

Universitatea "Politehnica" din Timișoara
Facultatea de Mecanică

TEZĂ DE DOCTORAT

STUDII TEORETICE ȘI EXPERIMENTALE ÎN VEDEREA OPTIMIZĂRII PROPRIETĂȚILOR MECANICE ALE ALIAJELOR TURNATE ÎN PISTOANE

Coordonator științific:

Prof. dr. ing. Ion **SPOREA**

Doctorand:

Dipl. ing. Francisc **Mandek**

UNIV. "POLITEHNICA"	
TIMIȘOARA	
BIBLIOTECA CENTRALĂ	
Nr. volum	649.175
Dulap	369 Lit. 7

2006

Cuprins

Introducere	5
Capitolul 1:	
CONSIDERAȚII GENERALE ASUPRA MOTOARELOR TERMICE DESTINATE AUTOVEHICULELOR RUTIERE.....	10
1.1 Viteza pistonului, forțele și momentele mecanismului motor.....	10
1.1.1 Viteza medie a pistonului V_{pm}	10
1.1.2 Forțele și momentele mecanismului motor.....	10
1.2 Analiza funcțională a mecanismului motor.....	14
1.2.1 Analiza funcțională a pistonului.....	14
1.3 Creșterea durabilității motoarelor de autovehicule.....	18
Capitolul 2:	
ALIAJE DE ALUMINIU TURNATE	20
2.1 Mediul în care se elaborează aliajele de aluminiu	20
2.2 Tehnologia de elaborare a aliajelor de aluminiu.....	23
2.3 Acțiunea fluxurilor la elaborarea aliajelor de aluminiu	24
2.4 Sistemul de utilizare a fluxurilor.....	25
2.5 Metode neconvenționale de elaborare a aliajelor de aluminiu	29
2.5.1. Elaborarea și turnarea sub vacuum a aliajelor de aluminiu.....	29
2.5.2. Prelucrarea cu ultrasunete.....	29
2.5.3 Modificarea, modificatori, tehnologii.....	33
2.5.4 Instalatie de modificare cu substante suflate in topitura in jet de gaze.....	34
2.6 Clasificarea tratamentului termic și alegerea aliajelor de aluminiu turnate în România.....	35
2.6.1 Clasificarea aliajelor de aluminiu turnate.....	35
2.6.2 Compoziția chimică și structura aliajelor de aluminiu turnate	36
2.6.3 Utilizarea aliajelor de aluminiu turnate	39
Capitolul 3:	
REFRACTARITATEA ALIAJELOR DE ALUMINIU TURNATE.....	41
3.1 Esența stării termodinamice a structurii aliajelor.....	42
3.2 Influența factorilor fizico-chimici asupra refractarității aliajelor.....	43
3.2.1. Forte de legatura interatomica si concentratia electronica.....	43
3.2.2. Starea energetica a rețelei cristaline.....	45
3.2.3. Difuzia și autodifuzia.....	47
3.3 Influența factorilor structurali asupra refractarității aliajelor de aluminiu.....	52
3.3.1. Defectele rețelei cristaline.....	52
3.3.2. Marimea graunților sol.sol. și a limitelor acestora.....	57
3.3.3. Natura și cantitatea eutecticului, cât și forma de cristalizare.....	60
3.3.4. Fazele secundare ce cristalizează din topitura.....	61
3.4 Influența factorilor tehnologici asupra refractarității aliajelor.....	62

3.4.1. Viteza de cristalizare.....	62
3.4.2. Regimul de calire.....	65
3.4.3. Imbatranirea și coagularea.....	65
3.4.4. Concluzii generale.....	67
Capitolul 4:	
DEPENDENȚA REFRACTARITĂȚII ALIAJELOR DE ALUMINIU DE COMPONENȚA ACESTORA ȘI TIPUL DIAGRAMELOR DE ECHILIBRU.....	69
4.1 Elaborarea aliajelor de aluminiu și metodică de încercare.....	69
4.2 Variația durității aliajelor de aluminiu funcție de temperatura T și timpul t de încercare sub sarcină.....	70
4.3 Influența elementelor de aliere asupra rezistenței la tracțiunea de lungă durată a aliajelor binare de aluminiu.....	76
4.4 Refractaritatea fazelor și constituenților ce se formează în aliajele de aluminiu.....	78
Capitolul 5:	
REFRACTARITATEA ALIAJELOR DE ALUMINIU PENTRU PISTOANE.....	83
5.1 Aliaje de aluminiu destinate turnării pistoanelor.....	83
5.2 Influența elemente de aliere asupra refractarității aliajelor bogate în Si și destinate turnării pistoanelor.....	85
5.3 Influența unor elemente de aliere asupra proprietăților aliajului ATSi12CuMgNi STAS 201/2-80.....	89
Capitolul 6:	
STUDII EXPERIMENTALE EFECTUATE ASUPRA UNOR ALIAJE DE ALUMINIU.....	91
6.1 Alegerea aliajelor pentru studii.....	91
6.2 Tratamentul termic al aliajelor.....	92
6.3 Metodica de efectuare a încercărilor.....	94
6.3.1 Calculul erorilor de măsurare a durității și alungirii în condițiile de încercare la temperatura $t_e \neq t_o$	97
6.3.2 Prelucrarea și interpretarea rezultatelor experimentale.....	98
6.4 Aspecte privind influența modificărilor și a unor elemente de aliere asupra transformărilor din elemente de aliere.....	113
Capitolul 7:	
STUDIUL TRANSFORMĂRILOR ALIAJELOR ÎN DIFERITE STĂRI PRIN ANALIZĂ DILATOMETRICĂ.....	116
7.1 Condiții de experimentare.....	116
7.1.1 Interpretarea curbelor din fig. 7.1.....	117
7.1.2 Prelucrarea și interpretarea rezultatelor curbelor dilatometrice.....	123
7.1.3 Determinarea coeficientului de suprasaturare a soluției sol. sol. α	124
7.2 Influența coeficienților de dilatare asupra jocului piston-cilindru.....	127
7.3 Analize metalografice.....	131

Capitolul 8:

STUDII ȘI ÎNCERCĂRI DE PRELUCRARE PRIN AȘCHIERE A ALIAJELOR DE ALUMINIU TURNATE	133
8.1 Metodica de încercări.....	133
8.2 Influența compoziției chimice a aliajelor și a modificatorilor asupra forței de așchiere și rugozității suprafețelor.....	133
8.3 Încercări de așchiabilitate prin strunjire a unor aliaje de tip silumin aliate cu 0,3 % Ni.....	136
8.4 Încercări experimentale pe siluminuri cu 0,3 % Ni.....	136
8.5 Rezultate obținute și concluzii.....	137
8.6 Influența vibrațiilor asupra calității suprafețelor aliajelor de aluminiu strunjite.....	139
8.6.1 Calitatea suprafețelor pieselor prelucrate mecanic și durata lor în exploatare.....	139
8.6.2 Influența vibrațiilor forțate transversale asupra calității aliajelor de aluminiu prelucrate prin strunjire.....	140
8.7 Influența vibrării sculei în direcția avansului longitudinal asupra calității suprafețelor aliajelor de aluminiu turnate și strunjite.....	141
8.7.1 Încercări experimentale.....	142
8.7.2 Influența parametrilor oscilațiilor asupra Ra.....	143

Capitolul 9:

STUDII ȘI ÎNCERCĂRI DE SUDARE A ALIAJELOR DE ALUMINIU TURNATE	146
9.1 Particularitățile metalurgice ale aliajelor de aluminiu.....	146
9.2 Fluxuri recomandate la sudarea aliajelor de aluminiu.....	148
9.3 Flacăra de gaze ca sursă de căldură la sudarea aliajelor de aluminiu turnate.....	148
9.4 Sudabilitatea aluminiului și a aliajelor sale.....	150
9.5 Încercări de sudare cu flacăra a probelor din aliaje de aluminiu turnate.....	151
9.6 Influența elementelor de aliere și a fluxurilor asupra cusăturilor sudate.....	153
9.7 Particularitățile sudării prin topire a aluminiului față de sudarea oțelurilor.....	155
9.7.1 Greutatea specifică.....	156
9.7.2 Temperatura de topire.....	156
9.7.3 Solubilitatea hidrogenului.....	157
9.7.4 Conductibilitatea termică.....	158
9.7.5 Conductibilitatea electrică.....	159

Capitolul 10:

TEHNOLOGIA DE TURNARE A PISTOANELOR DIN ALIAJE DE ALUMINIU.....	160
10.1 Forma (matrița) de turnat sub presiune.....	160

10.1.1 Transferul de căldură între metalul topit și matrița.....	161
10.1.2 Transferul de căldură între matriță și mediul de temperare (răcire).....	162
10.1.3 Transferul de căldură în interiorul matriței.....	162
10.2 Solidificarea aliajului în matriță.....	162
10.2.1 Ecuația diferențială a conductivității termice.....	163
10.2.2 Durata de solidificare a piesei turnate.....	163
10.3 Studii privind simularea turnării pistoanelor de mașini termice folosind programul MAGMASOFT.....	164
10.3.1 Introducere în simulare.....	165
10.3.2 Noțiuni generale privind utilizarea programului MAGMASOFT.....	166
10.3.3 Utilizarea programului MAGMASOFT la simularea turnării pistoanelor din ATSi12CuMgNi(Fe).....	170
10.4 Încercarea în exploatare a pistoanelor turnate din ATSi12CuMgNi în condiții de laborator.....	174
10.4.1 Încercări practice de elaborare-turnare și tratamente termice asupra pistoanelor Dacia.....	174
10.4.2 Tratamentul termic aplicat pistoanelor.....	179
10.4.3 Influența stării și tratamentelor termice ale aliajului asupra stabilității dimensionale.....	179
10.4.4 Încercări în exploatare a pistoanelor DACIA.....	181
Capitolul 11:	
OPTIMIZAREA PROPRIETĂȚILOR ALIAJELOR DE TURNARE.....	183
11.1 Exemple de optimizare a proprietăților aliajelor de aluminiu turnate.....	184
11.2 Determinarea compoziției chimice optime ale aliajului de tip ATSi12CuNiMg.....	187
11.2.1. Optimizarea proprietăților aliajului ATSi12CuNiMg.....	187
11.2.2 Prelucrarea datelor experimentale.....	189
11.3 Sinteza aliajelor de turnare din aluminiu.....	198
11.3.1 Sistemul problemei sintezei aliajelor.....	198
Capitolul 12:	
CONCLUZII FINALE, CONTRIBUȚII ORIGINALE, PERSPECTIVE.....	200
A – Concluzii finale.....	200
B – Contribuții originale.....	201
C – Perspective,propuneri.....	203
Bibliografie	204
Anexe:	
Anexa 1 – Calculul simulării în MAGMASOFT.....	211
Anexa 2 – Simularea solidificării pistoanelor turnate.....	217
Anexa 3 – Proces verbal de constatare.....	225
Anexa 4 – Supliment la concluziile finale.....	227

Introducere

Folosirea materialelor metalice în construcția de mașini și aparate arată că secolul XXI se preconizează a fi secolul aluminiului [1], [2]. Acest lucru este datorat proprietăților pe care le posedă dar și ariei mari de răspândire în mediile terestru și acvatic-ocupă locul trei după oxigen și siliciu din sistemul periodic al elementelor.

Cu toate că aluminiul (minereurile de aluminiu) are o așa de mare răspândire în natură (aproape toate regiunile globului sunt foarte bogate), el a putut fi obținut în stare pură (la început pulverulent în anul 1825 Oersted) foarte târziu, adică atunci când curentul electric a putut fi utilizat și în procesele de muncă (producție) (în 1845 Wohler a obținut aluminiu compact). Cauza principală a constituit-o (și există și acum) faptul că aluminiul este extrem de avid de oxigen și se leagă în oxidul Al_2O_3 extrem de greu de a fi descompus la aluminiu pur. În plus acest oxid are o temperatură de topire foarte ridicată (peste $200^\circ C$), este dens, are coeficient de dilatare termică aproape identic cu cel al aluminiului ceea ce îngreunează suplimentar producerea aluminiului. Oricum, fabricarea aluminiului, indiferent de tipul minereului în care se găsește mineralul ce conține aluminiu, cât și de metoda de obținere a acestuia (cel mai adesea metoda Baier), este considerată ca **ENERGOFAGA**. Iată motivul pentru care mari producători de aluminiu sunt țările ce posedă energie electrică obținută în alte condiții decât cele termice (hidro, eoliana, nucleară etc), adică ieftină și în cantitate ridicată.

Cu toate greutatea legate de obținerea aluminiului, proprietățile pe care le posedă acesta, au determinat ca de la cantitățile extrem de mici ce se obțineau la mijlocul sec XIX să se atingă acum cantități foarte mari (mil. tone pe an) (la început aluminiul pur a costat mai mult decât aurul !).

Dintre proprietățile mai importante ale aluminiului enumerăm:

- temperatura de topire redusă;
- greutate specifică mică;
- aspect plăcut (alb cenușiu iar eloxat rubiniu);
- rezistență mare în diverse domenii cu agenți agresivi (pe seama peliculei Al_2O_3 foarte rezistentă și compactă);
- posibilitatea folosirii la fabricarea celor mai diverse piese din construcția de mașini și aparate atât în stările turnată și deformată plastic la cald sau la rece);
- folosirea în industriile aerospațială, auto, navală;
- permite realizarea de îmbinări sudate etc. etc.

Din păcate aluminiul pur posedă o slabă rezistență mecanică (sub $R_m=90 \text{ N/mm}^2$), motiv pentru care acestea se aliază cu unele elemente care au menirea principală de a crește rezistența mecanică cunoscându-se acum aliaje de aluminiu (complex aliate) care ating $R_m>400 \text{ N/mm}^2$ ceea ce concurează cu multe aliaje feroare obișnuite (fonte sau oțeluri). Între principalele elemente de aliere sunt de amintit: Cu, Mg, Si, Mn, Zn și în general toate elementele de tranziție.

Un aspect special îl prezintă aliajele care având ca element de bază Al, se aliază cu Si primind denumirea generică de SILUMIN.

Siluminurile binare Al-Si sunt însă rar folosite în constr. de mașini și aparate întrucât posedă o structură grosolană (prezent și Si primar), cu slabe propr. mecanice și din care cauza rezultă și suprafețe rugoase după prelucrarea mecanică [2], [3].

Însă proprietățile deosebite, ale siluminurilor precum: fluiditate ridicată, contracție redusă și greutate specifică mică, face ca aceste aliaje să aibă cea mai largă folosire la realizarea pieselor prin turnare. În multimea aliajelor turnate din Al, o grupă aparte o constituie aliajele de la care se cer înalte proprietăți mecanice la temperaturi ridicate și în medii agresive, aliaje cu denumirea de aliaje turnate din Al, rezistente la temperaturi (AART)-termorezistente- sau mai scurt refractare (AAR).

Începutul folosirii aliajelor de Al pentru fabricarea pieselor rezistente la temperaturi ridicate se referă la anii 1908, atunci când a apărut marea necesitate a schimbării pistoanelor de fontă în scopul reducerii masei și creșterii puterii motoarelor [61]. Prima dată pentru fabricarea pistoanelor și a altor organe pentru motoarele de automobile s-a încercat folosirea aliajelor Al-Zn.[61]. Dar, de la prima încercare aceste pistoane s-au spart în bucăți. Pentru temperaturi relativ înalte de funcționare a pistoanelor (270-350°C), aliajul aluminiu-zinc, cum se știe acum, nu este bun pentru turnarea pistoanelor din cauza forțelor interatomice de legătură slabe, a proceselor de difuzie foarte intense cât și a durității reduse a zincului. Din această cauză au început să se elaboreze aliaje de aluminiu speciale AART-refractare-cum se precizează în [34], și [40].

În decursul anilor 1908-1915 pentru pistoane s-au folosit cu succes aliaje cu 8 -14 % Cu: (2L8 Anglia; Nr 12 și 122 firmă americană Alcoa etc). O mai mare refractaritate (termorezistență AATR) o posedă aliajele de aluminiu Al-Cu aliate suplimentar cu Mg [41], [33], Mn [33], [131], Fe [33], Ni[69].

Aliajele enumerate au proprietăți slabe de turnare [41], [61], [107], [135] și nu se durifică prin tratament termic [61]. De aceea laboratorul fizic național din Anglia sub conducerea lui Rohsenhein [116], în decurs de 7 ani a lucrat intensiv la elaborarea AATR. În urma acestor studii a fost propus aliajul cunoscut sub denumirea de “Y” (sau “Yai”), care în SUA se notează 142, în Rusia AL1, la noi STAS 201/2-80 ATCu4Ni2Mg (Compoziția chimică de bază: **3,75-4,5%Cu; 1,25-1,75%Mg; 1,75-2,25%Ni**). Aceste aliaje au însă proprietăți slabe de turnare, și dau mult rebut. De aceea s-au încercat noi mărci de AART turnate (În Anglia Al-Cu-Mg-Ni-Fe; în SUA Al-Si-Cu-Mg). Primele succese le-a avut firma Rolls-Royce care a elaborat o gamă mare de aliaje RR-50...RR-59, cât și firma “Alcoa” care a elaborat aliaje ce conțineau Ni-Mn+alte elemente.

Trebuie spus că la ora actuală sunt multe aliaje AART cu rezistență marită la temperaturi ridicate de forma [61]: Al+Si+Ea sau Al+Cu+Ea, în care Si respectiv Cu sunt principalele elemente de aliere, iar prin Ea înțelegându-se alte elemente de aliere cum ar fi:

a) Pentru grupa Al+Si+Ea; Cu+Mg+Mn+B+Ti în scopul formării unor faze ca: sol.sol.α complex aliata, Si liber, AlSiMnFe, CuAl₂, Mg₂Si (faza W), Al₃Ti, AlB₂. În aceste aliaje particulele de Si sunt sferoidizate, fazele CuAl₂ și Mg₂Si reacționează complet cu sol.sol. α la temperatura de calire, în timp ce celelalte faze sunt stabile.

b) Pentru cea de a doua grupa Al+Cu+Ea, vom avea Mn, Ti cu formare de α+CuAl₂ și faza T(Al₁₂Mn₂Cu) sau Ni+Cr+Mn+Mg cu formarea de α + S(Al₂MgCu) + T(Al₆Cu₃Ni) + Al₃(CuNi)₂ cât și faze ce contin Mn și Cr. Ca și în cazul primei grupe fazele CuAl₂ și S reacționează complet cu faza α la calire, în timp ce celelalte nu. Aceste aliaje posedă $R_m > 200 \text{ N/mm}^2$ și rezistența de durată la 300°C timp de 100 h peste 65 N/mm², superioare aliajului Y.

Apariția și utilizarea aliajelor termorezistente a fost condiționată de constatarea că în cazul încălzirilor-răcirilor (caliri) repetate, în exploatare materialele suferă o oboseală termică proprie și aliajelor de aluminiu [61].

Acțiunea însumată a tuturor factorilor fizico-chimico-structurali determină gradul de rezistență al aliajului la temperaturi și tensiuni ridicate, adică la “refractaritate”. Se subliniază influența foarte mare a factorilor tehnologici (elaborarea, viteza de cristalizare, regimul de tratament termic etc.) asupra refractarității aliajelor de aluminiu turnate. Variind parametrii tehnologici se poate acționa atât asupra structurii cât și a caracteristicilor chimice ale aliajelor, ceea ce dă posibilitatea să poată fi schimbată “refractaritatea” aliajelor în limite bine determinate. În problema refractarității aliajelor un rol substanțial îl joacă starea structurală metastabilă a aliajelor.

Se poate spune deci că aliajele ce nu contin Ni pot fi utilizate cu succes la turnarea pistoanelor (sau a altor piese ce lucrează la temperaturi ridicate). Aceste aliaje contin: 4-5,5%Si; 1-3%Cu; 0.35-0,6%Mg și uneori 0,6-0,8%Mn, și posedă rezistențe comparabile cu celelalte aliaje, se toarnă însă mai ușor în cochila față de aliajul Y.

Trebuie spus că dependența rezistenței de durată funcție de metoda de turnare, nu este suficient de bine redată în literatură. Se arată că, la temperatura camerei, cele mai înalte rezistențe le au probele turnate prin matritare semilichidă, iar cea mai bună refractaritate o au probele turnate în forme temporare obișnuite [60].

Concluzie:

Din “Introducere” și literatura de specialitate reiese că factorul structural are o deosebită importanță asupra: refractarității AAT cât și a calculelor jocurilor la rece și la cald. În literatura de specialitate aceste două aspecte sunt insuficient elucidate atunci când se are în vedere concretul situației cum ar fi:

- a) motorul termic ce echipează un anumit vehicul;
- b) regimul de funcționare;
- c) stare inițială a aliajului turnat (piston);
- d) calculele jocurilor piston-cilindru atât la rece cât și la cald;
- e) uneori chiar regimul “optim” de elaborare-turnare-tratament termic al aliajelor etc.

În vederea elucidării acestor aspecte (cât și faptul că țara noastră este obligată să devină competitivă cu alte firme exportatoare de autovehicule și tractoare echipate cu

motoare termice) s-au făcut necesare studiul și cercetarea detaliată a temei de față “Studii teoretice și experimentale în vederea optimizării proprietăților mecanice ale aliajelor turnate în pistoane” în care să se evidențieze:

1. Tehnologiile de elaborare-turnare-tratamente termice adecvate pistoanelor ce echipează motoarele termice;

2. Stabilirea compozițiilor optime ale aliajului $AlSi12CuMgNi$ (STAS 201/2-80), în scopul înlocuirii Ni ca element deficitar și scump;

3. Stabilirea tratamentului termic favorabil jocurilor la rece și la cald dintre piston-cilindru (cămașă) în vederea reducerii costurilor de fabricație a unor aliaje destinate turnării pistoanelor;

4. Creșterea calității suprafețelor pistoanelor prelucrate prin așchiere;

5. Verificarea în exploatare a pistoanelor fabricate după tehnologia propusă;

Pentru a răspunde cât mai bine cerințelor din tema Doctoratului, se consideră ca necesare studierea detaliată a următoarelor aspecte, eșalonate pe capitole:

Capitolul 1:

CONSIDERAȚII GENERALE ASUPRA MOTOARELOR TERMICE DESTINATE AUTOVEHICULELOR RUTIERE

Capitolul 2:

ALIAJE DE ALUMINIU TURNATE (AAT)

Capitolul 3:

REFRACTARITATEA ALIAJELOR DE ALUMINIU TURNATE (REFR. AAT)

Capitolul 4:

DEPENDENȚA REFRACTARITĂȚII ALIAJELOR DE ALUMINIU DE COMPONENTA ACESTORA ȘI TIPUL DIAGRAMELOR DE ECHILIBRU

Capitolul 5:

REFRACTARITATEA ALIAJELOR DE ALUMINIU PENTRU PISTOANE

Capitolul 6:

STUDII EXPERIMENTALE EFECTUATE ASUPRA UNOR ALIAJE DE ALUMINIU

Capitolul 7:

STUDIUL TRANSFORMĂRILOR ALIAJELOR ÎN DIFERITE STĂRI PRIN ANALIZĂ DILATOMETRICĂ

Capitolul 8:

STUDII ȘI ÎNCERCĂRI DE PRELUCRARE PRIN AȘCHIERE A (AAT)

Capitolul 9:

STUDII ȘI ÎNCERCĂRI DE SUDARE A (AAT)

Capitolul 10:

TEHNOLOGIA DE TURNARE A PISTOANELOR DIN ALUMINIU

Capitolul 11:

OPTIMIZAREA PROPRIETĂȚILOR ALIAJELOR DE TURNARE

Capitolul 12:

CONCLUZII FINALE, CONTRIBUȚII ORIGINALE, PERSPECTIVE

Lucrarea de doctorat “Studii teoretice și experimentale în vederea optimizării proprietăților mecanice ale aliajelor turnate în pistoane” conține: 229 pagini; 12 capitole; 103 figuri; 53 tabele; 145 relații matematice; 151 titluri bibliografice din care peste 18 aparțin autorului.

În încheiere țin să mulțumesc în primul rând îndrumătorului științific prof. dr. ing. SPOREA ION pentru răbdarea, sfaturile și competența îndrumare pe întreg parcursul elaborării temei. De asemenea, mulțumirile se îndreaptă și spre catedra de Tehnologie mecanică, și, în special către profesorii care au participat la colocviul de admitere, examene și referate, mulți dintre aceștia fiindu-mi și profesori când eram student, întâi la IPT “Traian Vuia secția subingineri TCM din Arad și apoi la Universitatea “Aurel Vlaicu” din Arad. O mulțumire aparte pentru dl. Tehnician Szucs Zoltan care a pus mult suflet în realizarea pistoanelor încercate practic pe DACIA, și nu în ultimul rând familiei mele care a avut o mare înțelegere în această perioadă.

Capitolul 1

CONSIDERAȚII GENERALE ASUPRA MOTOARELOR TERMICE DESTINATE AUTOVEHICULELOR RUTIERE

La ora actuală motoarele pentru acționarea autovehiculelor sunt în majoritatea lor motoare cu ardere internă cu “PISTON”, adică motor termic care transformă căldura produsă prin arderea combustibilului în lucru mecanic disponibil la arborele cotit, obținut prin mecanismul motor (PISTON – bielă – arbore cotit) și alte mecanisme auxiliare.

Pentru a asigura o eficiență maximă a motorului trebuie: maximizată durabilitatea, reduse la minimum cheltuelile de exploatare și reparații, creșterea siguranței în exploatare, pornire ușoară etc [111]. În vederea realizării acestor deziderate de cea mai mare importanță este cuplul: **piston – cilindru** (cămașă).

Prin folosirea aliajelor adecvate a cuplului **piston – cilindru** (cămașă) se pot situa la nivelul cerut aproape toate aceste deziderate.

1.1 VITEZA PISTONULUI, FORȚELE ȘI MOMENTELE MECANISMULUI MOTOR.

1.1.1 Viteza medie a pistonului V_{pm}

Este o viteză constantă cu care pistonul parcurge două curse succesive în timpul $60/n$ adică:

$$V_{pm} = \frac{2S}{60/n} = \frac{Sn}{30} \left[\frac{m}{s} \right]; \quad (1.1)$$

în care S este cursa pistonului, iar n este turația arborelui cotit. La motoarele de autoturisme $V_{pm} = 12...17$ m/s, iar la tractoare și automobile 7,8...12 m/s.

1.1.2 Forțele și momentele mecanismului motor.

Mecanismul motor constituit din părți mobile (piston – bielă – arbore cotit) și fixe (blocul motor, chiuloasa, baia de ulei) are rolul de a transforma **energia termică în energie mecanică**, cauza principală care determină ca numai 24...40 % din energia eliberată prin arderea combustibilului să ajungă la arborele cotit sub formă de energie utilă (mecanică). Pierderile se datorează: gazelor de evacuare, fluidului de răcire (care nu se impută motorului întrucât sunt cauzate de modul în care căldura poate fi transformată în energie mecanică) și pierderi proprii motorului cu ardere internă prin frecări și antrenarea organelor auxiliare.

În elementele mecanismului motor apar eforturi cauzate de forțele datorate presiunii gazelor din cilindri, și forțelor de inerție a maselor în mișcare.

1.1.2.1 Forța datorată presiunii gazelor.

Se obține (conform Fig. 1.1) cu relația:

$$F_g = p_g \frac{\pi D^2}{4} \text{ [N]}; \quad (1.2)$$

în care $p_g = p_{gi} - p_0$ [N/m²]; p_{gi} și p_{g0} sunt presiunile gazelor din diagrama indicată și a mediului ambiant ($p_0 = 1 \times 10^5$ [N/m²]) iar D – diametrul cilindrului [m].

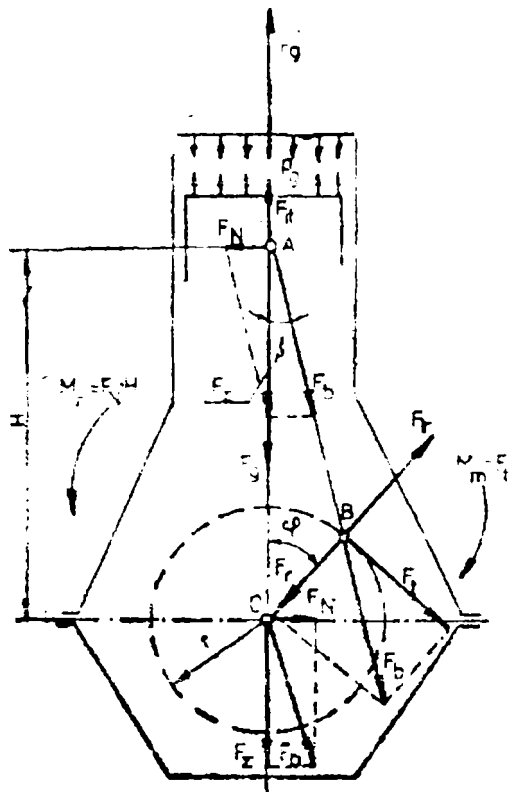


Fig. 1.1 Forțele și momentele care acționează în mecanismul motor.

1.1.2.2 Forțele de inerție.

a) Forțele de inerție ale maselor în mișcare de translație F_{ii} :

$$F_{ii} = -m_{it} \cdot a = -(m_p + m_{b1}) \cdot a \text{ [N]}; \quad (1.3)$$

în care m_{it} este masa redusă a pieselor cu mișcare de translație; m_p este masa pistonului; m_{b1} este masa părții din bielă raportată la axul bolțului și are valoarea de $m_{b1} \cong 0,275 \times m_b$, unde m_b – masa bieiei.

b) Forțele de inerție ale maselor în mișcare de rotație F_{ir} :

$$F_{ir} = m_r \cdot r \cdot \omega^2 = (m_c + m_{b2}) \cdot r \cdot \omega^2 \quad (1.4)$$

în care m_r este masa concentrația în axul manetonului a pieselor cu mișcare de rotație raportată la axul manetonului; m_c care este masa neechilibrată a unui cot, raportată la axul manetonului; m_{b2} este masa bieiei raportată la axul manetonului și care are mișcare de rotație ($m_{b2} \cong 0,275 \times m_b$).

1.1.2.3.1 Forța rezultantă F_{Σ} .

Se compune din forțele de inerție ale maselor ce se găsesc în mișcare de translație:

$$F_{\Sigma} = F_g + F_{ii} \quad (1.5)$$

Forța rezultantă F_{Σ} variază ca mărime și sens funcție de mărimea și sensul F_{it} , care în prima jumătate a curbei pistonului de la pms (punctul mort superior) la pmi (punctul mort inferior) sunt îndreptate în sus și se opun mișcării pistonului. În cea de a doua jumătate a cursei, F_{it} coincid cu sensul de mișcare a pistonului. Adică, în prima jumătate cedează această energie acumulată. Conform legii de conservare a energiei lucrul mecanic al forțelor de inerție, la o rotație a arborelui cotit, este nul. În cazul creșterii turației motorului, accelerația pistonului și forțele de inerție (F_{it}) cresc proporțional cu pătratul turației.

