de tixoformare cercetat;
- trebuie să se acorde atenție la apariția segregării lichide și localizarea deformației când se determină rezistența la deformare;
- microstructura epruvetelor nu trebuie să fie diferită de microstructura materialului procesat.

În continuare se prezintă câteva noțiuni referitoare la încercarea la compresiune a probelor din material semilichid.

4.2.1. Determinarea rezistenței la deformare

În cadrul încercării convenționale la compresiune, o epruvetă cilindrică cu înălțimea inițială h_0 este comprimată între două plăci paralele. Sunt măsurate forța de compresiune F și înălțimea descrescătoare $h(t)$ în funcție de timp, t . Încercarea la compresiune a epruvetelor cilindrice este o metodă comună pentru cercetarea materialelor în tehnologia de formare. Avantajele sale importante sunt fabricarea destul de simplă a epruvetelor și transformarea directă a descreșterii înălțimii h și a forței de compresiune în deformație ϵ și tensiune σ . În

cazul ideal, o forță uniaxială acționează asupra suprafeței circulare a unei epruvete cilindrice. Tensiunile radiale și tangențiale sunt egale cu zero. Neglijând corecțiile criteriului de curgere a lui Tresca, se poate scrie expresia deformației reale ε sub forma:

$$\varepsilon = \ln \frac{h_0}{h(t)} \quad (4.43)$$

Rezistența la deformare se poate scrie, aproximativ:

$$\sigma = \frac{F(t)}{A(t)}, \quad (4.44)$$

unde:

$$A(t) = \pi \cdot \frac{D(t)^2}{4} \quad (4.45)$$

unde: $D(t)$ este diametru mediu al epruvetei, dependent de timp;

Dacă ținem seama de legea constanței volumului,

$$D_0^2 \cdot h_0 = D(t)^2 \cdot h(t) \quad (4.46)$$

în care: D_0 este diametrul inițial al epruvetei, și presupunem că deformația este omogenă, rezistența la deformare poate fi descrisă cu ajutorul unei funcții dependente de timpul de compresiune t :

$$\sigma(t) = \frac{4 \cdot F(t) \cdot h(t)}{\pi \cdot D_0^2 \cdot h_0}. \quad (4.47)$$

Astfel, rezistența la deformare $\sigma(t)$ și deformația reală ε pot fi calculate din curba forță - timp obținută experimental $F(t)$ iar înălțimea descrescătoare $h(t)$ folosind ecuațiile (4.43) și (4.47).

4.2.2. Procedura experimentală

Epruvetele sunt prelevate din semifabricate cu structură și proprietăți specifice proceselor de formare în stare semilichidă. Acestea li se aplică, pe suprafețele laterale niște plăcuțe de molibden de grosime 0,3 mm în scopul minimizării transferului de căldură prin flux termic. Epruvetele sunt încălzite cu o viteză constantă de încălzire de 5 °C/s. Înainte de efectuarea încercării la comprimare, epruvetele se lasă circa 5 minute la temperatura pentru efectuarea încercării (din intervalul de solidificare) pentru omogenizarea temperaturii în interiorul epruvetei și egalizarea gradientului termic în interiorul acesteia. În timpul încercării, forța și înălțimea sunt înregistrate cu ajutorul unui calculator și apoi convertite în curbe de tensiune. Probele sunt deformate până la valoarea de 0,5 a deformației reale.

4.2.3. Rezultate

În figura 4.6 sunt prezentate trei curbe a aliajului de aluminiu AA7075 înregistrate la trei temperaturi diferite. Ele indică comportarea în zona tranzitorie a rezistenței la deformare cu punctul caracteristic de maxim și comportarea asimptotică în zona staționar. Se observă că la temperaturi înalte (sau fracțiuni lichide mari), valoarea maximă a rezistenței la deformare este scăzută și aproximativ egală cu cea din zona staționară.

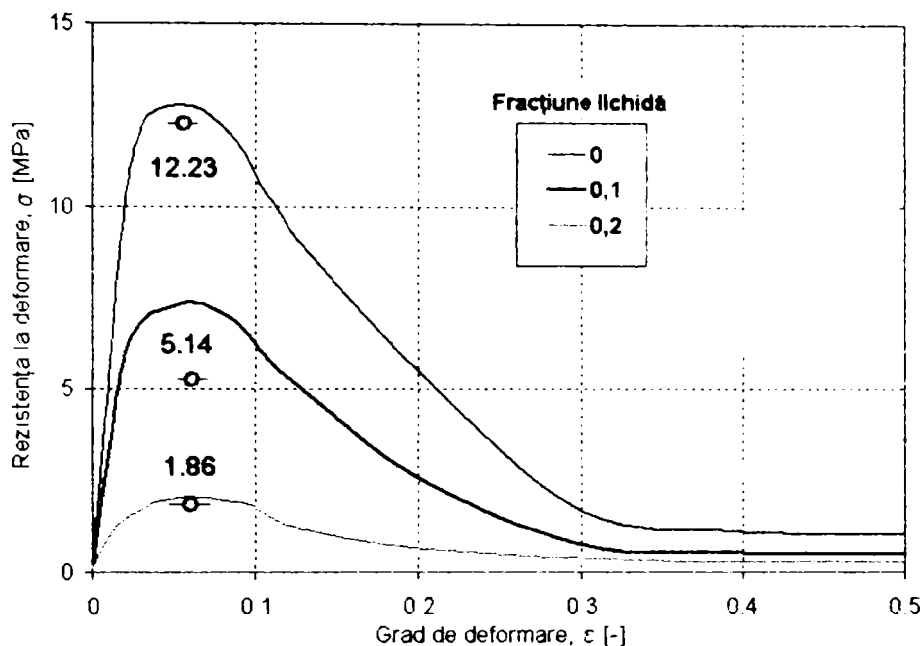


Fig. 4.6 - Rezistența la deformare a aliajului AA7075 la trei temperaturi diferite în intervalul semilichid, viteza de deformare 0.1 s^{-1} [61]

Pentru exprimarea valorii maxime a rezistenței la deformare în regim tranzitoriu în funcție de rezistența la deformare în regim staționar se poate folosi o relație de forma [62]:

$$\sigma_{max} = \xi \cdot \sigma_{\infty}, \quad (4.48)$$

în care ξ este un factor de scalare care se determină cu relația (8):

$$\xi = A \cdot e^{B \cdot f_L} \quad (4.49)$$

În relația (4.48), A și B sunt coeficienți ce depind de caracteristicile de material și de tehnologia de procesare în stare semilichidă, iar f_L reprezintă fracțiunea lichidă la care are loc procesarea. Factorul de scalare $\xi \rightarrow 1$ când valoarea fracțiunii lichide $f_L \rightarrow 1$.

Pentru situația din figura 4.6 valorile coeficienților din relația (4.49) sunt: $A=9,4042$ și $B=-6,9927$. Valorile maxime ale rezistenței la deformare în regim tranzitoriu σ_{max} calculate cu relația (4.49), sunt reprezentate, de asemenea, în figura 4.6.

4.3. CONCLUZII

S-a modelat matematic comportarea la deformare a materialelor metalice semilichide cu comportament tixotropic, obținându-se relații de calcul și curbe de dependență. Curbele de dependență prezintă două zone de comportare: staționară și tranzitorie.

Pentru proiectarea tehnologiilor de matrițate în stare semilichidă, interesează valoarea maximă a rezistenței la deformare σ_{\max} din regimul tranzitoriu deoarece ea determină valoarea maximă a forței de deformare.

În acest sens, s-a propus o relație simplificată de calcul a valorii maxime a rezistenței la deformare în regim tranzitoriu σ_{\max} în funcție de rezistența la deformare în regim staționar σ_{∞} , cu ajutorul căreia se poate evalua simplu și rapid forța maximă de deformare.

CAPITOLUL 5

SIMULAREA PROCESULUI DE MATRIȚARE ÎN STARE SEMILICHIDĂ

5.1. PRINCIPIILE ANALIZEI ȘI SIMULĂRII CU ELEMENTE FINITE

Necesitatea rezolvării unor probleme complexe a condus la o sinteză neașteptată între soluția analitică pe un model aproximativ și experimentele pe modele reale, rezultatul fiind analiza numerică. Spre deosebire de soluția analitică pentru un model analitic aproximativ, soluția numerică aproximează evoluția unui proces fizic pornind de la un model analitic exact modelat și analizat cu ajutorul unor programe specializate. Modelul analitic exact se mai întâlnește în literatura de specialitate și sub denumirea de model virtual.

Modelul virtual poate fi creat în spațiul virtual 2D sau 3D al calculatorului cu ajutorul unui program de modelare. Acesta poate fi analizat din punct de vedere al comportării lui sub acțiunea influențelor exterioare pentru anumite condiții la limită sau inițiale, cu ajutorul unui program special care utilizează diferite metode numerice de analiză și rezolvare a ecuațiilor. În final sunt furnizate soluțiile numerice aproximative. Programul are posibilitatea de optimizare a soluțiilor prin obținerea unei precizii satisfăcătoare din punctul de vedere al utilizatorului. Pentru aceasta se impune schimbarea condițiilor de încărcare, a condițiilor la limită (acolo unde este cazul, a condițiilor inițiale etc.), a modului de aplicare a lor asupra modelului virtual etc.

Așadar, analiza numerică permite studiul unor fenomene prin variația condițiilor de testare în condiții economice deosebit de avantajoase mai ales pentru acele fenomene care nu pot fi reproduse în laborator. Condițiile de analiză numerică nu necesită decât costuri de proiectare, tehnică de calcul și soft-uri specializate de analiză numerică. Analiza numerică în ingineria modernă s-a dezvoltat în trei direcții principale datorită următoarelor metode de

analiză: metoda diferențelor finite, metoda elementelor de frontieră și metoda elementelor finite.

Metoda elementelor finite este cea mai utilizată metodă numerică pentru simularea proceselor metalurgice (turnare, deformare plastică) de mai mulți ani. Generalitatea metodei, simplitatea conceptelor de bază și utilizarea calculatoarelor electronice explică extinderea și interesul pentru această metodă. În prezent, ea constituie un instrument deosebit de eficient de cercetare științifică și de proiectare asistată de calculator, cu aplicații multiple și extrem de variate. Metoda permite cercetătorilor să anticipeze modul de comportare a proceselor, să anticipeze defectele ce se pot produce în timpul acestora și să modifice parametrii pentru a îmbunătăți procesele.

Ca orice metodă numerică de calcul și aceasta este o metodă aproximativă, deci furnizează soluții aproximative, care asigură însă o precizie suficientă pentru aproape toate calculele ingineresti.

Metoda elementelor finite utilizează un model matematic integral al fenomenului studiat, care se obține frecvent cu ajutorul metodelor variaționale sau al metodei reziduurilor ponderate. Această metodă se bazează pe aproximarea locală a variabilei de câmp pe subdomenii ale domeniului studiat (numite elemente finite). Metodele matematice folosite transformă expresia diferențială a problemei (ecuațiile diferențiale și condițiile la limită a domeniului) într-o formă integrală, numită forma variațională, care include o parte din condițiile la limită a problemei. Prin folosirea modelului integral, precum și a unor funcții de aproximare continue pentru variabila de câmp, respectiv a unor funcții de interpolare continue pentru geometria elementelor finite, pot fi discretizate practic domenii oricât de complexe.

Utilizarea acestei metode nu exclude folosirea metodelor clasice - acolo unde este posibil - și mai ales a analizei experimentale, în prezent folosindu-se frecvent metode hibride (numerice, analitice și experimentale).

Interesul pentru această metodă este reflectat și de creșterea semnificativă a numărului de publicații și de manifestări științifice consacrate metodei. Importantă este și creșterea numărului de programe de calcul cu elemente finite, majoritatea programelor recente destinate proiectării având încorporate soft-uri speciale, care să permită efectuarea unor analize numerice cu metoda elementelor finite ori cu ale metode numerice.

În general, soft-urile dedicate permit abordarea unei problematici deosebit de complexe:

1. *Analiza statică* - se referă la posibilitatea de a determina tensiunile și deformațiile pentru o problemă în care solicitările sunt constante în timp.

2. *Analiza dinamică* - în cazul în care solicitările sunt variabile în timp, se pot obține tensiuni și deformații pentru orice moment în care utilizatorul consideră că este necesar; de asemenea, programul poate determina valorile maxime ale tensiunilor și deformațiilor și momentele corespunzătoare.
3. *Analiza neliniară* - oferă posibilitatea de a determina starea de tensiuni și deformații în următoarele situații:
 - probleme cu materiale neliniare;
 - probleme cu deplasări mari;
 - probleme de contact.
4. *Analiza termică* - permite calculul temperaturilor într-o structură, în diverse condiții de solicitare termică.
5. *Analiza la oboseală a structurilor* - oferă posibilitatea determinării duratei de viață a oricărui element component dintr-o structură, în condițiile unei solicitări variabile în timp.
6. *Analiza curgerilor de fluide* - permite analiza în spațiul bidimensional și tridimensional a curgerii fluidelor.
7. *Optimizare structurală* - oferă posibilitatea de a obține o structură optimă atât din punct de vedere geometric, cât și al secțiunilor, în condițiile în care se definesc elementele specifice oricărui proces de optimizare: funcția obiectiv, restricții și variabilele de optimizare.
8. *Analiza electromagnetică*, pentru determinarea influenței câmpurilor electromagnetice.

Aplicarea metodei elementelor finite cuprinde în principiu următoarele etape:

 - realizarea modelului geometric plan sau spațial folosind modelul geometric intrinsec al soft-ului sau prin mijloacele specifice modelării geometrice cu programele de CAD; în ultima situație trebuie importat modelul realizat;
 - definirea elementelor specifice: tip de element, constante geometrice, material;
 - definirea solicitărilor și a condițiilor de contur, aceste elemente fiind asociate modelului geometric;
 - generarea automată sau controlată a rețelei de elemente finite;
 - analiza propriu-zisă;
 - postprocesarea rezultatelor; referitor la acest aspect, în general soft-urile oferă posibilitatea de a prezenta rezultatele sub mai multe forme: harta rezultatelor pe modelul geometric tridimensional; isosuprafețe de rezultate pe modelul geometric tridimensional; secțiuni definite de utilizator pentru o mai bună vizualizarea a unor detalii ale rezultatelor pe modelul geometric tridimensional.

5.2. PROGRAMUL DE SIMULARE

Pentru analiza și simularea cu elemente finite a procesului de matrițare în stare semilichidă se utilizează programul de analiză cu elemente finite - Ansys V.6.1.

Programul permite două moduri de lucru: cu o interfață grafică utilizator (GUI) sau cu o fereastră de comandă (batch mode). Modul de lucru GUI oferă o interfață prietenoasă (fig. 5.1) ce permite realizarea modelului și analiza cu element finit chiar și pentru utilizatorii neexperimentați. Funcțiile programului, comenzile, help-ul pot fi accesate din meniuri folosind tastatura și mouse-ul. Modul de lucru cu fereastra de comandă necesită ca utilizatorul să scrie comenzile ce trebuie executate de program în cod ASCII. Acest mod de lucru se recomandă utilizatorilor experimentați.

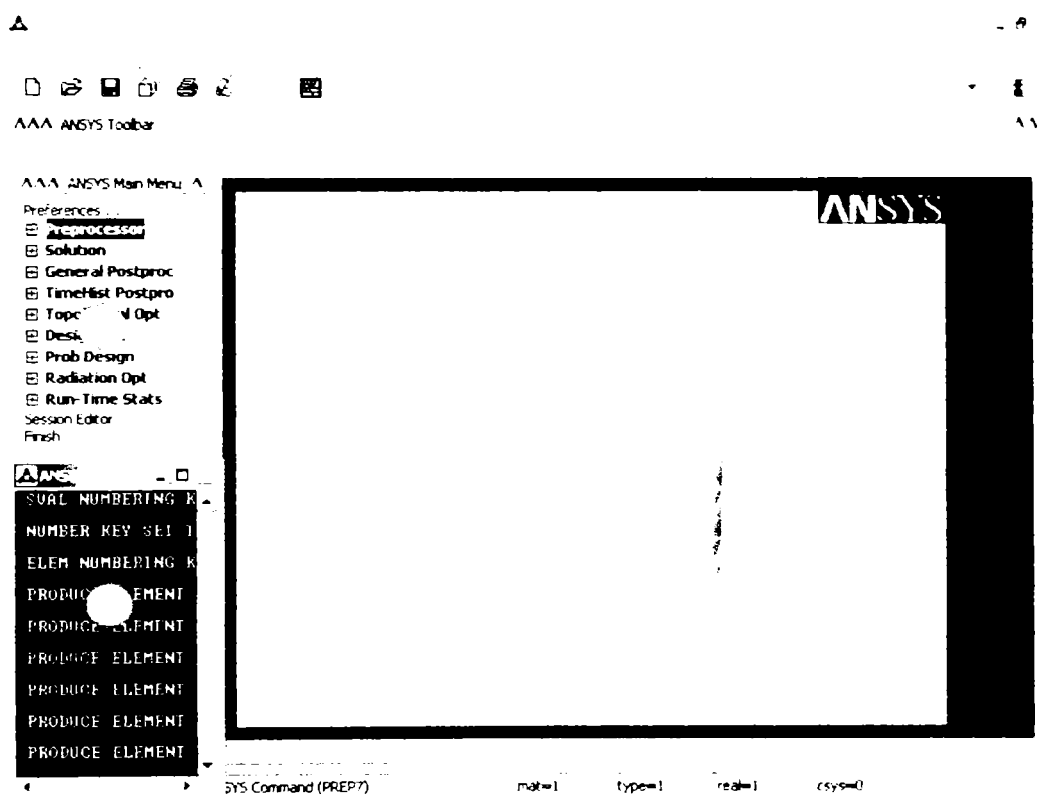


Fig. 5.1 – Interfața Ansys 6.1:

- 1 – bara de meniuri; 2 – fereastra de introducere a comenzilor; 3 – bara de instrumente;
- 4 - fereastra grafică; 5 – meniu principal; 6 – fereastra de informare

Comenzile și funcțiile necesare modelării și analizei cu elemente finite a modelelor sunt localizate în submeniurile meniului principal *Main menu* (5).

Ca multe programe de analiză cu element finit, Ansys divizează orice problemă de analiză în trei stadii: preprocesare (*Preprocessing*), soluționare (*Solution*) și postprocesare (*Postprocessing*).

În primul stadiu, utilizatorul creează modelul de analizat sau îl importă, definește tipul de elementelor de discretizare, stabilește materialele și proprietățile acestora, toate acestea prin activarea ușoară a comenzilor din meniul principal, secțiunea *Preprocessing*.

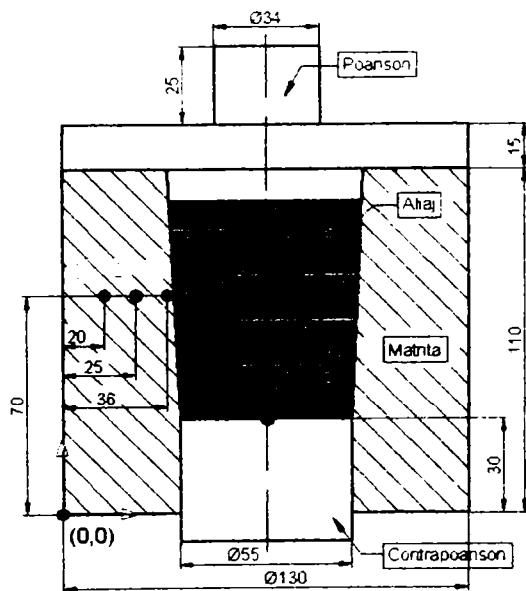
În cel de-al doilea stadiu se aplică încărcările, se definesc condițiile inițiale și de frontieră, se discretizează modelul (programul permite și definirea automată a nodurilor și elementelor finite pentru piesa supusă analizei) și se cere programului să rezolve problema.

Ultimul stadiu, *Postprocessing*, permite utilizatorului să vizualizeze rezultatele obținute în urma analizei. Programul oferă o mare varietate de posibilități ce vă vor oferi posibilitatea înțelegerii comportării modelului analizat în realitate. Se poate folosi animația pentru a testa modelul dacă este corespunzător din punct de vedere al formei și funcționării cu modelul final practic de realizat.

5.3. SIMULAREA SOLIDIFICĂRII ÎN PROCESUL DE MATRIȚARE ÎN STARE SEMILICHIDĂ

5.3.1. Descrierea problemei

Obiectivul este de a determina câmpul de temperatură în aliajul procesat și în matrița/poanson în timpul procesului de matrițare în stare semilichidă, varianta ML. în anumite puncte, corespunzătoare amplasării termocupleurilor. Aliajul se toarnă în matriță în stare lichidă, cu temperatura mai mare decât temperatura de topire, se solidifică în intervalul de solidificare, după care urmează răcirea. Se vor trasa curbele $T=f(t)$ (temperatura funcție de timp) pentru punctele 0, 1, 2 și 3 în vederea comparării cu rezultatele experimentale.



Tabelul 4.1 - Geometria punctelor

Pct.	Coord. X	Coord. Y
0	65	30
1	36	70
-	25	7
3	20	70

Fig. 5.2 – Amplasarea termocupleurilor

Coordonatele punctelor 0,..., 3 din figura 5.2 sunt prezentate în tabelul 5.1 și sunt raportate față de originea (0,0) a sistemului de coordonate XOY.

Modelul de simulare permite cercetarea modului de comportare a procesului în condițiile variației temperaturii de alimentare a matriței și a temperaturii de preîncălzire a matriței.

5.3.2. Realizarea modelului geometric

Problema se modelează în spațiul bidimensional, considerând o secțiune, ce conține axa de simetrie, prin ansamblul matriță – aliaj – poanson – contrapoanson. De asemenea se consideră că matrița și poansonul fac corp comun. Ținând seama de dimensiunile prezentate în figura 5.2, modelul geometric necesar analizei se realizează folosind modelorul intrinsec al soft-ului, etape de modelare fiind prezentate în fig. 5.3.

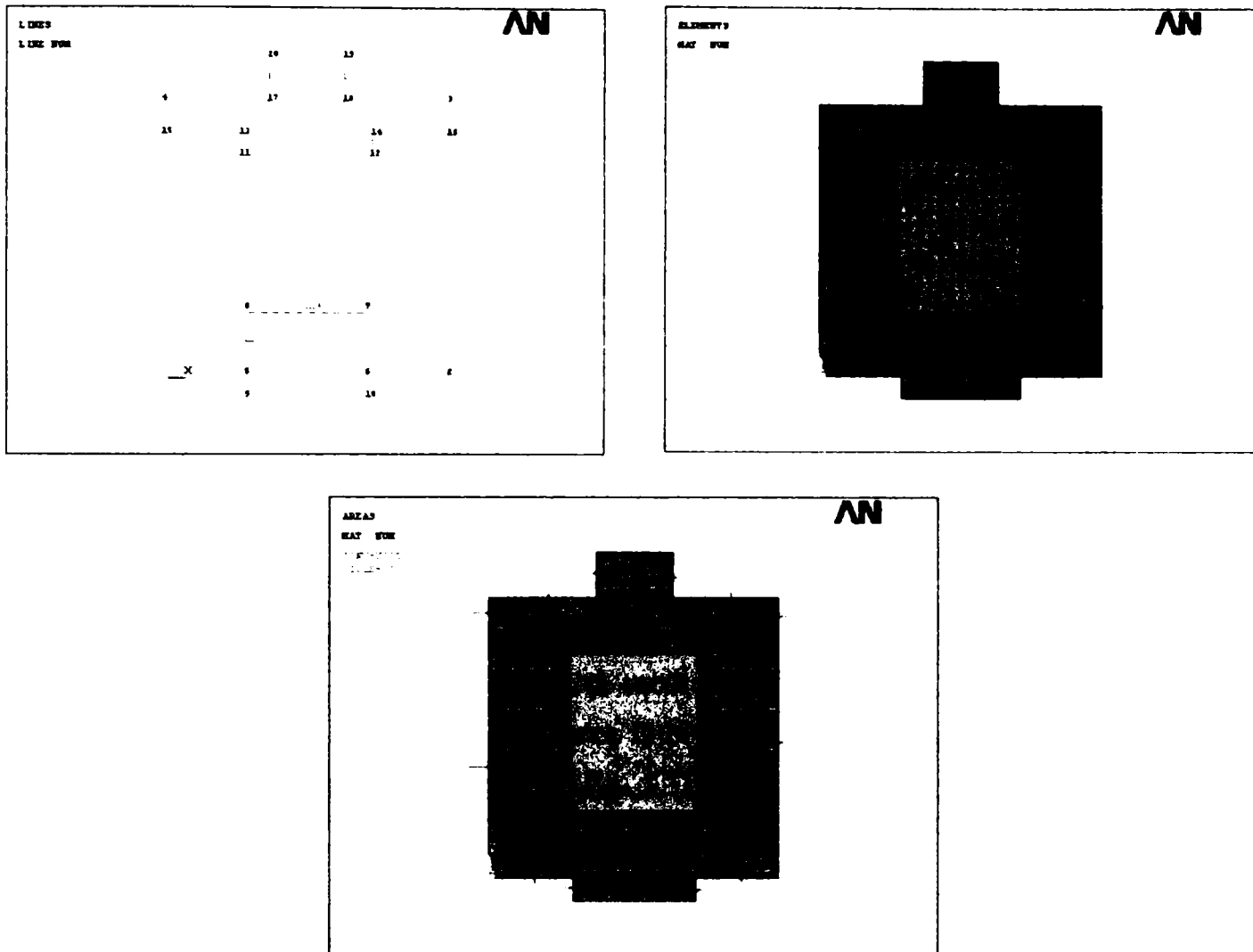


Fig. 5.3 –Etape de realizare a modelului geometric

5.3.3. Definirea materialelor, stabilirea proprietăților acestora și a tipului elementelor de rețea. Generarea rețelei de elemente finite

Se definesc proprietățile materialelor. Astfel, pentru aliaj, se consideră:

- densitatea: 2230 kg/m^3 ;
- căldura specifică: $1300 \text{ J/kg}\cdot\text{C}$;
- conductivitate termică, conform graficului din figura 5.4;
- entalpia, conform figurii 5.5.

iar pentru matriță, poanson și contrapoanson:

- densitate: 8000 kg/m^3 ;

- căldura specifică: 500 J/kg·C;
- conductivitate termică, conform figurii 5.4.

Pentru analiza din cazul de față se alege ca element al rețelei de discretizare elementul PLANE 55 care este specific analizei termice staționare sau tranzitorie, în planul bidimensional. În momentul generării rețelei de elemente finite se face și atribuirea caracteristicilor de material corespunzătoare.

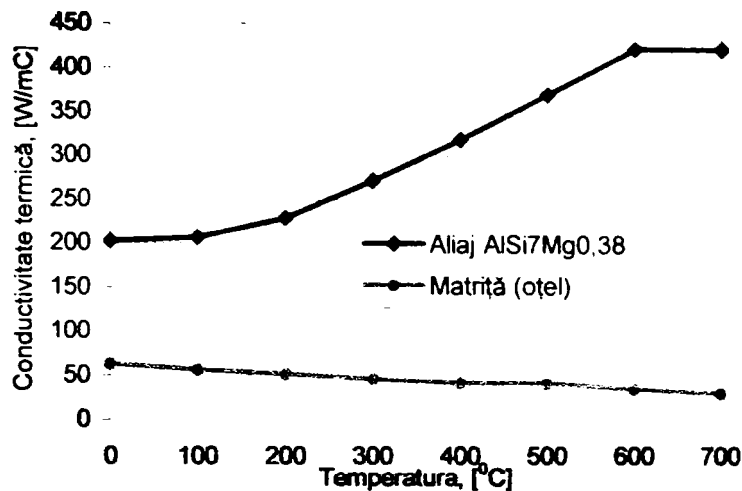


Fig. 5.4 – Conductivitatea termică a materialelor

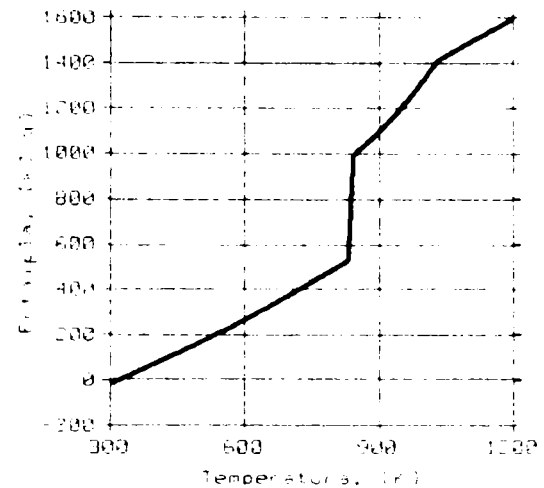


Fig. 5.5 – Dependența entalpie – temperatură pentru aliajul AlSi7Mg0,38

5.3.4. Definirea solicitărilor și a condițiilor de contur

Transferul de căldură între matriță și mediul exterior se face prin convecție liberă. Acest lucru se materializează prin aplicarea unei condiții de contur pe liniile ce formează conturul exterior al modelului geometric (fig. 5.3). Parametrii condiției sunt: coeficientul de convecție 12,30 W/m²·C și temperatura mediului ambiant: 25⁰C.

5.3.5. Stabilirea tipului de analiză și a parametrilor acesteia

Temperatura este dependentă de timp, deci analiza va fi tranzitorie (nestaționară). Se stabilește timpul de analiză de 300 secunde și pasul de 1 secundă.

Specificarea condițiilor inițiale pentru analiză:

- nodurile corespunzătoare aliajului, în momentul inițial, au temperatura egală cu 630⁰C;
- nodurile corespunzătoare matriței, poansonului și contraansonului, în momentul inițial, au temperatura egală cu 100⁰C.

5.3.6. Procesarea, definirea nodurilor de interes, prezentarea rezultatelor

După efectuarea propriu-zisă a analizei (procesare), pentru determinarea temperaturilor în punctele de interes în anumite momente, se identifică nodurile corespunzătoare punctelor de amplasare a termocupurilor și se definesc variabilele notate cu 0, 1, 2 și 3.

Câmpurile de temperatură din aliaj și matriță, în diverse momente, sunt prezentate în figurile 5.6,....5.11.