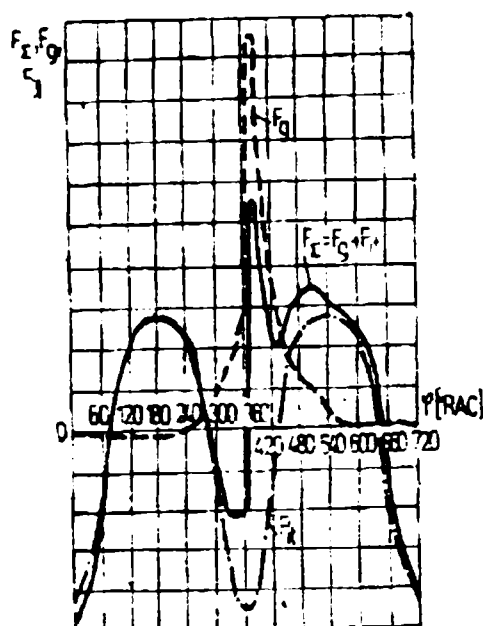


Fig. 1.2 Variația forțelor F_g , F_{it} și F_{Σ} În funcție de φ

În cazul unui unghi oarecare φ^0 RAC dacă se descompune F_{Σ} , apar două componente: forța F_N perpendiculară pe peretele cilindrului și forța F_b îndreptată de-a lungul axei bielei. Din acest motiv:

a) Forța F_N apasă periodic pistonul pe peretele cilindrului, cauzând frecarea și uzura acestuia;

b) Forța F_b , tot periodic, soliciță biela la comprimare, întindere și flambaj.

Deplasând F_b pe linia ei de acțiune până în axul manetonului B și descompunând-o după direcțiile radială și tangențială se obțin forțele F_t tangențială și F_r radială. Adică:

$$F_t = F_b \sin(\varphi + \beta) = \frac{F_{\Sigma}}{\cos \beta} \sin(\varphi + \beta), \quad (1.6)$$

și

$$F_r = F_b \cos(\varphi + \beta) = \frac{F_{\Sigma}}{\cos \beta} \cos(\varphi + \beta), \quad (1.7)$$

1.1.2.4 Momentul motor instantaneu.

Este determinat de forța tangențială F_t și are expresia:

$$M_m = F_t \cdot r = \frac{F_{\Sigma} \cdot r}{\cos \beta} \cdot \sin(\varphi + \beta), \quad (1.8)$$

Din fig. 1.3 se observă că variația manetonului motor instantaneu urmărește modul de variație a forței F_t .

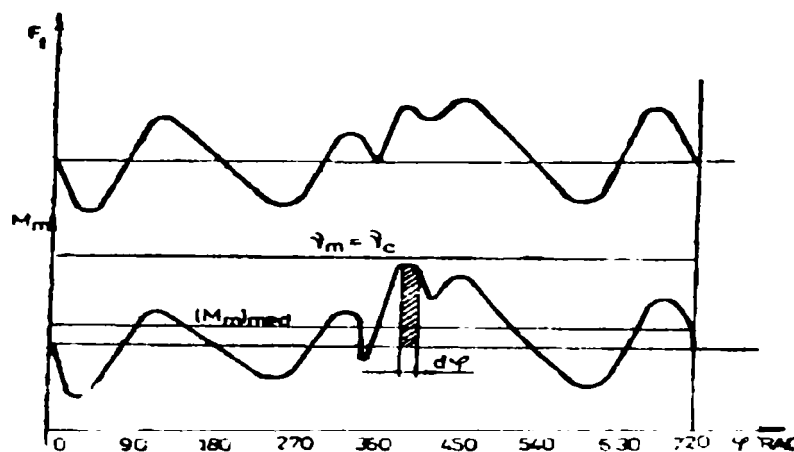


Fig. 1.3 Variația forței tangențiale și a momentului motor în funcție de φ

1.1.2.5 Momentul de răsturnare instantaneu M_r :

Este determinat de F_N și brațul H și este egal și de sens contrar cu M_m :

$$M_r = -F_N H = -H F_\Sigma \operatorname{tg} \beta = -\frac{F_\Sigma \cdot r}{\cos \beta} \cdot \sin(\varphi + \beta) = -M_m, \quad (1.9)$$

Momentul motor antrenează roțile motoare, iar cel de răsturnare se transmite reazemelor motorului.

1.1.2.6 Uniformizarea momentului motor.

Uniformizarea mișcării mecanismului motor, este o cerință importantă pentru funcționarea autovehiculelor. Condiția de uniformizare este îndeplinită atunci când momentul rezistent M_{rez} (încărcarea motorului) este egal cu momentul motor M_m (sarcina) pentru orice φ^0 RAC.

În concluzie se poate spune că un motor funcționează cu atât mai uniform cu cât accelerația unghiulară $\frac{d\varpi}{d\tau}$ este mai redusă, din relația:

$$\frac{d\varpi}{d\tau} = \frac{M_m - M_{rez}}{I}, \quad (1.10)$$

în care I este momentul de inerție al maselor reduse.

Concluzie.

Această condiție se realizează pe calea:

a) creșterea numărului de cilindri (fig. 1.4);

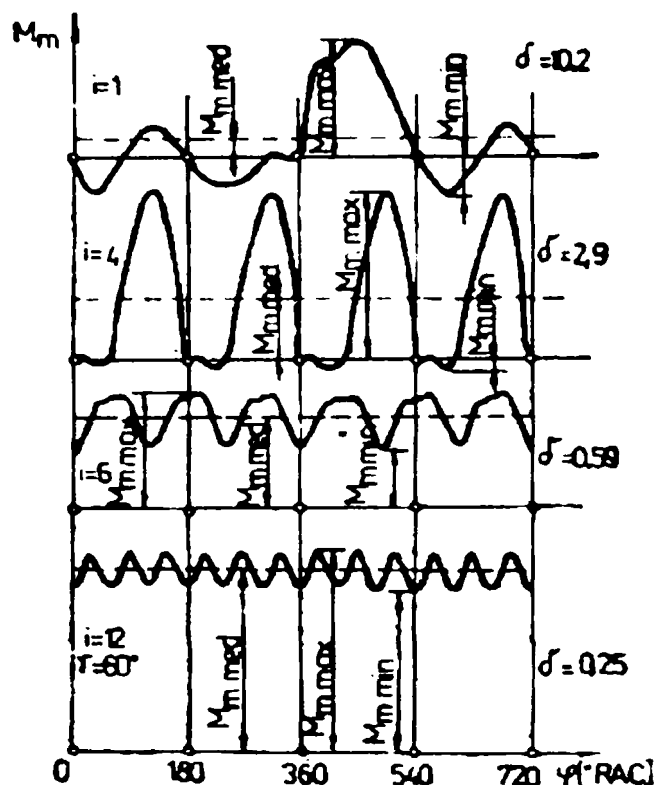


Fig. 1.4 Variația momentului motor în funcție de unghiul de rotație a arborelui cotit și numărul de cilindri ai motorului.

b) mărirea momentului de inerție I al maselor reduse, ceea ce presupune utilizarea, folosirea unui volant.

Observație.

Momentul creat de volant ($M_{rez \times vol}$) trebuie să:

- asigure funcționarea **stabilă** a motorului la **turația minimă** de mers în gol;
- acumularea energiei cinetice necesare arborelui cotit în timpul pornirii motorului; Se precizează că rolul volantului scade cu creșterea numărului de cilindri.
- gradul de neuniformitate al momentului motor se obține cu relația:

$$\delta = \frac{M_{m \max} - M_{m \min}}{M_{m \text{med}}}, \quad (1.11)$$

și scade concomitent cu creșterea numărului “ i ” de cilindri (fig. 1.4).

1.2. ANALIZA FUNCȚIONALĂ A MECANISMULUI MOTOR

Pentru buna funcționare a autovehiculelor (echipate cu motoare termice) de o mare importanță este mecanismul motor

1.2.1 Analiza funcțională a pistonului.

Pistonul are un rol important pentru a asigura evoluția fluidului motor în cilindru și îndeplinește următoarele funcții:

- preia și transmite bielei forța rezultată din presiunea gazelor și forțele de inerție;
- transmite cilindrului reacțiunea normală produsă de bielă F_N ;

- asigură etanșarea cilindrului în ambele sensuri;
 - preia și evacuează o parte din căldura dezvoltată prin arderea combustibilului;
- Pentru a putea îndeplini aceste funcții, pistonul (fig. 1.5) este compus din:

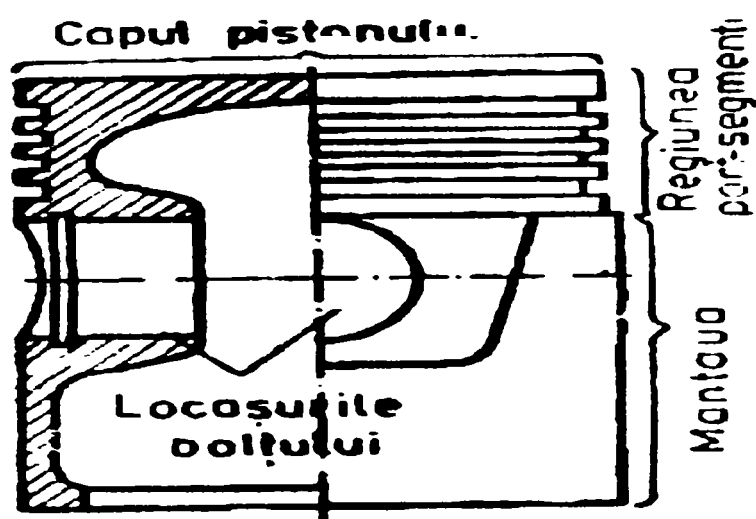


Fig. 1.5 Părțile componente ale unui piston.

- capul pistonului care preia presiunea gazelor;
- regiunea port – segment prevăzută cu canalele în care se introduc segmentii;
- mantaua (fusta) care ghidează pistonul în cilindru și transmite forța normală;
- umerii mantalei sau locașurile bolțului sub acțiunea forțelor (fig. 1.6 a), pistonul se deformează (fig. 1.6 b, c).

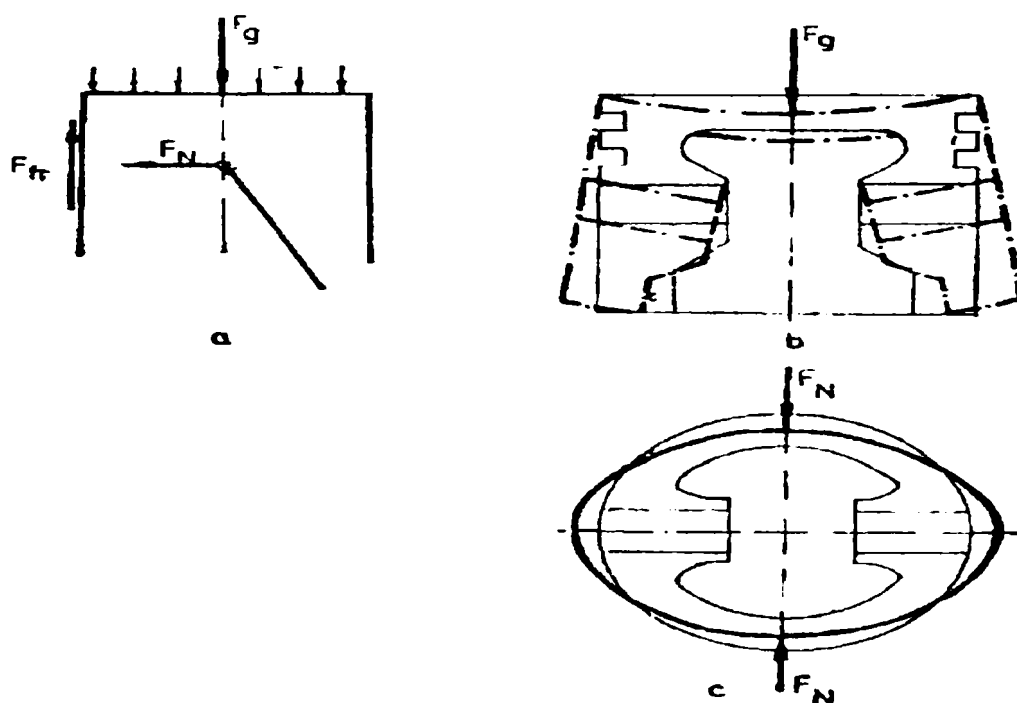


Fig. 1.6 Forțele care acționează asupra unui piston și deformările acestuia.

Forța datorată presiunii gazelor F_g care se transmite prin umerii pistonului la bolț, deformează pistonul, încât apăsarea mantalei pe cilindru tinde să se facă numai pe muchia inferioară a mantalei, canalele de segmenti și locașul bolțului se deformează de

asemenea. Aceste deformații sunt mai pronunțate atunci când motorul lucrează în regim de suprasarcină.

Forța normală F_N apasă pistonul pe cilindru și produce forța de frecare F_{fr} .

Sub acțiunea reacțiunii cilindrului, pistonul se deformează sub formă de elipsă (cu axa mare după direcția axei umerilor (fig. 1.6c).

Deci pistonul trebuie să aibă inițial o rigiditate adecvată astfel ca în timpul funcționării deformațiile să fie minime [111].

1.2.1.1 Bătaia pistonului

Sub acțiunea forțelor normale F_N și a jocurilor de montaj apare bataia pistonului în cămașa de cilindru, ca efect al variației forței F_N în mărime și sens (la motoarele în patru timpi forța F_N își schimbă sensul de șapte ori pe ciclu, iar la cele în doi timpi de trei ori).

Aplicarea (contactul) pistonului cu șoc pe cele două fețe ale cilindrului și bascularea pistonului sub efectul forței de frecare F_{fr} , care produce un moment de răsturnare în jurul bolțului, este reprezentată în fig. 1.7.

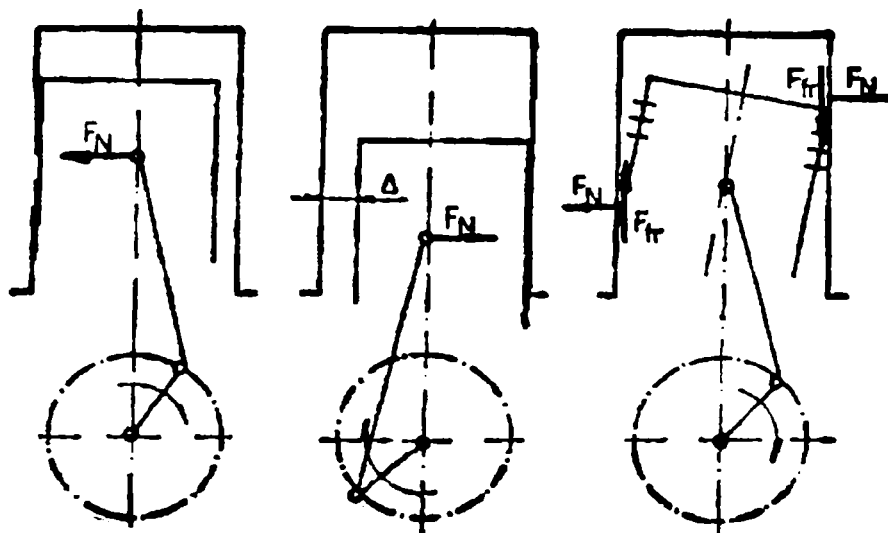


Fig. 1.7 Influența forței normale asupra poziției pistonului în timpul funcționării.

1.2.1.2 Jocul piston - cilindru

Jocul dintre piston și cilindru Δ , are o influență hotărâtoare asupra bătaii pistonului, zgomotului produs de motor, consumului de combustibil și ulei etc. Experiența arată că bătaia pistonului are loc când jocul Δ depășește o anumită valoare față de diametrul cilindrului D :

$$\Delta > 0,001 \cdot D \quad (1.12)$$

La motoarele MAS aprindere prin scânteie se pot realiza jocuri $\Delta < 0,001 \cdot D$, însă la motoarele MAC este greu de realizat acest deziderat.

Atât la MAS cât și la MAC la alegerea jocului Δ trebuie luate în considerare prevenirea gripajului, reducerea consumului de ulei și a scăpărilor de gaze în carter.

Alegerea optimă a jocului Δ depinde în foarte mare măsură de modul de evaluare a stării termice a pistonului [111] dar și de tratamentul termic efectuat asupra lui [34], în special la primele ore de funcționare (rodaj) a motoarelor noi sau după RK.

1.2.1.3 Încălzirea pistonului

Pistonul încălzindu-se evacuează un flux termic de 8 – 10 % la MAS și 18 – 20 % la MAC din puterea dezvoltată la arborele cotit.

Din fluxul termic preluat de piston se evacuează (fig. 1.8):

- la nivelul regiunii port-segmenți 60 – 70 %;
- prin manta 20 – 25 %;
- prin aer și ulei 10 – 15 %;
- prin bolț și bielă 2 – 4 %;

Pistoanele obțin o distribuție neuniformă a temperaturii și depinde de:

- rolul pe care-l joacă părțile componente ale pistonului;
- materialul pistonului;
- grosimea pereților pistonului;

Temperatura pistonului descrește ori la cap la partea inferioară a mantalei.

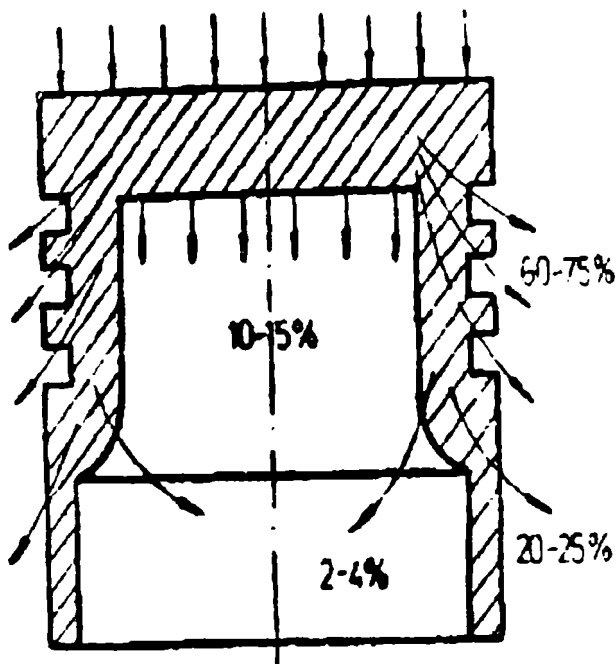


Fig. 1.8 Distribuția fluxului termic într-un piston.

Încălzirea mai puternică a capului pistonului conduce la reducerea rezistenței mecanice a materialului. Astfel la temperatura de 300°C , limită de curgere a aliajelor de aluminiu se reduce la circa 4 daN/m^2 față de $17,5 \text{ daN/m}^2$ la 20°C , deci o reducere de peste 4 ori [34], [124], [127].

1.2.1.4 Dilatarea pistonului.

O altă consecință a încălzirii pistonului o constituie dilatarea acestuia, care, așa cum se știe, influențează în foarte mare măsură funcționarea motorului. De semnalat și faptul că dilatarea radială a pistonului este inegală (fig. 1.9) [111].

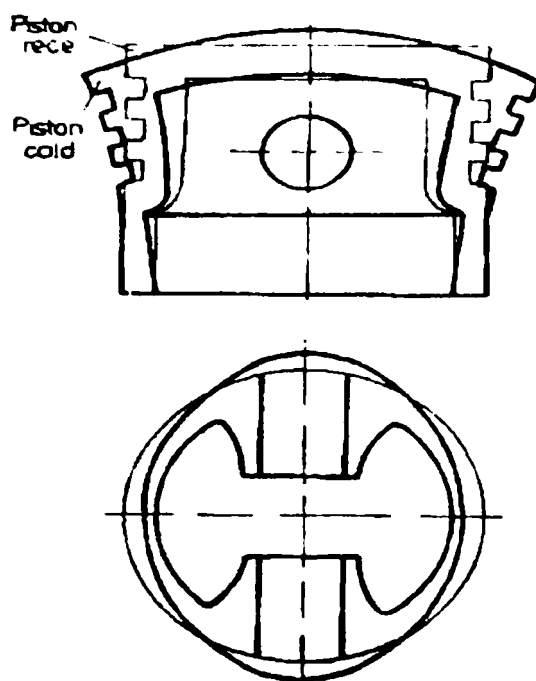


Fig. 1.9 Deformarea pistonului datorită încălzirii.

Pistonul în urma dilatării, primește o formă tronconică, iar într-o secțiune perpendiculară pe axa pistonului, în dreptul umerilor, pistonul ia o formă eliptică.

Corelând deformațiile pistonului datorită solicitărilor mecanice (fig. 1.6) și termice (fig. 1.9), rezultă:

a) o deformare mare de sens contrar de-a lungul axei pistonului (o pondere mai mare are totuși dilatarea produsă de solicitările termice).

b) deformarea de același sens în planul perpendicular pe axa pistonului.

1.3 CREȘTEREA DURABILITĂȚII MOTOARELOR DE AUTOVEHICULE

Prin diferite procedee tehnologice se poate mări durata în exploatare a motoarelor cu ardere internă prin prelungirea duratei în serviciu a pieselor piston – cilindru, segmenti, cuzineți, supape etc. În cazul nostru ne interesează cuplul piston – cilindru.

a) Astfel pentru cămășile de cilindru:

- se execută metalizarea cu Al a cămășilor de cilindru;
- cromarea poroasă a cămășilor de cilindru;

b) Pentru creșterea durabilității pistoanelor se poate face prin:

- oxidarea anodică dură (eloxarea) în principal a părții superioare a pistoanelor care vine în contact cu gazele arse (fig. 1.18)

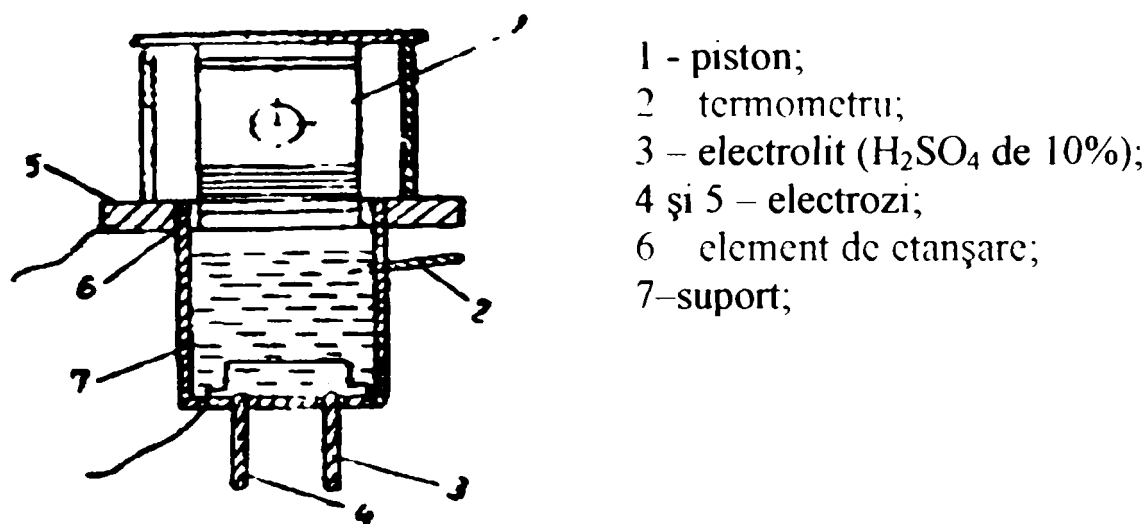


Fig. 1.8 Schema oxidării anodice dure a pistonului.

S-a constatat că prin depunerea anodică a peliculelor de oxizi de 60-100 μm are loc o creștere a durtății, a capacității de izolare termică, rezistente la temperaturi înalte (refractaritate, rezistențe la coroziune și uzare abrazivă etc).

c) Crearea de condiții favorabile rodajului prin distrugerea microasperităților (aliaj cu formații de hipereutectic dure și fragile, pentru aliajul turnat în amestecuri de formare obișnuit) care conduce la un praf abraziv foarte fin amestecat cu ulei și rodarea fină și rapidă suprafața interioară a cămășilor de cilindru, precum și suprafața exterioară a segmentilor.

Pistoanele turnate cu structuri grosiere (în amestecuri de formare) sunt mai rezistente la uzare în cazul dunelor cu praf, întrucât particulele solide (de regulă cuarț) care se amestecă cu ulei și între suprafețele în frecare formând o pastă abrazivă, sunt probabil incluse “absorbite” de matricea (golurile acestora) cu efecte pozitive asupra duratei în exploatare a cuplului cilindru – piston. Urmările: creșterea parcursului mașinii între două operații, creșterea puterii și reducerea consumului de combustibil și lubrifianț [111].

Capitolul 2

ALIAJE DE ALUMINIU TURNATE (AAT)

Faptul că aliajele de aluminiu (AA) destinate motoarelor termice se folosesc în stare turnată și tratate termic (TT), în acest capitol ne vom ocupa cu precădere de AAT.

2.1. MEDIUL ÎN CARE SE ELABOREAZA ALIAJELE DE ALUMINIU (AA)

Aliajele cu baza de aluminiu elaborate în cuptoare fără protecția bii metalice se impurifică foarte ușor cu incluziuni nemetalice din cauza tendinței ridicate a aluminiului spre absorbție de gaze (la temperatura de elaborare), cât și a afinității (activității) mari a aluminiului față de oxigen. Astfel, are loc saturarea cu până la 3 cm^3 gaze/100 gr Al cu hidrogen, oxigen și alte gaze (din care hidrogenului îi revine aproximativ 90%). Cu alte cuvinte aliajele topite de Al se saturează cu incluziuni nemetalice sub formă de gaze, pelicule de oxizi și chiar particule de zgură. Incluziunile nemetalice, cât și prezența gazelor în aliajele cu baza de Al, duc la apariția porozităților gazoase în piesele turnate, întrucât acestea se degajă la răcirea și solidificarea pieselor turnate. Cu toate acestea, pentru obținerea unei piese turnate sănatoase, compactă, pericolul cel mai mare îl prezintă formarea peliculelor de Al_2O_3 în baia topită și reținerea acestora în corpul piesei turnate (în special sunt periclitați peretii care se supun prelucrărilor mecanice ulterioare). În mod deosebit, prezența peliculelor de forma Al_2O_3 duc la rebutarea pieselor supuse la încercarea sub presiune.

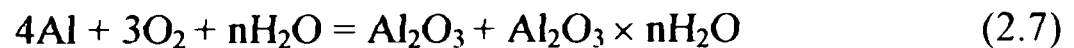
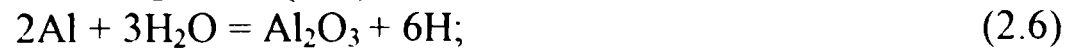
Porozitatea gazoasă, incluziunile de zgură și de oxizi nu reduc doar proprietățile mecanice din piesele turnate din Al, dar înrăutătesc rezistența la coroziune, compactitatea, refractaritatea, prelucrabilitatea prin aschiere și altele. Drept surse de incluziuni sunt: oxizii metalelor foarte avidi de O_2 , atmosfera cuptoarelor, vaporii de apă, materialul cuptoarelor de elaborare etc. Atmosfera din cuptoare are aproximativ următoarele elemente [70](tab.2.1):

Tab.2.1

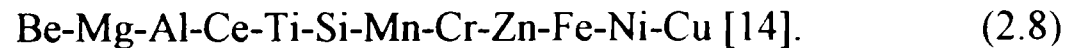
Analiza atmosferei cuptoarelor de elaborat aliaje de Al

Tipul cuptorului	Compoziția chimică [%]							
	O_2	CO_2	CO	H_2	C_mH_n	SO_2	H_2O	N_2
pacura -cu vatra	0-5,8	8,7- 12,8	0-7,2	0-0,2	-	0,3-1,4	7,5-16,4	rest
-tip creuzet	0,2- 3,9	7,7- 11,3	0,4-4,4	-	-	0,4-3	11,8- 12,3	rest
Electric cu rezistentă	0-0,4	4,1- 19,3	0,1-41,5	0-1,4	0-0,9	-	0,25-0,8	rest

Interacțiunea atmosferei cuptoarelor cu aliajul, duce la procese de oxidare a suprafeței aliajului cu formarea de pelicula oxidică, și la saturarea cu gaze din cauza difuziei. Se pot da ca reacții de interacțiune [13]:



Formarea peliculelor de Al_2O_3 este un proces inevitabil la elaborarea aliajelor cu baza de aluminiu, intrucat majoritatea Ea din aliajele cu baza de aluminiu au o afinitate mai mica fata de oxigen in ordinea:



Din fericire, pelicula Al_2O_3 este densa, intrucat satisface conditia:

$$V_{\text{Al}_2\text{O}_3}/V_{\text{Al}} > 1 \quad (2.9)$$

Acest fapt protejeaza aliajul de oxidare in profunzime, nepermitand accesul la metalul lichid, usor oxidabil.



Pe de alta parte, Al_2O_3 are densitati deosebite, functie de rețeaua cristalină. La temperaturi sub 500°C , pelicula este amorfa; la temperaturi mai ridicate, apare rețeaua cubica γ - Al_2O_3 (densitate $3,77\text{g}/\text{cm}^3$); la temperaturi peste 1000°C se transforma in rețea α - Al_2O_3 (densitate $4\text{g}/\text{cm}^3$). Densitatea mai mare a peliculei α - Al_2O_3 fata de cea de Al, ingreuneaza separarea acestei pelicule din metalul lichid și conduce la aparitia unor incluziuni fragile, care reduc proprietatile mecanice ale metalului. De aceea, **indepartarea oxizilor formati** pe suprafața metalului și protejarea impotriva oxidării bii metalice și a zonelor adiacente, este una din problemele de baza la elaborarea aluminiului și a aliajelor sale.

Cele mai de sus arata ca din aceasta cauza, magneziul, care mareste mult rezistenta aliajelor de aluminiu, datorita formarii fazelor durificatoare, din punctul de vedere al aliajelor turnate, nu este de dorit intrucat formeaza o pelicula poroasa de oxid (MgO) la suprafața bii metalice și permite oxidarea in profunzime a bii metalice, intrucat raportul:

$$V_{\text{MgO}}/V_{\text{Mg}} < 1 \quad (2.11)$$

Trebuie insa subliniat ca, prezenta magneziului și in special a Be sunt recomandabile pentru buna dezoxidare a bii, iar prezenta Be și pentru prevenirea formarii oxidului de magneziu (care este cum s-a vazut poros).

In acest caz se adauga $0,01$ - $0,07$ % Be, care formeaza o pelicula densa de oxid dublu de Mg și Be capabil sa protejeze topitura.

Pelicula densa de la suprafața bii metalice contine in principal oxidul uscat γ - Al_2O_3 , stabil pana la temperatura de 950°C , dar fiind foarte higroscopic, nu poate in totalitate sa protejeze baia de metal fata de saturarea cu hidrogen provenit din vaporii de

apa din atmosfera ($3...5 \text{ g/m}^3$ iarna, și până la 18 g/m^3 vara). Hidrogenul atomic difuzează în topitura, reacționează și formează complecși stabili cu Al_2O_3 . Hidrogenul se poate dizolva până la $2,5 \text{ cm}^3/100\text{g}$ (crește cu temperatura).