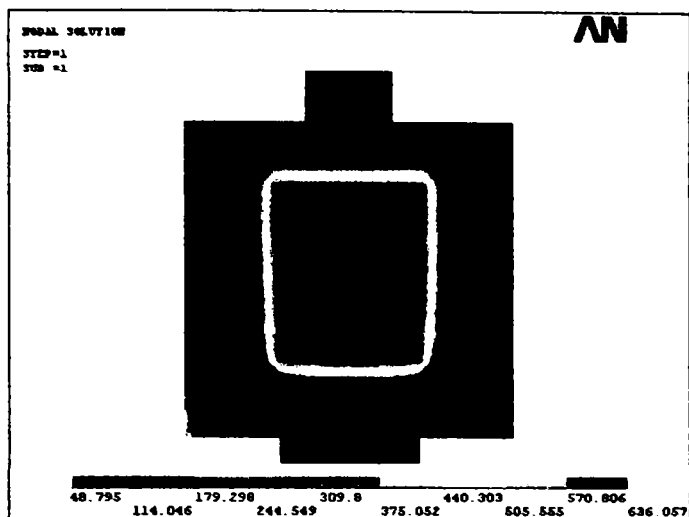


Fig. 5.6 – Câmpul de temperatură la momentul $t = 1$ s

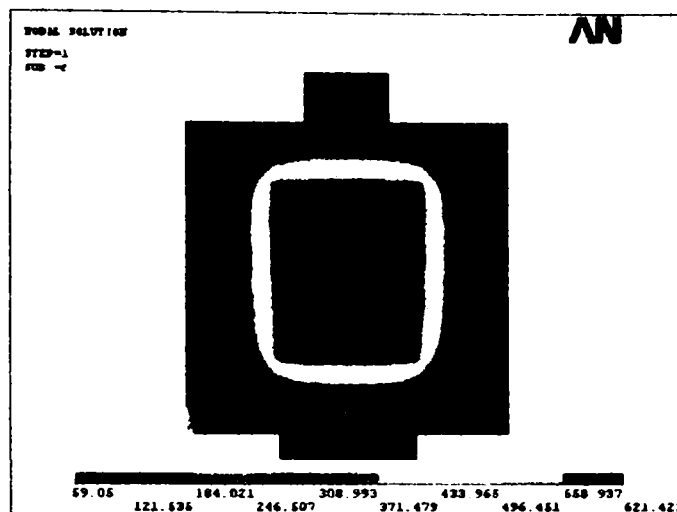


Fig. 5.7 – Câmpul de temperatură la momentul $t = 2$ s

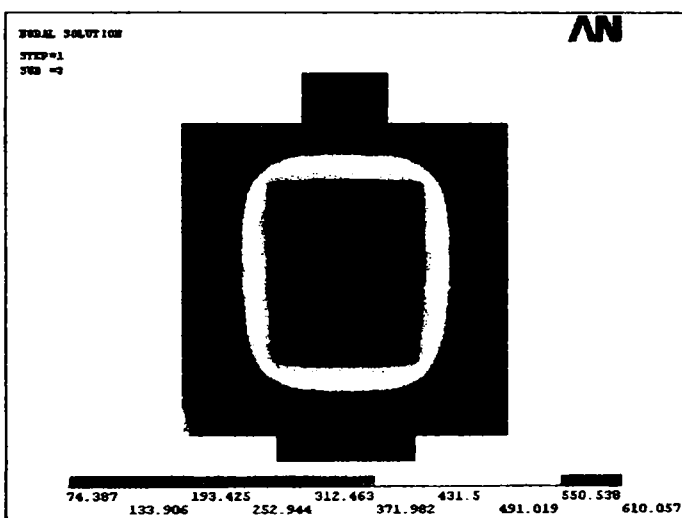


Fig. 5.8 – Câmpul de temperatură la momentul $t = 3$ s

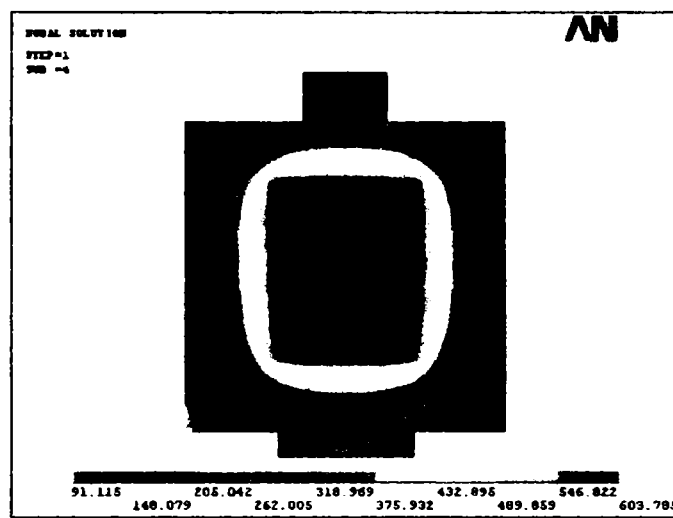


Fig. 5.9 – Câmpul de temperatură la momentul $t = 4$ s

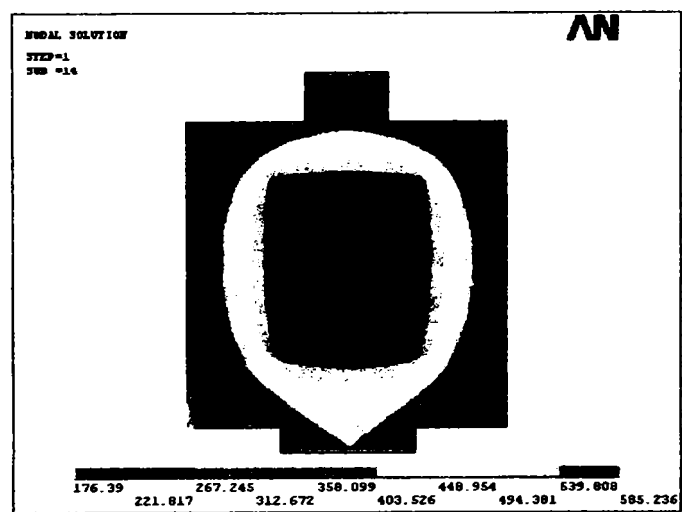


Fig. 5.10 – Câmpul de temperatură la momentul $t = 14$ s

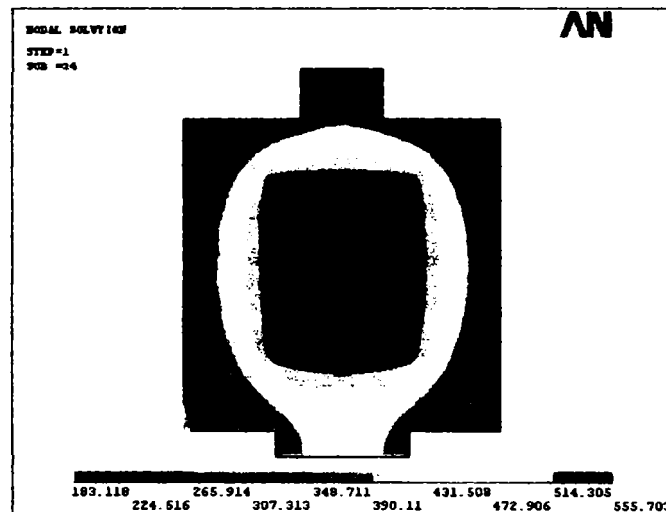


Fig. 5.11 – Câmpul de temperatură la momentul $t = 34$ s

În figura 5.12 se prezintă evoluția temperaturii în piesă și matriță de la turnarea aliajului în matriță până în momentul solidificării complete a piesei.

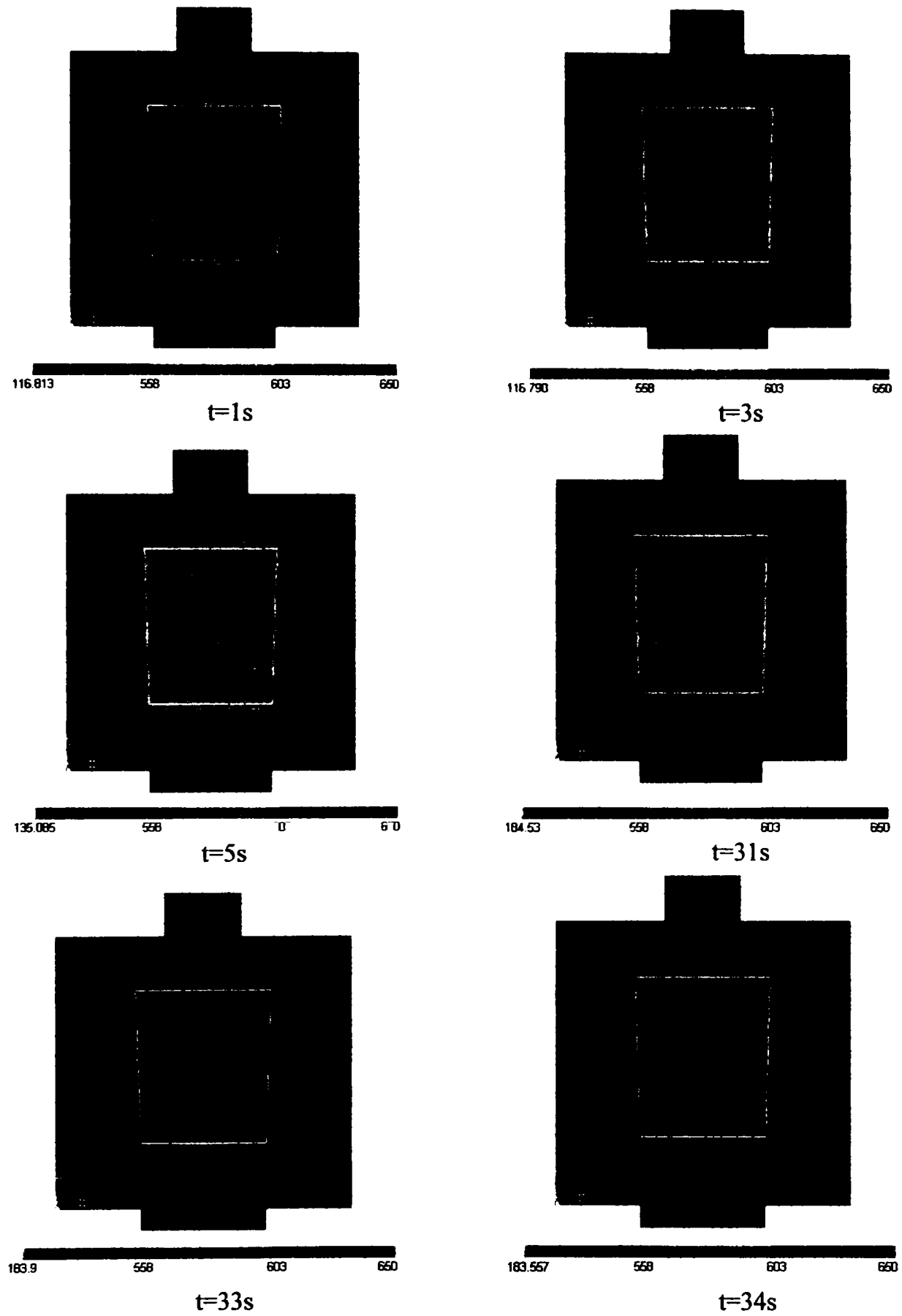


Fig. 5.12 - Evoluția frontului de solidificare în piesă

Variația temperaturii în punctele de interes este prezentată în figura 5.13. Alura curbelor este foarte asemănătoare cu cea a curbelor obținute prin experimentare.

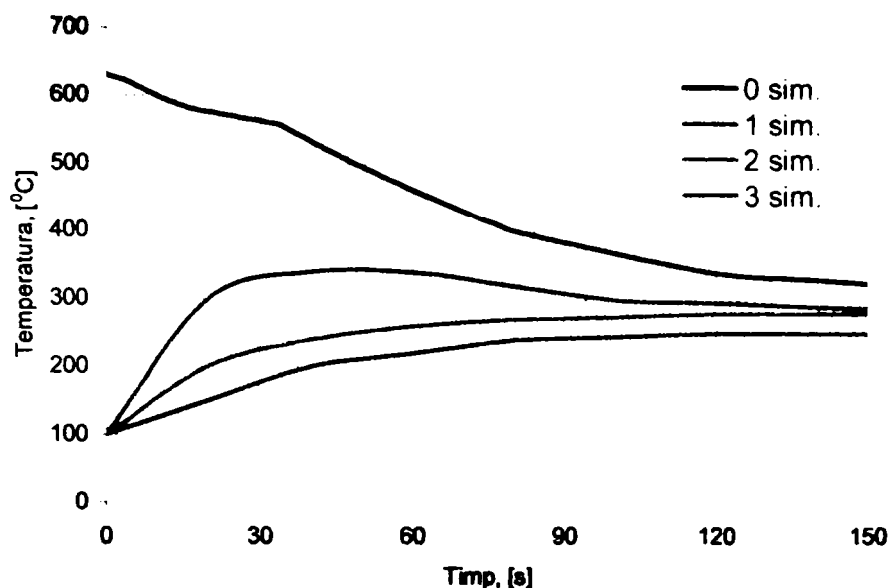


Fig. 5.13 - Curba de răcire a piesei (0 sim.) și curbele de încălzire ale matriței (1 sim., 2 sim., 3 sim.), obținute în urma simulării în condițiile: $T_T=630^{\circ}\text{C}$, $T_{OM}=100^{\circ}\text{C}$

5.4. COMPARAREA REZULTATELOR ȘI CONCLUZII

Pentru compararea datelor experimentale cu datele rezultate în urma simulării s-a realizat reprezentarea grafică din figura 5.14.

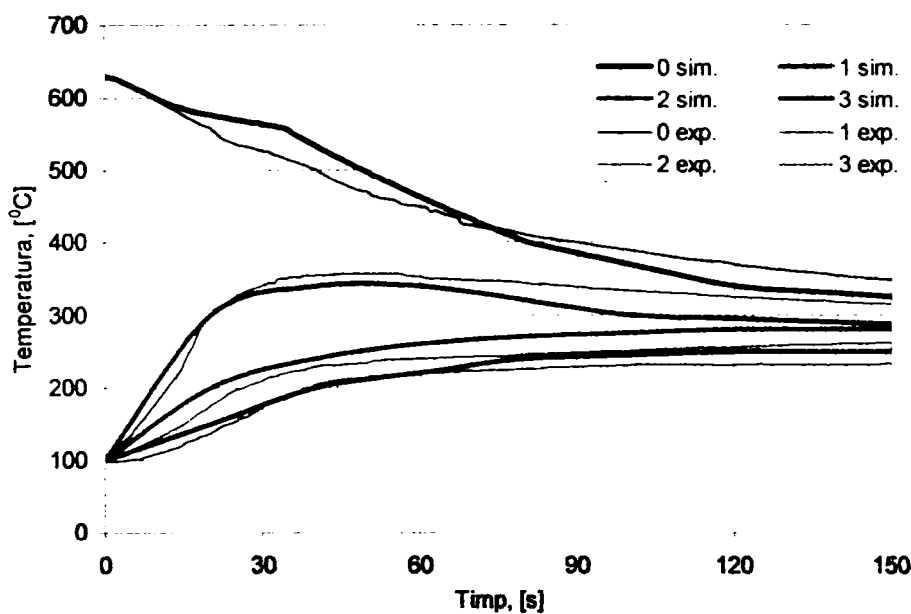


Fig. 5.14 – Comparații între rezultatele experimentale și cele obținute în urma simulării, în condițiile $T_T=630^{\circ}\text{C}$, $T_{OM}=100^{\circ}\text{C}$

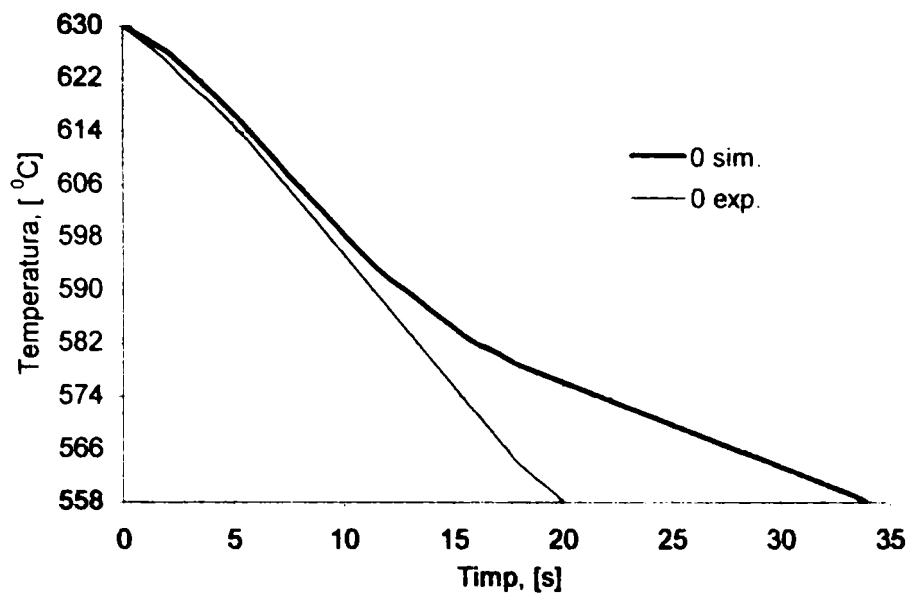


Fig. 5.14 - Detaliu privind intervalul T_T-T_S a curbelor de răcire, în condițiile: $T_T=630^{\circ}\text{C}$,
 $T_{OM}=100^{\circ}\text{C}$

În ceea ce privește durata de menținere a piesei în matriță, în urma simulării s-au obținut valori mai mari decât cele rezultate în urma experimentărilor (fig. 5.14), dar foarte apropiate de cele obținute pe cale teoretică.

Se observă diferențe foarte mici între rezultatele comparate ceea ce înseamnă că modelul de simulare propus poate fi utilizat cu destulă precizie pentru analiza fenomenului termic din cadrul procesului de matrițare în stare semilichidă. Datele rezultate sunt foarte apropiate de cele obținute în urma experimentărilor ceea ce demonstrează că acest model de simulare este potrivit pentru studiul procesului.

CAPITOLUL 6

OPTIMIZAREA TEHNOLOGIEI DE MATRIȚARE STARE SEMILICHIDĂ A MATERIALELOR METALICE

6.1. CONSIDERAȚII PRIVIND OPTIMIZAREA PROCESELOR METALURGICE

Dezvoltarea continuă a tuturor ramurilor industriei metalurgice și a construcțiilor de mașini impune introducerea unor elemente de analiză de mare eficiență, care să permită, într-o perioadă minimă drumul de la cercetare la producția industrială. Modelarea proceselor constituie în acest sens un instrument de bază util atât în faza de concepție, cât și în cea de analiză a funcționării instalațiilor industriale. Combinată cu utilizarea calculatoarelor, modelarea proceselor permite determinarea regimurilor optime ale proceselor metalurgice. Dezvoltarea continuă, îmbunătățirea și perfecționarea tehnologiilor, prin modernizarea utilajelor și liniilor productive și prin extinderea capacităților de producție, în paralel cu progresul remarcabil în domeniul cibernetizării proceselor și al conducerii automate a acestora impune ca o necesitate obiectivă implementarea unor metodologii de optimizare a proceselor și de conducere eficientă în vederea obținerii unor produse de calitate și la costuri cât mai mici.

Industria metalurgică, ca mare consumatoare de materii prime, combustibili și energie, se caracterizează în primul rând prin complexitatea deosebită a proceselor tehnologice, iar în al doilea rând prin capacități mari de producție ale unităților tehnologice (furnale, oțelării, laminoare, secții de electroliză), deci implementarea unor

metode de conducere optimală a acestor procese vor duce la economii importante de materii prime, combustibili și energie.

Caracterul optimizării proceselor metalurgice este influențat în mare măsură de particularitățile complexe ale acestora care se desfășoară în cadrul unui număr mare de variabile (parametrii) care acționează independent sau se intercondiționează în timp. Din acest motiv, pentru analiza proceselor metalurgice se utilizează în principal metodele statistice fundamentale care permit ca din valorile observate să se tragă concluzii asupra repartiției frecvențelor diferiților parametrii, interacțiunii lor, verificării valabilității anumitor premise, studierii dependențelor dintre diferiți parametrii. În ultimul timp, au început să fie folosite și metodele statistice dinamice care conduc la o descriere dinamică a procesului tehnologic studiat. Metodele statistice de analiză a proceselor metalurgice nu rezolvă însă o serie întreagă de aspecte referitoare la modul de stabilire a deciziilor pentru conducerea proceselor. Din această cauză, în paralel cu metodele statistice s-au dezvoltat metodele de optimizare.

Optimizarea este operația de studiere a unei probleme în urma căreia se obține un rezultat, care în comparație cu alte rezultate posibile, este cel mai bun, cel mai potrivit, cel mai indicat și în baza căruia se poate lua o decizie cu caracter tehnico-economic [69].

Deși optimizarea nu este altceva decât o expresie a dorinței din totdeauna a omului către perfecțiune și, deși, multe din instrumentele matematice folosite în operațiile de optimizare au fost create cu secole în urmă, dificilele și voluminoasele calcule necesare soluționării numerice a problemelor au exclus aplicabilitatea lor practică. Dezvoltarea vertiginoasă a metodelor automate de calcul în secolul nostru nu numai că a conferit noi atribute vechilor metode de calcul, dar a declanșat o adevărată avalanșă de cercetări în domeniul regăsit al optimizării.