Saturarea cu H_2 are loc și de la prealiaje ce conțin hidruri (Ti, Zr, etc.), care pot disocia la $680-730^\circ\text{C}$:



Descompunerea hidrocarburilor au același efect:



Dizolvarea altor gaze în Al (fata de 90 % a H), este neansemnata întrucât diametrul atomic al H este foarte mic și difuzează ușor.

Incluziunile nemetalice apar datorită interacțiunii topiturii cu oxizii din captuseala, fluxurile de acoperire:



În această situație, la elaborarea aliajelor de aluminiu trebuie luate precauții speciale, funcție de natura aliajului și a agregatelor de topire destinate elaborării aliajelor, dar și precauții generale, unanim valabile pentru orice tip de aliaj sau agregat de topire.

Printre principalele măsuri ce trebuie luate la elaborarea aliajelor cu baza de aluminiu se amintesc:

a) **Utilizarea** de materiale curate și uscate în încărcatura. Pentru aceasta, în special deseurile (materialele pastrate neangrijit, corodate, murdare de ulei sau vopsele etc.), se supun înainte de utilizare sablării sau atacului chimic. Atacul chimic se face în NaOH ($40...50 \text{ g/l}$) la temperatura de $50-60^\circ\text{C}$, timp de $1,5...3 \text{ min}$, apoi spălarea în apă caldă, introducerea în HNO_3 ($150-200 \text{ g/l}$) timp de $1-2 \text{ min}$, urmata de spălarea în apă și uscarea respectivului material. Atacul chimic, de altfel foarte eficient, este greoi, de lungă durată, și de aceea se înlocuiește cu sablarea [3];

b) **Cuptoarele** în care se va efectua topirea aliajelor de aluminiu, se vor usca și încălzi în prealabil până la roșu ($650-750^\circ\text{C}$), și numai după aceea se va efectua încărcarea materialelor ce urmează să se topească, cât posibil mai repede;

c) **Materialele** se încarcă după o încălzire prealabilă la $200-400^\circ\text{C}$, încălzire care se efectuează în lipsa contactului cu flacăra de gaze a cuptorului (tot în scopul grabirii procesului de topire-elaborare și a prevenirii absorbției de O_2). Topirea se va face cât mai rapid și în cazul când datorită gabariturii cuptorului această operație decurge lent (timp îndelungat), se preferă elaborarea de sarje de mase reduse;

d) **Materialul topit** nu are voie să se supraîncalzească peste temperatura minim necesară a procesului de turnare (sau a altor operații ca: rafinare sau modificare), temperatura care este în general sub 750°C ;

e) **Dacă se necesită** timp îndelungat pentru operațiile legate de topire, rafinare și modificare, sau se elaborează o cantitate mare de aliaj, atunci, înainte de începerea operației de turnare, se preferă o răcire a aliajului (până aproape de punctul de topire),

urmata de o incalzire rapida pana la temperatura de turnare, si, numai dupa aceea se va incepe procesul de turnare propriu-zis. Acest lucru va reduce concomitent cantitatea de gaze din aliajul ce se toarna, dar si cantitatea de Al_2O_3 ;

f) **Indiferent** de tipul cuptorului si cantitatea de materiale topite, timpul de turnare total nu se recomanda sa depaseasca 30-40 min, intrucat, in caz contrar, se necesita operatii suplimentare de rafinare si modificare (duratele prea lungi de turnare reducand efectele rafinarii si modificarii).

2.2. TEHNOLOGIA DE ELABORARE A ALIAJELOR DE AL

Tinand cont de considerentele de mai sus, cu toate masurile ce se iau la elaborarea aliajelor cu baza de aluminiu, in procesul de topire are totusi loc impurificarea baii metalice, lucru ce necesita unele masuri suplimentare de: protectie fata de atmosfera inconjuratoare, rafinare si chiar modificare. Aceste masuri constau in efectuarea topirii AA sub straturi acoperitoare-protectoare formate din diferite fluxuri. Cele mai recomandate fluxuri utilizate fie in scopul protejarii, fie in scopul protejarii si rafinarii sau, in cazul cel mai general, in scopul protejarii, rafinarii, si a modificarii aliajelor, sunt trecute in tab.2.2, [39], [67], [70], [113], [119] etc.

Intrucat majoritatea fluxurilor redade in tab.2.2 sunt higroscopice, necesita uscare prealabila la 150-200°C, timp de 10 ore inainte de utilizare. In scopul cresterii eficientei fluxurilor se recomanda macinarea si apoi cernerea dupa care pastrarea acestora in cuptoare de uscare, sau macar in cutii ermetice (de regula metalice), depozitate in incaperi uscate.

De remarcat faptul ca:

-Fluxurile nr.1 si 2 sunt fluxuri destinate acoperirii si protectiei aliajului ce se elaboreaza, si, se utilizeaza cu precadere la retopirea deseurilor si chiar a aschiilor AA;

-Fluxul nr.3 este destinat acoperirii si protectiei la retopirea aliajelor din sistemele Al-Si-Mg si Al-Si-Cu;

-Fluxurile 4 si 5 sunt fluxuri de acoperire si rafinare pentru aliajele din sistemul Al-Mg, Al-Mg-Si si Al-Mg-Zn;

-Fluxurile 6, 7 si 8 sunt fluxuri de acoperire, rafinare si modificare pentru aliajele din sistemul: Al-Si-Mg si Al-Si-Cu;

-Fluxurile 9, 10 si 11 sunt fluxuri universale si de aceea au cea mai larga utilizare la elaborarea aliajelor cu baza de aluminiu.

Tab.2.2

Natura fluxurilor folosite la elaborarea aliajelor de aluminiu

Nr	Compozitia chimica a fluxului [%]						Temp. AA [°C]	Utilizarea
	NaCl	KCl	Na_3AlF_6	MgCl-KCl	NaF	CaF_2		
1.	50	35	15				Retopire deseuri	
2.	40	50			10			
3.	39	50	6,5			4,5	Al+Si+Mg Al+Si+Cu	
4.				80		20	Al+Mg	

5.				60		40		Al+Mg+Si Al+Mg+Zn
6.	30	47	23					Al+Si+Mg Al+Si+Cu
7.	33					67	800-820	
8.	62	13				25	725-740	
9.	25		15			60	800-820	
10.	45		15			40	760-780	Universale
11.	50	10	10			30	720-740	

2.3 ACTIUNEA FLUXURILOR LA ELABORARE A ALIAJELOR DE ALUMINIU

Tinând cont de compoziția chimică a fluxurilor redată în tab.2.2, se poate preciza că:
- Fluxurile acoperitoare-rafinatoare apară (protejează) AA față de acțiunea nefastă a atmosferei inconjurătoare a cuptorului (acoperitoare), purifică baia metalică de incluziuni nemetalice și gazoase (rafinatoare). Acțiunea de rafinare constă de fapt în adsorbția până la 10% a peliculei de Al_2O_3 din baie și a dizolvării acesteia până la un conținut de numai 1% în baie [4]. De asemenea, aerul, N_2 , hidrogenul și alte gaze, se îndepărtează parțial prin formarea de produși complecși.

Ultimele cercetări arată că pelicula Al_2O_3 nu numai că se dizolvă și se leagă chimic, ci ea se afânează și trece în zgură. Schema poate fi astfel imaginată (fig.2.1) [134].

Rolul de activizator al fluorurilor, în acest caz, se explică prin aceea că, dizolvând oxidul de aluminiu, clorurile evazează limitele fisurilor ce se formează în pelicula de Al_2O_3 , prin aceasta ușurând accesul zgurei lichide spre metalul de sub pelicula.

Se subliniază că pentru a-și îndeplini rolul respectiv, fluxurile de acoperire și rafinare trebuie să fie mai ușoare și cu punct de fuziune mai mic decât aliajul, să aibă fluiditate ridicată și tensiune superficială mare. De aceea se preferă fluxuri binare de formă NaCl și KCl (în proporție de 1:1), întrucât formează un eutectic ușor fuzibil. Pentru a crește eficiența fluxului, adică pentru mărirea tensiunii superficiale, în flux se adaugă NaF, iar pentru a mari adsorbția și gradul de dizolvare a oxidului de aluminiu se adaugă criolita - Na_3AlF_6 .

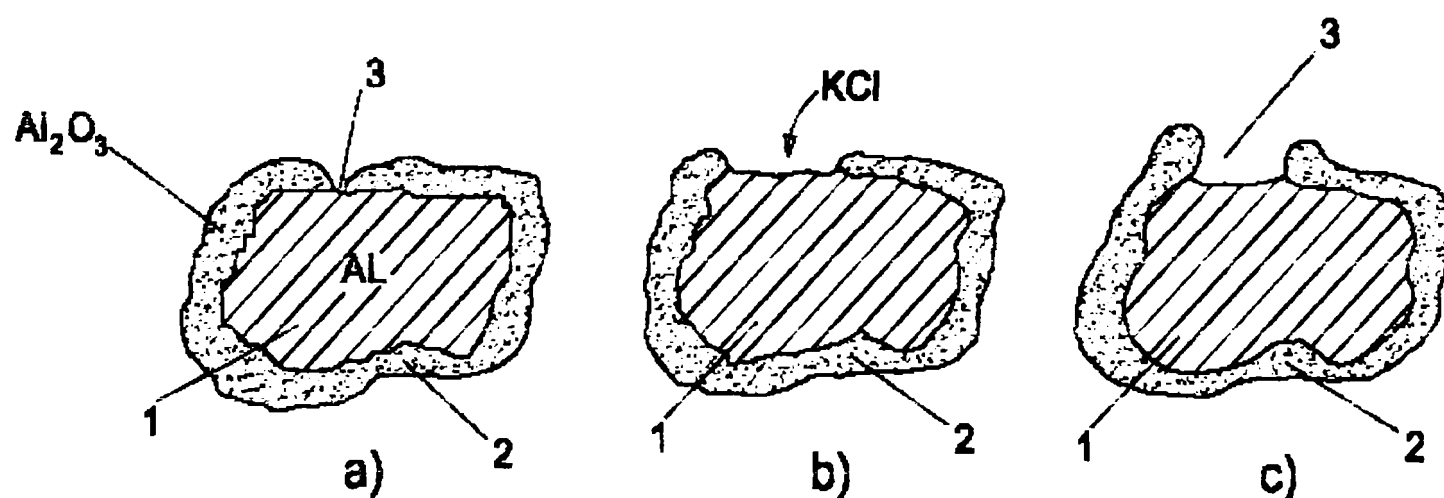


fig.2.1 Mecanismul distrugerii peliculei de Al_2O_3

a-din cauza diferentiei dintre coeficientii de dilatare volumica a aluminiului, 1, si a peliculei Al_2O_3 , 2, in aceasta din urma iau nastere foarte mici fisuri (crăpături), 3;

b-in fisurile aparute patrunde zgura lichida ce contine cloruri;

c-interactiunea Al cu clorura, formeaza clorura de aluminiu, $AlCl_3$, iar vaporii de $AlCl_3$ (formati la $183^\circ C$), desprind particulele Al_2O_3 de la suprafata metalului;

Fluxurile modificatoare, asa cum s-a vazut [74], [134], [148] au actiuni puternice asupra formei, marimii, distributiei si chiar cantitatilor de faze si constituinti din aliajele cu baza de aluminiu, fata de fluxurile acoperitoare-rafinatoare.

2.4.SISTEMUL DE UTILIZARE A FLUXURILOR

Fluxurile se vor folosi functie de natura acestora:

a) **Fluxurile de acoperire** au scopul de a proteja materialul topit si se depun in portii separate pe materialele incarcate in cuptor in cantitate totala de 2-3% din greutatea materialelor. Pe masura topirii materialelor, se adauga restul cantitatii de flux;

b) **Fluxurile de acoperire-rafinare** se depun inainte de turnare pe suprafata topiturii in cantitate de 0,5-1%, se amesteca bine cu baia metalica, dupa care se introduce o cantitate de NaF in vederea ingrosarii fluxului topit. Fluxul se indeparteaza si materialul poate fi turnat;

c) **Fluxurile de modificare**, cu larga utilizare pentru aliajele cu 5...12% Si, se depun pe suprafata materialului topit (la temperatura de peste $740^\circ C$), in cantitate de 1,5-2% din greutatea acestuia.

Avand in vedere faptul ca fluxurile 9, 10 si 11 (universale), au cele mai scazute temperaturi de topire, se recomanda cu precadere la modificarea multor aliaje de Al+Si. Dupa ce fluxurile s-au depus pe suprafata bii metalice (de regula in stare calda), se mentin timp de 10-12 min, dupa care urmeaza amestecarea bii timp de 2-3 min, cu o lopata metalica gaurita si vopsita. Amestecarea se face numai pana la adancimea de 100-150 mm de la suprafata bii metalice. Dupa amestecare se indeparteaza zgura formata si materialul trebuie turnat in timp de maximum 30 min. In caz contrar, este obligatorie remodificarea AA, intrucat arde sodiul din baia metalica rezultat din reactia:



In cazul cand se necesita mai multe operatii (pentru acelasi aliaj), se recomanda utilizarea modifierilor universali intrucat acestia permit o rafinare si degazare accentuata ca si in cazul utilizarii clorului gazos. Adica, aceste fluxuri au rol de acoperire, rafinare si modificare.

Obs. Intrucat fluxul nr.11 este mai eficient in privinta indepartarii Al_2O_3 din topitura, are cea mai mica temperatura de topire si este lipsit de toxicitate, se recomanda cu precadere folosirea lui la elaborarea aliajelor cu baza de aluminiu.

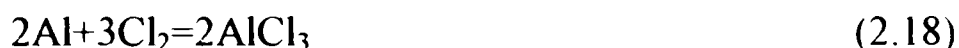
Folosirea fluxurilor cu punct de topire mare (nr.7 si 9) necesitand o supraancalzire mare a aliajului, conduce la saturarea cu gaze a acestuia, de aceea se vor folosi numai in urmatoarele cazuri:

-in cazul aliajelor cu continut mare de Si (peste 7%), cand se necesita cea mai mare activitate modificatoare a fluxului;

-in cazul turnarii pieselor de gabarit mare si cu pereti subtiri, cand se necesita oricum o inalta temperatura de turnare.

Cum este cunoscut, pentru o rafinare accentuata a aliajelor de aluminiu se considera foarte eficienta utilizarea clorului gazos (de aceea obligatoriu utilizat pentru piese turnate de importanta deosebita), dar utilizarea acestuia duce la o inalta toxicitate a atmosferei si reclama instalatii si incaperi speciale (fig.2.2).

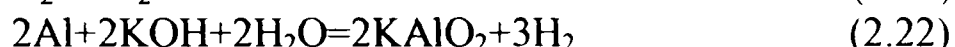
Clorul reactioneaza dupa urmatoarele reactii:



in care gazele actioneaza asupra incluziunilor nemetalice ca si gazele inerte, antrenandu-le. Un rol asemanator il au fluxurile prin actiunea lor asupra Al_2O_3 :



Din pacate are loc si corodarea Al dupa reactiile:



Nocivitatea atmosferei din turnatorii la tratarea cu clor a AA a condus in ultimul timp la inlocuirea prin alte metode de la care s-au obtinut efecte asemanatoare. Astfel, se pot enumera:

a) **rafinarea** aliajelor de aluminiu cu ajutorul sarurilor $ZnCl_2+MnCl_2+AlCl_3$ introduse cu ajutorul clopotelor (fig.2.3) in cantitate de 0,01-0,15% la temperatura de 720-730°C pana la incetarea fierberii baii metalice. Inainte de utilizare, aceste saruri vor fi de asemenea uscate la 150°C si chiar macinate la marimi de 3-5 mm[70].

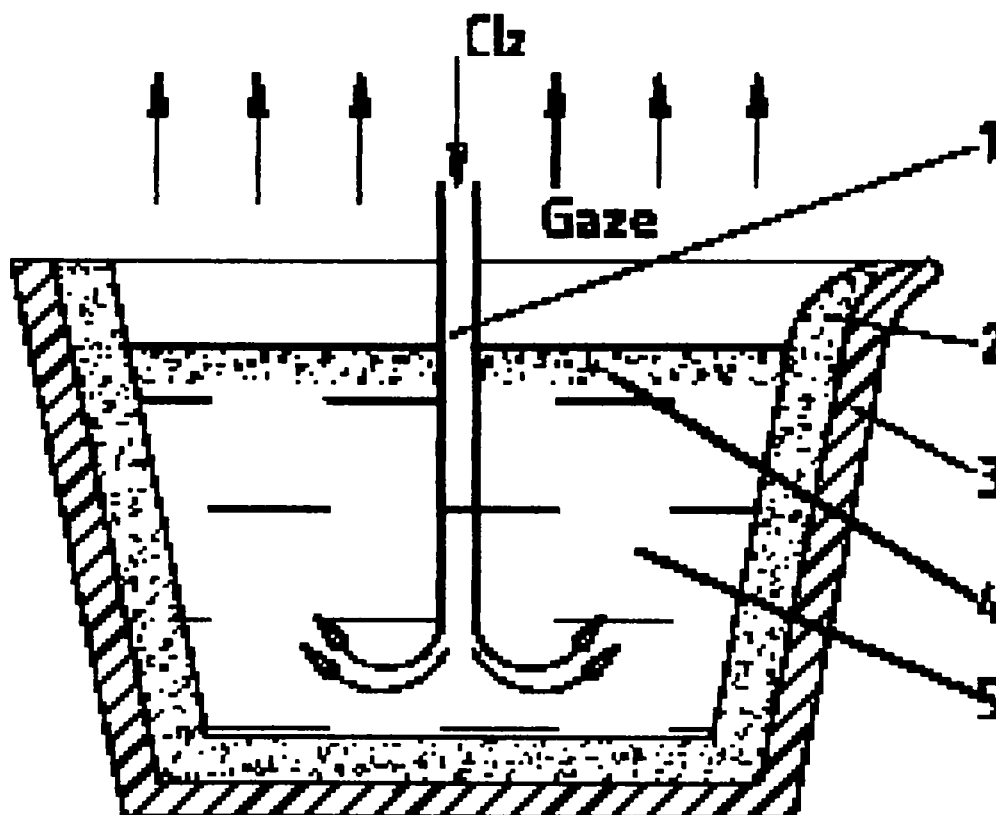


Fig.2.2. Clorul gazos

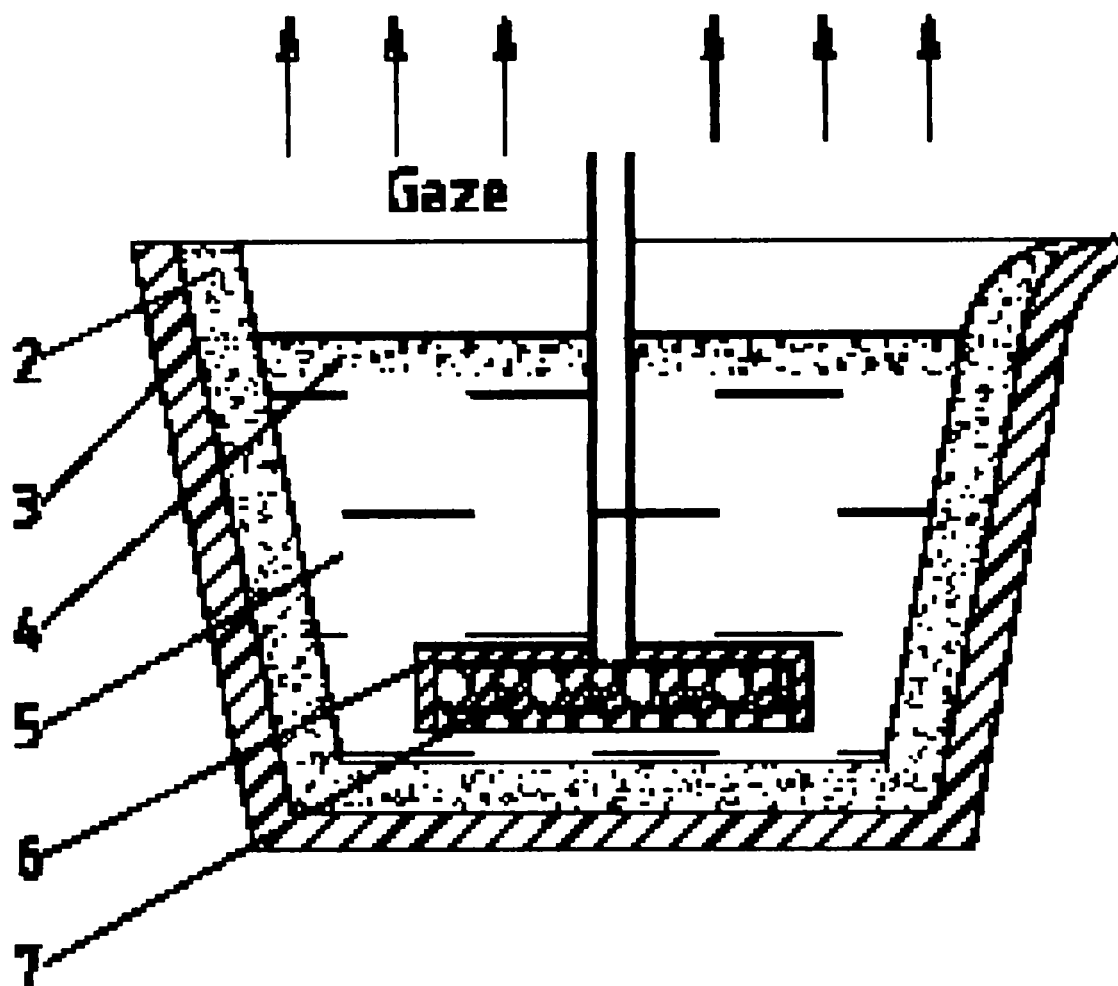


Fig. 2.3. Săruri

1-conducta suflare Cl_2 ; 2-captuseala refractara; 3-mantaua metalica; 4-zgura ce se formeaza; 5-aliajul supus modificarii; 6-clopotul metalic; 7-prealiajul supus modificarii.

b) pentru o degazare accentuata se utilizeaza pe scara larga hexacloretanul $-\text{C}_2\text{Cl}_6-$, care se introduce in cantitate de 0,8-1% in 3-4 portii la temperatura de $730-750^\circ\text{C}$, intrucat in caz contrar se degaja tetracloretilena- CCl_4 -care reduce substantial efectul rafinarii;

c) siluminurile hipereutectice (cu peste 13%Si), se pot modifica cu ajutorul fosforului, (un element activ superficial pentru Si primar). Acesta se adauga in prealiaj de Cu-P (conține 8-10% P), sau se formeaza o sare compusa din 20%P rosu+10%KF+70%KCl. Utilizarea fosforului in prealiaj sau in saruri permite mentinerea efectului de modificare si dupa o retopire.

d) dacă se utilizeaza prealiaj de fosfor, acesta se introduce la inceputul topirii materialelor, impreuna cu materialele de topire. Daca se utilizeaza sub forma de sare, atunci aceasta se introduce cu ajutorul clopotului in baia incalzita la $780-820^\circ\text{C}$. (Trebuie retinut faptul ca fosforul modifica finiseaza numai formatiile de siliciu primar, si nu actioneaza si asupra formatiilor din eutectic, formatii ce se modifica cu Na).

De retinut faptul ca folosirea concomitenta a P si Na (pentru a schimba formele Si primar si Si din eutectic) nu este posibila, intrucat se formeaza compusul stabil Na_3P :



și reduce efectul de modificare a Si primar;

- La cel de-al 31-lea Congres Internațional de Turnatorie [148], s-a aratat ca: aliajele de aluminiu-siliciu (siluminurile) se prelucraza greu, produc o uzura accentuata a sculei aschietoare, rezulta suprafete rugoase dupa prelucrare etc. Din aceasta cauza, pentru modificarea acestor AA, se poate utiliza sulf praf in cantitate de 0,05%, sulf care introdus in aliajele cu peste 9%Si, cu ajutorul clopotelor (fig.2.3), produc atat maruntirea cristalelor de siliciu primar si a formatiilor eutecticului, cat si a cristalelor de solutie solida. Sulful, sub forma de praf se introduce pana la fundul creuzetului si se va regasi in remanenta 0,01%. Principalul avantaj al modificarii cu sulf il constituie obtinerea unei rezistente mecanice si alungiri ridicate, o fluiditate buna si o compactizare a peretilor pieselor turnate. In plus, aliajul poate fi turnat in timp indelungat de peste 2 ore si in aceasta situatie, efectul modificarii se pastreaza si la o retopire. Suprafetele pieselor turnate, prelucrate mecanic, au un aspect mult mai placut, o rugozitate redusa a suprafetelor si se reduce uzura sculelor aschietoare;

- in acelasi sens, pentru cresterea efectului modificarii, se recomanda utilizarea amestecului de sulf si fosfor care se introduce cu ajutorul clopotului in cantitate de 0,05-0,08% din cantitatea materialului modificat pastrand o proportie de 50/50% S+P. Principalul avantaj al amestecului este o eficienta sporita a maruntirii cristalelor de siliciu primar fata de utilizarea sulfurii pur. (Reamintim faptul ca modificarea comuna cu P+Na nu este admisa, intrucat iau nastere formatii de Na_3P , care reduc efectul modificarii Si primar);

- În lucrarea [75], se arata ca, pentru cresterea rezistentei mecanice, alungirii, densitatii si a rezistentei la coroziune cat si pentru maruntirea accentuata a structurii aliajelor de aluminiu, in acestea se introduc la 850°C o cantitate de 0,15% titan sau 0,3% V (la aceste aliaje se recomanda si introducerea a 0,6%Mn+Fe). Introducerea acestor E_a formeaza peritectice si eutectice cu puncte de fuziune ridicate care servesc drept centre de cristalizare, si, produc o puternica maruntire a structurii materialelor. Pentru usurarea operatiilor, se recomanda utilizarea materialelor sub forma TiCl_4 sau TiFe_4 . In ambele cazuri, topirea se recomanda sa se execute sub fluxul nr.6 (vezi tab.2.2);

Obs. Pentru o distributie uniforma (in metalul lichid si apoi in structura), se prefera introducerea prealiajelor de titan impreuna cu materialele de incarcare. Prin retopirea aliajelor, efectul modificarii se pastreaza ca si in cazul utilizatii sulfurii sau sulfurii si fosforului.

In concluzie, din cele enuntate pana aici reiese ca pentru reusita elaborarii-turnarii aliajelor de aluminiu, sunt necesare unele masuri tehnologice care au menirea ca:

- in timpul elaborarii sa protejeze materialul fata de atmosfera inconjuratoare;
- dupa turnare sa imbunatateasca substantial proprietatile mecano-fizico-chimice a aliajelor turnate.

Dintre toate masurile ce se aplica, cea mai eficienta si relativ simpla, este **metoda de modificare** a aliajelor de tip eutectic cu diferite substante, metoda care atrage dupa sine:

1. Cresterea fluiditatii si rezistentei la crapaturi la cald, cat si a densitatii aliajului;
2. Reducerea contractiei (in special cea din starea lichida si de cristalizare);

3. Finisarea structurii (Si primar, graunților α și eutecticului);

4. Creșterea rezistenței mecanice, refractarității etc.

Dintre aceste proprietăți, îmbunătățite după modificare, pentru piesele turnate destinate folosirii la temperaturi ridicate, prezintă o deosebită importanță, creșterile: fluidității, refractarității, densității, reducerea contractiei, concomitent cu importanța majoră a celorlalte proprietăți, precum cele mecanice, de finisare a structurii, îmbunătățirea condițiilor de prelucrări mecanice.

2.5 METODE NECONVENTIONALE DE ELABORARE a AA

Grija pentru creșterea proprietăților pieselor turnate din aliaje de aluminiu, au condiționat apariția unor metode de elaborare denumite neconventionale și care au avut și au menirea de a îmbunătăți calitatea aliajelor de aluminiu.

2.5.1. Elaborarea și turnarea sub vacuum a aliajelor de aluminiu

Metoda perfecționată de obținere a aliajelor de calitate, este topirea, și în special topirea și turnarea sub vacuum. Acest lucru se datorează:

- reducerii presiunii în timpul topirii, care conduce la reducerea temperaturii vaporizării multor incluziuni din aliajele de aluminiu (deci purificarea AA);
- în cazul turnării în vacuum nu are loc oxidarea aliajului, ceea ce permite turnarea întreruptă "în reprize", care poate asigura cristalizarea succesivă cu efecte benefice asupra pieselor turnate;

Vacuumarea aliajelor de aluminiu are avantajele:

- asigură cea mai bună purificare a aliajelor;
- se pot rafina aliajele și după modificare;
- îmbunătățește condițiile de muncă, purifică atmosfera din turnatorie etc.

2.5.2. Prelucrarea cu ultrasunete (vibrații)

Prelucrarea cu ultrasunete cum se vede din figura 2.4, conduce la apariția în topitura a oscilațiilor elastice ale particulelor aliajului, care datorită inerției, viteza de deplasare a unor particule va fi diferită, ceea ce conduce la ruperea vremelnică a omogenității și formarea de microgoluri cu vacuum puternic, în care se vor deplasa gazele dizolvate formând molecule și bule. Repetarea ruperilor omogenității aliajului duce la creșterea bulelor până la dimensiunea critică, apoi ele plutesc și ies în atmosferă.

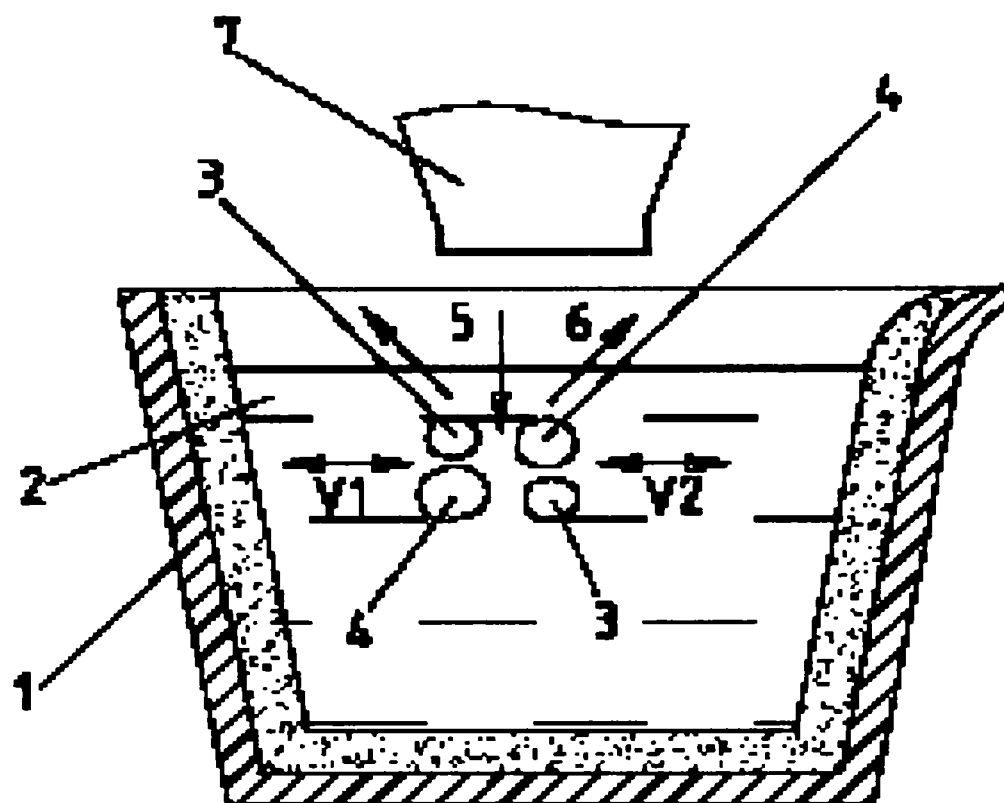


fig. 2.4 Instalatie de prelucrare cu ultrasunete a aliajelor de aluminiu

unde: 1-creuzet ; 2-aliaj; 3-particula de aliaj in miscare cu $v_1 > v_2$; 4-microgoluri vacuumate; 5-gaze ce vor forma molecule si bule in microgoluri; 6-bule de gaze ce se degaja in aer; 7-capul ultrasonic (sonotrod);

La prelucrarea cu ultrasunete, in afara de rafinare are loc si maruntirea incluziunilor in suspensie, cat si a modifierilor, ceea ce conduce la cresterea rezistentei mecanice a pieselor turnate pe seama cresterii numarului de centre de cristalizare.

Efectul de degazare foarte accentuata, are loc in cazul folosirii:

- vacuumarii+degazarea de adsorbție (fluxuri sau saruri);
- vacuumarii+prelucrarea cu ultrasunete, se considera cea mai eficienta in eliminarea H_2 [149] (fig.2.5).

Pentru indepartarea incluziunilor nemetalice in suspensie (pelicule de oxizi, zgure), se poate folosi filtrarea, plasand filtrele in retea de turnare, caz in care temperatura aliajului sa fie sub $750^\circ C$.

Obs. Se fac incercari de indepartare a hidrogenului in stare ionica, folosind curenti continui trecuti peste aliaj. Pana acum sunt numai in stadiu (experimental) de degazare.

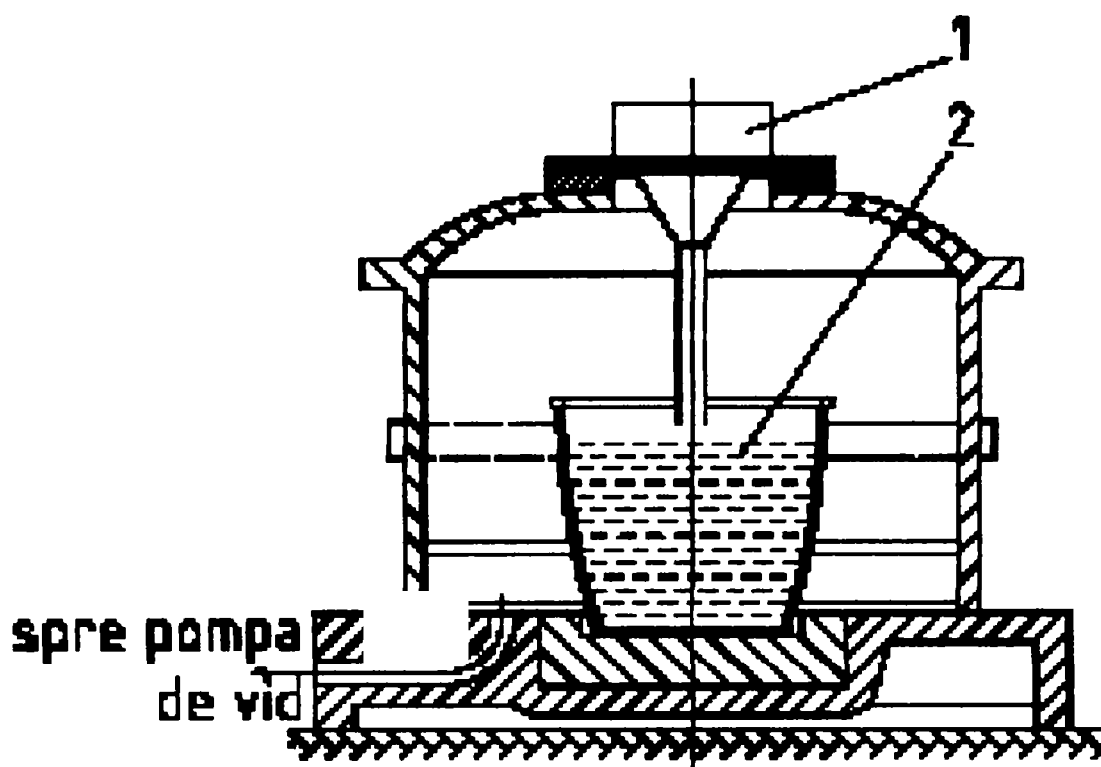


fig.2.5 Instalatia de prelucrare cu ultrasunete in vacuum :
1-capul ultrasonic; 2-creuzetul cu AA

Vibrațiile aplicate asupra corpurilor pulverulete [71] sau în stare lichidă [22], au o influență binefăcătoare asupra proprietăților mecanice datorită în principal îndesării mai bune, corespunzător creșterii densității aliajelor, cât și altor cauze [22]. Influențele sunt funcție de direcția de aplicare (verticală sau rizontală) [29], frecvența (f), amplitudinea (a), durata de vibrare [22] etc.

În practică se folosesc cu precădere vibrațiile pe verticală [29] și se pleacă de la forța maximă de presare F_m , ce se atinge atunci când forța de presare F datorată masei metalului în curs de solidificare m și accelerației gravitaționale g .

$$G = m \times g \quad (2.24)$$

va fi egală ca mărime cu forța de inerție F_i , determinată de accelerația acestora j . Adică:

$$F_i = m \times j \quad (2.25)$$

În acest caz:

$$G = F_i \quad (2.26)$$

și deci:

$$g = j \quad (2.27)$$

În situația dată greutatea efectivă a aliajului variază între limitele:

$$G_{\min} = m (g - j) = 0 \quad (2.28)$$

$$G_{\max} = m (g + j) = 2 mg$$

În vederea determinării influenței vibrațiilor asupra structurii și proprietăților aliajelor ATSi4Cu3 s-a folosit instalația din fig. 2.6 în care distingem: 1. generatorul de medie frecvență în domeniul 15-20.000 Hz; 2. amplificator; 3. excitator; 4. sistem fixare și răcire a cochiliei 5, în care se toarnă aliaj lichid 6.

Aliajele s-au elaborat la 700°C , s-au turnat la 670°C în cochilă supraîncălzită la 400°C , în condiții similare.

Păstrând constantă puterea instalației (oscilațiilor) de 100 W, funcț de frecvența vibrațiilor se redau în tab. 2.2 variația principalelor proprietăți mecanice determinate pe probe (epruvete) de tracțiune, cu partea calibrată de $\phi 8 \times 50$ mm, în probe debitate din piesa solidificată din aliajul 6 (v. fig. 2.6). (În tab. 2.3 se prezintă media a 10 încercări).

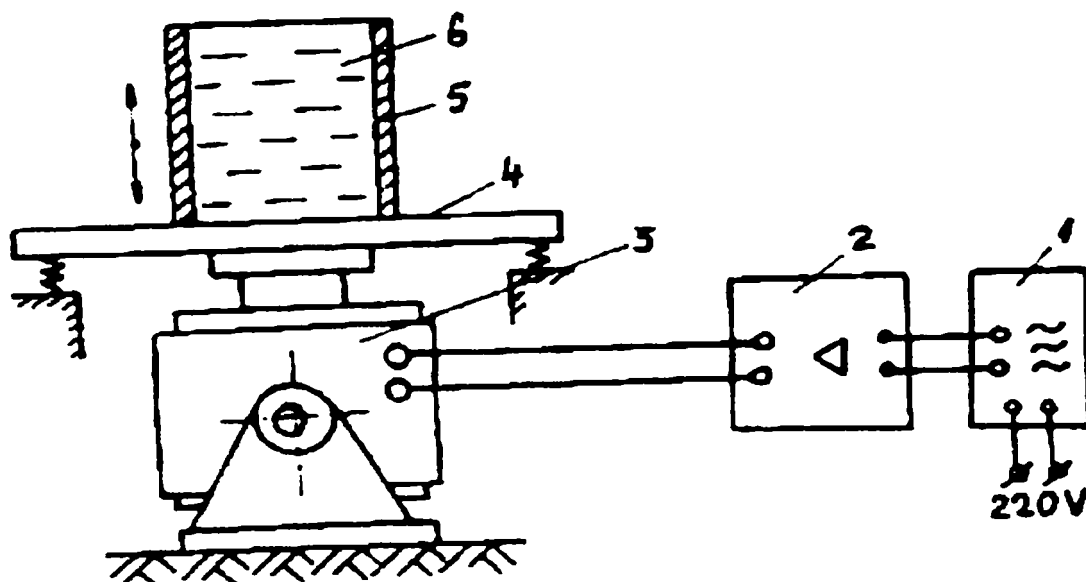


Fig. 2.6 Instalația de vibrat aliajul de aluminiu.

Tab. 2.3

Variația proprietăților mecanice funcție de frecvența vibrațiilor [Hz]

Probe pentru	Frecvența vibrațiilor [Hz]					
	0	15	30	100	200	300
R_m daN/mm ²	18,8	23,7	27,8	27,5	26,7	27,3
R_c daN/mm ²	14,7	15,3	15,5	15,4	14,8	15,5
Alungirea [%]	3,8	4,7	5,3	7,4	7,2	7,7

În vederea depistării influenței vibrațiilor asupra structurii aliajelor de aluminiu și a explicării variației proprietăților mecanice cu schimbarea frecvenței vibrațiilor în fig. 2.7 se prezintă fotografiile microstructurilor obținute la mărirea de 100:1, după atacul cu HCl 5%, ale probelor prezentate în tab. 2.2. De precizat că grăunții cristalini sunt evidențiați (conturați) prin compusul intermetalic $CuAl_2$, Si_1 și Al_7Cu_2Fe ce apar de culoare neagră în microfotografii.

Concluzii:

Din încercările de turnare a siluminului vibrat se reieșit că:

a) În timpul cristalizării vibrațiile influențează atât asupra numărului de centre de cristalizare cât și asupra vitezei de creștere a acestora (dimensiunile finale). Obișnuit se fărâmițează fazele principale dar cresc cele secundare [71].

b) Creșterea numărului centrelor de cristalizare are loc atât pe seama fărâmițării fazelor apărute în lichid (cele cu temperatură mai mare de cristalizare/topire), dar și prin

asigurarea condițiilor termodinamice a centrelor de cristalizare mai mici ca dimensiuni adică, scade nivelul energiei libere minime [71] și devin capabile să servească drept centre de cristalizare.

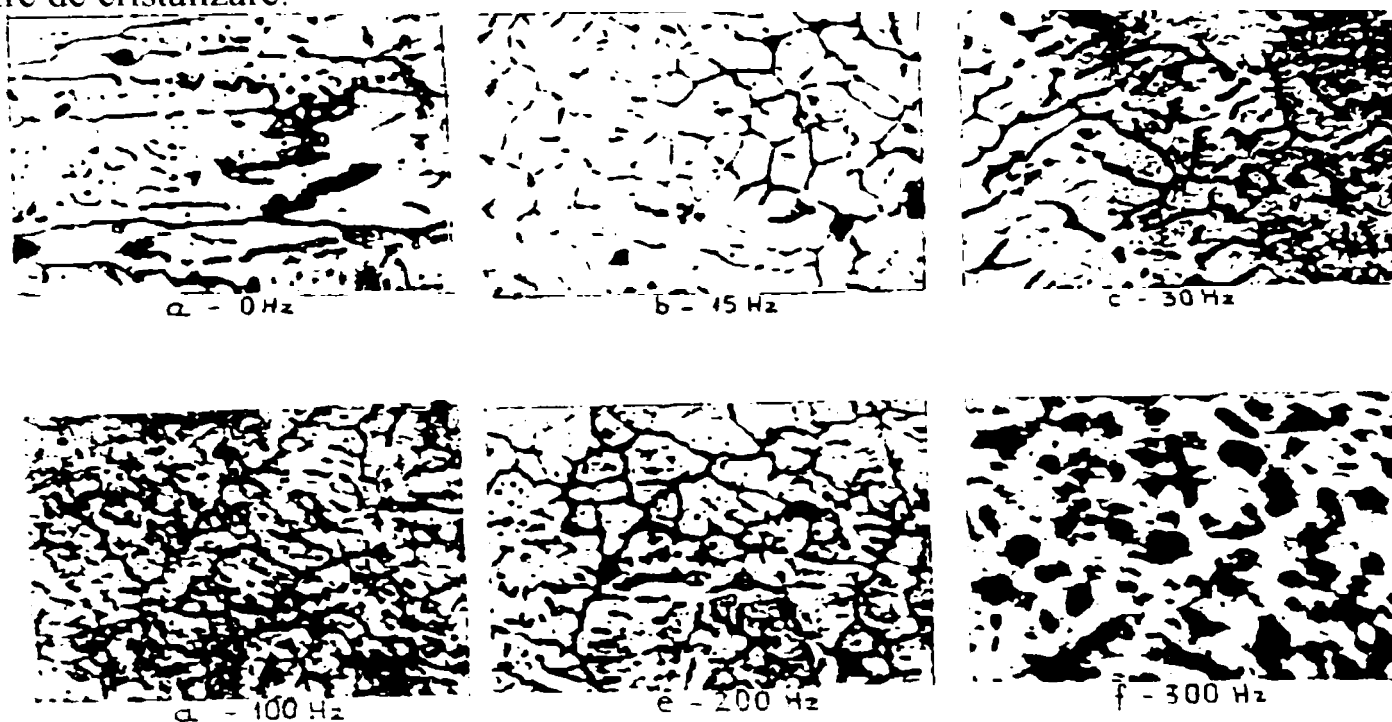


Fig. 2.7 Microstructuri obținute după atacul cu HCl

Este de presupus că viteza de răcire a aliajului supraîncălzit și vibrat față de cel nevibrat este mai mare, se reduce deci nivelul de energie liberă minimă necesar fazelor ce apar la cristalizare (mai mici ca volum) capabile de a servi drept nuclee de cristalizare.

c) Fenomenele de la punctul b se diferențiază ca pondere astfel în cazul aliajelor de siluminiu când apar întâi primar din lichid se poate spune că predomină fenomenul de fărâmițare a acestuia.

d) Vibrarea conduce la degazarea aliajelor.

e) Pe seama punctului d și a efectelor de ușurare a plutirii gazelor se reduc porozitățile gazoase din piesele turnate.

f) Proprietățile mecanice ale aliajelor vibrante cresc pe seama finisării structurii, reducerii dimensiunilor granulelor (din celulele eutectice), dar la peste 30 Hz creșterea este nesemnificativă.

2.5.3 Modificarea, modificatori, tehnologii

Prin noțiunea de *modificare* se subînțelege schimbarea constituenților structurali (faze și constituenți) a aliajelor (în privința dimensiunilor, formelor, repartițiilor în structura, compozițiilor chimice, etc.), prin tratare în stare lichidă a aliajelor cu unele substanțe solide, lichide sau gazoase. Scopul modificării este, de regulă, creșterea proprietăților fizico-mecano-chimice și altele, fără o creștere esențială a costurilor.

Modificatorii se împart în două grupe principale:

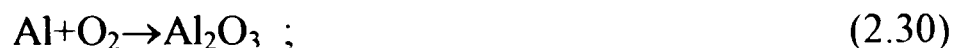
1. Modificatorii din prima grupa formeaza in aliajele metalice o suspensie foarte dispersa (uneori o solutie coloidala). Particulele acestei suspensii reprezinta centre (nuclee) de cristalizare in jurul carora incepe cristalizarea fazei (fazelor) izomorfe modificadorului. Prin urmare, acesti modifcatori maresc numarul centrelor de cristalizare fortate (Nc.f.), si ajuta formarii unor structuri fine (maruntite).

Intelegerea acestui fenomen poate fi ilustrata prin a arata ca Nc.t.(numarul total de centre de cristalizare capabile de a deveni embrioni de cristalizare) se compune din Nc. endogene si Nc. exogene:

$$Nc.t.=Nc.end.+Nc.ex. \quad (2.29)$$

Nc.end. se refera la embrionii capabili de a servi drept centre de cristalizare, proveniti din procesul de elaborare-turnare (carburi, hidruri, azoturi, oxizi, etc.), adica rezultati din reactiile de dezoxidare in timpul racirii aliajului, iar Nc.ex. sunt proveniti din modifcatorii utilizati. Adica:

cei endogeni pot fi



iar cei exogeni proveniti din modifcatori, Nc.ex.(sau numiti si fortati - Nc.f.):



Se remarca faptul ca ultimul factor Nc.f., poate fi modificat in limite extrem de largi, si nu scumpeste cu mult pretul de fabricare sau elaborare a aliajului, dar contribuie la imbunatatirea structurii acesteia.

2. Modificatorii din cea de-a doua grupa sunt substante active superficial, substante care au compatibilitate cu cristalele unei faze solide ce apare si creste din solutia lichida. Adica, adsorbindu-se la suprafata muchiilor in crestere, modifcatorii pot incetini sau stopa cresterea cristalelor (cristalitelor) intr-o directie oarecare. In aceasta situatie, se schimba nu numai dimensiunile dar si forma fazelor ce cristalizeaza.

Modificarea este o operatie tehnologica obligatorie in cazul aliajelor de silumin daca $Si > 6\%$, si cristalizeaza in eutectic binar $\alpha + Si$ (in care α este solutia solida de Si dizolvat in aluminiu). Forma grosolana lamelara a Si reduce proprietatile mecanice, in special alungirea. Drept modifcatori se folosesc cei din tab.2.2, cu nr.6-11.

2.5.4 Instalatie de modificare cu substante suflate in topitura in jet de gaze

O metoda foarte eficace o constituie suflarea diferitelor substante solide in vederea rafinarii si/sau modificarii. Pentru aceasta se necesita ca substantele sa fie uscate (in cazul cand sunt umede se produc explozii cu efecte neplacute-chiar nefaste-atat asupra mediului dar si a personalului de deservire) si sa fie sub dimensiunea de 1,5 mm diametru pentru a fi usor asimilate de catre metalul (aliajul) lichid. In aceasta situatie consumul este mai mic fata de rafinarea/modificarea cu ajutorul clopotelor.

Pentru creșterea eficienței rafinării/modificării este recomandată suflarea în jet de clor dar trebuie luate măsuri de protecție suplimentare cunoscută fiind influența nefavorabilă a clorului asupra atmosferei.

Instalația (fig.2.8) de suflat gaze în topitura 2 din creuzetul 3 cu conținut de particule pulverulente 4 va fi prevăzută cu un sistem de dozare 5 (după dorință).

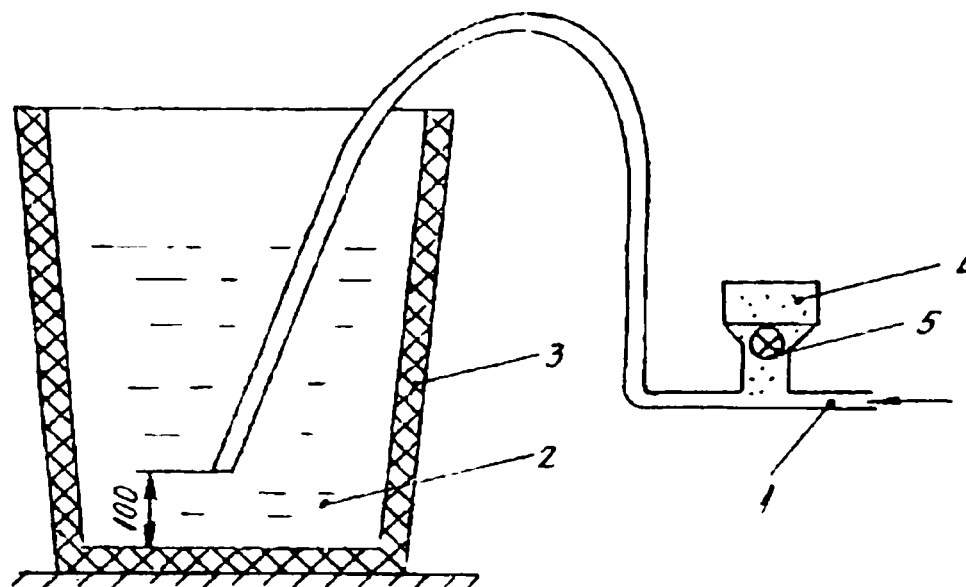


fig.2.8 Instalatie de suflat gaze in topitura

Pentru ca reacțiile să decurgă cât mai repede și eficient se recomandă ca presiunea gazelor să fie sub 0,5 atm [bari], iar distanța de la fundul creuzetului 3 și vârful conductei de suflare să fie de aproximativ 100 mm. De precizat că literatura arată că la efecte comparabile consumul de rafinator este cu de 2-3 ori mai mic față de folosirea clopotelor.

2.6 CLASIFICAREA, TRATAMENTUL TERMIC ȘI ALEGEREA ALIAJELOR DE ALUMINIU TURNATE (AAT) ÎN ROMÂNIA

Funcție de locul, rolul și cerințele ce trebuie să-le îndeplinească piesele turnate din aliaje de aluminiu fiind părți componente în agregatele sau mașinile din diferite sectoare ale industriei, se vor alege aliaje de aluminiu cele mai corespunzătoare, ținând cont de elementele de aliere și tratament termic, (TT) care imprimă cel mai fidel cerințele față de piesele turnate.

2.6.1 Clasificarea aliajelor de aluminiu turnate (AAT)

Aliajele de aluminiu turnate se clasifică conform STAS 201/2 – 80, fără a ține cont de elementul de aliere principal, de aceea s-a făcut o clasificare proprie ce ține cont de acest fapt.

În acest sens în tabelul 2.4 se redau toate mărcile de aliaje de aluminiu turnate în piese cu precizarea că aliajele: nr. 1...5 se toarnă numai normal, adică amestecuri de formare; nr. 27 numai în cochilă; nr. 22, 30, 31, 32, 37, 38 și 41 numai sub presiune; nr. 6, 7, 8, 9, 10, 11, 13, 14, 20, 21, 28, 29, 35, 36, 39, 40 normal și în cochilă iar restul aliajelor turnate normal, cochilă și sub presiune (NCP).

Aliaje de aluminiu turnate în piese

Tab. 2.4

OBS

Valorile R_m , HB scad de la turnarea sub presiune, în cochilă și normal.

T sau R în stare turnată sau recoaptă valorile mecanice R_m sunt mai reduse cu 30... 85 %.

la – Îmbătrânire artificială după turnare cu răcire în aer de la 530°C.

l – are în vedere ambele îmbunătățiri $\frac{C + ln + C + la}{2}$

B - Bună; Sf - suficientă; Mdc - Mediocră; Md - Medie; S - Slabă; Ma - Mare;

ATN- Aliaj de aluminiu turnat în amestec normal de formare;

ATC- Turnat în cochilă;

ATP- turnat sub presiune;

Când caracteristicile mecanice corespund, atunci se admit abateri de până la 20% de la valorile medii ale elementelor de bază;

- Aliajul 40 conține 0,15...0,4 % Cr;
- Toate aliajele conțin: 0,05...0,20 % Pb și 0,05...0,02 % Sn;
- Toate aliajele conțin ca impurități 0,15...0,25 % (alte elemente) cu excepția aliajelor:
- Nr. 1 și 2 care conțin 10 % alte elemente;
- Nr. 10 și 11 idem 0,9 %;
- Nr. 12...15; 19...25, 27, 28 și 32 care conțin 0,4...0,6 % alte elemente;
- Toate aliajele conțin 0,05...0,20 % Ti cu excepția aliajelor Nr. 7, 8, 13 și 27 care conțin 0,25 % Ti;
- Aliajul Nr. 28 conține 0,35 % Sn;

Rest până la 100% este aluminiu;

Aliaje de aluminiu turnate în piese

Tab. 2.4

0	1	2														
		3	4	5	6	7	8	9	10	11	12	13	14	15		
14.	ATSi4Mg	3.5-5	0.1	0.4-0.9	0.4-0.9	0.7	0.2	0.05	N+C / C+I	21	1.00	82	Sf	S		
15.	ATSi5Cu1	4.5-5.5	1-1.5	0.3-0.6	0.6	0.8	0.6	0.3	N+C / C+I	20	0.75	80	B	S		
16.	ATSi5Cu2	4-6	1.5-3.5	0.2-0.8	-	1.4	0.6	0.3	N+C / C+I	22	1.00	68	Mdc	S		
17.	ATSi6Cu4	5-7	3-5	-	0.2-0.6	1.1	0.2	0.3	N+C+P / C	22	1.00	75	B	B		
18.	ATSi7Mg	6.5-7.5	0.2	0.2-0.5	0.6	0.6	0.4	0.05	N+C+P / C	21	1.00	78	B	Sf		
19.	ATSi7MgCu	6-8	0.5-2	0.2-0.5	0.6	1.4	0.6	0.3	N+C+P / T	13	0.50	53	B	Sf		
20.	ATSi7Cu2	6.5-8	1.5-2.5	0.2-0.6	0.2-0.5	1.0	1.2	0.3	N+C / T	13	0.75	52	B	S		
21.	ATSi8Cu3	7-9.5	2-4	0.15	-	1.1	1.1	0.3	N+C / T	16	0.50	68	B	S		
22.	ATSi8Cu3Fe	7-9	2-4	0.2	0.5	1.4	1.2	0.3	P / T	21	0.50	75	B	B		
23.	ATSi8Cu3Ni	7.5-9.5	2-4	0.5	0.5	1.3	0.5	0.5-1.5	N+C+P / T	19	0.50	70	B	B		
24.	ATSi9	9-10	0.6	0.4-0.6	0.1	1.4	0.5	0.1	N+C+P / T	15	1.30	56	S	Sf		
25.	ATSi9Cu3Mg	8-9.5	3-4	0.1-0.5	0.5	0.9	1.0	0.5	N+C+P / C	17	1.00	68	Mdc	Sf		
26.	ATSi10Mg	9-11	0.1	0.2-0.5	0.2-0.6	0.7	0.3	0.1	N+C+P / C	21	1.00	78	Sf	S		
27.	ATSi10Cu3Mg	9.5-11.5	3-4	1-1.5	0.2-0.5	0.9	1.0	0.6	C / C+I	20	0.50	110	Sf	Sf		

Aliaje de aluminiu turnate în piese

Tab. 2.4

0	1	2	3	4	5	6	7	8	9	10	11	12	13	14	15
28.	ATSi10Cu4		9.5-11.5	3-4.5	0.1	0.5	1.4	3.0	0.5	N+P / T	15	0.50	70	Mdc	Mdc
29.	ATSi12		11-13	0.1	0.1	0.2-0.5	0.8	0.2	0.1	N+C / T	17	2.50	48	Sf	Mdc
30.	ATSi12Fe		11-13	0.5	0.1	0.3	1.4	0.5	0.5	P / T	20	1.00	60	Mdc	Mdc
31.	ATSi12MnFe		11-13.5	0.2	0.3	0.2-0.5	1.4	0.5	0.2	P / T	22	1.00	60	Mdc	Mdc
32.	ATSi12MgFe		11-13	-	0.2-0.6	0.2-0.6	1.1	0.5	0.1	P / Z	22	1.00	60	Mdc	Mdc
33.	ATSi12CuMgNi		11-13	0.8-1.5	1-1.5	0.2-0.5	0.8	0.2	0.8-1.3	N+C+P / T	17	1.00	84	Md	Sf
34.	ATSi18CuMgNi		16-19	0.8-1.5	0.8-1.3	0.1-0.3	0.6	0.3	0.8-1.3	N+C+P / T ^{+I}	16	-	103	S	B
35.	ATMg3Si	Mg	2.5-4.5	0.1	1-2	0.3-0.6	0.6	0.2	0.05	N+C / C+I	19	2.50	62	Sf	S
36.	ATMg6	Mg	5-7.5	0.1	0.5	0.4	0.6	0.1	0.05	N+C / C+I	17	2.00	65	S	Mdc
37.	ATMg6		5-7.5	0.15	0.8	0.6	1.1	0.3	0.05	P / T	17	1.00	60	B	Mdc
38.	ATMg9Si		7-10	0.1	1-2	0.3	1.1	0.1	0.1	P / T	18	1.00	70	B	Mdc
39.	ATZn5Mg	Zinc	4.5-6	0.3-0.5	0.4	0.3	0.4	0.8	0.05	N+C / C+I	18	3.00	60	B	S
40.	ATZn10Si7		7-12	0.1-0.3	0.6	6-8	0.5	0.9	0.05	N+C / T	21	1.50	80	B	S
41.	ATZn10Si7Fe		7-12	0.1-0.3	0.6	6-8	0.5	1.3	0.05	P / T	17	1.00	60	B	S

Aliaje de aluminiu turnate în piese

Tab. 2.4

Nr. crt.	Marca	Pond erea	Turnat / Livrat									Valori medii ale proprietăților				
			3	4	5	6	7	8	9	10	11	12	13	14	15	
			Cu	Si	Mg	Mn	Fe	Zn	Ni		Rm [daN/mm ²]	A ₅ [%]	HB [daN/mm ²]	Așchi-abilitate	Refrac taritate	
0	1	2														
1.	ATO*	Cu	4.5	-	-	-	-	-	-	-	-	-	-	-	-	
2.	ATI*		4.5	-	-	-	-	-	-	-	-	-	-	-	-	
3.	ATCu4		3.5	1.6	0.3	0.6	1.2	1.1	0.3	N / C+I	23	2.50	90	B	Sf	
4.	ATCu4Si		3.5-5.5	0.7-1.5	0.05	0.5	1.1	0.5	0.05	N / C+I	21	3.00	65	B	Sf	
5.	ATCu4Si4		3.5-5.0	3.5-5.0	0.5	0.2-0.6	1.4	2.0	0.5	N / C+I	20	2.00	65	B	Sf	
6.	ATCu4MgTi		4.5	0.4	0.1-0.35	0.15	0.5	0.2	0.1	N+C / C+I	27	3.00	89	B	Sf	
7.	ATCu4Ni2Mg		3.5-4.5	0.8	1.2-1.8	0.6	0.8	0.2	1.7-2.3	N+C / C+I	24	0.50	88	B	B	
8.	ATCu6Si5		5-7.5	0.2-0.5	0.2-0.5	0.9	1.6	0.9	-	N+C / C+I	20	1.00	75	B	S	
9.	ATCu8		7.8-8.5	1.1	0.2	0.6	0.8	0.6	0.2	N+C / T	12	1.50	52	Md	Sf	
10.	ATCu10		9-11	2.1	0.2	0.6	1.6	0.9	0.5	N+C / T	13	1.00	65	Md	Sf	
11.	ATCu10Mg		9-11	2.1	0.2-0.6	0.6	1.1	0.9	0.5	N+C / C+I	19	0.50	102	Sf	B	
12.	ATSi2Mg	Si	Si	Cu	Mg	Mn	Fe	Zn	Ni	N+C+P / C	22	1.00	85	B	S	
			1.8-2.3	0.1	0.5-0.75	0.6-0.8	0.6	0.2	0.05	+1						
13.	ATSi4		3.5-5	0.2	0.15	0.7	0.9	0.4	0.1	N+C / T	16	1.50	60	B	S	

35.94

Aliajele au fost grupate după ponderea elementelor de aliere din aliajele de aluminiu turnate în patru grupe Al – Cu, Al – Si, Al – Mg și Al – Zn.