Optimizarea oricărui proces tehnologic are la bază un model matematic.

Modelul matematic este elementul principal în conducerea cu calculator a proceselor tehnologice și de aceea exactitatea și obiectivitatea sa condiționează conducerea corectă și eficacitate tehnico-economică corespunzătoare. Dar nu întotdeauna modelele matematice sunt suficient de perfecționate astfel încât să prezinte garanția necesară că în urma aplicării se va obține rezultatul optim; din acest motiv, îmbunătățirea situației unei probleme analizate la un moment dat constituie pentru momentul studiului tot o optimizare. De aceea, noțiunea de optim capătă o dublă semnificație, definitivă și relativă, în raport cu nivelul posibilităților modelului matematic utilizat.

Căutarea celei mai bune soluții, respectiv a adevărului, comportă fie găsirea pe calea studiului a unor adevăruri definitive, fie a unor adevăruri relative, valabile numai

în anumite condiții și care, în raport cu adevărurile definitive, includ implicații și erori, care, probabil vor fi eliminate datorită dezvoltării permanente a științei și în general a gândirii omenești.

Obținerea unui rezultat optim este deci în funcție de posibilitățile științifice ale modelului utilizat, de nivelul de cunoștințe și datele existente asupra problemei de rezolvat, precum și de raportul dintre specificul modelului și specificul problemei de rezolvat.

Parametrii tehnologici de modelare. Un proces tehnologic, în general, este caracterizat prin două categorii de parametri (variabile): independenți (i) și dependenți (e).

Parametrii independenți sunt parametri de intrare ai procesului și pot fi: comandați (m) sau necomandați (z).

În figura 6.1 se prezintă schema funcțională a unui proces tehnologic, conform notațiilor de mai sus.

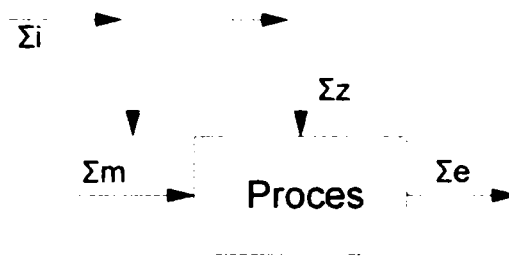


Fig. 6.1 – Schema funcțională a unui proces tehnologic

Parametrii necomandați, numiți și mărimi de perturbație ale procesului, variază aleator și tind să modifice valorile parametrilor de ieșire. Cei mai importanți parametri de perturbație ai procesului sunt cei legați de caracteristicile materiei prime (compoziția chimică, compoziția granulometrică, dimensiuni) și de starea agregatului (utilajului).

Etapele rezolvării problemelor de optimizare sunt: culegerea informațiilor referitoare la procesul analizat; elaborarea modelului matematic; verificarea modelului matematic; determinarea soluției optime și aplicarea ei.

Prin culegerea informațiilor referitoare la procesul studiat se înțelege culegerea de date statistice și a informațiilor ce descriu procesul respectiv. Această etapă este legată de cea a întocmirii modelului matematic deoarece acesta din urmă poate indica datele statistice care trebuie culese.

Modelul matematic al unui proces se definește ca fiind sistemul de ecuații și inecuații apt să descrie în mod corect interdependențele din variabilele procesului.

Tipuri de modele matematice utilizate. Modelele matematice ale proceselor tehnologice sunt de două tipuri [70]:

a). modele procedurale;

b). modele calculatorii:

- deductive;
- predictive:
 - staționare;
 - dinamice.

a. Modelul matematic procedural

Modelul procedural reprezintă un grup de instrucțiuni care trebuie executate sau o strategie referitoare la efectuarea unei succesiuni de operații într-o situație predeterminată. De exemplu, modelul procedural de conducere a elaborării oțelului în cuptoare electrice cu arc cuprinde o serie de instrucțiuni privind puterea arcului electric și poziția corectă a electrozilor în fiecare moment, în funcție de cantitatea și natura încărcăturii și fazele elaborării.

Calculatorul programat cu acest model conduce procesul de elaborare „on-line” sau „off-line” prin intermediul operatorului.

Modelul procedural nu ține seama de relațiile fizico-chimice dintre parametrii procesului modelat, ci cuprinde numai instrucțiuni de conducere a procesului. El nu este foarte exact, nu este simplu în exploatare, însă realizează reproductibilitatea condițiilor de desfășurare a proceselor.

b. Modelul matematic calculatoriu

Modelul calculatoriu este modelul matematic propriu-zis, care conține una sau mai multe ecuații ce leagă între ele variabilele procesului [69].

□ Modelul calculatoriu deductiv reprezintă un sistem de ecuații prin care se determină valorile curențe ale unei variabile nemăsurabile din valorile altor variabile măsurabile. Modelul conține un număr de ecuații egal cu cel al variabilelor nemăsurabile, care le exprimă pe acestea în funcție de cele măsurabile, care pot fi variabile dependente sau independente ale procesului.

□ Modelul calculatoriu predictiv constă dintr-un sistem de ecuații care exprimă legătura dintre parametrii dependenți și parametrii independenți, permițând astfel să se prevadă răspunsul procesului la variația unor parametri independenți. Numărul de ecuații ale modelului este egal cu cel al parametrilor dependenți. Modelele calculatorii predictive sunt folosite pentru optimizarea proceselor tehnologice.

Modelele predictive pot fi: staționare și dinamice.

Modelul predictiv staționar conține ecuații de legătură între parametrii dependenți și independenți, valabile în cazul regimului staționar al procesului. Se utilizează la optimizarea staționară a proceselor.

Modelul predictiv dinamic este cel mai general și conține ecuații de legătură între parametrii dependenți și independenți în regim dinamic. Se utilizează la optimizarea dinamică a proceselor.

6.2. ELABORAREA MODELULUI MATEMATIC

Elaborarea modelului matematic cuprinde următoarele etape principale: formularea modelului, stabilirea funcției de performanță, stabilirea ecuațiilor modelului și verificare modelului.

Formularea modelului se face în patru etape: stabilirea scopului modelului, delimitarea procesului modelat, stabilirea variabilelor (parametrilor) procesului, determinarea tipului de model necesar.

Stabilirea funcției de performanță. Funcția de performanță sau funcția obiectiv este un criteriu unic, univoc și obiectiv prin care se apreciază eficiența unui proces tehnologic.

Funcția de performanță este uzual un criteriu economic (de exemplu, costul unei tone de piese obținute prin matrițare în stare semilichidă), dar poate fi și un criteriu neeconomic (de exemplu: productivitatea instalației de procesare).

Stabilirea ecuațiilor modelului matematic se face prin metode teoretico-empirice, adică, mai exact spus prin metode teoretice verificate și completate prin metode empirice.

Metodele de modelare teoretică de bază sunt: bilanțurile de materiale și de energie bazate pe legea conservării masei și pe principiul întâi al termodinamicii.

Metodele de modelare empirică sunt metode statistico-matematice. Prin aceste metode se prelucrează datele experimentale, astfel încât ele să conțină o cantitate maximă de informații cât mai exacte.

Verificarea modelului conține următoarele etape: analiza erorilor pe ecuațiile modelului; simularea procesului pe un calculator numeric sau analogic; încercarea modelului pe un calculator „on-line” în circuit deschis cu procesul.

Determinarea soluției optime se face prin determinarea unor valori ale variabilelor independente, astfel încât să se obțină cea mai bună valoare pentru funcția obiectiv (funcția de optimizat). Prin cea mai bună valoare (valoare optimă) a funcției obiectiv se înțelege de la caz la caz valoarea maximă sau minimă a acesteia.

Etapa esențială în rezolvarea unei probleme de optimizare este alegerea funcției de performanță (funcția obiectiv) a procesului analizat. În cele mai multe probleme reale, eficiența procesului este apreciată nu printr-un singur indicator, ci prin mai mulți. Într-o asemenea situație este necesar să se aleagă unul dintre aceștia, cel mai complet sau cel mai reprezentativ, și să se verifice în final modul în care soluția optimă corespunde din punctul de vedere al celorlalți indicatori. De exemplu, o problemă, în care criteriile de optimizare ar fi maximizarea beneficiului realizat de pe urma desfășurării procesului, minimizarea investițiilor și folosirea maximală a materiilor prime, poate fi transformată într-o problemă de maximizare a beneficiului, în condiții în care investițiile nu trebuie să depășească o anumită valoare, iar randamentul de transformare este inferior [69].

6.3. MODEL DE OPTIMIZARE A TEHNOLOGIEI DE MATRIȚARE ÎN STARE SEMILICHIDĂ

6.3.1. Formularea problemei

Tehnologic, prin procedeul de matrițare în stare semilichidă se pot obține piese cu caracteristici mecanice dorite, prin alegerea corespunzătoare a parametrilor tehnologici de influență ai procesului.

În acest sens, se dorește să se stabilească o metodologie de calcul (determinare) a valorilor parametrilor tehnologici ai procesului de matrițare în stare semilichidă pentru care caracteristicile mecanice ale materialului pieselor matrițate au valori dorite.

Plecând de la rezultatele experimentale, într-o primă etapă se vor determina modele matematice de dependență a parametrilor de optimizat (caracteristicile mecanice ale materialului pieselor) de parametrii tehnologici de influență ai procesului, sub forma unor ecuații:

$$\begin{aligned} Rm &= Rm(F_d, T_p, f, T_{OM}, \dots) \\ HBS &= HBS(F_d, T_p, f, T_{OM}, \dots) \\ A &= A(F_d, T_p, f, T_{OM}, \dots) \end{aligned} \quad (6.1)$$

A doua etapă în cadrul activității de optimizare o constituie aflarea coordonatelor optimului în spațiul multifactorial.

Acest lucru înseamnă de fapt determinarea valorilor extreme (maximă sau minimă) ale parametrului de optimizat și ale factorilor, pentru care parametrul de optimizat capătă aceste valori; din această cauză etapa respectivă este denumită chiar optimizare.

În urma experimentărilor, s-au determinat caracteristicile mecanice ale pieselor matrițate în funcție de parametrii tehnologici de influență ai procesului.

Ca parametrii de optimizat se aleg chiar caracteristicile mecanice ale pieselor, adică:

- rezistența la tracțiune R_m [N/mm^2];
- duritatea Brinell HBS;
- alungirea procentuală după rupere A [%].

Ținând seama de parametrii de influență ai procesului de matrițare în stare semilichidă și de măsura în care ei influențează caracteristicile mecanice ale pieselor, factorii luați în considerare pot fi următorii:

- forța de deformare, F_d [daN];
- temperatura de procesare T_p [$^{\circ}C$];
- frecvența vibrațiilor (frecvența forței perturbatoare), f [s^{-1}];
- temperatura de preîncălzire a matriței, T_{OM} [$^{\circ}C$];
- durata de menținere a piesei în matriță, t_m [s].

Pentru a reduce numărul de experiențe și pentru a simplifica calculele de optimizare, dintre parametrii de tehnologici ai procesului prezentați mai sus, se aleg cei a căror influență este semnificativă, și anume: forța de deformare (F_d), temperatura de procesare (T_p) și frecvența vibrațiilor (f).

În aceste condiții, în tabelul 6.1 sunt prezentate nivelele de variație ale parametrilor tehnologici, iar în tabelul 6.2 matricea experimentului.

Tabelul 6.1 – Nivelele de variație ale parametrilor tehnologici

Parametrii	Nivel de variație
Forța de deformare, F_d [daN]	4000
	8000
	11780
Temperatura de procesare, T_p [$^{\circ}C$]	560
	565
	573
Frecvența vibrațiilor, f [s^{-1}]	500
	1500
	2500

Tabelul 6.2 -- Matricea experimentului

Nr. exp.	F _d [daN]	T _p [°C]	f [s ⁻¹]	R _m [N/mm ²]	HBS	A [%]
1		560		253	65	14
2		565	500	254	66.75	14,3
3		573		255	70	14.95
4		560		254	70.25	15,45
5	4000	565	1500	255.5	71	16
6		573		257	71.25	16,4
7		560		256.5	72	17
8		565	2500	258	73	17.56
9		573		259	73.6	18
10		560		265	74	17
11		565	500	264.5	74.5	17.25
12		573		264.80	77	17
13		560		268	75	18
14	8000	565	1500	268.25	75,4	18,25
15		573		268.75	79	18,50
16		560		270	78,6	19,00
17		565	2500	270	79	18,75
18		573		270,25	78,7	19,25
19		560		274	78,5	19,75
20		565	500	273	79	19,25
21		573		271	81,5	19
22		560		276	80	21,00
23	11780	565	1500	275	82	19,75
24		573		272	82,25	19,00
25		560		279	81,75	23,00
26		565	2500	277	83	22,00
27		573		273	83,9	20,25

6.3.2. Algoritm de stabilire a modelelor matematice și de determinare a soluției optime

Considerăm modelul matematic ca fiind o dependență neliniară ce poate fi descrisă de ecuația de regresie (6.2), în care variabilele x, y, z reprezintă parametrii tehnologici de influență (variabile independente), funcția u este parametrul de optimizat (variabila dependentă), iar C_1, \dots, C_{10} sunt coeficienții de regresie:

$$u(x, y, z) = C_1x^2 + C_2y^2 + C_3z^2 + C_4xy + C_5yz + C_6xz + C_7x + C_8y + C_9z + C_{10} \quad (6.2)$$

De asemenea, stabilim limitele de variație ale variabilelor (x, y, z), precum și limitele de variație ale parametrului de optimizat. Se mai stabilesc limitele de reprezentare grafică ($\lim x_{inf}, \lim x_{sup}, \lim y_{inf}, \lim y_{sup}, \lim z_{inf}, \lim z_{sup}$) și valorile medii ale variabilelor și ale caracteristicii analizate ($x_{med}, y_{med}, z_{med}, u_{med}$).

Determinarea coeficienților de regresie C_1, \dots, C_{10} se face cu ajutorul unui program de calcul scris în Mathcad [71]. Tot cu acest program se obțin valorile pentru coeficientul de corelație (r_f) și pentru abaterea de la suprafața de regresie (s_f).

Se determină valorile optime ale variabilelor independente ($x_{opt}, y_{opt}, z_{opt}$) pentru care variabila dependentă u corespunde unei valori optime.

Ecuția (6.2) reprezintă ecuația unei hipersuprafețe și nu poate fi reprezentată în spațiul cu 4 dimensiuni, de aceea se recurs la înlocuirea, succesiv, a câte unei variabile independente (x, y , sau z) cu valoarea ei medie (x_{med}, y_{med} , sau z_{med}), rezultând astfel ecuații ce pot fi reprezentate grafic și interpretate de tehnologi.

Astfel, sunt reprezentate grafic suprafețele de regresie descrise de ecuațiile determinate, precum și curbele de nivel ale aceluiași dependențe, și care pot fi folosite ca diagrame de conducere a tehnologiei de matrițare în stare semilichidă.

6.3.3. Determinarea modelului matematic pentru parametrul de optimizat R_m

Se consideră limitele de variație ale variabilelor independente (F_d, T_p, f) și dependentă R_m conform tabelului 6.3.

Tabelul 6.3 -Limitele de variație a variabilelor

	min.	max.
F_d [daN]	4000	11780
T_p [$^{\circ}$ C]	560	573
f [s^{-1}]	500	2500
R_m [N/mm^2]	253	279

și următoarele limite de reprezentare grafică:

$$\begin{aligned} \lim F_{di} &= 5296 \\ \lim F_{ds} &= 10483 \\ \lim T_{pi} &= 561 \\ \lim T_{ps} &= 571 \\ \lim f_i &= 700 \\ \lim f_s &= 2300 \end{aligned}$$

Valorile medii și abaterile variabilelor independente sunt date în tabelul 6.4.

Tabelul 6.4 - Valorile medii și abaterile variabilelor

	Valoare medie	Abaterea
F_d [daN]	7926	3176,60
T_p [$^{\circ}$ C]	566	5,35
f [s^{-1}]	1500	816,50
R_m [N/mm^2]	266	8,02

În aceste condiții, hipersuprafața de regresie este descrisă de ecuația (6.3):

$$Rm = -1,55 \cdot 10^{-7} \cdot F_d^2 - 0,004 \cdot T_p^2 - 1,0 \cdot 10^{-7} \cdot f^2 - 6,72 \cdot 10^{-5} \cdot F_d \cdot T_p - 2,78 \cdot 10^{-5} \cdot T_p \cdot f - 8,81 \cdot 10^{-9} \cdot f \cdot F_d + 0,042 \cdot F_d + 5,43 \cdot T_p + 0,018 \cdot f - 1455,71 \quad (6.3)$$

Ecuția hipersuprafeței s-a obținut cu un coeficient de corelație $rf = 0,997$, iar abaterea de la suprafața de regresie este $sf = 0,58$.

Deoarece hipersuprafața de regresie descrisă de ecuația (6.3) nu poate fi reprezentată în spațiul cu 4 dimensiuni, s-a recurs la înlocuirea, succesiv, a câte unei variabile independente cu valoarea ei medie.