Starea de utilizare a pieselor turnate din A.A.

T – Starea turnată fără T.T;

Ia – Dezbateri la 520-530⁰C și răcire în aer urmată de îmbătrânire artificială;

R – Recoacere de înmuiere și detensionare (stabilizare);

C + Ia – Călit în apă caldă și îmbătrânit artificial;

C + In – Călit în apă caldă și îmbătrânit natural;

Observatii:

Starea de utilizare a pieselor turnate din A.A sunt funcție de rolul îndeplinit în ansambluri sau subansambluri din industrie dar și funcție de compoziția chimică și structura dorită. Astfel:

- T și R se poate folosi la orice aliaj;
- Ia se poate aplica aliajelor ce posedă în structură multă bază α și compuși intermetalici;
- C + Ia și C + In ca mai sus cu deosebirea că se urmărește obținerea de durități maxime după călirea în apă caldă, punerea (dizolvarea) în soluție α a compușilor intermetalici și apoi separarea acestora din sol. sol. α , în timp (In) sau prin încălzirea (Ia), Adică:

2.6.2 Compoziția chimică și structura AA turnate

Se poate afirma că aliajele de aluminiu STAS 201/1-80 turnate în piese sunt cel mai adesea, aliaje hipoeutectice și eutectice care conțin cantități mărite de Cu, Mg, Si, Zn, Fe și Ni, și în structură vor avea drept constituenți (faze) sol. sol. α de elemente de aliere dizolvate în aluminiu - α (Ea), eutectic format din $\alpha + Ea$ sau compusul intermetalic de Al + Ea (de ex. CuAl₂) și deseori ca faza liberă compuși intermetalici de forma AlEa1Ea2 etc care durifică puternic sol. sol. α . Aliajele se elaborează din lingouri de aliaje de aluminiu STAS 201/1-80 și cu excepția aliajelor binare Al-Cu și Al-Si toate celelalte aliaje sunt polinare (au cel puțin 3 componenți).

Din multitudinea de aliaje cu baza aluminiu, pentru turnare sunt preferate aliajele de tip SILUMIN care conțin siliciu ca principal element de aliere, întrucât au cele mai bune proprietăți de turnare (pe seama prezenței în structură a unei cantități mari a eutecticului $\alpha_E + Ea$ sau compusului intermetalic al Ea, cu Al), sudabilitate bună, rezistență bună la coroziune etc [2].

Aceste aliaje au însă proprietăți mecanice reduse, nu se durifică prin tratamente termice (posedă o cantitate mică de soluție solidă α liberă în structură. În acest caz se pot folosi două metode pentru creșterea Rm:

a) **Modificarea structurii** în urma introducerii în topitură la 750 – 800⁰C a 0,08...0,12 % (din greutatea topiturii) a unor elemente precum Na metalic, amestec de

săruri (cloruri și fluoruri), P, S, etc [2] care finisează eutecticul și îl deplasează spre dreapta (în diagrama de echilibru Al-Si) de la 11,7 la 14 % Si.

De regulă siluminurile se folosesc la turnarea pieselor cu pereți subțiri, de formă complexă, solicitate mecanic modest și care lucrează și în medii corozive (corpuri de pompe, răcitoare, fittinguri, blocuri și pistoane de motoare termice, cartere, chiuloase etc). Turnarea se poate realiza prin toate metodele: ATN, ATC, ATP, datorită fluidității ridicate a acestor aliaje.

b) Alierea siluminurilor cu metale ce se dizolvă în soluția solidă α și formează compuși intermetalici, (de forma CuAl_2 sau mult mai complecși $\text{AlEa}_1\text{Ea}_2\text{Ea}_3$ etc), precum Cu, Mg, Ni, Fe, Mn și altele conduce, de asemenea la creșterea caracteristicilor mecanice și crează posibilitatea durificării prin tratament termic ceea ce conduce de asemenea la creșterea în continuare a proprietăților mecanice.

c) Creșterea vitezei de răcire la solidificarea AAT conduce implicit la mărirea proprietăților mecanice pe seama finisării structurii [132], efect realizabil pe seama grosimii pereților PT.

2.6.2.1 Influența unor siluminuri și a grosimilor de perete asupra proprietăților probelor turnate în cochilă.

Producerea pieselor turnate din aluminiu în cochile este una din metodele de bază și înlocuiește la maximum turnarea în forme temporare. Se pot obține piese cu grosimi de perete de la 2 mm la 90 mm, la grade diferite de complexitate ale PT[51].

Semnificativ este faptul că proprietățile mecanice ale aliajelor de aluminiu turnate în cochile sunt cu 1,1...1,5 mai ridicate față de aceleași aliaje turnate în forme temporare [70]. Acest lucru se poate explica numai prin diferența dintre vitezele de răcire, mult mai mari în cazul turnării în cochilă. Acest fapt conduce la concluzia necesității studiului influențelor vitezelor de răcire la turnarea în cochilă a unor aliaje caracteristice.

Din gama foarte largă de aliaje de aluminiu folosite cu precădere la turnarea în cochilă fac parte și aliajele: ATSi6Cu , ATSi12 și ATSi9Cu1Mg [37]. Din această cauză, în lucrare, acest aliaje se supun încercărilor de turnare la diferite grosimi de perete (pe probe cilindrice), cunoscut fiind faptul că, asupra pieselor turnate, are o influență hotărâtoare grosimea de perete apelor. Această influență se resimte asupra valorilor proprietăților mecanice, asupra porozității gazoase etc. prin mecanismul de cristalizare, în special determinat de valoarea diferită a vitezei de răcire. Astfel, este cunoscut faptul că vitezele de răcire ridicate (pereți subțiri ai piesei turnate) duc, în general, la finisarea structurii pieselor turnate și reduc pericolul apariției porozităților.

Pentru a evidenția influența grosimii de perete și pentru a acoperii gama grosimilor de pereți ce se toarnă obișnuit în piese de aliaje de aluminiu și ținând cont de recomandările din literatura de specialitate privind prelevarea probelor pentru determinarea rezistențelor mecanice [3], cât și pentru a avea condiții identice de

experimentare (temperatura, timp, compoziție chimică, viteză de turnare etc), s-a proiectat o cochilă cu rețea comună de alimentare (fig. 2.9), în care se redă o semicochilă.

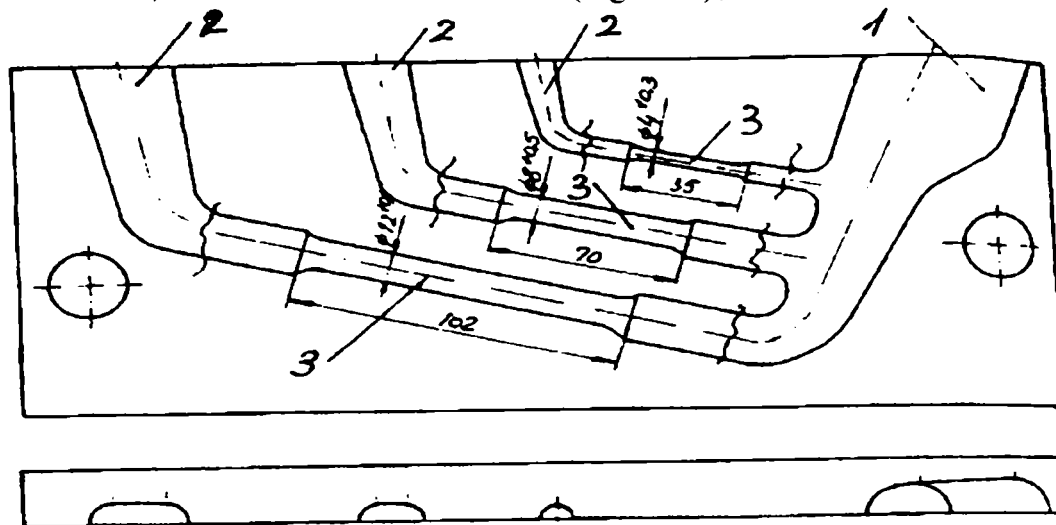


Fig. 2.9 Cochilă cu rețea comună de alimentare

Din fig. 2.9 reiese că se toarnă concomitent câte trei epruvete, având diametrele medii de 4, 8 și 12 mm. Alegerea acestor diametre s-a făcut din considerent că, în cochilie, se toarnă, cu precădere piese din siluminiu cu grosimi de perete asemănătoare.

Dupa îndepărtarea rețelei de turnare 1 și a maselor 2 probele 3 au fost supuse la încercarea de rupere la tracțiune, fără a fi prelucrate mecanic. După prelucrarea rezultatelor încercărilor mecanice obținute pe câte 6 probe din cele trei diametre, și considerând valoarea rezultatelor mecanice obținute pe proba $\phi = 12$ mm (cea standardizată și acceptată unanim) ca egală cu 100%, în tabelul 2.5 se prezintă comparativ rezultatele obținute și pentru diametrele de 8 și 4 mm.

Tab. 2.5

Rezultatele încercărilor mecanice [%]

Proba de diam. [mm]		Rezistența la rupere la tracțiune [%]			Alungirea [%]		
		ATSi6Cu	ATSi12	ATSi9Cu1Mg	ATSi6Cu	ATSi12	ATSi9Cu1Mg
12	Neprotejat	100	100	100	100	100	100
	Protejat	100	100	100	100	100	100
	Modif. cu S	100	100	100	100	100	100
8	Neprotejat	130	145	120	115	135	118
	Protejat	125	135	120	110	129	116
	Modif. cu S	115	126	115	108	132	112
4	Neprotejat	132	150	128	118	127	110
	Protejat	130	140	130	115	122	120
	Modif. cu S	120	135	115	122	128	116

Obs:

Protejarea aliajelor s-a făcut cu fluxul Nr. 11 (v. tab. 2.2, iar midificarea cu sulf. Analizând valorile comparative obținute pe diferite aliaje, turnate la diferite grosimi de peret, se remarcă faptul că:

Aliajele elaborate după tehnologia de modificare cu S sunt mult mai puțin sensibile la variația grosimii de perete.

Acest fenomen se explică prin faptul că, atât aliajul ATSi6Cu, cât în special, noul aliaj ATSi9CuIMg, având elemente durificatoare, fac mai puțin sensibilă influența vitezei de răcire asupra structurii (deci și a proprietăților mecanice) consecință deosebit de importantă la turnarea pieselor cu grosimi de perete foarte variabile.

2.6.3 Utilizarea AA turnate

Aliajele de aluminiu turnate se utilizează funcție de caracteristicile de utilizare și pot fi grupate:

2.6.3.1. Aliaje Al-Cu plus elemente de aliere se folosesc la turnarea pieselor care vor fi supuse la solicitări medii: capace de roți, tamburi de frână, piese rezistente la cald cum sunt pistoanele și chiuloasele de motoare termice (Al-Cu-Ni-Mg).

2.6.3.2. Aliaje Al-Si plus elemente de aliere sunt destinate turnării pieselor rezistente la coroziune atmosferică, piese cu configurație complexă cu pereți subțiri, ușor sudabile [102], [103], [140] rezistente la cald și cu coeficient mic de dilatare (Al-Si-Cu; Al-Si-Cu-Ni; Al-Si-Cu-Mg-Ni; [9], [60]. Aceste aliaje sunt mult folosite la turnarea corpurilor, carcaselor, pistoanelor, chiuloaselor și blocuri pentru motoarele termice, cartere etc. În stare modificată se prelucrează ușor prin așchiere [37], [43] și rezultă o suprafață curată și fină [130].

2.6.3.3. Aliaje Al-Mg plus elemente de aliere se folosesc pentru turnarea pieselor cu caracteristici mecanice medii, rezistente la coroziune în atmosfera, în apa de mare, în soluții alcaline diluate (recipiente și piese din industria alimentară, aeronavală și chimică). Se prelucrează ușor prin așchiere.

2.6.3.4. Aliaje Al-Zn se utilizează la turnarea pieselor ce necesită o mare stabilitate dimensională (Al-Zn-Mg) și cu rezistență mecanică foarte mare (Al-Zn-Si) piese turnate cu pereți groși. Aliajele de aluminiu turnate se pot folosi în diferite stări, se preferă stările enumerate în tab. 2.6.

2.6.3.5. Aliaje “SAP” obținute prin metodologia pulberilor, care se formează dintr-o matrice de aluminiu în care sunt uniform distribuite (dispersate) particule extrem de fine de Al_2O_3 în proporție de 6...20%. Aceste aliaje obținute au o foarte mare rezistență la “COROZIUNE” și o bună refractaritate. Găsesc o largă răspândire în industriile aerospațiale și chimică. S-a observat că odată cu creșterea conținutului de Al_2O_3 crește rezistența la rupere de la 300...320 N/mm² la 440...460 N/mm², scade însă alungirea de la 5...8% până la 1,5...2%.

Aria de răspândire a acestor aliaje de tip “SAP” poate fi funcție de scop și destinație, extinsă prin:

a) Utilizarea de particule de SiO_2 , SiC , B_4C , AlPO_4 etc pentru a se utiliza în industria aerospațială și nucleară.

b) În vederea obținerii unor rezistențe foarte mari la coroziune și antifricțiune, prin aceeași tehnologie s-au elaborat aliaje de tipul Al-Fe, Al-Ni, Al-Cr, Al-Mo etc, cu precizarea că tehnologia de elaborare și de deformare plastică sunt dificile.

2.6.3.6. Materiale metalice compozite în care aluminiu constituie matricea de la care se obține o rezistență mecanică foarte mare.

Capitolul 3

REFRACTARITATEA ALIAJELOR DE ALUMINIU TURNATE (Refr. AAT)

Prin refractaritatea aliajelor se înțelege gradul de rezistență la acțiunea comună de lungă durată a temperaturilor și tensiunilor ridicate în timpul exploatarei. Refractaritatea se determină prin suma unei cantități mari de factori: fizico-chimici, de exploatare tehnologici și structurali etc., a căror influență se manifestă concomitent, întrucât, de regulă, acești factori sunt legați între ei și se interconditionează.

Dependența refractarității aliajelor față de compoziția chimică, structura și tipul diagramei de echilibru a fost redată încă de mult, pentru aliaje de tipul Al-Mg, apoi de problemele legate de refractaritatea aliajelor de Al se pot enumera și alte lucruri în care se dau dependențele compoziției chimice-refractaritatea metalelor și aliajelor colorate [14], [15], [109], [117], [142].

Neajunsul acestor cercetări constă în aceea că încercările la tracțiune s-au efectuat numai pentru rezistențe de scurtă durată (R_m) la temperaturi ridicate. De aceea judecarea influenței compoziției fazelor asupra refractarității a fost deseori greșită. Acest lucru se referă cu precădere la aliajele Al-Mg care au o mică rezistență la fluaj față de rezistența înaltă pentru durate scurte. În general s-a constatat că adaosurile de aliere (E_a) care deformează puternic rețeaua cristalină a sol.sol. (α) ajută creșterii refractarității într-un grad mai redus față de adaosurile care nu deformează puternic rețeaua cristalină dar conduc la o creștere substanțială a legăturii interatomice. De aici concluzia: **La acțiunea de lungă durată a temperaturilor ridicate și a sarcinii, cea mai mare rezistență la deformare plastică o vor avea sol.sol. ce posedă o rezistență mare a legăturii interatomice și o deformare minimă a rețelei cristaline [61].** De exemplu, cu cât va fi mai înaltă temperatura la care va lucra timp îndelungat aliajul de Al, cu atât va trebui să fie mai puternică legătura dintre baza aliajului și elementele de aliere, care posedă un coeficient de difuzie redus în aluminiul solid.

Se poate spune că refractaritatea crește puternic la alierea (cu E_a) cu elementele din grupele de trecere, elemente ce asigură: creșterea legăturii interatomice cu aluminiul; stabilirea zonelor Ghinie-Preston a fazelor metastabile (de ex. în aliajele Al-Cu-Mn-Ce), cât și creșterii și coagulării fazelor stabile. Toate aceste fenomene conduc la creșterea **Frânării Mișcării Oscilațiilor, ceea ce conduce la Creșterea Refractarității.**

Influența asupra refractarității aliajelor de aluminiu, se poate face mai simplă, prin factorii structurali, influența care se poate aprecia cantitativ.

Drept factori structurali esențiali sunt:

- 1 - Cantitatea și caracterul repartiției defectelor rețelei cristaline (vacante, dislocatii, atomii străini, defecte ale edificiului cristalin), interacțiunea dintre acestea cât și cu atomii elementelor de aliere;
- 2 - Mărimea graunților sol.sol., repartiția și chiar starea limitrofă (granitele);

3 - Cantitatea, temperatura și forma de cristalizare a eutecticului;

4 - Cantitatea, mărimea și forma de cristalizare a particulelor fazelor secundare, repartitia acestora și, de asemenea, interacțiunea lor cu sol.sol. în procesul de încălzire;

5 - Stabilitatea sol.sol., viteza de formare și de creștere a produselor descompunerii sale schimbând parametrii tehnologici. Se pot influența caracteristicile structurale și fizico-chimice ceea ce determină schimbarea refractarității (în limite determinate).

Intrucât refractaritatea este strâns legată de termodinamica structurii aliajelor, care la rândul ei reflectă interacțiunea fizico-chimică a atomilor (ionilor) aliajului în cele două stări (lichidă și solidă), adică determină caracterul echilibrelor fazice și a transformărilor de fază etc, este necesar a **aprecia influența unor factori, separați, asupra refractarității din punctul de vedere al termodinamicii aliajelor.**

3.1. ESENTA STĂRII TERMODINAMICE A STRUCTURII ALIAJELOR

Starea cea mai probabilă a aliajului este aceea în care acesta, în cazul condițiilor exterioare constante, se găsește timp mai îndelungat. Aceasta stare se numește echilibru termodinamic. Instarea de echilibru parametrilor T , p , și V ai aliajului corespunde minimumului potențialului termodinamic. Pentru sisteme condensate, variațiile de volum sunt mici și la presiuni obișnuite în locul potențialului termodinamic se poate folosi funcția energiei libere F :

$$F = E - TS \quad (3.1)$$

în care: E -energia totală,

T -temperatura,

S -entropia sistemului.

Entropia sistemului caracterizează gradul de “dezordine” al sistemului și crește cu creșterea temperaturii. La reducerea temperaturii, energia de interacțiune interatomică obligă la început ca atomii să obțină ordine la mică distanță și apoi cea de la mare distanță. Entropia sistemului în acest caz se micșorează.

Reducerea entropiei poate duce la scăderea energiei libere, întrucât se reduce energia internă a sistemului (în cazul cristalizării și îmbătrânirea aliajelor de aluminiu calite). Prin urmare la cristalizare și tratamente termice este important să se țină cont de factorii termodinamici.

Apariția curenților de difuzie ai atomilor condiționează schimbarea bruscă a structurii aliajului, ceea ce conduce la reducerea rezistenței și distrugerea rețelei cristaline a sol.sol. a aliajului sub acțiunea temperaturii ridicate.

De aceea, **reducerea** mobilității de difuzie a atomilor E_a și în special ai bazei aliajului (autodifuzie), constituie una dintre problemele de bază în privința elaborării unor aliaje de aluminiu refractare.

3.2. INFLUENTA FACTORILOR FIZICO-CHIMICI ASUPRA REFRACTARITATII ALIAJELOR

3.2.1. Forte de legatura interatomica si concentratia electronica

Interactiunea campului periodic al rețelei cristaline cu “gazul” electronic (electroni de valenta din straturile exterioare) reprezinta energia legaturii metalice. Aceasta energie este cu atat mai mare cu cat este mai mare sarcina efectiva a ionului si concentratia electronica (adica numarul electronilor colectivizati pe un atom, sau densitatea electronica medie pe unitatea volumului interionic), si cu cat este mai mica raza metalica a ionului [44]. Atomul strain (de aliere sau incluziune) conditioneaza perturbatia structurii electronice a rețelei cristaline a sol.sol. a aliajului. Aceasta perturbatie se manifesta astfel: electronii se redistribuie local in asa fel pentru ca sa ecraneze sarcina suplimentara a atomului strain, in acest caz are loc oscilatia densitatii electronice, lucru ce are influenta asupra caracterului si valorii fortelor de interactiune interatomica [30].

Intrucat forta de legatura interatomica este caracterizata de o mare cantitate de factori, aceasta poate fi apreciata numai calitativ. Pentru aprecierea calitativa se folosesc valori ca: temperatura de topire, energia de sublimare, coeficient de dilatare liniara, coeficient de difuzie etc., adica de caracteristicile fizico-chimice de baza ale metalelor.

Temperatura de topire este una din caracteristicile cele mai importante ale fortei de legatura interatomica. Temperatura mare de topire caracterizeaza stabilitatea rețelei cristaline, ceea ce arata o forta marita a fortei de legatura atomilor (ionilor) rețelei cristaline. Dintre metalele uzuale cea mai mare forta interatomica o poseda metalele din grupele de tranzitie (Mo, Zn, Ti, Cr, s.a.). Cauzele energiei de legatura marita in rețeaua cristalina a metalului de trecere trebuie cautate in particularitatile structurii electronice a atomilor acestora, datorita prezentei starii electronice interne incomplete. Aici electronii se gasesc in stari spd hibride, iar hibridizarea tipurilor “sd” si “spd” trebuie sa creeze o legatura puternica [52], [95]. Existenta starilor interne electronice incomplete conditioneaza, deasemenea, valenta variabila a metalelor de tranzitie.

Trebuie precizat ca [95], arată că, “in aliajele metalelor de trecere cu aluminiu, a caror compozitie chimica corespunde unor compusi determinati, odata cu caracterul metalic al legaturii apare o componenta suplimentara polara (ionica) de interactiune [61]”.

Astfel, legatura interatomica a rețelei cristaline a sol.sol. de aluminiu cu E_a depinde de depozitul electronic adus de atomi E_a . Metalele greu fuzibile cu concentratie electronica inalta ajuta cresterii interactiunii interatomice, temperaturii de topire cat si refractaritatiei aliajelor de aluminiu. Structura electronica a atomilor elementelor de aliere determina compozitia si structura tuturor fazelor intermediare.

De subliniat ca in momentul de fata nu este inca posibil, matematic sau grafic, sa se exprime influenta primordiala a unuia sau altuia din factori asupra refractaritatiei aliajelor multicomponente (polinare). In majoritatea lucrarilor sunt date numai rezultatele cercetarilor, si acest lucru separat privind influenteaza asupra refractaritatiei sau a

fortelor legaturii interatomice a aliajelor binare sau a factorilor structurali. Astfel, Critkaia V.K., a aratat ca schimbarea fortelor legaturii interatomice sunt determinate de temperatura si timpul ei de actionare. Se presupune ca aceste schimbari a fortelor de actiune interatomice sunt conditionate de regruparea atomilor in retea ss si sunt determinate de caracterul interactiunii electronice, adica, de schimbarea energiei nivelelor electronice.

Una din caracteristicile importante a fortelor de legatura este valoarea energiei de activare, necesara pentru ruperea (scoaterea) atomului din retea cristalina. Dupa acest criteriu se poate prezenta in ordine crescatoare energia de activare a unor elemente (tab 3.1) [58], [104]:

Tab.3.1

Energia de activare in [Kcal/mol)

Metal	Energie	Metal	Energie	Metal	Energie
Cd	26,3	Al	55	Cr	88
Zn	27,4	Mn	74	Fe	91
Mg	36,3	Be	75	Mo	160
Li	39	Cu	81,2	W	210
Ca	47,8	Ni	85		

Datele referitoare la temperatura de sublimare a metalelor arata ca pentru aliajele de aluminiu, destinate a lucra timp indelungat la temperaturi ridicate (350-450°C), se prefera in calitate de E_a , elementele ce poseda energie de activare superioara aluminiului, adica >55 Kcal/mol. Majoritatea acestor elemente poseda nu numai o temperatura inalta de topire, dar, ceea ce este foarte important, o mai mica mobilitate difuzica fata de Zn, Mg si alte elemente cu energie de activare <55 kcal/mol.

Cu precadere se prefera acele E_a care formeaza nu numai sol.sol., dar si faze complexe ale caror particule participa la crearea unei microeterogenitati in interiorul grauntilor, stabile la temperaturi ridicate (in cazul unei descompuneri partiale a sol.sol.).

In lucrarea [104] se subliniaza ca plasticitatea aliajelor metalice este strans legata de natura legaturilor lor chimice, intrucat natura acestora este conditionata de repartitia energetica spatiala a electronilor in retea cristalina a sol.sol. α .

Pe de alta parte in [118] se arata ca energia de activare a autodifuziei este proportionala cu energia de legatura (in cazul unor aliaje). Comparand datele energiei de activare a autodifuziei si energia de activare a fluajului la temperaturi ridicate (tab.3.2) se observa ca valorile se inscriu in limitele erorilor experimentale lucru ce reiese din.

Tab.3.2

Valorile energiei de activare in [Kcal/g atom]

Metalul sau aliajul	Zn	Cd	Be	Al	Cu	Fe	Alama
Autodifuzia	17,6	17,6	30	37,5	57,2	78,2	41,7
Fluajul	16,8	15,2	20	37	56	90	42

Într-o seama de lucrari [62] și altele se arata ca tensiunea de întindere și deformarea conduc la creșterea vitezei autodifuziei, lucru ce se pune pe seama reducerii energiei de activare a proceselor. Se arata ca indiferent de starea (deformata sau nedeformata) metalului, procesele de difuzie au loc cu precădere pe limita de separație a graunților. Insa, cu creșterea gradului de deformare plastică prealabilă, diferența între valorile difuziei pe limite de separație sau în interiorul graunților se reduce. Autorii, pentru metalele de natura Fe și Ni apreciază rezistența la temperatura din punct de vedere a mobilității difuzive a atomilor. Din păcate date asemănătoare pentru aliajele de aluminiu nu sunt încă.

3.2.2. Starea energetică a rețelei cristaline

Atomii E_a ce intra în rețeaua cristalină a Al și de înlocuire sau patrundere a Al cu parametrii 1,43 Å, o deformează (distorsionează) pe motivul că aceștia au raze diferite (tab.3.3).

Tab.3.3

Elementul	Al	Mg	Zr	Cd	Ti	Zn	Cr	Cu	Fe	Si	Ni
Raza atomica	1,43	1,6	1,6	1,52	1,46	1,27	1,28	1,27	1,27	1,3	1,24

Dacă prin înlocuirea atomilor de aluminiu din nodul rețelei cristaline raza atomului r_{EA} :

$$r_{EA} > r_{Al} \quad (3.2)$$

atunci local are loc o întindere, iar dacă:

$$r_{EA} < r_{Al} \quad (3.3)$$

are loc o comprimare a rețelei cristaline apropiată de locul unde are loc reacția (3.3). Indiferent dacă are loc (3.2) sau (3.3), atomii aluminiului din vecinătatea atomilor E_a ce au înlocuit sau au pătruns în rețeaua cristalină a Al, se vor deplasa din poziția de echilibru și acest lucru conduce la creșterea energiei lor potențiale și, prin urmare, a energiei libere a rețelei cristaline. Orice distorsionare suplimentară a rețelei cristaline sub influența sarcinii exterioare necesită un consum de energie pentru îndepărtarea acestor forțe interne. **În acest fel, creșterea gradului de distorsionare a rețelei cristaline conduce la creșterea rezistenței acesteia.**

Trebuie adăugat însă că acest lucru este valabil, în general, pentru temperaturi obișnuite, întrucât rețeaua cristalină având o rezervă de energie, este termodinamic instabilă, deci metastabilă. De aceea chiar la temperaturi obișnuite în rețeaua cristalină apar procese de relaxare, deși viteza de desfășurare a acestor procese este foarte mică. Acest lucru apare în îmbătrânirea naturală a unor aliaje de Al-Mg; Al-Zn; Al-Cu. Temperatura ridicată activează aceste procese, mărind mobilitatea difuzivă a atomilor, și în cele din urmă se ajunge la descompunerea sol.sol. și la scăderea rezistenței aliajului. Creșterea energiei oscilațiilor atomilor bazei aliajului conduce la creșterea amplitudinii oscilațiilor acestora. Când această valoare devine egală cu $\approx 12\%$ din distanța interatomică, are loc topirea rețelei cristaline [25].

Tab.3.4

Influenta E_a asupra refractarității unor aliaje de Al turnate [61]

Nr cr	Compozitia aliajului in [%] (rest Al)	Coef.de difuzie in Al la 500°C [cm ² /s]	Temperatura [°C]		Refractaritatea [N/mm ²] pt.	
			de topire a aliajului	de lucru a aliajului	$\sigma_{100}^{300^\circ\text{C}}$	$\sigma_{100}^{400^\circ\text{C}}$
1.	AL7(5%Cu) [ATCu5]	Cu: $8,5 \times 10^{-5}$	548	200	30	7,5
2.	AL7+0,8Mn+0,5Ti [ATCu5MnTi]	Mn: 1×10^{-12} Ti: 1×10^{-13}	549	300	70	15
3.	AL21(5Cu+3Ni+1 Mg+0,25Mn+0,15 Cr [ATCu5Ni3MgMn Cr])	Cu: $8,5 \times 10^{-11}$ Mg: 3×10^{-10} Cr: 1×10^{-15}	540	350	70	20
4.	AL21+0,25Mo	Mo: 1×10^{-18}	540	350	80	23
5.	VAL1(5,8Cu+0,8 Mn+1,0Ni+0,2Fe+ 0,15Zr+0,2Ce)	-	550	375	100	25
6.	ATRIY	-	600	410	110	35
7	AL2 (12%Si)**	Si- $4,5 \times 10^{-10}$	557	200	30	5.0

Elementele de aliere ce deformează puternic rețeaua cristalină a sol.sol., în condițiile ce favorizează dezvoltarea difuziei, (de exemplu în cazul acționării prelungite a temperaturii și tensiunilor înalte), într-un grad mult mai mic favorizează opunerea de rezistență la deformări plastice, față de elementele ce deformează foarte puternic rețeaua cristalină, dar care favorizează creșterea rezistenței legăturii interatomice [104]. Cel mai expresiv exemplu sunt aliajele Al-Zn-Mg. Cu cât este mai mare gradul de suprasaturare a sol.sol. a acestor aliaje, cu atât mai intens au loc procesele de scădere a rezistenței și de distrugere a pieselor din aceste aliaje sub acțiunea sarcinii chiar la temperaturi relativ reduse (20-100°C).

Prin urmare, alierea Al cu E_a (din grupele de trecere) ajută creșterii forței de legătură interatomică în rețeaua cristalină a sol.sol. a aliajelor de Al atât la temperatura ambiantă cât și la temperaturi ridicate, lucru ce condiționează asupra creșterii refractarității aliajului. În tab.3.4 sunt date influența E_a asupra refractarității unor aliaje de aluminiu turnate [61]. (Termenii σ din ultima coloană, se mai pot nota și $R_{r/T}$, -rezistența tehnică de durată-, unde r este tensiunea la care se distruge materialul).

Vacantele, ca și E_a sau atomii din impurități, creează distorsiuni în rețeaua cristalină. În rețeaua cristalină cubică cu fete centrate a Al în jurul vacanțelor, atomii vecini apropiați sunt deplasați cu 0,84% din distanța interatomică în partea vacanțelor. Cel de-al doilea strat de atomi este deplasat pe direcția dinspre vacanță cu +0,25% [100].

Cu toate ca concentratia vacantelor poate fi mica, existenta acestora poate sa schimbe foarte mult starea energetica a rețelei cristaline. Acest lucru este conditionat de faptul ca concentratia vacantelor 1 crește puternic cu creșterea temperaturii (fig.3.1), și in acest fel, ajuta procesele de difuzie, procese ce conduc la reducerea rezistenței rețelei cristaline 2.

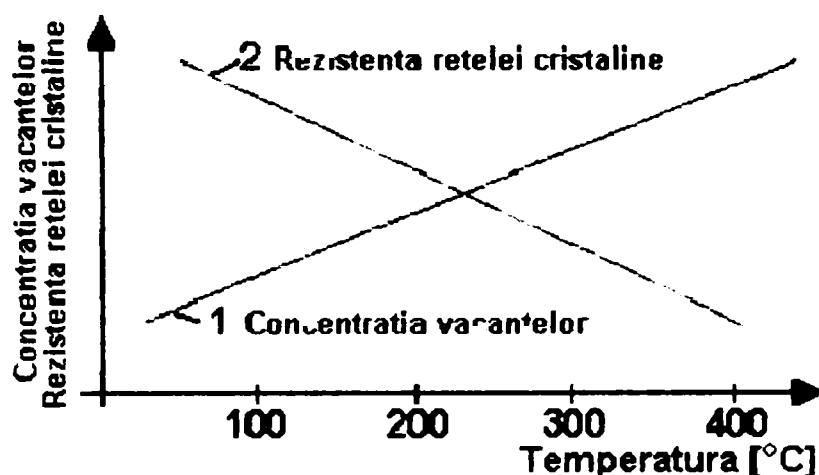


fig. 3.1 Influenta temperaturii asupra concentratiilor vacantelor și rezistenței rețelei cristaline

3.2.3. Difuzia și autodifuzia

Prin difuzie și autodifuzie se înțelege deplasarea succesivă a atomilor din nodurile ocupate la un moment dat într-o nouă poziție. Aceste deplasări sunt posibile numai în acel caz în care atomii posedă o energie suficientă (energie de activare a difuziei) care să depășească energia medie a oscilațiilor lor în poziția de echilibru și dacă sunt locuri vacante unde atomii se pot deplasa. Probabilitatea (W) ca în orice moment dat un atom determinat de a avea o energie, egală sau mai mare, față de energia medie a propriilor oscilații (ϵ), se descrie cu formula de repartitie a probabilității Maxwell-Boltzman:

$$W = Ae^{\epsilon/kT} \quad (3.4)$$

În care: A -constantă ce caracterizează sistemul unde se găsește atomul (adică rețeaua lui cristalină); k -constantă lui Boltzmann; T -temperatura absolută; W -probabilitatea termodinamică a stării. Formula (3.4), sub aspect general exprimă de fapt dependența de temperatura a vitezei diferitelor reacții chimice și a schimbărilor fizice, incluzând și difuzia. Pentru difuzie ca atare, această expresie devine:

$$D = D_0e^{-Q/RT} \quad (3.5)$$

În care: D -coeficient de difuzie (adică măsura a vitezei de difuzie) [cm^2/s]; D_0 -constantă dependentă de material) în general este determinată de distanța interatomică și de frecvența medie a oscilațiilor atomilor; Q -energia de activare a difuziei [cal/g atom]; R -constantă gazelor [cal/g atom grad]; T -temperatura absolută.

Tab.3.5

Coef.de autodifuzie la diferite temperaturi [°C]

Metalul	Coeficientul de autodifuzie [cm ² /s]						
	100	300	500	700	900	1100	1300
Pb	10 ⁻¹⁵	10 ⁻¹⁰	-	-	-	-	-
Al	10 ⁻²⁰	10 ⁻¹³	10 ⁻¹¹	-	-	-	-
Ag	10 ⁻²⁶	10 ⁻¹⁷	10 ⁻¹³	10 ⁻¹⁰	10 ⁻⁹	-	-
Cu	-	10 ⁻¹⁹	10 ⁻¹⁴	10 ⁻¹¹	10 ⁻⁹	-	-
Au	-	10 ⁻²¹	10 ⁻¹⁵	10 ⁻¹²	10 ⁻¹¹	-	-
Ti	-	10 ⁻²⁰	10 ⁻¹⁴	10 ⁻¹¹	10 ⁻¹⁰	10 ⁻⁸	10 ⁻⁷
Ni	-	10 ⁻²³	10 ⁻¹⁷	10 ⁻¹⁴	10 ⁻¹²	10 ⁻¹⁰	10 ⁻⁹
Co	-	10 ⁻²⁵	10 ⁻¹⁸	10 ⁻¹⁴	10 ⁻¹²	10 ⁻¹¹	10 ⁻⁹
Fey	-	-	10 ⁻¹⁸	10 ⁻¹⁵	10 ⁻¹³	10 ⁻¹¹	10 ⁻⁹
Mn	-	-	10 ⁻²⁰	10 ⁻¹⁶	10 ⁻¹³	10 ⁻⁹	10 ⁻⁸
Cr	-	-	10 ⁻²²	10 ⁻¹⁷	10 ⁻¹⁴	10 ⁻¹⁰	10 ⁻⁹
Nb	-	-	10 ⁻²³	10 ⁻¹⁸	10 ⁻¹⁵	10 ⁻¹³	10 ⁻¹¹
Ta	-	-	-	10 ⁻²²	10 ⁻¹⁸	10 ⁻¹⁵	10 ⁻¹³
Mo	-	-	-	-	10 ⁻²⁰	10 ⁻¹⁷	10 ⁻¹⁵
W	-	-	-	-	10 ⁻²⁵	10 ⁻²³	10 ⁻¹⁹

Întrucat e și R sunt valori constante iar D₀ și Q nu depind, practic, de temperatura, atunci:

$$\ln D \approx f(1/T) \quad (3.6)$$

În acest fel cel mai important factor, creșterea temperaturii, se rasfrange asupra vitezei de difuzie a atomilor bazei aliajului și a E_a. De aceea creșterea temperaturii conditionează creșterea puternică a vitezei difuziei la foarte multe metale (tab.3.5).

Deci, de subliniat, cele mai stabile sol.sol. în Al în cazul temperaturii ridicate le formează elementele cu coeficient mic de difuzie în Al, întrucat parametrii de difuzie sunt una dintre caracteristicile cele mai importante ale forțelor de legatură interatomice ale rețelei cristaline.

În tab.3.6 se redau coeficienții de difuzie a unor E_a în Al la temperatura de 500°C:

Tab.3.6

Coeficienții de difuzie D ai unor metale în Al la 500°C

D × 10 ¹⁰ [cm ² /s]					
Zn	Mg	Si	Ag	Cu	Mn
20	14	10	7	4	-
-	20	12	-	5	1
-	18	12	-	6	-

În ordinea valorilor coeficienților de difuzie D, se pot însira E_a în ordinea scăzătoare: Zn → Mg → Si → Ag → Cu → Mn. Prin aceasta se și explică o mai mare refractaritate a aliajelor de aluminiu turnate din sistemul: Al-Cu-Mn (AL 19, VAL 1), comparativ cu aliajele din sistemul Al-Zn-Mg (AL 24); Al-Si-Mg (AL 4, AL 9); Al-Si-Mg-Cu (AL 3, AL 5).

Studiile din [48] arata ca la temperatura $>350^{\circ}\text{C}$, toate elementele de trecere (Fe, Zr, Cr, Mn) reduc puternic viteza de difuzie a Cu in aluminiu, celelalte (in majoritate) maresc viteza de difuzie.

Energia de activare a autodifuziei [36] este mai mare la toate elementele de trecere fata de cea a Al, și a altor E_a folosite in aliajele de Al (tab.3.7)

Tab.3.7

Energia de activare a autodifuziei in [kcal/mol]

Elementul	Autodifuzia	Elementul	Autodifuzia	Elementul	Autodifuzia
Li	9,3	Al	33	Fe $_{\alpha}$	60,0
Na	10,4	Ag	46	Ni	66,8
Zn	23,5	Cu	48	Cr	85
Mg	32,0	Ti	58	Mo	114
				W	140

Întrucat in starea lichida a metalelor se pastreaza ordinea la mica distanta in privinta aranjarii atomilor in rețeaua cristalina, si aceasta dupa cristalizare se pastreaza “moștenește” si in stare solida, in lucrarea [28] se reda o imagine calitativă a difuziei unor E_a in Al lichid la 700°C (tab.3.8)

Tab.3.8

Valorile de difuzie in Al la 700°C a unor E_a :

Elementul	Si	Cu	Ni	Fe	Mn	Obs.
$D \cdot 10^5 [\text{cm}^2/\text{s}]$	81	7,2	1,5	1,4	0,6	

Comparand cele expuse pana acum se poate concluda:

a) Coeficientul de difuzie in Al al metalelor de trecere este mult mai mic fata de cel al altor E_a din Al;

b) Prima remarca cat si faptul ca E_a de trecere fac posibila cresterea fortei de legatura interatomice in rețeaua cristalina cu alti atomi (ce se gasesc in soluția solidă de Al) se poate afirma ca:

b1) Metalele de trecere (fig.3.2) inlocuind atomii de Al in soluția solidă, reduc autodifuzia Al;

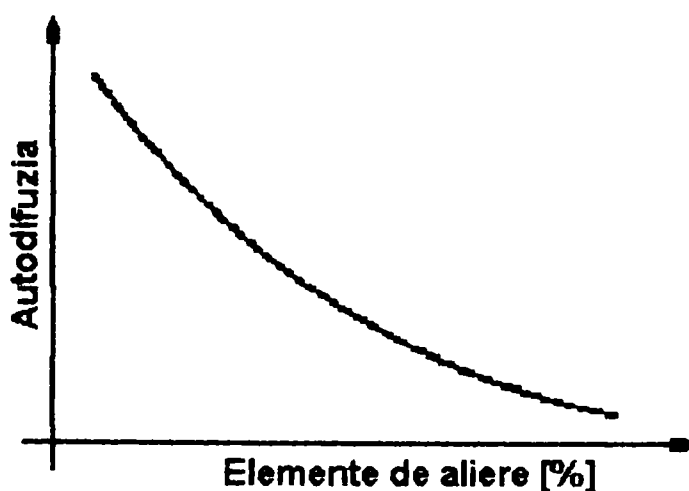


Fig.3.2 Influenta elementelor din grupele de trecere asupra autodifuziei

b2) Acești atomi deplasează începutul procesului intensiv de difuzie (fig.3.3) în domeniul temperaturilor mult mai înalte (1-fără E_a din grupele de trecere; 2-cu E_a din grupele de trecere):

c) Atomii E_a din grupele de trecere pot forma cu atomii altor metale (de exemplu Cu) complecși atomici stabili în sol.sol. de Al, lucru ce conduce la creșterea refractarității aliajelor.

d) Orice factor ce conduce la creșterea energiei inițiale a atomului, reduce corespunzător valoarea energiei necesare pentru activarea lui la difuzie, adică Q în formula $D=D_0e^{-Q/RT}$. De aceea energia liberă suplimentară din rețeaua cristalină distorsionată (în aliajul înalt aliat sau deformat puternic) conduce la reducerea energiei necesare activării difuziei, sau (ceea ce este același lucru) la creșterea temperaturii. Prin aceasta este condiționată refractaritatea redusă a aliajelor de Al deformate, (fig.3.4), a căror rețea cristalină a sol.sol. este puternic distorsionată și posedă un surplus de energie liberă comparativ cu aliajele de aluminiu turnate;

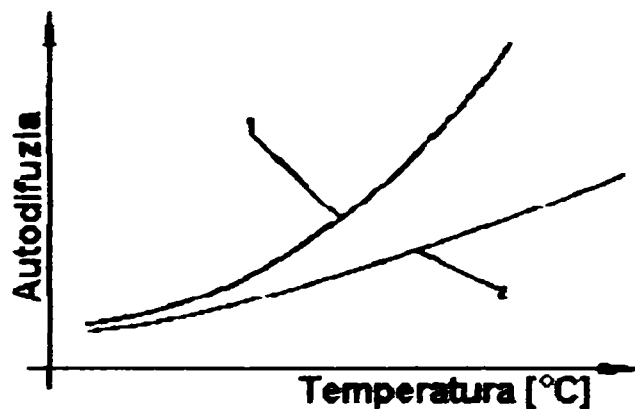


Fig.3.3 Influența temperaturii asupra autodifuziei

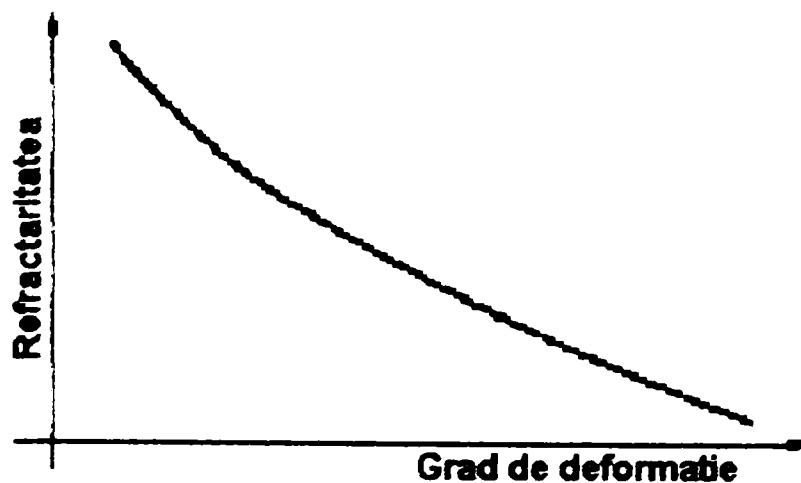


Fig.3.4 Influența gradului de deformare asupra refractarității

e) Calculele teoretice pentru rețeaua cubică cu fete centrate arată că difuzia prin sistemul de vacanțe este mai probabilă (se face mai ușor) decât schimbul locurilor perechii atomilor vecini [61];

f) Difuzia pe limita de separație (interdendritică) a graunților are loc mai repede decât intradendritic (prin graunți). Acest fapt este condiționat de distorsionarea mai pronunțată a graunților și posedă o energie liberă suplimentară și, în acest caz, energia necesară de activare a difuziei pentru atomii straturilor de la suprafața graunților trebuie să fie mai mică față de straturile interioare. Din cauza difuziei pe limita de separație a graunților deseori se observă o concentrație mai mare a E_a în straturile superficiale (fig.3.5) față de interiorul graunților E_{a2} (de exemplu Cu în Al); adică:

$$C_{E_{a1}} > C_{E_{a2}}; \quad (3.7)$$

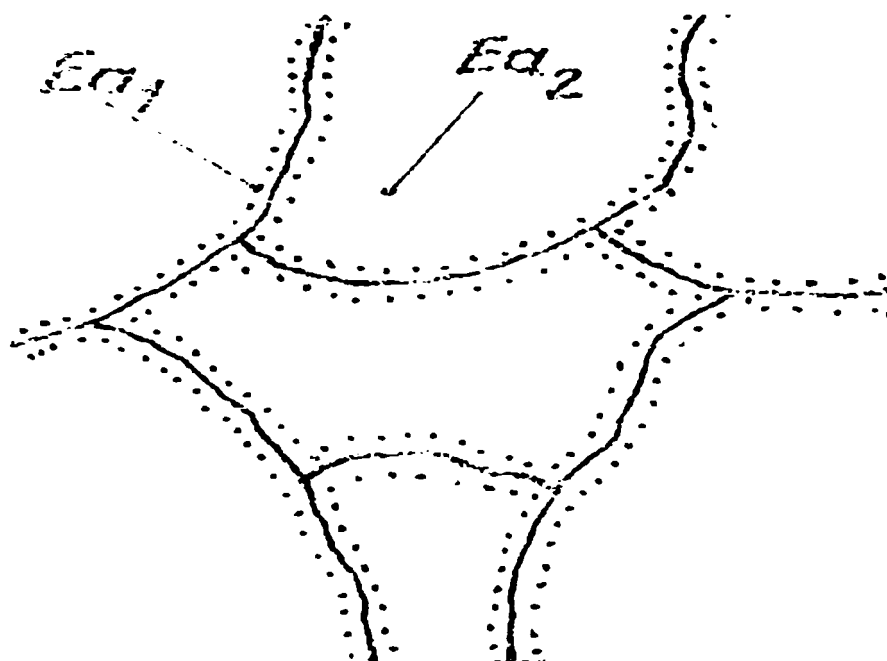


Fig.3.5 Concentrația E_a în soluție solidă de Al

g) S-a demonstrat că [18], [19], [45] la suprafața metalelor există o mobilitate mai mare a atomilor E_a sau a incluziunilor. Procesul are loc mai repede chiar decât difuzia pe limita de separație pentru că necesită o mai mică energie de activare;

h) Considerentul anterior conduce la concluzia că piesele turnate au în stratul superficial o mai mare refractaritate (incercate în aceleași condiții) comparativ cu cele care nu au acest strat [61];

i) Difuziile interdendritice și superficiale sunt încă puțin studiate, deși aceste procese au o mare valoare în teoria aliajelor refractare;

Difuziile interdendritice și superficiale (de la suprafața) fără putință de tagadă sunt legate de imperfecțiunea rețelei cristaline, întrucât limitele de separație ale graunților cristalini sunt locuri de scurgere a vacanțelor și dislocațiilor. (Deplasarea atomilor în direcția dislocațiilor necesită o mai mică energie de activare). De exemplu [144] a arătat că în cazurile simple (în extremis) coeficientul de difuzie pe limita de separație a graunților (D_{sep}) se poate înlocui cu coeficientul de difuzie după dislocații (D_{disl}); adică:

$$D_{sep} \cong D_{disl}; \quad (3.8)$$

j) Procesele de difuzie conditionate de mecanismul vacantelor de deplasare a atomilor devin suficient de intensive chiar la temperaturi de $0,4T_{top}$. De aceea la elaborarea aliajelor de aluminiu turnate, destinate a lucra timp îndelungat la temperaturi de 300-450°C trebuie acordată o mare atenție metalelor de reducere a vitezei proceselor de difuzie prin aliere complexă a s.s. α folosind E_a cu coeficient mic de difuzie în Al, și, de asemenea, folosirea unor regimuri de tratament termic menite să ajute la reducerea concentrațiilor vacantelor și formării unei microeterogenități stabile din interiorul graunților s.s.

Un rol deosebit se atribuie în acest caz elementelor din grupa de trecere.

Alierea complexă a aliajelor de Al cu microadaosuri ale metalelor din grupele de trecere cu coeficienți de difuzie mic ajuta (usurează) creșterii forței de legătură interatomică a rețelei cristaline a s.s. α . În același timp se reduce autodifuzia atomilor de Al, și în unele cazuri difuzia altor E_a din Al, de exemplu Cu, ceea ce are o influență benefică asupra stabilității s.s. α la temperaturi ridicate, întrucât, cum s-a văzut, complexii atomici care apar (se formează) în s.s. au o legătură fizico-chimică puternică. În acești complexi, atomii E_a de trecere, la temperaturi de lucru ridicate, sunt puțin mobili, lucru ce condiționează încetinirea proceselor de slăbire a rezistenței aliajelor.

3.3. INFLUENȚA FACTORILOR STRUCTURALI ASUPRA REFRACTARITĂȚII AA

3.3.1. Defectele rețelei cristaline

Rezistența și stabilitatea rețelei cristaline la temperaturi ridicate depinde într-un mare grad de de prezența defectelor în rețeaua cristalină din care amintim:

- punctiforme (vacante, atomi străini);
- liniare (dislocații);
- superficiale (limitele blocurilor, defecte de aranjare a atomilor).

Defectele rețelei cristaline în aliajele de Al turnate se formează în principal în procesele de cristalizare și în timpul tratamentelor termice, în special de calire.

3.3.1.1. Vacantele

Vacantele în rețeaua cristalină nu perturbă echilibrul ei termodinamic, caracterizat de energia liberă minimă:

$$\Delta F = \Delta E - T\Delta S \quad (3.9)$$

Creșterea energiei interne (ΔE) datorită vacantelor este compensată de creșterea entropiei (ΔS) din cauza creșterii dezordinii structurii.

Concentrația de echilibru a vacantelor este:

$$n/N = e^{-\epsilon/kT} \quad (3.10)$$

în care: n -cantitatea de vacante; N -continutul de atomi; ϵ -energia de formare a vacantelor; k -constanta lui Boltzman; T - temperatura absolută;

Reiese deci, concentrația de echilibru a vacantelor depinde puternic de temperatura, și, ca și difuzia, variază după o lege exponențială. În [60] se arată ca (tab.3.9), vacanțele sunt funcție de temperatură.

La calirea aliajelor de Al nu pot să se desăvârșească total procesele de difuzie, ceea ce conduce la fixarea unei vacante suplimentare (în prisosință) față de cea de echilibru, adică are loc suprasaturarea aliajului cu vacante. **Cu cât este mai mare viteza de calire, cu atât este mai mare concentrația vacantelor în structură. Concentrația suplimentară a vacantelor reduce refractaritatea aliajelor, întrucât ușurează (ajută) activarea proceselor de difuzie la temperatura de funcționare și în timpul îmbatrânirii.** În acest timp se reduce concentrația vacantelor pe seama dispariției lor în scurgeri. Probabil acesta este unul din motivele principale pentru care refractaritatea aliajelor de Al turnate de tipul sol.sol.(AL 19, VAL 1, VAL 10, B 2243 s.a.) supuse calirii și revenirii artificiale, este superioară față de a celor calite și nerevenite deși de aceeași compoziție chimică.

Tab.3.9

Variația concentrației de echilibru a vacantelor în Al funcție de temperatură [°C]

Temperatura	20	200	400	600	660
Concentrația vacantelor	2×10^{-12}	1×10^{-7}	$2,5 \times 10^{-5}$	$4,7 \times 10^{-4}$	$9,4 \times 10^{-4}$
	Al este tot timpul în stare solidă				

Vacantele se deplasează (migrează) în rețeaua cristalină a sol.sol. Mișcarea lor este legată nemijlocit de autodifuzia atomilor bazei aliajului. Viteza și mărimea curentului (cantitatea de vacante care se deplasează) crește brusc cu creșterea temperaturii. Locul de scurgere al vacantelor, adică de migrare, se face cu precădere pe suprafețele libere, dislocații, limite de separație ale graunților graunți și blocuri. Concentrarea mare a vacantelor în scurgeri poate conduce la formarea de microfisuri și la distrugerea ulterioară a aliajului sub acțiunea tensiunilor relativ reduse (mici).

Astfel, [96] arată că la deformare apar foarte multe vacante, în special în apropierea planelor de alunecare. Cu cât este mai mare temperatura de acțiune a forțelor exterioare, cu atât se distruge în mai mare grad starea de ordine a structurii cristaline a materialului.

Un factor important îl constituie caracterul de interacțiune dintre vacante, în special la concentrație suplimentară (saturație). Două vacante la întâlnire (ciocnire) se pot uni și poate apărea vacanta dublă (divacanta). În acest caz are loc reducerea suprafeței sumate ceea ce conduce la reducerea energiei superficiale. Prin urmare, formarea divacantelor este rentabilă energetic întrucât conduce la reducerea energiei interne însumate a aliajului. Divacantele migrează ușor, întrucât energia lor de deplasare este mult mai mică față de cea a monovacantelor. În cazul aluminiului, energia de deplasare a monovacantei este 0,58 eV, iar a divacantei este 0,37 eV [46].

Interacțiunea divacantelor cu monovacantele poate să conducă la formarea complexelor staționare care se pot considera ca “Centre de Cristalizare” a vacantelor, centre ce cresc în forma de pori submicroscopici. Trebuie însă spus că, formarea unui număr mare de astfel de depozite în interiorul rețelei cristaline este puțin probabilă.

Reducerea suprafețelor însumate a energiei pe seama coagulării vacantelor trebuie să reducă energia internă a rețelei, dar creșterea gradului de ordonare (ordine) pe seama unirii vacantelor conduce la reducerea entropiei rețelei. De aceea energia liberă a rețelei odată cu creșterea cantității de complexe de vacante se reduce numai până la un anumit grad (limită). Însa, în condițiile de echilibru (prin calire de exemplu) se pot forma și uniuni mai mari, așa numitele discuri ale vacantelor de diametru 100 \AA . În cazul îmbătrânirii (sau recoacerii) aliajului calit, concentrația vacantelor tinde spre cea de echilibru, și vacantele suplimentare, în special cele mai mobile divacante, vor difuza spre scurgeri. În acest fel se poate forma microporozitatea ultramicroscopica, condiționată de coagularea vacantelor suplimentare în uniuni mari.

Concentrarea vacantelor în aliaj, cât și repartiția lor și anihilarea în scurgeri influențează accelerarea proceselor ce au loc la îmbătrânirea aliajelor de aluminiu calite (atât asupra cineticii procesului de formare a produselor de descompunere a sol.sol. cât și asupra repartiției acestora). În afara de aceasta, vacantele și uniunile lor pot constitui “capcane” pentru atomii E_a și a incluziunilor (microadaururilor), în special pentru acelea care au dimensiuni mai mari față de atomii matricei (de exemplu Mg în Al). Acest lucru poate conduce la o concentrație locală mărită a unor elemente de aliere (sau adaos), funcție de natura atomilor poate să difere foarte mult. În lucrarea [42] se arată că în sistemul Al-Cu-Sn, majoritatea vacantelor sunt legate de atomii de Sn iar viteza de difuzie a atomilor de Cu este mică. Acest lucru se datorează faptului că energia de legătură vacanta-Sn este mai mare decât cea vacanta-Cu; particularități ce trebuie avute în vedere la elaborarea aliajelor de Al refractare, care își măresc rezistența prin durificare dispersă.

Vacantele nu numai că distrug (deranjează) periodicitatea structurii atomice a rețelei cristaline, dar influențează și forța de legătură interatomică. Înlocuirea ionului pozitiv cu vacanta în nodul rețelei cristaline, are același efect cu așezarea acolo a unei sarcini negative punctiforme cu care vor interacționa electronii colectivizați de conducție, obținând în acest fel o energie suplimentară.

3.3.1.2. Dislocațiile

Al doilea tip important de imperfecțiuni ale rețelei cristaline sunt dislocațiile, adică deplasarea straturilor atomice în procesul de răcire după cristalizarea metalului, ele aparând și în cazul deformării plastice ale metalelor.

Dislocațiile, în metalele turnate iau naștere în procesul de cristalizare nemijlocit la frontul de cristalizare, și, deasemenea la răcirea cristalitelor. Densitatea dislocațiilor poate să atingă valoarea 10^{10} - 10^{12} cm^{-2} (pentru policristalele obișnuite recoapte este de regulă 10^7 - 10^8 cm^{-2}). Creșterea temperaturii, nu ajută la apariția de noi dislocații, întrucât energia formării lor este suficient de mare (câtiva eV).

În aliajul de Al turnat nedeformat, dislocațiile formează în principal rețele de dislocații (plane sau tridimensionale), în ale căror noduri obișnuit se unesc trei dislocații. Concomitent cu rețelele pot să existe și dislocații separate și complexe de dislocații care se formează în urma interacțiunii cu vacantele.

Cercetarea aliajelor de aluminiu calite, a arătat că în urma interacțiunii vacanțelor suplimentare cu dislocațiile se formează noduri de dislocații prismatice (în soluții neconcentrate) sau dislocații elicoidale (în aliaje cu conținut ridicat de E_a) [55]. Formarea helicoidului apare datorită absorbției (înghitirii) vacanțelor pe dislocația surub, în acest fel energia elastică a dislocației reducându-se.

Spre deosebire de vacante, dislocațiile în orice cantitate și la orice temperatură sunt defecte termodinamice neechilibrate. Acest fenomen se datorează faptului că:

a) Dislocațiile măresc energia internă a rețelei cristaline din cauza formării câmpurilor de tensiuni elastice;

b) Rețeaua cristalină devine mai puțin ordonată și, prin urmare, entropia acesteia crește;

De subliniat că creșterea entropiei este așa de mică, încât creșterea energiei libere pe seama energiei interne depășește reducerea acesteia condiționată de creșterea entropiei ($\Delta F = \Delta E - T\Delta S$). Prin urmare: **dislocațiile măresc energia liberă a rețelei.**

Dislocațiile pot să se deplaseze în rețeaua cristalină sub acțiunea unor mici tensiuni, ceea ce conduce la o deformare locală din porțiunea acesteia. Cu creșterea temperaturii, crește atât cantitatea de dislocații, cât și viteza lor de deplasare pe grauitii sol.sol., fapt ce conduce la reducerea puternică a refractarității.

Cu cât rețeaua cristalină a sol.sol. conține mai puține incluziuni, și cu cât este mai omogenă structura aliajului, cu atât este mai mare mobilitatea dislocațiilor, prin urmare, cu atât este mai mică refractaritatea lui.

Miscarea dislocațiilor depinde de mulți factori care frânează: concentrația vacanțelor, adaosuri sub formă de atomi străini ce intră în rețeaua cristalină a bazei aliajului, zonele Ghinie-Preston, de fazele metastabile legate coerent cu matricea, cât și de particulele ultradisperse ale fazelor secundare. Gradul de influență al acestor factori asupra frânării dislocațiilor la temperaturi ridicate se manifestă diferit. De exemplu, cu creșterea temperaturii, în mod obișnuit crește și intensitatea procesului de difuzie (deplasarea atomilor străini). Acest fapt favorizează creșterea miscării dislocațiilor. În schimb formarea unei mari cantități de depunere de atomi străini sub formă de “atmosfera” Cottrell, în special a fazelor secundare ultradisperse, poate și mai puternic să frâneze miscarea dislocațiilor, ceea ce asigură o rezistență marită a aliajului la fluaj.

De aici se poate concluziona că:

a) aliajele cu structură eterogenă, stabilă la temperatura de lucru, pot să aibă o mai mare refractaritate, față de aliajele de tip sol.sol. cu o structură omogenă a soluției solide.

b) o refractaritate destul de mare se poate aștepta la acele aliaje eterogene în care particulele stabile cele mai fine ale fazelor secundare au o suficient de mare densitate în întreg volumul.

c) datele experimentale arată ca [60], pentru asigurarea unei refractarități înalte a aliajului, precum și a unei rezistențe înalte la curgere, este necesar să aibă o distanță de sub 0,01 mm între fazele secundare.

d) în procesul de deformare plastică, densitatea dislocațiilor crește brusc [60].