Suprafețele astfel obținute aparțin spațiului cu 3 dimensiuni și pot fi reprezentate și utilizate în controlul tehnologiei de matrițare în stare semilichidă.

Pentru valorile medii ale parametrilor ($F_{d \text{ med}}$, $T_{p \text{ med}}$, f_{med}), ecuațiile suprafețelor de regresie, sunt:

$$Rm_{F_d \text{ med}} = -0,004 \cdot T_p^2 - 1,08 \cdot 10^{-7} \cdot f^2 - 2,78 \cdot 10^{-5} \cdot T_p \cdot f + 4,90 \cdot T_p + 0,018 \cdot f - 1125,17 \quad (6.4)$$

$$Rm_{T_p \text{ med}} = -1,08 \cdot 10^{-7} \cdot f^2 - 1,55 \cdot 10^{-7} \cdot F_d^2 - 8,81 \cdot 10^{-9} \cdot f \cdot F_d + 0,002 \cdot f + 0,004 \cdot F_d + 235,49 \quad (6.5)$$

$$Rm_{f \text{ med}} = -1,55 \cdot 10^{-7} \cdot F_d^2 - 0,004 \cdot T_p^2 - 6,72 \cdot 10^{-5} \cdot F_d \cdot T_p + 0,04 \cdot F_d + 5,39 \cdot T_p - 1428,54 \quad (6.6)$$

În figurile 6.2, 6.4 și 6.6 sunt reprezentate grafic suprafețele de regresie descrise de ecuațiile (6.4), (6.5), (6.6) iar în figurile 6.3, 6.5 și 6.6 sunt reprezentate curbele de nivel ale acestorași dependențe.

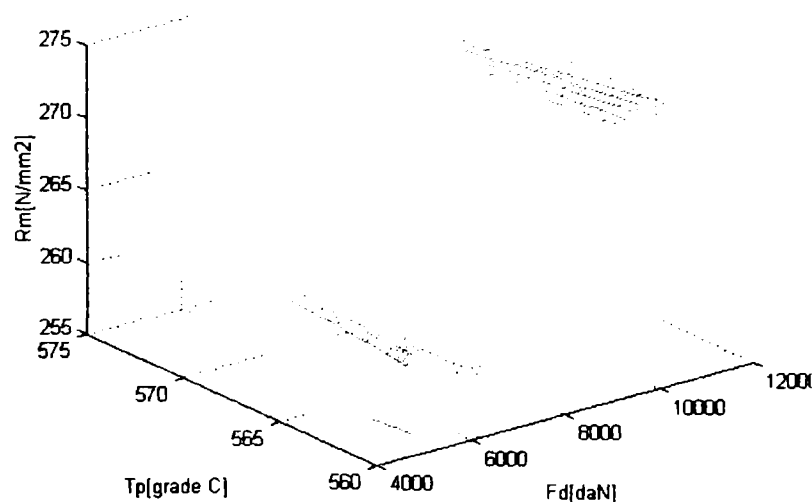


Fig. 6.2 – Reprezentarea suprafeței de regresie $Rm = Rm(F_d, T_p)$ pentru $f = f_{\text{med}}$

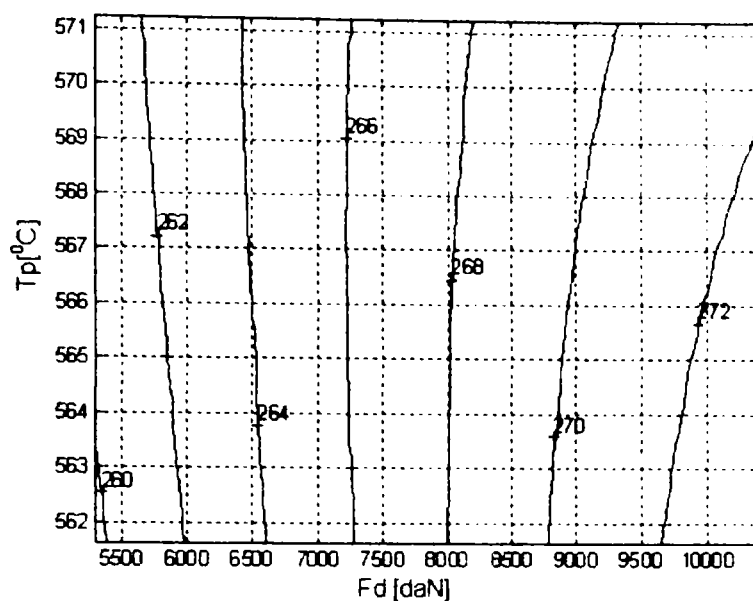


Fig. 6.3 – Curbe de nivel ale dependenței $R_m=R_m(F_d, T_p)$ pentru $f=f_{med}$

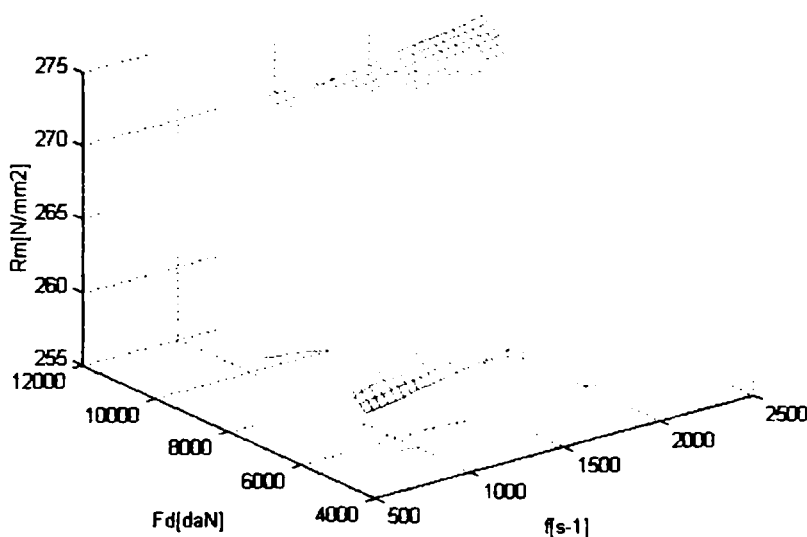


Fig. 6.4 – Reprezentarea suprafeței de regresie $R_m=R_m(F_d, f)$ pentru $T_p = T_{p,med}$

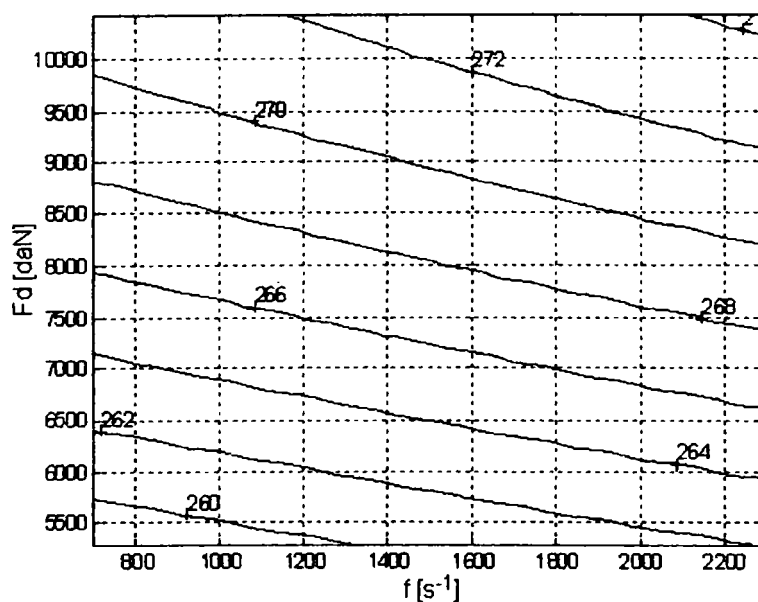


Fig. 6.5 – Curbe de nivel ale dependenței $R_m=R_m(F_d, f)$ pentru $T_p = T_{p,med}$

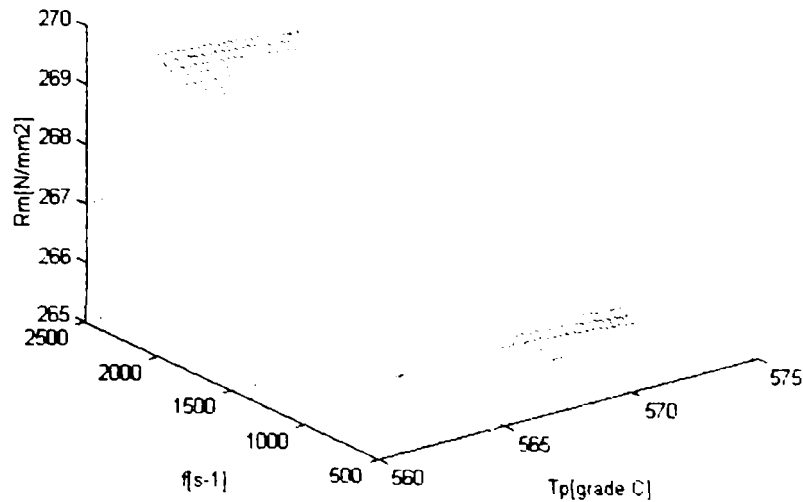


Fig. 6.6 – Reprezentarea suprafeței de regresie $R_m=R_m(T_p, f)$ pentru $F_d = F_{d\ med}$

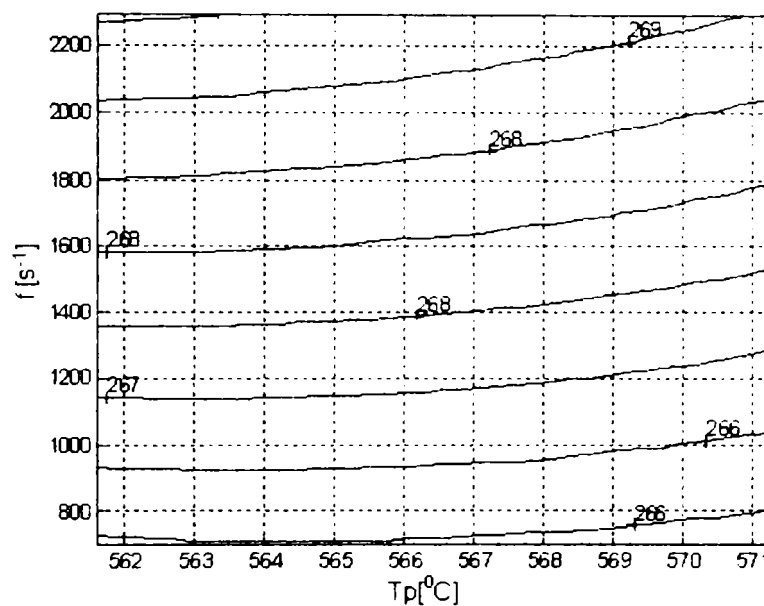


Fig. 6.7 – Curbe de nivel ale dependenței $R_m=R_m(T_p, f)$ pentru $F_d = F_{d\ med}$

6.3.4. Determinarea modelului matematic pentru parametrul de optimizat HBS

Metodologia este identică cu cea prezentată în §6.3.3.

Pentru o valoare medie a durtății HBS egală cu 76,14 și o abatere de 5,00, ecuația hipersuprafeței de regresie este:

$$\begin{aligned}
 HBS = & - 5,45 \cdot 10^{-8} \cdot F_d^2 - 0,0001 \cdot T_p^2 - 1,38 \cdot 10^{-7} \cdot f^2 - 8,26 \cdot 10^{-7} \cdot F_d \cdot T_p - 9,68 \cdot 10^{-5} \cdot T_p \cdot f - 1,55 \cdot 10^{-7} \cdot f \cdot F_d \\
 & + 0,002 \cdot F_d + 0,49 \cdot T_p + 0,05 \cdot f - 180,45
 \end{aligned}
 \tag{6.7}$$

Coeficientul de corelație este $r_f=0,992$, iar abaterea de la suprafața de regresie este $sf=0,60$.

Pentru valorile medii ale parametrilor ($F_{d\ med}$, $T_{P\ med}$, f_{med}), ecuațiile suprafețelor de regresie, sunt:

$$HBS_{F_{d\ med}} = - 1,38 \cdot 10^{-4} \cdot T_P^2 - 1,38 \cdot 10^{-7} \cdot f^2 - 9,68 \cdot 10^{-5} \cdot T_P \cdot f + 0,49 \cdot T_P + 0,05 \cdot f - 160,29 \quad (6.8)$$

$$HBS_{T_{pmed}} = - 1,38 \cdot 10^{-7} \cdot f^2 - 5,45 \cdot 10^{-8} \cdot F_d^2 - 1,55 \cdot 10^{-7} \cdot f \cdot F_d + 0,003 \cdot f + 0,002 \cdot F_d + 56,91 \quad (6.9)$$

$$HBS_{f_{med}} = - 5,45 \cdot 10^{-8} \cdot F_d^2 - 0,0001 \cdot T_P^2 - 8,26 \cdot 10^{-7} \cdot F_d \cdot T_P + 0,0027 \cdot F_d + 0,35 \cdot T_P - 93,00 \quad (6.10)$$

În figurile 6.8, 6.10 și 6.12 sunt reprezentate grafic suprafețele de regresie descrise de ecuațiile (6.8), (6.9), (6.10), iar în figurile 6.9, 6.11 și 6.13 sunt reprezentate curbele de nivel ale aceluiași dependențe.

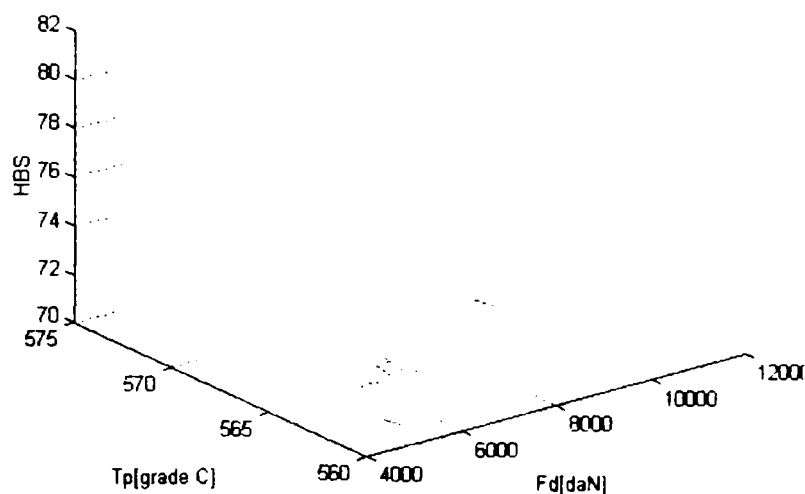


Fig. 6.8 – Reprezentarea suprafeței de regresie $HBS=HBS(F_d, T_P)$ pentru $f = f_{med}$

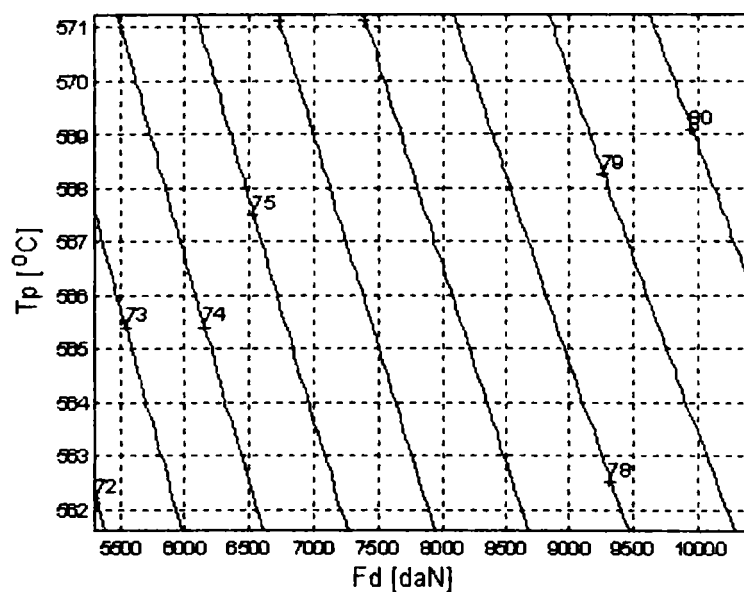


Fig. 6.9 – Curbe de nivel ale dependenței $HBS=HBS(F_d, T_P)$ pentru $f=f_{med}$

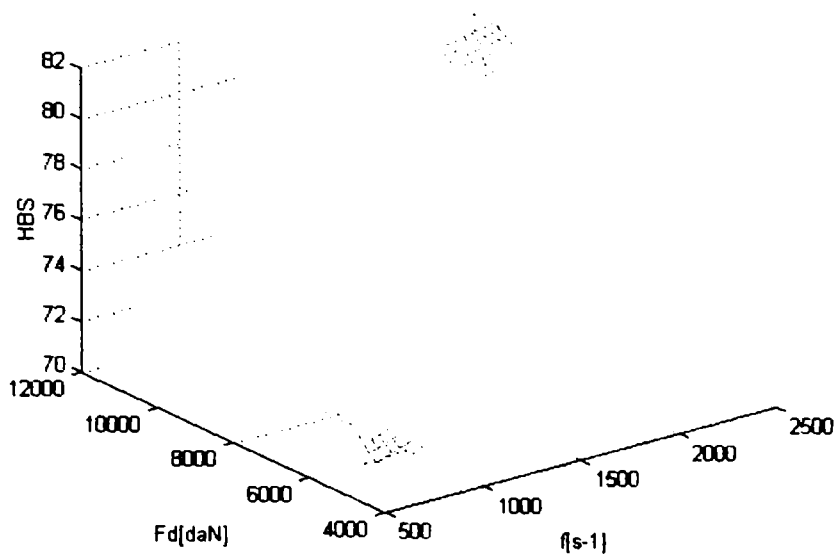


Fig. 6.10 – Reprezentarea suprafeței de regresie $HBS = HBS(F_d, f)$ pentru $T_P = T_{P\text{ med}}$