3.3.1.3. Atomii deplasati

Cel de-al treilea tip de imperfecțiuni a rețelei cristaline sunt atomii deplasati. Căști atomi obișnuiți se numesc atomi de dislocare. Prezența atomilor dislocați distorsionează rețeaua cristalină și din această cauză crește rezistența metalelor și aliajelor la temperaturi joase.

Cantitatea de atomi dislocați și vacante nu corespunde una cu cealaltă, întrucât condițiile de formare ale acestora pot fi diferite. Atomii de dislocații pot să apară și fără formarea vacanțelor, sub acțiunea dislocației ei sunt atrași în porțiuni locale ale rețelei cristaline. Astfel spre zona de întindere (dacă atomul E_a sau incluziunea are raza atomică mai mare decât raza atomică a Al), adică:

$$r_{Ea} > r_{Al} \quad (3.11)$$

sau în zona de compresiune, dacă:

$$r_{Ea} < r_{Al} \quad (3.12)$$

O astfel de atracție este condiționată de câștig de energie, adică de reducerea energiei interne a rețelei cristaline. În acest caz de-a lungul dislocației se strâng (depun) atomi străini dizolvați, și ia naștere “atmosfera” Cottrell.

Concentrația de echilibru C a atomilor în jurul dislocației, se exprimă prin:

$$C = C_0 e^{\frac{E}{kT}} \quad (3.13)$$

în care: C_0 - concentrația medie a atomilor de aliere sau de incluziune din aliaj; E - energie de legătură a dislocației cu atomul elementului dizolvat ce intră în “atmosfera”.

Din ecuație se vede clar, concentrația atomilor în “atmosfera” depinde numai de temperatura, întrucât C_0 , E și k sunt valori constante (pentru un aliaj de o anumită compoziție chimică). Cottrell se poate “absorbi”, iar la reducerea temperaturii creșterea concentrației “ C ” a atomilor E_a poate conduce la formarea și repararea de-a lungul dislocațiilor a particulelor fazelor secundare. Prin urmare dislocația nou formată, împrejmuțată de “atmosfera” fie se menține pe loc, fie se deplasează cu viteză mică sub acțiunea tensiunilor mărite întrucât “atmosfera” luată (purtată) de dislocații frânează mișcarea ei. Dislocația mișcătoare poate lua cu ea “atmosfera” Cottrell numai atunci când, viteza ei este atât de mică încât atomii dislocați în “atmosfera” se pot deplasa în urma dislocației cu ajutorul difuziei. În concluzie, dislocațiile se pot desprinde de “atmosfera” în două moduri:

1) În cazul când tensiunea aplicată depășește forța de legătură a dislocațiilor cu “atmosfera”

2) La creșterea temperaturii, ceea ce favorizează “absorbția”, “atmosfera” din cauza creșterii mobilității difuzionale a atomilor dizolvați.

CFC straturile atomice așezate compact (A, B, C) sunt așezate succesiv în așa fel, încât după fiecare al doilea strat se repetă în totalitate așezarea atomilor, adică

ABCABCABC etc. Însă, în urma lucrării în planul așezării compacte condiționate de dislocațiile Sokli, cât și prin îndepărtarea unei părți a planului cu așezare compactă, condiționată de dislocațiile parțiale ale lui Frank, se distruge (dispare) legitatea succesivității structurilor. De exemplu: ABCACABCA... Stratul cu succesivitate structurilor: CACA este un defect de ordonare a rețelei CFC. Dislocația se blochează cu o “atmosferă” stabilă și tensiunile necesare pentru deplasarea dislocațiilor, blocate de “atmosfera” suzuci pot fi foarte înalte chiar la temperaturi apropiate temperaturii de topire a aliajului, întrucât spre deosebire de dislocațiile cu “atmosfera” suzuci nu poate fi deblocată prin metoda de fluctuație termică locală. Se poate deci preciza că:

1) Mecanismul acțiunii mecanice a dislocațiilor parțiale cu atomii dizlocați care formează “atmosfera” suzuci, poate fi folosit cu succes pentru creșterea refractarității AA.

2) Concomitent cu “atmosferile” un rol foarte mare în frânarea mișcării dislocațiilor aparțin și factorilor structurali precum: limite de separație a grăunților cristalini, ZGP, particulele ultradisperse produșii descompunerii sol. sol. α etc.

3) Întrucât cantitatea de dislocații în aliajul turnat nedeformat este cu câteva ordine mai redusă (mult mai mică) decât în AA deformat plastic, prin această, într-un mare grad este condiționată **refractaritatea** mai **înaltă** a AAT comparativ cu cele deformabile.

In concluzie putem spune că:

a) Alierea aluminiului cu metale de trecere ce conduc la creșterea forței interatomice în sol.sol. și care posedă un coeficient de difuzie mic în Al, ajută reținerii “atmosferelor” și prin aceasta crește refractaritatea aliajelor de Al.

b) În afara de “atmosfera” un rol mare în frânarea mișcării dislocațiilor aparțin factorilor structurali precum: limita de separație a graunților, zonele Ghinie-Preston, particule ultradisperse (particule de descompunere a sol.sol.) etc.

Intrucât cantitatea de dislocații în aliajul turnat nedeformat este mult mai mică față de aliajul supus procesului de deformare plastică, atunci, prin aceasta, se explică într-un grad mare de încredere refractaritatea mare a aliajelor de aluminiu turnate comparativ cu cele deformate.

3.3.2. Marimea graunților sol.sol. și a limitelor acestora

Se cunoaște că marimea graunților aliajului este determinată de viteza de cristalizare, de posibilitatea de modificare, de condițiile de încălzire la calire etc. Atât suprafața însumată (totală) a limitelor intergranulare 1, cât și rezistența aliajului 2, variază invers proporțional cu dimensiunea graunților (fig.3.6)

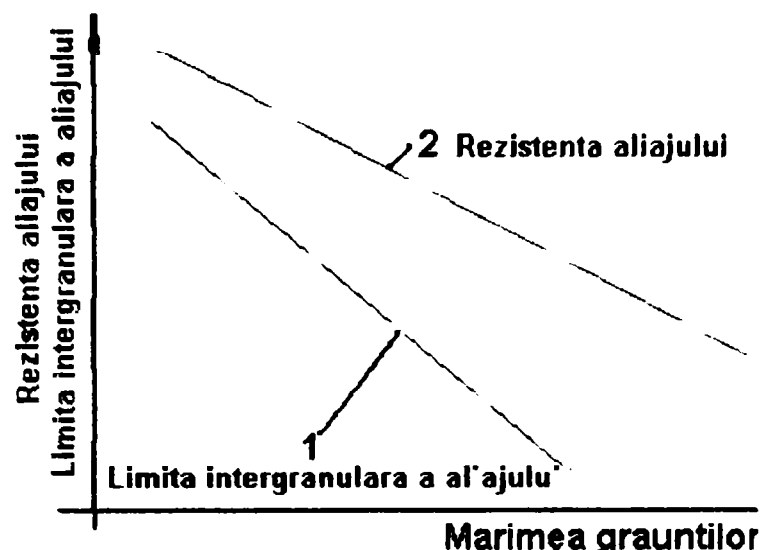


Fig.3.6 Variația suprafeței limitelor intergranulare a aliajului, și a rezistenței funcție de dimensiunea graunților

Limitele de separație ale graunților sunt domenii cu valori ale energiei libere anormalic de mari.

Limitele de separație a graunților sunt de fapt straturi de atomi distorsionați, așezați între graunți, sol.sol. ce posedă o rețea cristalină normală. În aceste straturi are loc trecerea de la orientarea unui cristal spre orientarea altuia. În acest fel, atomii ce se găsesc pe limita de separație a graunților și în straturile limitrofe se găsesc în poziția ce nu corespunde energiei minime din cristalele nedistorsionate. În afara de aceasta, limitele de separație a graunților servesc în mod obișnuit, și ca scurgeri în care migrează vacantele și dislocațiile.

Prin urmare, limitele de separație ale graunților, posedând o mare energie superficială, se găsesc în stare termodinamică instabilă. Activizarea atomilor trebuie ca să stimuleze totdeauna creșterea graunților, aceasta conduce la reducerea suprafeței de separație și se reduce energia liberă a rețelei. Întrucât creșterea temperaturii mărește mobilitatea atomilor (acelerează procesele de difuzie), va ajuta creșterii graunților aliajelor, însă influența vitezei de creștere asupra refractarității aliajelor într-o măsură mare depinde de dimensiunea inițială (cea de echilibru) cât și de natura chimică a graunțului de sol.sol. Stabilitatea mărită a refractarității pieselor turnate din majoritatea aliajelor de aluminiu este condiționată de faptul că dimensiunea medie “de echilibru” a graunțului din piesa turnată a fost stabilită la cea mai înaltă temperatură în cazul unei cristalizări relativ lente (cu viteză redusă). Iată de ce la încălzirea repetată pentru tratament termic sau la temperatura de lucru pentru multe aliaje nu au loc schimbări esențiale ale mărimii graunților. De aceea, dimensiunea medie a graunțului din microstructura aliajelor obținute prin turnare cu viteze de răcire relativ mari (în afara celor “de echilibru”) precum turnarea: în cochila, prin centrifugare, sub presiune, prin matritare din stare semilichidă cât și prin modificare, este cu mult mai redusă față de cea “de echilibru”, și în acest caz este posibilă o creștere mai evidentă a graunților sol.sol. la încălzirea pentru calire, cât și în cazul temperaturilor ridicate în funcționarea pieselor din aliajele de aluminiu (cum este și cazul pistoanelor motoarelor cu combustie internă).

Acest lucru constituie unul din motivele refractarității reduse a aliajelor de aluminiu modificate de tipul siluminurilor (ce conțin Si 5-12% și alte Ea < 2%; Mg, Cu, Mn, B, Be ș.a.), comparativ cu refractaritatea acelorasi aliaje dar turnate in forme din amestecuri de formare obisnuite)pe baza de nisip si lianti naturali: argila sau bentonita.

Trebuie subliniat inasa, asa cum s-a aratat si in [75], cu exemple pe aliajul ATCu5Ni3MgMnCr (B 300) si mai tarziu pe alte aliaje multicomponente (polinare), ca marimea grauntelui sol.sol. a aliajelor polinare ce contin elemente de trecere nu este criteriul principal al refractarității aliajelor de aluminiu. Dar dimensiunea graunților sol.sol. influenteaza refractaritatea aliajelor omogene si slab aliate intr-un grad mare. Pe masura ce se amplifica componenta fazelor aliajelor (ce nu contin elemente usor fuzibile sau metale cu coeficient mare de difuzie in Al) si creste neomogenitatea structurala a graunților, rolul dimensiunilor acestora se reduce [61]. **De aceea, unul din factorii hotaratori de crestere a refractarității este durificarea (intarirea) limitelor intergranulare cu particule ramificate de faze secundare stabile.**

Limita de separatie a graunților insisi este o bariera foarte eficienta pentru dislocatii, intrucat din cauza distorsiunilor elastice conditionate de orientarea deosebita, dislocatia nu poate sa treaca in mod liber in grauntele vecin, si se opreste pe limita de separatie. La limita de separatie are loc depunerea (depozitarea) dislocatiilor ce aluneca in plane bine determinate.

Intrucat rolul de bariera a limitelor de separatie a graunților scade puternic cu cresterea temperaturii, devine necesara intarirea (fixarea) acestor limite cu particule de faze secundare stabile la temperaturi ridicate. acestea inasa, nu trebuie sa fie concentratori de tensiuni grosieri.

In concluzie se poate spune ca zonele periferice ale graunților sol.sol. au portiuni foarte distorsionate din reseaua cristalina, depozitare de vacante si alte defecte. Toate acestea, la temperaturi ridicate, ajuta procesele de difuzie in majoritate pe limita de separatie a graunților fata de interiorul graunților sol.sol. **Din acest punct de vedere structura grosolana omogena a graunților este de preferat (are mai putine portiuni slabe), dar aceasta situatie, fara unele observatii, nu poate fi generalizata, in special, la aliajele de aluminiu turnate multifazate, la care limitele de separatie a graunților sunt puternic blocate de faze secundare stabile, cristalizate sub forma ramificata. In acest caz structura cu graunti fini, comparativ cu cea cu graunti grosolani, poate conditiona o mai mare refractaritate aliajelor.**

La temperaturi joase (inferioare temperaturii de imbatranire), cand mobilitatea de difuzie a atomilor este neinsemnata, structura cu graunti fini fata de cea grosolana conditioneaza o mai mare rezistenta, intrucat zonele periferice contin o mare cantitate de portiuni intarite.

Se socoteste dovedit experimental, ca energia de activare este egala si pentru fluajul la temperatura inalta si pentru autodifuzie [17]. Din aceasta cauza, pentru cresterea refractarității este necesar ca aliajele de aluminiu sa fie aliate cu metale de tranzitie ceea ce asigura:

a-Reducerea autodifuziei atomilor matricei (a aluminiului) în rețeaua cristalină a soluției solide;

b-Cristalizarea pe limita de separație a graunților a fazelor secundare ramificate și stabile care asigură blocarea graunților și întărirea limitelor lor de separație.

3.3.3. Natura și cantitatea eutecticului, cât și forma de cristalizare

Cantitatea de eutectic (E) determină proprietățile de turnare a aliajelor de aluminiu (AA)-fluiditatea, tendința de formare a fisurilor la cald, ermeticitatea – iar structura E și temperatura lui de topire determină în mare măsură refractaritatea AA.

Cu creșterea temperaturii de topire a E crește și aportul acestuia la refractaritate. Întrucât E cristalizează ultimul în AA, acesta înconjoară graunții de sol.sol. primară, formând între acestea straturi eutectice. Dacă unele componente ale E vor cristaliza sub forma de plăci sau ace fine și fragile, atunci rolul E în întărirea limitelor de separație nu este însemnată, și poate fi chiar negativă, întrucât componentele E joacă rol de concentratoare de tensiune. **Cea mai eficientă este forma ramificată de cristalizare a combinațiilor stabile ce intra în componenta E.** În acest fel se asigură un blocaj puternic al graunților de sol.sol., ceea ce împiedică deplasarea dislocațiilor dintr-un graunț în altul și reduce probabilitatea de curgere “vascoasă” a graunților în timpul fluajului. Un astfel de E este de exemplu E ternar $\alpha + Al_3(CuNi)_2 + Al_6Cu_3Ni$ în sistemul Al+Cu+Ni (aliaj VAL 1), cât și E complecși care conțin faze ternare și cuaternare ramificate de tipul: Al_8Mn_4Ce ; Al_4CuCe ; $Al_{24}Cu_8Ce_3Mn$ [48].

Refractaritatea aliajelor binare din sistemul eutectic este bine studiată și descrisă în literatura [49]. Datele experimentale arată că, relativ refractare pot fi numai acele aliaje care au componente ce corespund sol.sol. stabile primare aliate complex cu E_a ce posedă un coeficient de difuzie mic. Din această categorie a E_a fac parte metalele de trecere. Minimum de refractaritate o au AA de component E de tip silumin, din cauza cantității ridicate de Si care are un coeficient mare de difuzie, cât și aliajele de tip sol.sol. ce conțin E_a de asemenea cu mare coeficient de difuzie, (de exemplu Zn).

Această legătură nu poate fi raportată AA eutectice aliate complex. Astfel, de exemplu, cea mai mare refractaritate a AA cunoscute în lume [60], o are aliajul ATP1U cu cantitate mare de eutectic. Acest aliaj funcționează bine în piese ce lucrează la 400°C și chiar mai sus. O mare refractaritate o au și aliajele de tip eutectic pentru pistoane silumin eutectic + E_a și siluminul hipereutectic + E_a .

Din AA tip sol.sol. cea mai mare refractaritate o are aliajul complex aliat VAL 1 (ATCu5MnTi). Așupra refractarității acestor aliaje au o influență negativă impurități ca Mg, Zn și Si (din aliajul VAL 1), Sn și Pb în toate celelalte AA, care formează E ușor fuzibili a căror cristalizare se sfârșește în volumele interdendritice 1 și pe limita de separație 2 a graunților 3 (fig.3.7). Prezența eutecticului ușor fuzibil pe limita de separație 2 a graunților 3 a aliajului turnat, conduce la un fluaj intensiv (pe limita de separație) chiar la temperaturi mai joase decât temperatura E propriu-zis, și chiar la

urderi, ceea ce constituie un defect irecuperabil (neremediabil) la prelucrarile prin ratament termic a pieselor turnate din AA.

Refractaritatea AA este influentată în rău și de incluziunile (chiar în % reduse) cu punct de fuziune scăzut. Din cauza migrării atomilor incluziunilor pe limita de separație a graunților se pot forma fluctuații eutectice, care, la temperaturi ridicate se vor comporta ca centre (nuclee) ale fazei lichide, care reduce foarte mult refractaritatea AA.

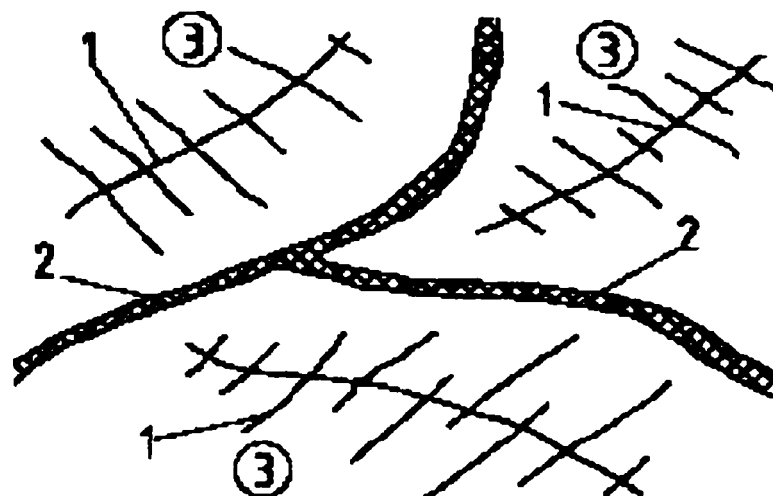


Fig.3.7 Repartitia eutecticului ușor fuzibil în AA

3.3.4. Fazele secundare ce cristalizează din topitura

Cantitatea, dimensiunile, forma și caracterul repartiției fazelor secundare ce se formează în procesul de cristalizare din aliaj lichid, influențează puternic refractaritatea AA.

Subliniem că asupra creșterii refractarității AA, cel mai puternic influențează compuşii intermetalici (combinațiile metalice binare, ternare sau cuaternare) în a căror compoziție intra metale de trecere: Al_6Mn ; Al_7Cr ; Al_9FeNi ; $Al_{12}Mn_2Cu$; Al_6Cu_3Ni ; $Al_{24}Cu_8Ce_3Mn$ și altele. Toate aceste combinații sunt stabile la temperaturi ridicate. Acești compuşii intermetalici au proprietățile:

- sunt stabili la temperatura ridicată;
- reacționează slab (puțin) cu sol.sol.;
- particulele lor nu au tendința de a crește și de a se coagula.

Ceea ce este deosebit de important, o constituie faptul că în componenta majorității compuşilor intermetalici intra și Cu, care participă la formarea compuşilor intermetalici stabili de tipul:



în care Me_r este un metal din grupa de tranziție.

Particulele stabile incoerente a fazelor secundare împiedică mișcarea dislocațiilor. Dislocațiile din interiorul graunților sol.sol. sunt forțate să le ocolească formând un lanț (veriga), sau să sară peste ele. În ambele cazuri, dislocațiile se deplasează sub influența

unor tensiuni mult mai mari decat la alunecare, intrucat pentru a indeparta obstacolele se pierde un important lucru mecanic (energie).

3.4. INFLUENTA FACTORILOR TEHNOLOGICI ASUPRA REFRACTARITATII ALIAJELOR

3.4.1. Viteza de cristalizare

Factorii tehnologici precum viteza de cristalizare (v_{cr}) a pieselor turnate care depind de metoda de turnare cat si de regimul de tratament termic (TT), permit sa se actioneze esential asupra structurii aliajului si asupra refractaritatiei acestora.

In conditiile industriale, in procesul de turnare cu v_{cr} mare, difuzia componentilor aliajului (cea care sa asigure un echilibru fazic corespunzator diagramei de echilibru pentru aliajul respectiv) nu are timp sa se desavarseasca pana la capat. De aceea in piesele realizate prin turnare, la temperatura inconjuratoare, se fixeaza obisnuit o stare metastabila a sol.sol. suprasaturate de E_a in Al

Viteza de cristalizare poate varia la turnarea pieselor de la cateva sutimi de grade pana la mii de grade pe minut, si sunt superioare, de regula, vitezelor de racire (cristalizare) corespunzatoare starii de echilibru. In consecinta, structura si componenta fazica difera esential de cele indicate de diagramele de echilibru (DE).

Pentru AA. industriale, aceste diferente se exprima intai de toate in:
 a-in licuatia dendritica, adica, in repartitia neuniforma a E_a in volumul dendritelor sol.sol.;
 b-in aparitia componentilor structurali in afara de echilibru (de exemplu eutecticul care in mod normal nu trebuie sa apara daca s-ar fi pastrat conditiile de cristalizare in echilibru).

Particularitatea principala a AA cu metalele de tranzitie este formarea la v_{cr} mari a sol.sol. suprasaturate pe baza de Al in care continutul E_a depaseste de cateva ori continuturile indicate in DE.

In tabelul 3.10 dupa [50], se arata solubilitatea metalelor de trecere in aluminiu la v_{cr} mari de cristalizare, cand E_a nu au timp sa difuzeze in starea lichid-solid (la temperatura de cristalizare).

Tab.3.10

Solubilitatea E_a de trecere in Al la v_{cr} mari

Elem. de trece-re	Perioada	Config. electr. ext	Valenta caracteristica	Solub.(A) max. [%] dupa D.E. [%]	v_{cr} grad/s $\times 10^{-3}$	Solub.(B) la v_{cr} mari [%]	Grad de suprasat a sol.sol.- B/A
Ti	IV	$3d^2 4s^2$	4+	0,28	25	0,32	1,14
					50	0,35	1,25
V	IV	$3d^3 4s^3$	5+	0,37	25	1,17	3,16
					50	1,20	3,24
Cr	IV	$3d^5 4s^1$	6+	0,85	25	5,5	6,5

					50	5,7	6,7
Mn	IV	$3d^5 4s^2$	2+	1,4	25	9,2	6,6
					50	10,2	7,3
					100	14,5	10,3
Fe	IV	$3d^6 4s^2$	2+si3+	0,05	50	0,2	4,0
Co	IV	$3d^7 4s^2$	2+si3+	0,02	50	0,02	1
Ni	IV	$3d^8 4s^2$	2+	0,05	50	0,05	1
Zr	V	$4d^2 5s^2$	4+	0,28	50	0,6	2,1
Ni	V	$4d^4 5s^1$	5+	0,22	50	0,4	1,8
Mo	V	$4d^5 5s^1$	6+	0,20	50	1,0	5,0
Ta	VI	$5d^3 6s^2$	5+	0,25	50	0,45	1,8
W	VI	$5d^4 6s^2$	6+	0,17	50	1,0	5,9
Re	VI	$5d^5 6s^2$	5+	0,15	50	0,6	4,0

De subliniat ca in aliajele binare Al-Cu, Al-Zn si Al-Mg nu s-au putut obtine sol.sol. suprasaturate puternic fata de DE chiar la v_{cr} foarte mari ($5 \cdot 10^4$ grad/s). Se arata si faptul ca dizolvarea in Al solid la v_{cr} mari are valorile (tab.3.11), [50].

Dupa toate probabilitatile, esenta largirii domeniului sol.sol. trebuie legat de particularitatile configuratiei electronice exterioare a metalelor de trecere, adica, de existenta nivelurilor incomplete "d" sau "f".

Tab.3.11

Variatia solubilitatii unor elemente in Al solid

Elementul	Zr (4+)	V (5+)	Mo (6+)	Cr (6+)	W (6+)
Solubilitatea [%] la v_{cr} [grad/s]					
10^6	2,5	3,5	3,0	7,6	6,6
10^7	2,5	-	4,0	10,0	11,5

Se poate spune ca pe masura completarii cu electroni a primei jumatați a stratului "d", gradul de suprasaturare a sol.sol. de Al creste cu cresterea valentei. Pe masura cresterii gradului de suprasaturare, E_s se gasesc in urmatoarea ordine:

1) Perioada a IV-a: $Ti^{4+} \rightarrow V^{5+} \rightarrow Cr^{6+} \rightarrow Mn^{7+}$;

2) Perioada a V-a: $Nb^{5+} \rightarrow Zr^{4+} \rightarrow Mo^{6+}$;

3) Perioada a VI-a: $Ta^{5+} \rightarrow Re^{5+} \rightarrow W^{6+}$

De subliniat ca, desi Mn are valenta cea mai mare (7+), nu are loc cel mai mare grad de suprasaturatie [32], [44] cum ar fi de asteptat. Deasemenea, in grupa a V-a ar trebui ca locurile Nb si Zr sa fie schimbate.

In cazul completarii celei de-a 2-a jumatați a stratului "d" separarea electronilor devine nerentabila, de aceea valenta Fe, Co si Ni se reduce pana la 2+. Corespunzator acestui lucru, saturatia in cazul Fe, este mai mica decat la Cr si Mn, iar Co si Ni, in general, nu formeaza sol.sol. suprasaturate in Al (vezi tab.3.10).

Cu toate ca Mn se abate de la regula enuntata mai sus, se considera ca dependenta gradului de suprasaturatie de valenta metalului de trecere nu este lipsita de baza [60].

Este cunoscut ca structura sol.sol. a aliajelor este determinată de structura straturilor electronice exterioare ce acționează cu ionii matricei și ai E_a . În acest caz trebuie să se aibă în vedere schimbarea structurii atomice a stărilor E_a la dizolvarea în alt metal (de exemplu în Al), lucru ce conduce la schimbarea concentrațiilor electronice a aliajului.

Cercetarea parametrilor rețelei cristaline a sol.sol. a metalelor de tranziție în Al a arătat că, chiar în condițiile unor v_{cr} mici (turnare în forme temporare reci, în cochila, centrifugal, matritare lichida etc.), se realizează sol.sol. suprasaturat (comparativ cu DE respectiva) în Al a elementelor ca: Ti, Mn, Cr, Zr, V și altele. Astfel, alierea cu metale de trecere ajută formării sol.sol. suprasaturate în aliajele turnate de aluminiu, chiar în procesul de turnare. Îmbătrânirea ulterioară (fără calire) după regimul T_1 , conduce la întărirea aliajelor turnate (de exemplu la aliajul ATR1Y, pe seama separării unor particule fine stabile de faze secundare), în timp ce în timpul încălzirii pentru calire, au loc două procese:

- a-Descompunerea sol.sol. a E_a de trecere în Al;
- b-Dizolvarea Zn, Mg, Cu și a altor metale din Al solid.

De aici concluzia deosebit de importantă: funcție de regimul de lucru al pieselor din AA se va elabora cel mai adecvat regim de tratament termic, în vederea creșterii eficienței (siguranței) în exploatarea organului de mașină în cauză.

Metalele de trecere au un puternic efect modificador asupra structurilor AA de turnatorie. Acest lucru este condiționat de faptul că încă în starea lichidă formează cu atomii de Al grupuri stabile extrem de disperse sau particule ultradisperse, care au viteză mică de creștere (de a deveni grosiere), și devin centre suplimentare de cristalizare. În această situație efectul de modificare depinde de gradul de completare al stratului “d”: cu cât sunt mai puțini electroni pe stratul “d”, cu atât este mai mare dispersia structurii, adică sunt mai mulți graunți pe unitatea de suprafață a probelor metalografice. După [72], influența elementelor de tranziție asupra maruntirii graunților de Al și a aliajului ATCu₄ sunt redate în tab.3.12:

Tab.3.12

Influența E_a de tranziție asupra numărului graunților Al și ATCu₄

Elementul	Nr.de electroni pe orbita [n]	Nr.max.de graunți pe 1 cm ²		Elementul	Nr.de electroni pe orbita [n]	Nr.max.de graunți pe 1 cm ²	
		Al	ATCu ₄			Al	ATCu ₄
Grupa a IV-a				Grupa a V-a			
Sc	1	1090	900	Zr	2	840	900
Ti	2	900	900	Nb	4	121	484
V	3	400	625	Mo	5	121	400
Cr	5	36	25	Grupa a VI-a			
Mn	5	49	25	Hf	2	784	784
Fe	6	64	36	Ta	3	625	784
Co	7	25	16	W	4	256	576
Ni	8	16	16	Re	5	81	36

Metalele de tranziție favorizează reducerea valorii intervalului efectiv ΔT de cristalizare a AA de tipul sol. Sol. :

$$\Delta T = T_{\text{inc. cr.}} - T_{\text{sf. cr.}} \quad (3.15)$$

(adică diferența dintre temperatura de început și sfârșit de cristalizare), în concluzie aliajele de turnatorie de tipul sol.sol. [13], au o influență favorabilă asupra proprietăților de turnare: reducerea tendinței de formare a fisurilor (crapaturilor) la cald, creșterea refractarității și ermeticității.

3.4.2. Regimul de calire

Funcție de natura aliajului și condițiile de lucru ale pieselor turnate din aceste aliaje, trebuie să se folosească un asemenea regim de tratament termic care să corespundă cel mai bine cerințelor față de piesa turnată. De exemplu pentru aliajele înalt aliate cu metale de trecere și destinate să lucreze timp îndelungat la temperaturi înalte, nu se recomandă să se folosească o temperatură prea înaltă la calire, întrucât în această situație, sol.sol. sărace puternic în metalele de trecere, se reduc brusc particulele fine ale fazelor stabile, cele care creează microeterogenitatea din interiorul sol.sol. și crește cantitatea de vacante, lucru care are o influență negativă asupra refractarității aliajelor (pieselor turnate din aceste aliaje).

Pentru aliajele destinate să lucreze la temperaturi înalte, tratamentul termic izoterm este de preferat față de calirea obișnuită în apă, întrucât aceasta din urmă conduce la o mai mică refractaritate, conducând la un grad înalt de suprasaturare cu vacante a sol.sol.

3.4.3. Îmbătrânirea și coagularea

Particulele stabile a fazelor secundare, în special cele care conțin metale de trecere (Ti, Cr, Mo, Zr ș.a.), în majoritatea lor au un coeficient de dilatație termică mai mic decât Al. În timpul calirii, în jurul particulelor de fază secundară nedizolvate, apar tensiuni care conduc la formarea unor verigi de dislocatii. Aceste verigi, mai departe pot servi ca locuri de apariție a separărilor la descompunerea sol.sol. cum se întâmplă de exemplu în aliajele sistemului Al-Mg [55].

Cinetica de descompunere a sol.sol. suprasaturate, joacă un rol însemnat în schimbarea caracteristicilor de rezistență și a altor proprietăți. În funcție de condițiile de lucru ale pieselor, se poate alege regimul de îmbătrânire sau de recoacere care să asigure o structură mai stabilă, astfel încât să fie asigurate proprietățile cerute de constructor.