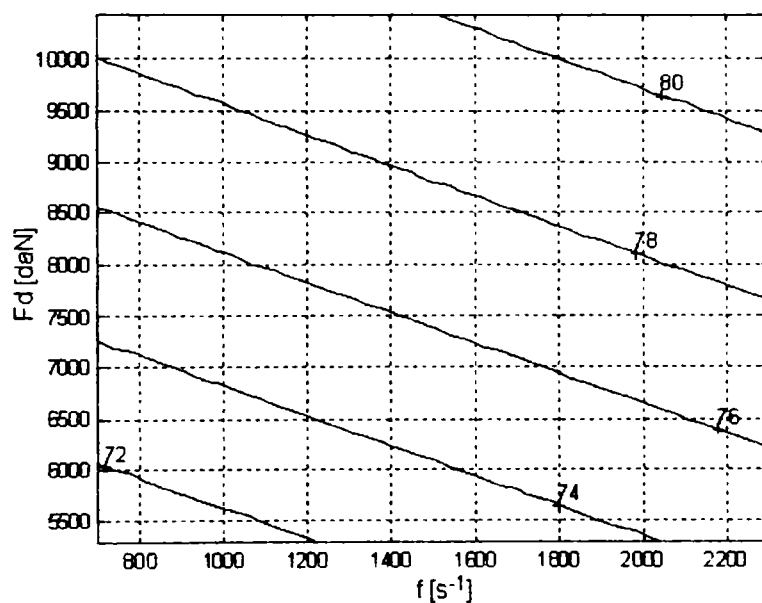


Fig. 6.11 – Curbe de nivel ale dependenței $HBS = HBS(F_d, f)$ pentru $T_P = T_{P\text{ med}}$

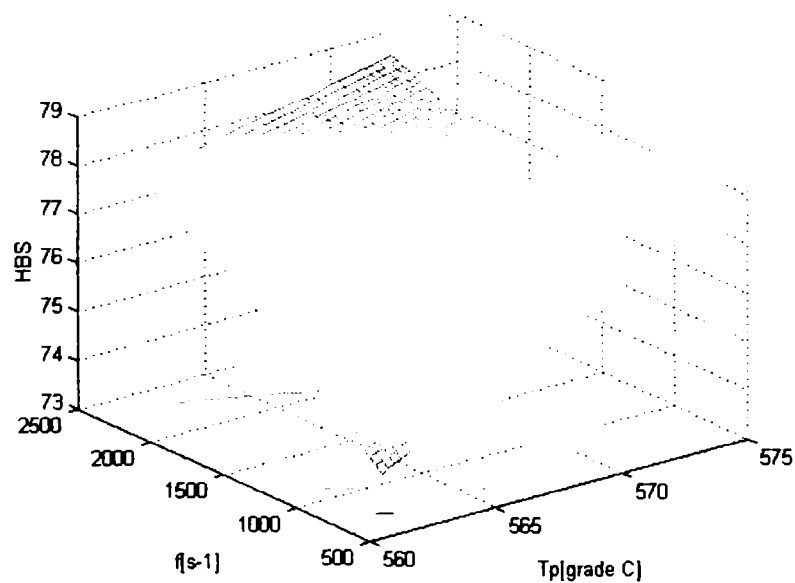


Fig. 6.12 – Reprezentarea suprafeței de regresie $HBS = HBS(T_P, f)$ pentru $F_d = F_{d\text{ med}}$

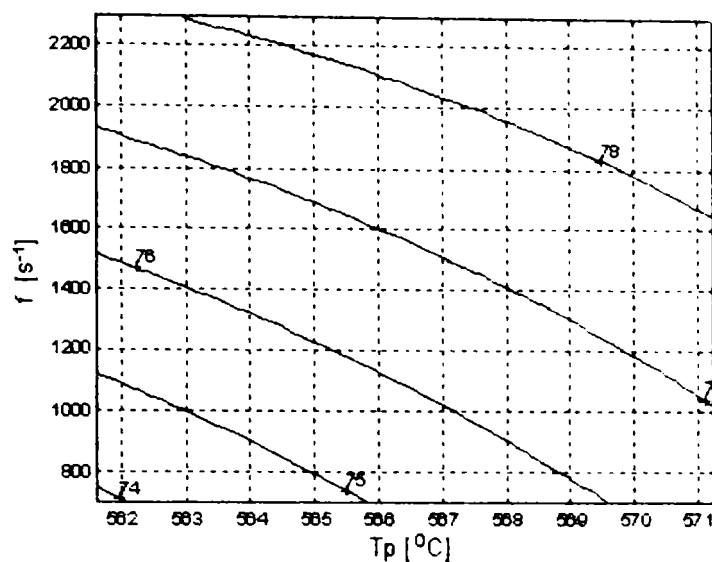


Fig. 6.13 – Curbe de nivel ale dependenței $HBS=HBS(T_p, f)$ pentru $F_d = F_{d\ med}$

6.3.5. Determinarea modelului matematic pentru parametrul de optimizat A

Ecuția hipersuprafeței de regresie este:

$$A = 6,51 \cdot 10^{-9} \cdot F_d^2 + 0,001 \cdot T_p^2 + 1,45 \cdot 10^{-7} \cdot f^2 - 2,70 \cdot 10^{-5} \cdot F_d \cdot T_p - 2,16 \cdot 10^{-5} \cdot T_p \cdot f - 4,51 \cdot 10^{-8} \cdot f \cdot F_d + 0,01 \cdot F_d - 0,95 \cdot T_p + 0,01 \cdot f + 218,26 \quad (6.11)$$

Coeficientul de corelație este $rf = 0,98$, iar abaterea de la suprafața de regresie este $sf = 0,34$.

Pentru valorile medii ale parametrilor ($F_{d\ med}$, $T_{p\ med}$, f_{med}), ecuațiile suprafețelor de regresie, sunt:

$$A_{F_{d\ med}} = 0,001 \cdot T_p^2 + 1,45 \cdot 10^{-7} \cdot f^2 - 2,16 \cdot 10^{-5} \cdot T_p \cdot f - 1,17 \cdot T_p + 0,01 \cdot f + 344,37 \quad (6.12)$$

$$A_{T_{p\ med}} = 1,45 \cdot 10^{-7} \cdot f^2 + 6,51 \cdot 10^{-9} \cdot F_d^2 - 4,51 \cdot 10^{-8} \cdot f \cdot F_d + 0,001 \cdot f + 5,26 \cdot 10^{-4} \cdot F_d + 11,82 \quad (6.13)$$

$$A_{f_{med}} = 6,51 \cdot 10^{-9} \cdot F_d^2 + 0,001 \cdot T_p^2 - 2,70 \cdot 10^{-5} \cdot F_d \cdot T_p + 0,01 \cdot F_d - 0,99 \cdot T_p + 238,69 \quad (6.14)$$

Suprafețele de regresie descrise de ecuațiile (6.12), (6.13) și (6.14) sunt reprezentate grafic în figurile 6.14, 6.16 și 6.18, iar în figurile 6.15, 6.17 și 6.19 sunt reprezentate curbele de nivel ale aceluiași dependențe.

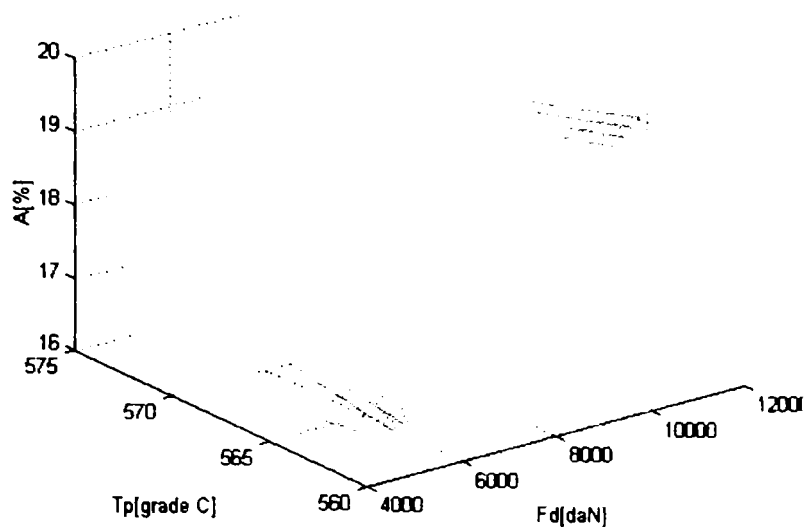


Fig. 6.12 – Reprezentarea suprafeței de regresie $A=A(F_d, T_p)$ pentru $f = f_{med}$

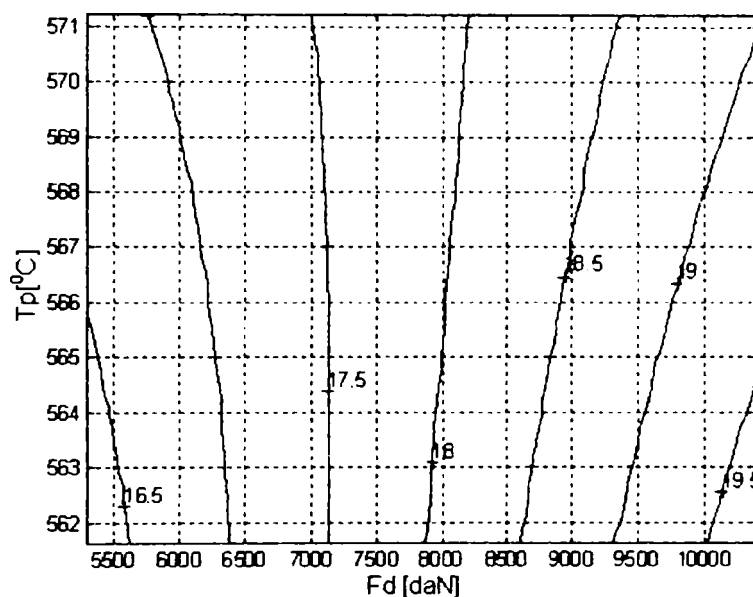


Fig. 6.13 – Curbe de nivel ale dependenței $A=A(F_d, T_p)$ pentru $f=f_{med}$

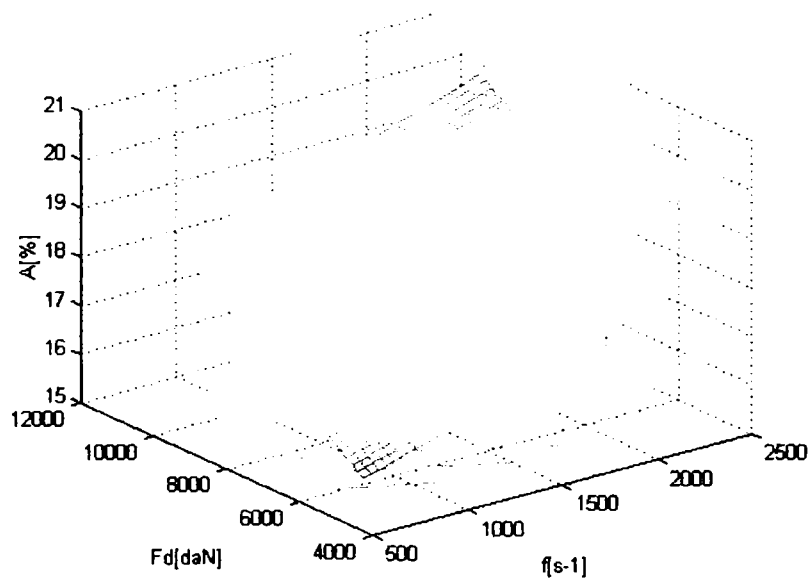


Fig. 6.14 – Reprezentarea suprafeței de regresie $A=A(F_d, f)$ pentru $T_p = T_{p_{med}}$

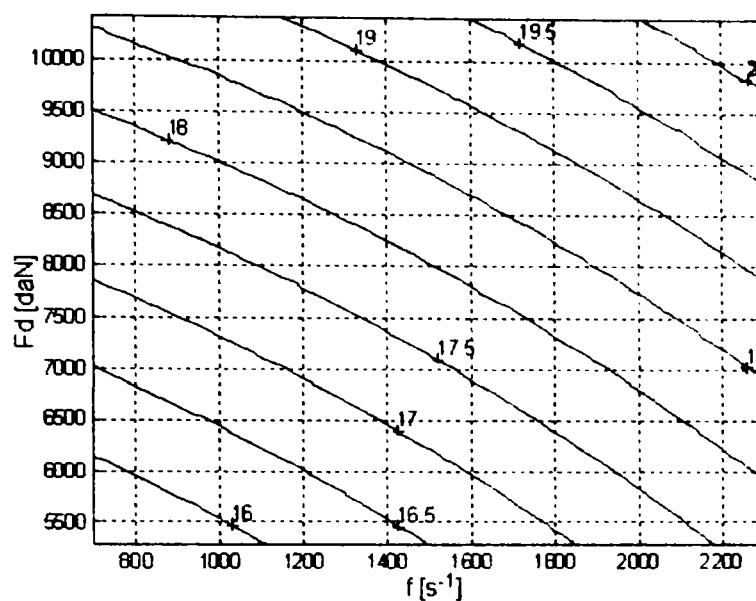


Fig. 6.15 – Curbe de nivel ale dependenței $A=A(F_d, f)$ pentru $T_P = T_{P\ med}$

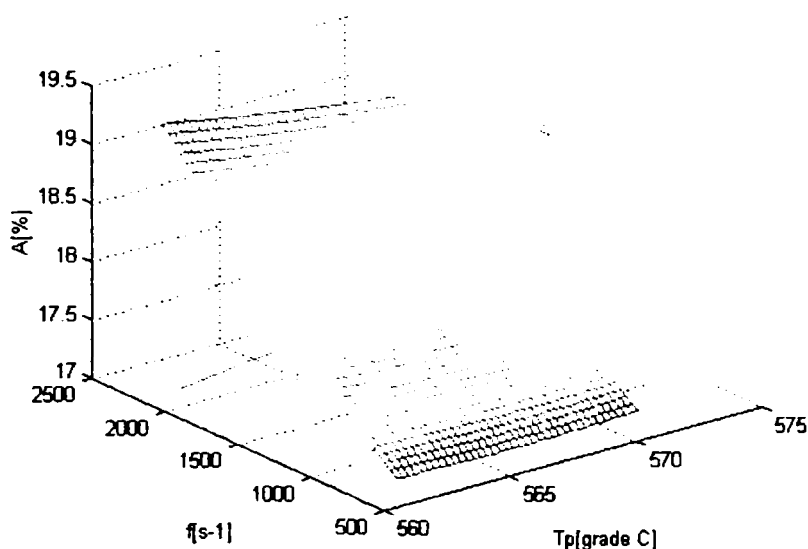


Fig. 6.16 – Reprezentarea suprafeței de regresie $A=A(T_P, f)$ pentru $F_d = F_{d\ med}$

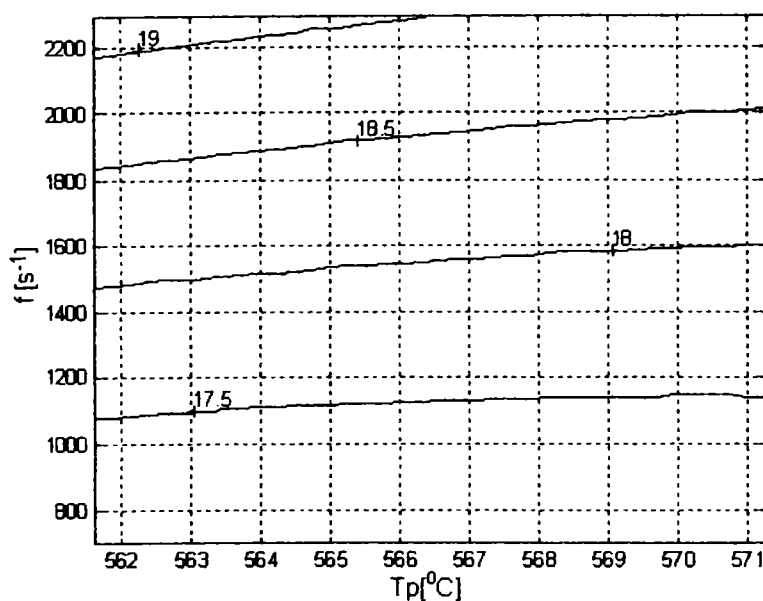


Fig. 6.17 – Curbe de nivel ale dependenței $A=A(T_P, f)$ pentru $F_d = F_{d\ med}$

În tabelul 6.5 sunt prezentate, pentru comparație, datele experimentale și cele teoretice și valorile erorii relative. Se observă că eroarea relativă are valori mici, ceea ce înseamnă că modelele matematice obținute corespund din punct de vedere al preciziei.

Tabelul 6.5 - Comparații între datele experimentale și cele teoretice

Nr. exp.	Rm			HBS			A		
	exp. [N/mm ²]	teor. [N/mm ²]	Eroarea relativă [%]	exp.	teor.	Eroarea relativă [%]	exp. [%]	teor. [%]	Eroarea relativă [%]
1	253	252,00	0,40	65	65,85	-1,31	14	13,93	0,50
2	254	253,43	0,22	66,75	67,30	-0,82	14,3	14,45	-1,05
3	255	255,28	-0,11	70	69,61	0,56	14,95	15,39	-2,94
4	254	254,45	-0,18	70,25	69,26	1,41	15,45	15,33	0,78
5	255,5	255,74	-0,09	71	70,22	1,10	16	15,74	1,63
6	257	257,36	-0,14	71,25	71,75	-0,70	16,4	16,51	-0,67
7	256,5	256,68	-0,07	72	72,38	-0,53	17	17,02	-0,12
8	258	257,83	0,07	73	72,86	0,19	17,56	17,33	1,31
9	259	259,23	-0,09	73,6	73,62	-0,03	18	17,92	0,44
10	265	265,60	-0,23	74	72,98	1,38	17	16,91	0,53
11	264,5	265,69	-0,45	74,5	74,41	0,12	17,25	16,89	2,09
12	264,8	265,38	-0,22	77	76,69	0,40	17	16,96	0,24
13	268	268,01	0,00	75	75,76	-1,01	18	18,13	-0,72
14	268,25	267,96	0,11	75,4	76,71	-1,74	18,25	18,00	1,37
15	268,75	267,43	0,49	79	78,21	1,00	18,5	17,90	3,24
16	270	270,21	-0,08	78,6	78,26	0,43	19	19,64	-3,37
17	270	270,02	-0,01	79	78,73	0,34	18,75	19,40	-3,47
18	270,25	269,26	0,37	78,7	79,46	-0,97	19,25	19,13	0,62
19	274	273,88	0,04	78,5	78,11	0,50	19,75	19,92	-0,86
20	273	272,69	0,11	79	79,52	-0,66	19,25	19,38	-0,68
21	271	270,35	0,24	81,5	81,78	-0,34	19	18,64	1,89
22	276	276,25	-0,09	80	80,30	-0,37	21	20,97	0,14
23	275	274,93	0,03	82	81,23	0,94	19,75	20,32	-2,89
24	272	272,36	-0,13	82,25	82,71	-0,56	19	19,40	-2,11
25	279	278,42	0,21	81,75	82,22	-0,57	23	22,31	3,00
26	277	276,95	0,02	83	82,67	0,40	22	21,56	2,00
27	273	274,16	-0,42	83,9	83,37	0,63	20,25	20,46	-1,04

6.4. CONCLUZII

Diagramele rezultate în urma reprezentării grafice a curbelor de nivel a suprafețelor de regresie (figurile 6.3, 6.5, 6.7, 6.9, 6.11, 6.13, 6.15 și 6.17) pot fi folosite în stabilirea parametrilor tehnologici ai procesului pentru care caracteristicile mecanice ale pieselor obținute să aibă valori dorite.

Aceste diagrame s-au construit pentru valori medii ale parametrilor (de exemplu, în diagrama din figura 6.3 este reprezentată dependența $R_m = R_m(T_p, f)$ pentru valoarea medie a forței de deformare $F_{d\ med} = 7926$ daN), însă prin reprezentarea diagramelor pentru valori ale parametrilor cuprinse în limitele de variație (adică forța de deformare F_d să ia valori cuprinse în domeniul de variație: 4000...11780 daN) se pot obține *diagrame de reglare* cu ajutorul cărora se poate controla complet procesul.

De exemplu, pentru obținerea unei piese dintr-un aliaj de aluminiu (AlSi7Mg0.38) cu ajutorul instalației experimentale descrise în capitolul 3, §3.1, cu rezistența la tracțiune $R_m=269$ N/mm² se procedează astfel: se alege diagrama în care se prezintă dependența $R_m = R_m(T_p, f)$ pentru $F_{d\ med} = 7926$ daN. În continuare avem două posibilități: stabilim valoarea frecvenței vibrațiilor f în limitele domeniului de variație și apoi determinăm cu ajutorul diagramei valoarea corespunzătoare a temperaturii T_p , sau alegem o valoare pentru temperatura T_p și stabilim, cu ajutorul diagramei, frecvența vibrațiilor f .

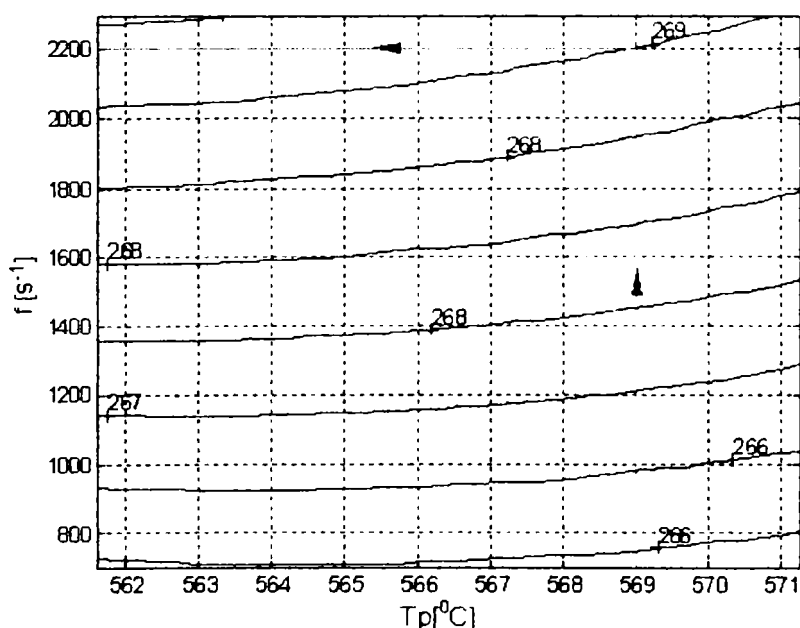


Fig. 6.18 – Exemplu de alegere a parametrilor tehnologici pentru obținerea unor caracteristici mecanice date

În situația dată în figura 6.18, am stabilit valoarea temperaturii la $T_p=569^{\circ}\text{C}$, iar frecvența rezultă din diagramă, corespunzător curbei de nivel "269", $f= 2200$ s⁻¹.

CAPITOLUL 7

CONCLUZII FINALE ȘI CONTRIBUȚII PERSONALE

Dezvoltarea continuă a tehnicii, caracteristică acestui început de mileniu, face ca exigențele privind calitatea produselor metalurgice și a pieselor procesate din acestea să fie tot mai severe.

În acest sens, găsirea de noi procedee de procesare care să permită obținerea pieselor cu caracteristici mecanice superioare, la un preț scăzut, constituie obiective majore și prioritare pentru industria de procesare a materialelor.

O clasă relativ nouă a tehnologiilor de formare care realizează aceste calități este *tixoformarea*, o tehnică de procesare a materialelor în stare semilichidă.

Tixoformarea sau procesarea materialelor în stare semilichidă se bazează pe comportamentul tixotrop al materialelor în stare semilichidă. Acesta se manifestă prin lichefierea puternică a materialului în stare semilichidă în timpul formării, adică a umplerii cavității matriței sau formei metalice.

Pentru ca materialele semilichide supuse procesării să aibă o comportare tixotropică, la temperatura de procesare (o temperatură în intervalul de solidificare a aliajului), faza solidă trebuie să fie formată din particule sferoidale (globulare) învelite în faza lichidă. Această microstructură aparte poate fi realizată printr-o amestecare riguroasă (mecanică sau electromagnetică) în timpul turnării lingourilor de materie primă.

Procesarea în stare semilichidă constă în parcurgerea următoarelor etape: elaborarea și turnarea lingourilor de materie primă, secționarea acestora în semifabricate, reîncălzirea semifabricatelor și formarea propriu-zisă. Dacă formarea propriu-zisă a fost realizată într-o formă metalică închisă procedeul se numește *tixoturnare*, iar dacă piesa a fost realizată într-o matriță deschisă, procedeul se numește *tixomatrițare*.

Tixoformarea oferă numeroase avantaje față de tehnicile convenționale de procesare (turnarea în stare lichidă și forjare, matrițare, ștanțare în stare solidă), avantaje ce derivă din comportarea și caracteristicile materialelor în stare semilichidă. Astfel, datorită conținutului de căldură mai scăzut decât la metalul lichid, se poate lucra cu viteze mari de procesare, iar uzura sculelor de deformare este redusă. Prezența solidului în timpul umplerii matriței și vâscozitatea controlabilă și mai mare decât la metalele lichide, determină obținerea pieselor cu goluri de retasură mici, cu macro și micro segregatie redusă și cu o structură cu microgranulație fină. De asemenea, prinderea gazelor este redusă, iar suprafețele pieselor au calitate superioară. Materialele în stare semilichidă au rezistență de curgere mai mică decât materialele în stare solidă, de aceea se pot obține piese cu configurație complicată și cu pereți subțiri.

Tixomatrițarea sau *matrițarea în stare semilichidă*, în funcție de modul de pregătire a materiei prime, prezintă două variante:

- varianta **MSL** care constă în prepararea materiei prime sub formă de bare semifabricat printr-o metodă specifică (agitare mecanică, electromagnetică, procedeul SIMA etc.), reîncălzirea acestora până la temperatura de procesare, alimentarea matriței și formarea propriu-zisă;
- varianta **ML**, propusă de Ilca - Cioată, care prevede elaborarea aliajului, supraîncălzirea sa, turnarea în matriță, agitarea mecanică a matriței în scopul obținerii structurii caracteristice ce determină comportamentul tixotrop și, în cele din urmă, formarea propriu-zisă la o temperatură de procesare din intervalul de solidificare al aliajului.

Indiferent de variantă, 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.

Varianta ML asigură, în comparație cu MSL, o mare economie de energie deoarece sunt eliminate operațiile de turnare, debitare și reîncălzire a materialului până la o temperatură din intervalul lichidus-solidus. De asemenea, varianta ML valorifică avantajele deformării plastice în prezența vibrațiilor.

Parametrii tehnologici ai procedurii care influențează desfășurarea acestuia și caracteristicile calitative ale pieselor obținute sunt: temperatura de alimentare a matriței cu material, temperatura de procesare, temperatura de preîncălzire a matriței, forța de deformare, durata menținerii materialului în matriță, frecvența vibrațiilor mecanice și viteza de presare (viteza de aplicare a forței de deformare).

În urma studiului teoretic al influenței parametrilor tehnologici asupra caracteristicilor calitative ale pieselor obținute s-a ajuns la concluzia că presiunea aplicată în timpul solidificării materialului are o influență favorabilă asupra: proprietăților fizice ale aliajelor

(temperatura de topire, conductivitatea termică, căldura latentă de cristalizare, densitatea etc.), transformărilor de fază în aliaje, parametrilor procesului de cristalizare, structurii aliajelor etc.

Totodată, vibrarea matriței în timpul procesării influențează pozitiv atât geometria curgerii și frecarea dintre material și sculele de lucru cât și caracteristicile fizico-mecanice ale pieselor obținute deoarece se obțin structuri deosebit de fine ca urmare a ruperii dendritelor de cristalizare și a împiedicării pe cale mecanică a creșterii lor.

Durata de menținere a piesei în matriță este influențată puternic de temperaturile de alimentare a matriței cu material și de preîncălzire a matriței.

Din prelucrarea rezultatelor experimentale, rezultă următoarele concluzii:

- forța de deformare scade odată cu creșterea frecvenței vibrațiilor, o scădere semnificativă obținându-se pentru frecvențe mari;
- influența vibrațiilor asupra forței de deformare este nesemnificativă la temperaturi de procesare apropiate de temperatura lichidus;
- durata de menținere a piesei în matriță depinde de temperatura de preîncălzire a matriței în sensul că ea crește odată cu folosirea unor temperaturi de preîncălzire mari;
- între durata de menținere a piesei în matriță rezultată prin calcul și cea obținută experimental există diferențe mici, explicate prin faptul că în calculul teoretic nu se consideră influența solidificării sub presiune mecanică asupra duratei de solidificare, știut fiind faptul că presiunea aplicată în timpul solidificării scade durata de solidificare prin creșterea, pe de-o parte, a vitezei de răcire ca urmare a îmbunătățirii contactului intim cu matrița metalică (micșorarea interstițiului de contracție) și pe de altă parte, prin deplasarea forțată convectivă a lichidului în spațiile interaxiale ale dendritelor;
- curba de regresie și curba teoretică a forței de deformare au aceeași alură, diferențe mai mari observându-se în domeniul forțelor ridicate; aceste diferențe se explică prin faptul că în calcul teoretic al forței de deformare nu s-a luat în considerare frecarea dintre material și matriță, poanson și contra-poanson, iar frecarea are valori mai ridicate în etapa finală a procesului;
- dacă matrița este alimentată cu material insuficient, piesele rezultă incomplet, chiar cu retasură în cazul pieselor monolit.

Cercetările experimentale efectuate cu privire la caracteristicile mecanice ale pieselor obținute prin matrițare în stare semilichidă permit să se tragă următoarea concluzie: caracteristicile mecanice ale pieselor cresc sensibil odată cu creșterea forței de deformare și cu frecvența vibrațiilor matriței. Acest lucru se explică prin obținerea unor structuri deosebit de fine și îmbunătățirea compactității peretelui, deci mărirea

densității și lipsa defectelor de structură, care să constituie discontinuități ale masei metalice sau amorse de propagare a fisurilor din cauza tensiunilor interne.

Piese obținute cu varianta ML, din aliajul de aluminiu AlSi7Mg0.38, au prezentat, în comparație cu piese similare obținute prin turnare în formă metalică, o rezistență la tracțiune mai mare cu 2,8...13,4 %, o duritate mai mare cu 4,8...30 % și o alungire procentuală după rupere mai mare cu 7,6...76 %.

Totodată, caracteristicile mecanice ale pieselor obținute în urma experimentărilor (cu varianta ML) se situează între limitele de variație ale celor obținute cu varianta "clasică" MSL a procedurii (preluate din literatură), ceea ce înseamnă că varianta ML poate constitui o alternativă mai ieftină a variantei MSL a procesului de matrițare în stare semilichidă.

În urma modelării matematice a comportării la deformare a materialelor metalice semilichide cu comportament tixotrop s-au obținut relații de calcul și curbe de dependență. Curbele de dependență prezintă două zone de comportare: staționară și tranzitorie. Pentru proiectarea tehnologiei de matrițare în stare semilichidă, interesează valoarea maximă a rezistenței la deformare σ_{max} , din regimul tranzitoriu deoarece ea determină valoarea maximă a forței de deformare. În acest sens, s-a propus o relație simplificată de calcul a valorii maxime a rezistenței la deformare în regim tranzitoriu σ_{max} , în funcție de rezistența la deformare în regim staționar σ_{∞} , cu ajutorul căreia se poate evalua simplu și rapid forța maximă de deformare.

S-a propus un model de simulare numerică a procesului utilizând metoda elementelor finite, realizat cu ajutorul unui program specializat. Se simulează fenomenul de solidificare a produselor procesate. Metoda permite cercetarea modului de comportare a procesului în condițiile variației temperaturii de alimentare a matriței și a temperaturii de preîncălzire a matriței. Rezultatele obținute în urma simulării sunt foarte apropiate de cele obținute prin experimentare, ceea ce înseamnă că modelul de simulare propus poate fi utilizat cu destulă precizie pentru analiza fenomenului termic din cadrul procesului de matrițare în stare semilichidă.

S-a stabilit o metodologie de calcul pentru valorile optime a parametrilor tehnologici a procesului de matrițare în stare semilichidă funcție de caracteristicile mecanice ale pieselor matrițate. S-au trasat 3 seturi de diagrame care pot fi folosite în acest sens. Aceste diagrame sunt construite pentru valori medii ale parametrilor, însă prin reprezentarea diagramelor pentru valori ale parametrilor cuprinse în limitele de variație se pot obține *diagrame de reglare* cu ajutorul cărora se poate controla complet procesul.

În concluzie, datorită faptului că prin procesare cu varianta ML se obțin piese cu caracteristici mecanice apropiate ca valoare de cele obținute cu varianta "clasică" MSL, dar mai ieftine, înseamnă că varianta ML poate constitui o alternativă a variantei MSL a procesului de matrițare în stare semilichidă.

Posibilitățile de dezvoltare și de cercetare viitoare a variantei M1. a procesului sunt multiple. Din punct de vedere tehnic, se poate interveni în etapa de turnare în matriță a materialului metalic și vibrare a acesteia prin folosirea de dispozitive electromagnetice de produs vibrații, prin agitarea combinată a materialului (cu ajutorul vibrațiilor și cu ajutorul unor poansoare speciale care permit și antrenarea materialului în timpul procesării).

În cadrul tezei de doctorat cu titlul "*Studii și cercetări privind matrițarea metalelor și aliajelor în stare semilichidă*", contribuția personală a autorului constă în:

1. Conceperea și experimentarea unei noi variante, mai economice, de matrițare în stare semilichidă a materialelor metalice, cu precizarea fazelor componente: elaborarea aliajului, supraîncălzirea sa, turnarea în matriță, agitarea mecanică a matriței în scopul obținerii structurii caracteristice care determină comportamentul tixotropic și formarea propriu-zisă la o temperatura de procesare din intervalul de solidificare al aliajului. Varianta propusă valorifică avantajele deformării plastice în prezența vibrațiilor;
2. Conceperea și realizarea unei instalații experimentale pentru cercetarea procedeului de matrițare propus;
3. Stabilirea parametrilor tehnologici ai procesului de matrițare în stare semilichidă, analiza acestora și propunerea unor relații de calcul pentru: temperatura de alimentare a matriței, temperatura de procesare, forța de deformare și durata de menținere a piesei în matriță;
4. Proiectarea și realizarea dispozitivului pentru obținerea vibrațiilor mecanice din componența instalației experimentale;
5. Stabilirea, pe cale experimentală, a unor dependențe între parametrii tehnologici: forța de deformare funcție de frecvența vibrațiilor, durata de menținere a piesei în matriță funcție de temperatura de preîncălzire a matriței și stabilirea unor concluzii privind dozarea materialului în matriță;
6. Stabilirea unei relații de calcul pentru rezistența la deformare în regim tranzitoriu, funcție de rezistența în regim staționar;
7. Realizarea unui model de simulare a procesului de matrițare în stare semilichidă pentru varianta propusă;
8. Stabilirea unui model de alegere a valorilor parametrilor tehnologici pentru care caracteristicile mecanice ale pieselor au valori dorite.

BIBLIOGRAFIE

- [1] Florea, J., s.a. - *Dinamica fluidelor polifazice și aplicațiile ei tehnice*, Ed. Tehnică, București, 1987, p. 62-64
- [2] Gullo, G. C. - *Thixotrope Formgebung von Leichtmetallen - Neue Legierungen und Konzepte*, Diss. ETH-Zürich, 2001
- [3] Kenny, M. P., s.a. - *Metals Handbook*, volum 15. American Society for Metals, 1988, p. 327-338
- [4] Saunders, N., s.a. - *Modelling of the thermo-physical properties for solidification of Al - alloys*, Light Metals 2003
- [5] The Aluminium Association - *Aluminum Alloy: Selection and Applications*, The Aluminum Assosiation, Inc., Washington DC, USA, 1998.
- [6] Spencer, S. B. - *Rheological behavior of Sn-15 Pct Pb in the cristallization range*, Metallurgical Transactions 3, 1972, p. 1925-1932
- [7] Uggowitzer P.J., s.a. - *Metallkundliche Aspekte bei der semi-solid Formgebung von Leichtmetallen*, Vom Werkstoff zum Bauteil, ed. H. Kaufmann and P.J. Uggowitzer, LKR-Verlag Ranshofen, (5) 2000, p. 95-108
- [8] Niedick, I. - *Eignungsbewertung und Optimierung von Vormaterial für Thixoforming*, Düsseldorf, 2000
- [9] Flemings, M. C., s.a. - *Behavior of metal alloys in the semi-solid state*, Metallurgical Transaction A, 22A, 1991, p. 957-981
- [10] Young, K.P. - *Nature and properties of semi-solid metal forming alloy and composites*, The Minerals, Metals & Materials Society, 1991, p. 245-266
- [11] Wabusseg, H. - *Process and alloy development for high quality aluminium components for lightweight construction - The New Rheocasting Process*, Aachen, 2002
- [12] Wahlen, A. - *Processing of Aluminum Alloys in the Semi-Solid State - Basic Principles and Constitutive Models*, Diss. Zürich, 2001, p. 55-75
- [13] Cănanău, N, s.a. - *Comportarea la deformare a materialelor metalice. Ecuații constitutive*, Ed. Evrica, Brăila, 1996, p. 73-93
- [14] Ilca, I. s.a. - *Tehnologia deformărilor plastice*, vol. I, Tipografia Deva, 1976

- [15] Trușculescu, M., *Studiul metalelor*, Ed. Didactică și Pedagogică, București, 1977
- [16] Badea, S. - *Forjarea și extruziunea materialelor metalice*, Ed. Didactică și Pedagogică, București, 1980
- [17] Paradies, C. J., s.a. - *Modeling the rheology of semisolid metal alloys during die casting*, Proceedings of the 8th International Conference on Modelling of Casting and Welding Processes, San Diego, 1998
- [18] Alexandrou, A. N. - *Constitutive modelling of semisolid materials*, 4th Intern. Conf. on semi-solid processing of alloy and composites, 1996, p. 132-136
- [19] Alexandrou, A. N., s.a. - *Inertial, viscous and yield stress effects in Bingham fluid filling of a 2-D cavity*, J. non-Newtonian Fluid Mech., Vol. 96, 2001, p. 48-50
- [20] Papanastasiou, T. C. - *Flows of materials with yield*, J. Rheology, 31, 1987, p. 385-404
- [21] Moore, F. - *The rheology of ceramic slips and bodies*, Trans. Brit. Ceramic Soc., 1997, p. 470-478
- [22] McLelland, A. R. A. s.a. - *Anomalous rheological behavior of semi-solid alloy slurries at low shear rates*, Materials Science and Engineering, 1996, p. 110-116
- [23] Peng, H., s.a. - *Steady-state and transient rheological behavior of a semi-solid tin-lead alloy in simple shear flow*, Proc. 4th Int. Conf. on Semi-Solid Processing of Alloys and Composites, 1996, p. 2-14
- [24] Joly, P. A., s.a. - *The Rheology of a Partially Solid Alloy*, J. Mater. Sci., Vol.11, 1976, p. 1393-1400
- [25] Barnes, H. A. - *A review of the slip (wall depletion) of polymer solutions, emulsions and particle suspensions in viscometers: its cause, character, and cure*, J. non-Newtonian Fluid Mech., 1976, p. 221-230
- [26] Modigell, M., s.a. - *Two Phase Model for Metal Alloys in the Semi-Solid State* – Proceedings of the 5th International Conf. on semi-solid processing of alloys and composites, 1995, p. 317-326
- [27] *** - www.thermocalc.com
- [28] *** - www.matweb.com
- [29] Martin, C. L., s.a. - *Viscoplastic Behaviour of Porous Metallic Materials Saturated with Liquid*, Intern. Journal of Plasticity, Vol. 13, 1997
- [30] Flemings, M. C. - *Solidification Processing*, McGraw-Hill Book Company, New York et al., 1974
- [31] Ilca, I., **Cioată, V. G.** - *Cerere de brevet cu nr. A/00529/2004 pentru invenția cu titlul "Procedeu și instalație de obținere a pieselor prin matrițare din materiale metalice semilichide"*, 2004
- [32] Sofroni, L., s.a. - *Bazele teoretice ale turnării*, Ed. Didactică și Pedagogică, București, 1980

- [33] Drăgan, I., Ilca I., Badea, S., Cazimirovici, E. - *Tehnologia deformărilor plastice*, Ed. Didactică și Pedagogică, București, 1979, p. 446-586
- [34] Adrian, M., s.a. - *Bazele proceselor de deformare plastică*, Ed. Tehnică, București, 1983, p. 346-348
- [35] Chira, I., s.a - *Procedee speciale de turnare*, Ed. Didactică și Pedagogică, București, 1980, p. 67-72, 218-234, 240-249
- [36] Kamath, H. C. - *An Integral Approach for Modeling Solidification of Aluminum Alloys in Metallic Molds*, The Minerals, Metals & Materials Society, 1991
- [37] Cioată, V. G. - *Determinarea forței de deformare în procesul de matrițare în stare semilichidă a metalelor și aliajelor*, Analele Facultății de Inginerie Hunedoara, 1999, F1, p. 227-232
- [38] Cioată, V. G. - *Studiul duratei de aplicare a forței de deformare pentru matrițarea în stare semilichidă a metalelor și aliajelor*, Analele Facultății de Inginerie Hunedoara, 1999, F6, p. 39-42
- [39] Cioată, V. G., Kiss, I. - *Instalație pentru cercetarea experimentală a matrițării pieselor din materiale în stare semilichidă*, Simpozionul Internațional "Universitaria Ropet 2001", Petroșani, 2001, vol. 3, p. 274-276
- [40] Ilca, I., Cioată, V. G. - *Instalație și procedeu de cercetare experimentală a matrițării pieselor din materiale metalice în stare semilichidă*, Simpozion Materiale avansate, tratamente termice și calitatea managementului, Zilele Academice Timișene, Ed. Politehnica, 2001, p. 150-155
- [41] Marchidan, D. I. s.a., *Temperatura, scări, metode și mijloace de măsurare*, Ed. Științifică și Enciclopedică, București, 1977, p. 117-133
- [42] *** - Catalog firmă S.C. CAOM S.A. Pașcani
- [43] Chiriță, V., Drăgan, I., Maniu, A., Vasiliu, A. - *Matrițarea la cald a metalelor și aliajelor*, Editura Tehnică, București, 1979, p. 350-378
- [44] Chiriță, V., Drăgan, I., Maniu, A., Vasiliu, A. - *Matrițarea la cald a metalelor*, Editura Tehnică, București, 1968, p. 204-220
- [45] Weber, F. - *Rezistența materialelor, îndrumar de laborator*, Universitatea Politehnica Timișoara, 2000, p. 13-19, 33-38
- [46] ASM Handbock, *Properties and Selection, Nonferrous Alloys and Special-Purpose Materials*, ASM International 1990
- [47] Gabathuler, J. P. - *Quality and properties of thixoforming suspension components for the automotive industry*, University of Sheffield, U. K., 1996

- [48] Ogris, E. - *Development of Al-Si-Mg Alloys for Semi-Solid Processing and Silicon Spheroidization Treatment (SST) for Al-Si Cast Alloys*, Diss. Swiss Federal Institute Of Technology Zurich, 2002, p. 45-47
- [49] Ilca, I. - *Tehnologia deformărilor plastice*, vol. II, Tipografia Deva, 1976
- [50] Wahlen, A. - *Modeling the Thixotropic Flow Behavior of Semi-Solid Aluminium Alloys*, In Proceedings of the 6th International Conference on Semi-Solid Processing of Alloys and Composites, Torino, 2000
- [51] Suery, M. s.a. - In *Proceedings of the 6th International Conference on Semi-Solid Processing of Alloys and Composites*, Torino, 2000, p. 129-135
- [52] Guanasekera, J. S. - In *Proceedings of the 2th International Conference on Semi-Solid Processing of Alloys and Composites*, 1992, p. 211-222
- [53] Mada, M., s.a - *Metal & Ceramic Matrix Composites: Processing, Modeling & Mechanical Behavior*, The Mineral, Metals & Materials Society, 1990, p. 337-350
- [54] Brown, S. B. - *Modeling of Casting, Welding and Advanced Solidification Processes*, The Mineral, Metals & Materials Society, 1991, p. 31-38
- [55] Ito, Y. s.a. - *Nature and Properties of Semi-Solid Materials*, The Mineral, Metals & Materials Society, 1991, p. 3-17
- [56] Woods, M. E., s.a. - *Journal of Colloid Interface Science*, 1970
- [57] Kumar, P., s.a. - *Acta Metall. Mater.*, 42 (11), 1994, p. 3595-3602
- [58] Mill, C. - *Rheology of Disperse Systems*, Pergamon Press, Oxford, 1957, p. 16-18
- [59] Martin, C. L., s.a. - *Acta Metall. Mater.*, 42(11), 1994, p. 3603-3614
- [60] Mada, M., s.a. - *Materials Science and Engineering*, A212, 1996, p. 171-177
- [61] Gerlich, M., s.a. - *J. Phys. Chem. Solids*, 30, 1969, p. 1197-1205
- [62] Ilca, I., **Cioată, V. G.** - *Assessments upon modeling the flow behavior of semi-liquid materials*, Revista Metalurgia Internațională, acceptată spre publicare în nr. 6, 2004
- [63] Cazimirovici, E. - *Bazele teoretice ale deformării plastice*, Editura Bren, București, 1999
- [64] **Cioată, V. G.** - *Calculul forței de deformare pentru piese de tip pahar obținute prin matrițare în stare semilichidă*, Analele Facultății de Inginerie din Hunedoara, 2000, F1, p. 222-225
- [65] **Cioată, V. G.**, Kiss, I. - *Aprecieri privind îmbunătățirea caracteristicilor mecanice ale pieselor din bronz obținute prin matrițare în stare semilichidă*, Analele Facultății de Inginerie din Hunedoara, 2000, F1, p. 226-229
- [66] **Cioată, V. G.** - *Matrițarea în stare semilichidă - considerații asupra unor parametri de influență ai procesului*, Analele facultății de Inginerie din Hunedoara, 2000, F1, p. 218-221
- [67] **Cioată, V. G.** - *Matrițarea în stare semilichidă – aprecieri privind procesul de cristalizare*, Buletinul științific al Universității “Petru Maior”, Tg. Mureș, 2000, p. 75-78

- [68] Cioată, V. G. - *Considerații privind matrițarea în stare semilichidă a unor aliaje neferoase*, Buletinul științific al Universității "Petru Maior", Tg. Mureș, 2000, p. 71-74
- [69] Taloi, D., s.a. – *Optimizarea proceselor metalurgice*, Ed. Didactică și Pedagogică, București, 1983, p. 7-11
- [70] Savas, E. S. – *Conducerea cu calculatoare a proceselor industriale*, Ed. Tehnică, București, 1969
- [71] Maksay, Șt. – *Ghid practic în Mathcad 5.0*, vol.1, Editura Sigma Plus Deva, 2001
- [72] Matlab – User`s Guide
- [73] Cioată, V. G., Ilca, I. - *Possibilities of controlling the qualitative characteristics of the die-forging parts of semi-liquid materials*, Revista Metalurgia Internațional, acceptată spre publicare în nr. 6, 2004
- [74] Baron, T. – *Metode statistice pentru analiza și controlul calității producției*, Ed. Didactică și Pedagogică, București, 1980
- [75] Martin, C. L., s.a. - *Viscoplastic Behaviour of Porous Metallic Materials Saturated with Liquid*, Intern. Journal of Plasticity, Vol. 13, 1997
- [76] Tietmann, A. L. - *Gießschmieden und Thixoschmieden von Aluminiumknetlegierungen*, Dissertation, IBF, RWTH Aachen, 1994
- [77] *** - *4th International conference on semi-solid processing of alloys and composites. Conference proceedings*, Sheffield, England, 1996
- [78] Dahle, A. K. - *Heat Treatment of Aluminum Alloys*, Encyclopedia of Material Science and Technology, 3, 2001, p. 1-3
- [79] Davis, J. R. - *Aluminum and Aluminum Alloys*, ASM Specialty Handbook. ASM International® Materials Park, USA, 1993
- [80] *** - www.deform.com.
- [81] Dons, A.L. s.a. - *Modelling the microstructure of heat treated AlSi foundry alloys*, Aluminium, 76, 2000, p. 294-297
- [82] E. A. A. - *Aluminium in the Automotive Industry*, <http://www.eaa.net>
- [83] Fan, Z. - *Semisolid metal processing*, International Materials Reviews, 47, 2002, p. 49-78
- [84] Dieter, G. - *Metalurgie mecanică*, Ed. Tehnică, București, 1970
- [85] Budău, V. - *Studiul materialelor*, Ed. Mirton, Timișoara, 1998
- [86] *** - *Steel Times*, The Journal for the European Steel Industry, Published by DMG Business Media Ltd., England, vol. 225, 1997
- [87] *** - *Steel Times International*, Published by DMG Business Media Ltd., England, vol. 21, 1997
- [88] *** - *Iron and Steel*, International Directory, supplement to Steel Times, , Published by Argus Business Media Ltd., England, 1997

- [89] *** - *Metals Industry News*, Published by FMI International Publication Ltd., England, vol. 14, 1997
- [90] *** - *Metallurgia*, The Journal of Metals Technology, Metal Forming and Thermal Processing. Published by Argus. Business Media Ltd., England, 1997.
- [91] Bredenbreuker, U. - *Untersuchungen unterschiedlicher Aluminiumknetlegierungen im Hinblick auf die Vormaterialherstellung für das Thixoforming nach der thermomechanischen Route*. Unveröffentlichte Diplomarbeit, IBF, RWTH Aachen, 1997
- [92] Gabathuler, J. P., s.a. - *Specific properties of produced parts using the thixocasting process*, Int. Conf. on „Aluminium Alloys: New Process Technologies“, Marina di Ravenna, Italy, 1993, p. 609-615
- [93] Garat, M., s.a. - *Thixogiessen - Erweiterung der Legierungsreihen und Anwendungen*. Giesserei, 86, 1999, p. 76-86
- [94] Glicksman, M. E. - *Diffusion in Solids: Field Theory, Solid-State Principles and Applications*, John Wiley & Sons Inc., New York, USA, 2000
- [95] Guiner, A. - *On the Birth of GP Zones*, Proc. of 5th Int. Conf. on Aluminium Alloys, Grenoble, France, 1996, p. 3-6
- [96] Toyoshima, S., s.a. - *A Numerical Simulation of Forming Processes for Semisolid Materials*, ISIJ International, Vol. 31, No. 6, 1991, p. 557-582
- [97] *** - www.ansys.com
- [98] *** - www.mece.ualberta.ca/tutorials/ansys