În [54], [64], [65] se arată că refractaritatea aliajelor tip silumin precum AL 3, AL 5, îmbătrânite din starea turnată, este cu 15 % mai mare față de starea calită și îmbătrânire artificială (precipitare). Acest fapt se explică prin aceea că, în procesul de încălzire pentru calire se distruge carcasa intergranulară, ceea ce ajută procesele de difuzie, și prin urmare refractaritatea aliajelor scade, întrucât sol.sol. la aliajele tip silumin la temperaturi ridicate este puțin stabilă.

Viteza de descompunere a sol.sol. de Al depinde de natura E_a ce intră în sol.sol., de temperatura de îmbătrânire și de timpul de menținere la această temperatură. Stabilitatea

sol.sol. la temperaturi ridicate, cât și cantitatea, mărimea, forma și repartitia fazelor secundare ce se separă (produsele descompunerii) prin descompunerea sol.sol., influențează în grad mare refractaritatea aliajului (piesei turnate). Drept produse de descompunere a sol.sol. sunt particulele ultradisperse de faze secundare care nu au tendința de coagulare la temperaturi ridicate.

Intrădevar, refractaritatea AA turnate de tipul sol.sol. aliate cu metale de trecere în stare calită și îmbătrânită artificial $AlCu5MnTi$, este mult mai mare comparativ cu refractaritatea aliajelor care au la baza sistemele Al-Si, Al-Mg, Al-Cu-Si, Al-Mg-Si, ce nu conțin în calitate de E_2 principal, metale de trecere. În interiorul graunților sol.sol. a aliajelor din prima grupă, există un grad înalt de microeterogenitate, în timp ce în interiorul graunților sol.sol. a aliajelor din grupă a 2-a, acest lucru nu se observă: produsele de descompunere se depun în principal pe limita de separație sub formă de particule grosiere, și sunt concentratori de tensiune care ajută formării fisurilor (craăturilor) în probă sau piesă încercată.

De aceea, trebuie subliniat că [50], [60], [66]: Introducerea unui număr mare de E_2 de trecere în aliaj la cantități totale reduse, asigură un efect marit de modificare și creșterea proprietăților de rezistență (și refractaritate), față de introducerea unui număr redus de E_2 , dar în cantități mari a fiecăruia separat. Acest fapt se poate reliefa prin aliajele: complex aliate [60].

Trebuie subliniat că:

a) Tratatamentul termic permite a se regla nu numai componenta fazelor, dar și structura aliajelor precum: cantitatea, mărimea, forma, repartitia separărilor fazelor secundare în volumul graunților și pe limita lor de separație, mărimea graunților înșiși a sol.sol., cât și a fazelor primare cristalizate.

b) De regulă, la temperaturi ridicate (procesele de difuzie sunt mai active), procesul de separare este energetic mai avantajos pe limita de separare a graunților și blocurilor, iar la temperaturi mai scăzute, separările apar într-un grad mai înalt în interiorul graunților sol.sol.

c) Ținând cont de faptul că procesul de creștere al particulelor fazelor secundare se reglează funcție de viteza de difuzie a atomilor E_2 de dizolvat, acest lucru permite ca prin aliere corectă și alegerea regimului de tratament termic corespunzător, să obținem AA în a căror structură să se conțină o mare cantitate de particule de faze secundare ultradisperse, care să fie repartizate atât pe limita de separație a graunților, cât și (lucru ce este deosebit de important) în interiorul graunților sol.sol., motiv pentru care aliajele vor poseda o înaltă refractaritate.

d) Trebuie subliniat că produsele descompunerii sol.sol. a metalelor de tranziție în Al, sunt particulele disperse a fazelor secundare (Al_6Mn , Al_7Cr , $Al_{12}Mn_{12}Cu$, Al_8Cu_4Ce , $Al_{24}Cu_8Ce_3Mn$ și altele), particule ce nu sunt (sau foarte puțin) dispuse spre coagulare din cauza unei mici mobilități de difuzie a atomilor metalelor de tranziție în Al.

Refractaritatea redusă a aliajelor Al-Si se explică prin:

1 - coeficient mare de difuzie a Si în Al;

2 - nu se observă separări intermediare de formă $CuAl_2$ ca în aliajele Al-Cu;

- 3 - particulele în echilibru, necoerente cu matricea, au o energie superficială mare;
- 4 - particulele dispersate sunt grosolane, densitatea lor este mică.

De aceea, structura aliajelor binare nu are rezistență la temperaturi înalte față de structura aliajelor polinare.

3.4.4. Concluzii generale

Pe baza celor enunțate mai sus se pot formula principiile de bază de elaborare a aliajelor de turnare refractare din aluminiu (AATRefr.):

a) Baza aliajelor binare să posedă o temperatură de topire a eutecticului T_E cu 150-200°C mai mare decât temperatura T_{funct} la care va lucra aliajul în condiții practice (diferența ΔT dintre aceste temperaturi trebuie să fie cu atât mai mare cu cât este mai lung timpul de funcționare a pieselor din aceste aliaje). Adică ΔT :

$$\Delta T = T_E - T_{\text{funct}} > (150 \dots 200)^\circ\text{C}; \quad (3.16)$$

să fie cât mai mare;

b) Cea de-a doua fază a sistemului binar trebuie să fie, în primul rând, un compus intermetalic, și, în cel de-al doilea rând, la temperatura de lucru, să interacționeze minim cu baza (matricea) aliajului;

c) Pentru asigurarea unor proprietăți de turnare bune, și obținerea de piese turnate ermetice, aliajul trebuie să conțină nu mai puțin de 30% eutectic cu temperatura înaltă de topire, iar temperatura ΔT_{crist} a intervalului de cristalizare să nu depășească mai mult de 60°C; Adică:

$$\Delta T_{\text{crist}} = T_{\text{inc}} - T_{\text{sf}} < 60^\circ\text{C} \quad (3.17)$$

d) Cu cât va fi mai înaltă temperatura de lucru a aliajului, cu atât vor trebui să fie mai înalte nivelurile de energie de sublimare a E_a , cele care caracterizează forța de legătură interatomică în interacțiune cu alți componente din s.s.

e) Aliajele ce vor lucra timp îndelungat la temperatura de 400 și peste 400°C, nu trebuie să aibă E_a cu coeficient mare de difuzie în Al precum: Li, Cd, Sn, Zn, Mg;

f) Pentru obținerea unei s.s. α relativ stabilă și reducerea autodifuziei aluminiului, drept E_a trebuie să se folosească metale de tranziție, care posedă un coeficient mic de difuzie în Al, și cele ce sunt capabile la temperatura de regim să formeze un grad înalt de densitate a complexelor de atomi sau de particule ultradisperse, cele ce creează în interiorul graunților s.s. o microeterogenitate de gradul doi. O asemenea structură de graunți de s.s., conduce la o franare (întârziere) sigură a dislocațiilor în cazul acțiunii temperaturilor și tensiunilor ridicate (cum este cazul pistoanelor);

g) În cazul alierii cu metale de tranziție, trebuie ținut cont de faptul că, forța de legătură interatomică și stabilitatea s.s. a aliajului, și, de asemenea, efectul de modificare a structurii, vor crește în funcție de gradul de necompletare a primei jumătăți a stratului “d” a metalelor de tranziție, cu cât conține mai puțini electroni în stratul “d” atomul metalului de aliere inițial, cu atât va fi mai puternic efectul de la aceste E_a de adaos;

h) Cu cât este mai complexă compoziția s.s., ce conține E_a greu fuzibile, și cu cât este mai stabilă neomogenitatea structurii graunților săi, cu atât mai puternic se

încetinesc procesele de difuzie, motiv pentru care se formează ZGP, ZGPE, cât și, de asemenea, "atmosfera" Cottrell și Suzuki, "faze" metastabile, legate coerent cu rețeaua cristalină a matricei;

i) Cu cât este mai înaltă temperatura de lucru a pieselor din AA, cu atât crește necesitatea de întărire a limitelor de separație a graunților s.s. α cu faze stabile la aceste temperaturi de lucru precum $\text{Al}_{24}\text{Cu}_8\text{Ce}_3\text{Mn}$, $\text{Al}_6\text{Cu}_3\text{Ni}$, $\text{Al}_3(\text{CuNi})_2$, faze care cristalizează sub formă ramificată;

j) Să se folosească un asemenea regim de tratament termic care asigură o structură s.s. cu conținut minim de vacanțe;

k) Particulele fazelor secundare ce apar atât la cristalizarea cât și la descompunerea s.s., nu trebuie să fie grosolane întrucât în acest caz acestea pot fi concentratori de tensiuni.

Capitolul 4

DEPENDENȚA REFRACTARITĂȚII ALIAJELOR DE ALUMINIU DE COMPONENTA ACESTORA ȘI TIPUL DIAGRAMELOR DE ECHILIBRU

În acest capitol la aprecierea refractarității s-a ținut cont de influența structurii și naturii fazelor ce au luat naștere în aliajele de aluminiu binare sau polinare (complexe). Concomitent se studiază cinetica de descompunere a sol. sol. cât și procesul de formare a fazelor secundare.

Pentru compararea calitativă s-a folosit metoda de determinare a durității de durată la cald folosită atât în URSS cât și la noi [121], metode foarte asemănătoare deși elaborate independent.

Pentru aliajele care au prezentat rezultate bune la aceste încercări s-au făcut în continuare încercări de rezistență de durată la tracțiune.

4.1 ELABORAREA ALIAJELOR DE ALUMINIU ȘI METODICA DE ÎNCERCARE

Toate aliajele au fost elaborate în condiții identice cu respectarea tehnologiei descrise în capitolul anterior.

Pentru determinarea influenței T și timpului de menținere la această temperatură, asupra macrodurității AA turnate sau T termic s-au prelevat probe care s-au încercat în instalația [61] din fig 4.1 în care distingem: 1. suportul; 2. cuptorul cu încălzire prin rezistență electrică; 3. prelungitorul (tija) de contact cu probele 4 din cuptor; 5. greutatea aparatului Brinell; 6. galbon indicator temperatură cu termocupla 7 din cuptorul 2.

Încercările efectuate de autorii lucrărilor [7], [9], [120], [121] etc au conceput și folosit o instalație care a permis să fie măsurată mai riguros temperatura de încercare a probelor. Această instalație cuprinde deasemenea, ca părți componente aproape aceleași utilități, are însă în instalația (cuptorul) de încălzire aliaj Wood.

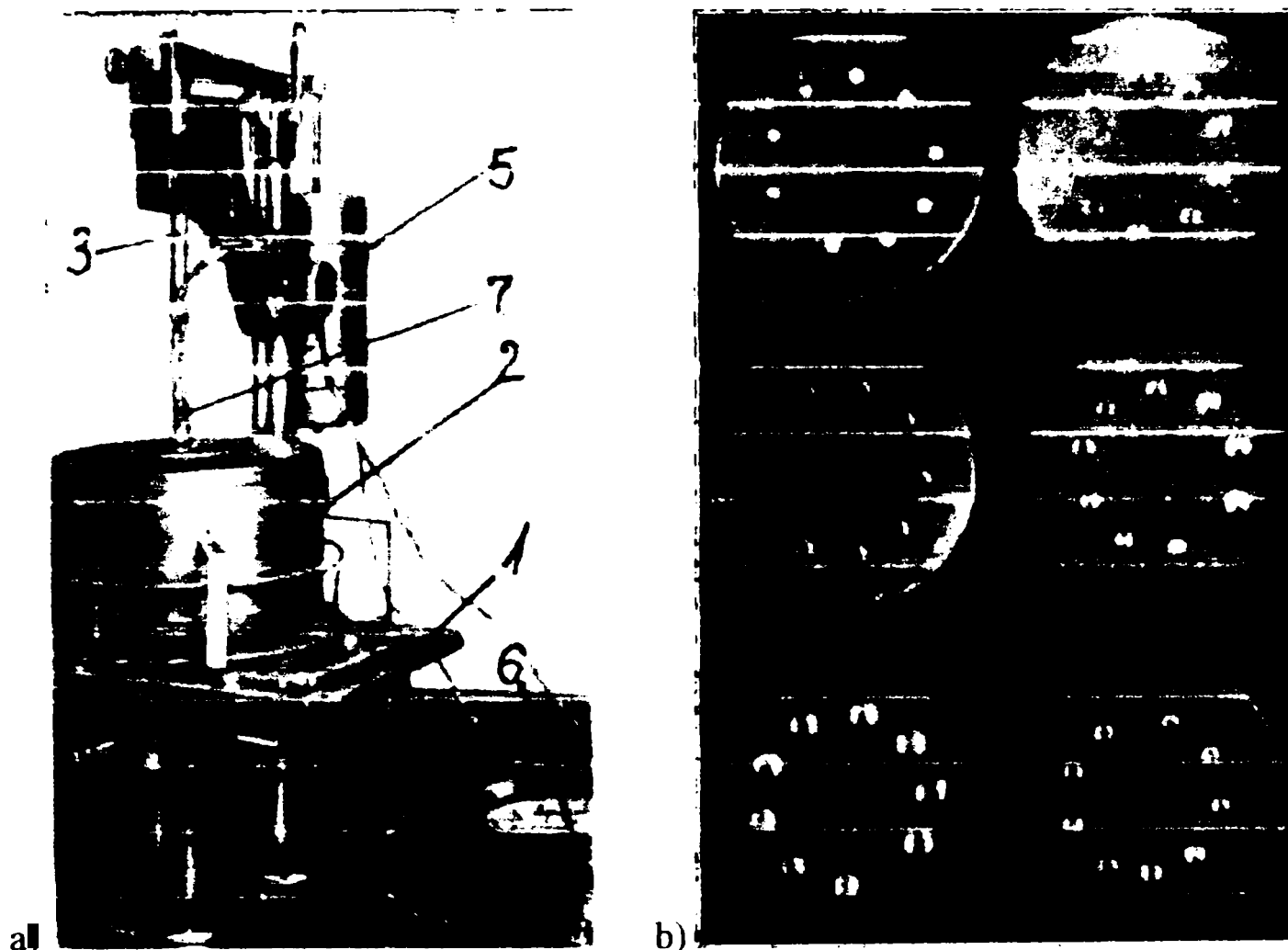


Fig. 4.1 Instalația de determinare a HB la temperaturi variabile: a) aspect general; b) probele 4;

4.2 VARIAȚIA DURITĂȚII AA FUNCȚIE DE T ȘI t DE ÎNCERCARE SUB SARCINĂ

Din încercările laborioase făcute în [61] cât și în [7], [9], [120], [121] etc, pentru diferite AA și TT ale acestora au permis să se tragă câteva concluzii generale.

a) Duritatea de scurtă durată (menținere 30 s) la temperatura de 200-300⁰C este mai ridicată la aliajele care, după toate probabilitățile posedă o rețea cristalină a sol. sol. mult mai distorsionată în urma suprasaturării sol. sol. cu Ea (fig. 4.2). După valoarea durității aliajele se pot așeza în ordine crescătoare: Al-Zn; Al-Si; Al-Ni; Al-Mn; Al-Cu; Al-Mg;

De aici s-a tras concluzia că, cu cât este mai mare coeficientul de difuzie al celui de al doile component, cu atât are loc o reducere mai accentuată a rezistenței AA chiar în decurs de numai 30 s. De exemplu în AA ce conțin Cu și Mn, pentru acest timp de 30 s nu se observă o reducere a rezistenței, în timp ce AA ce conține Mg, în timp de 30 s, la temperatura de 300⁰C obține o rezistență cu 20% mai mică, iar în AA ce conține Zn se obține o rezistență cu 50% mai mică. Acest fapt corespunde diferenței în coeficienții de difuzie ai Mg și Zn în Al.

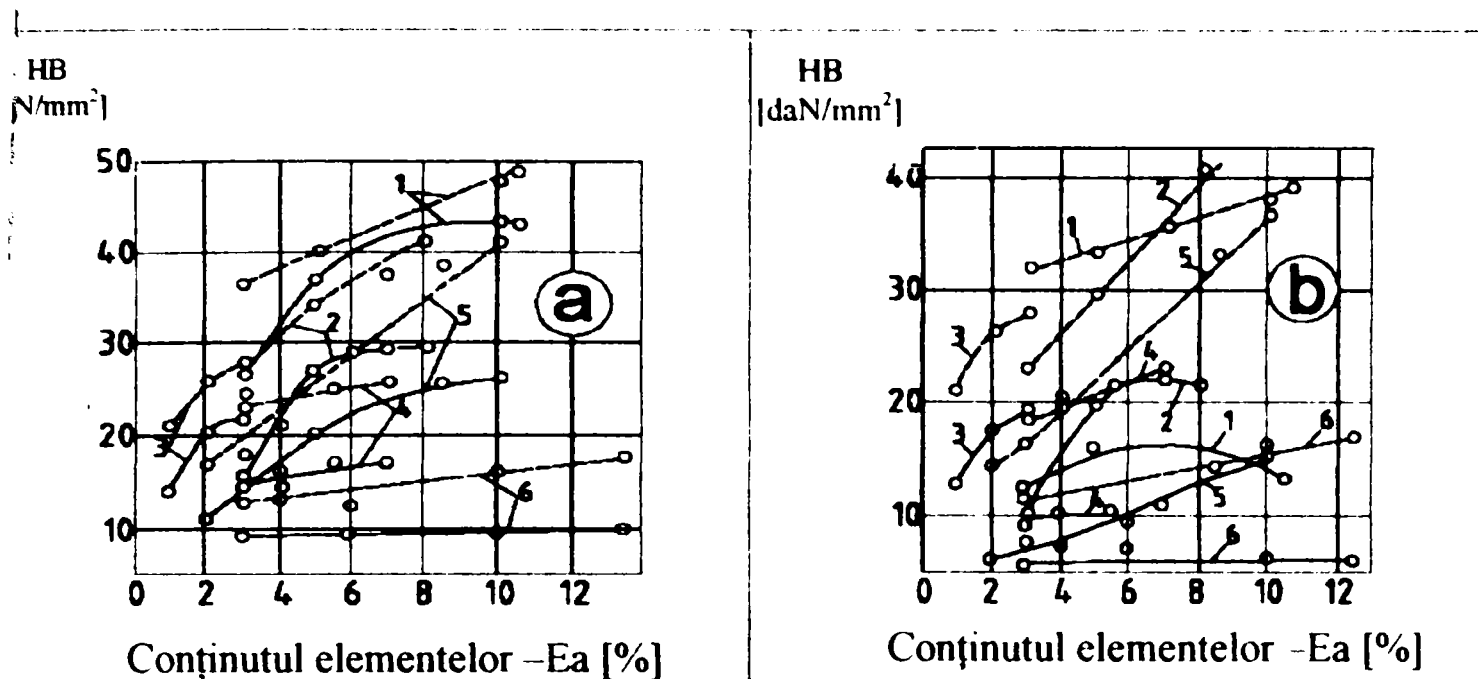


Fig. 4.2 Duritatea la 200 și 300°C a AA binare (stare turnată) funcție de compoziția chimică și menținere sub sarcină: 30 s – a și 60 min – b. 1Al-Mg; 2Al-Cu; 3Al-Mn; 4Al-Si; 5Al-Ni; 6Al-Zn;

Rezultatele încercărilor [61] au arătat că aliajele care conțin Mg (AlMg10 ș.a) cât și cele ce conțin mult Zn se pot folosi cu succes numai pentru turnarea pieselor care se încălzesc (o singură dată) numai pe o perioadă scurtă de timp (de ordinul secundelor), când la aceste temperaturi nu au timp să se dezvolte procesele de difuzie.

b) Caracterul de variație a durității de lungă durată (menținere 60 min) la 200°C pentru aliajele în stare turnată corespunde cu schimbarea macrodurității ca în șirul indicat mai înainte. Acest fapt se poate explica prin aceea că la temperatura de 200°C rolul de bază îl joacă, după toate probabilitățile, formarea în interiorul grăunților sol. sol. a unei structuri suficient de fină și stabilă.

c) Duritatea de lungă durată a aliajelor binare la 300°C se caracterizează de șirul ascendent: Al-Zn; Al-Ni; Al-Si; Al-Mg; Al-Mn; Al-Cu;. Se observă că față de macroduritatea de scurtă durată locurile aliajelor cu Mg, Mn și Cu s-au inversat.

d) Nivelul durităților majorității AA încercate în stare stabilizată (indiferent de tipul DE) este mai scăzut față de aliajele în stare calită și îmbătrânite natural. În cazul conținutului redus de Ea, aliajele din sistemul Al-Mn (fig. 4.3) au o mai mare duritate față de duritatea altor sisteme de aliaje la același grad de aliere.

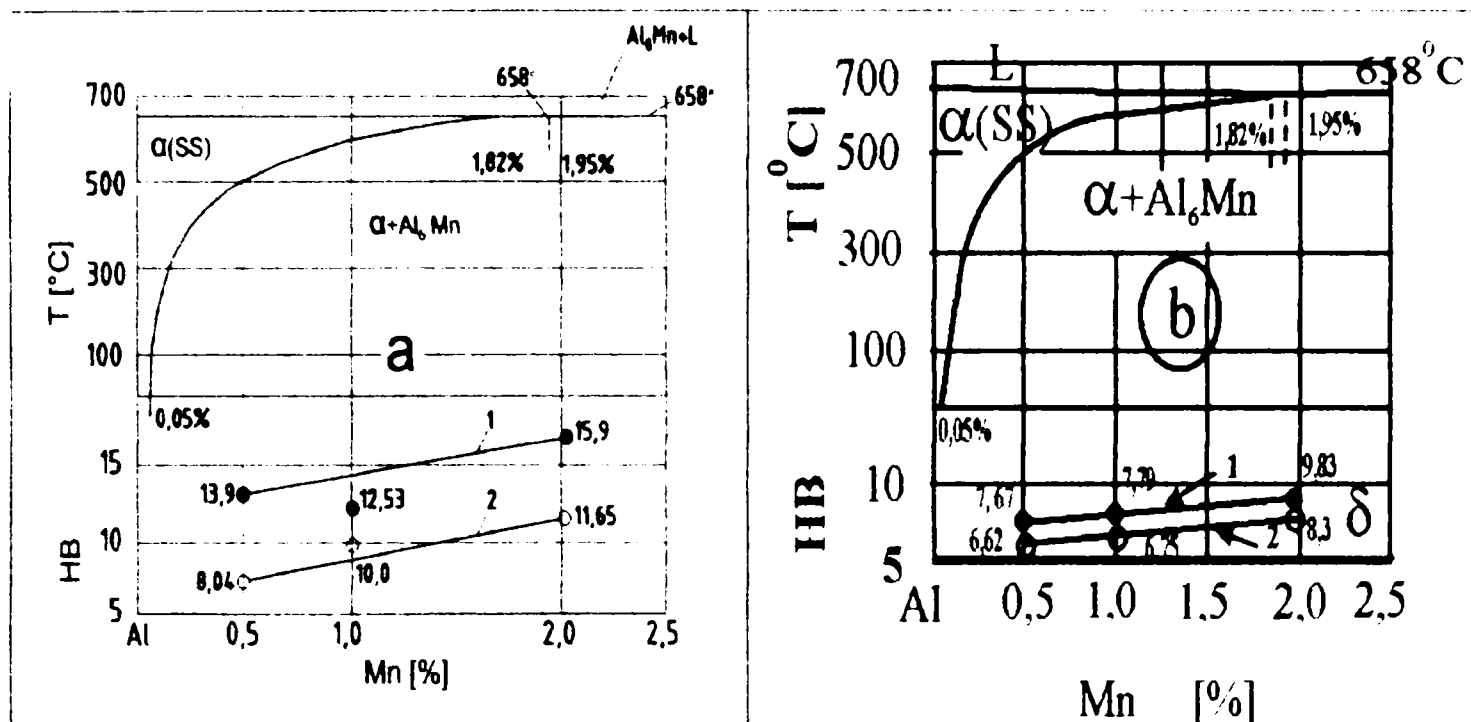


Fig. 4.3 Duritatea aliajelor Al-Mn la 300°C funcție de conținutul în Mn: a) călit + îmbătrânit natural; b) călit + stabilizat; 1- menținere sub sarcină 30 s; 2- menținere sub sarcină 60 min;

Influența sensibilă a Mn se face nu numai în aliajele binare Al-Mn dar și în cele complexe (ATCu5Ni3MgMnCr; ATCu5MnTi ș.a).

Influența benefică a Mn asupra creșterii refractarității AA este condiționată de legătura puternică interatomică cât și a gradului înalt de solubilitate a Mn în Al, fixată la cristalizare în forme metalice (cochile) cât și de coeficientul redus de difuzie în aluminiu (comparativ cu alte Ea cum ar fi Zn, Mg, Cu ș.a)

Duritatea redusă la durate lungi de menținere a AA cu Si se explica prin coeficientul mărit de difuzie al Si în Al, cât și prin aceea că produsele descompunerii sol. sol. sunt particulele Si elementar ce se formează (apar) repede și grosiere. La temperatura de 300°C (fig. 4.4) duritatea aliajelor binare Al-Si (atât cea de scurta cât și cea de lungă durată) crește simțitor numai pentru aliajele cu pâna la 4 % Si.

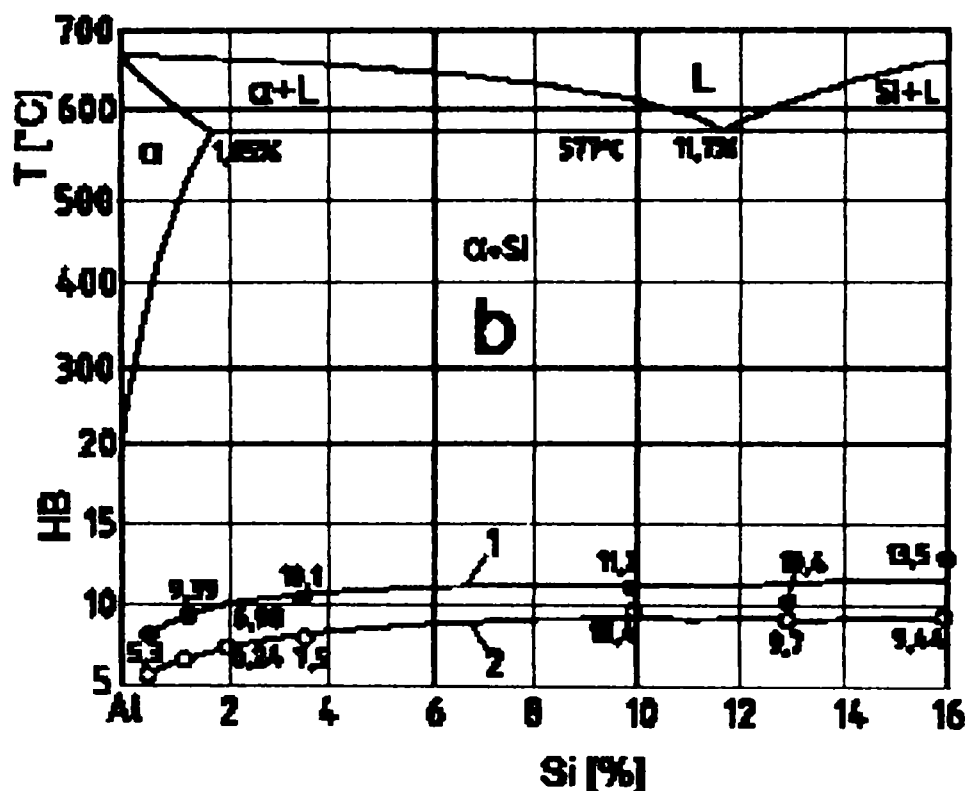
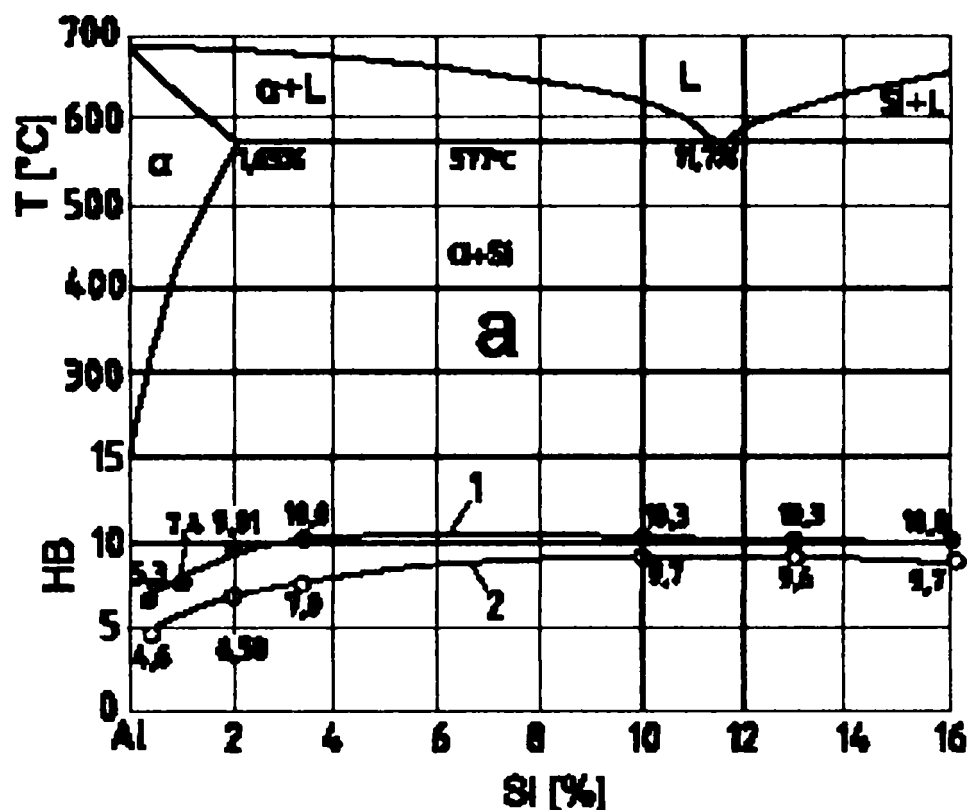


Fig. 4.4 Durețea aliajelor Al-Si la 300°C funcție de conținutul în Si: a) călit + îmbătrânit natural, b) călit + stabilizat; 1- menținere sub sarcină 30 s; 2- menținere sub sarcină 60 min;

La creșterea în continuare a Si durețea aliajelor variază foarte puțin. Acest fapt se explică prin aceea că aliajele cu conținut ridicat de Si în stare nemodificată au o structură cristalină grosieră [125]. Pe de altă parte, refractaritatea redusă a aliajelor binare Al-Ni, Al-Fe, Al-Ca și a altora se explică prin solubilitatea redusă a Ea, prin

ristalizarea grosieră a particulelor compușilor metalici (intermetalici) (Al_3Ni , Al_4Ca și Al_3Fe) cât și prin fragilitatea acestora [61], [126].

e) Refractoritatea mărită a aliajelor Al-Cu (fig. 4.5) comparativ cu aliajele Al-Zn sau Al-Mg se explica prin doi factori:

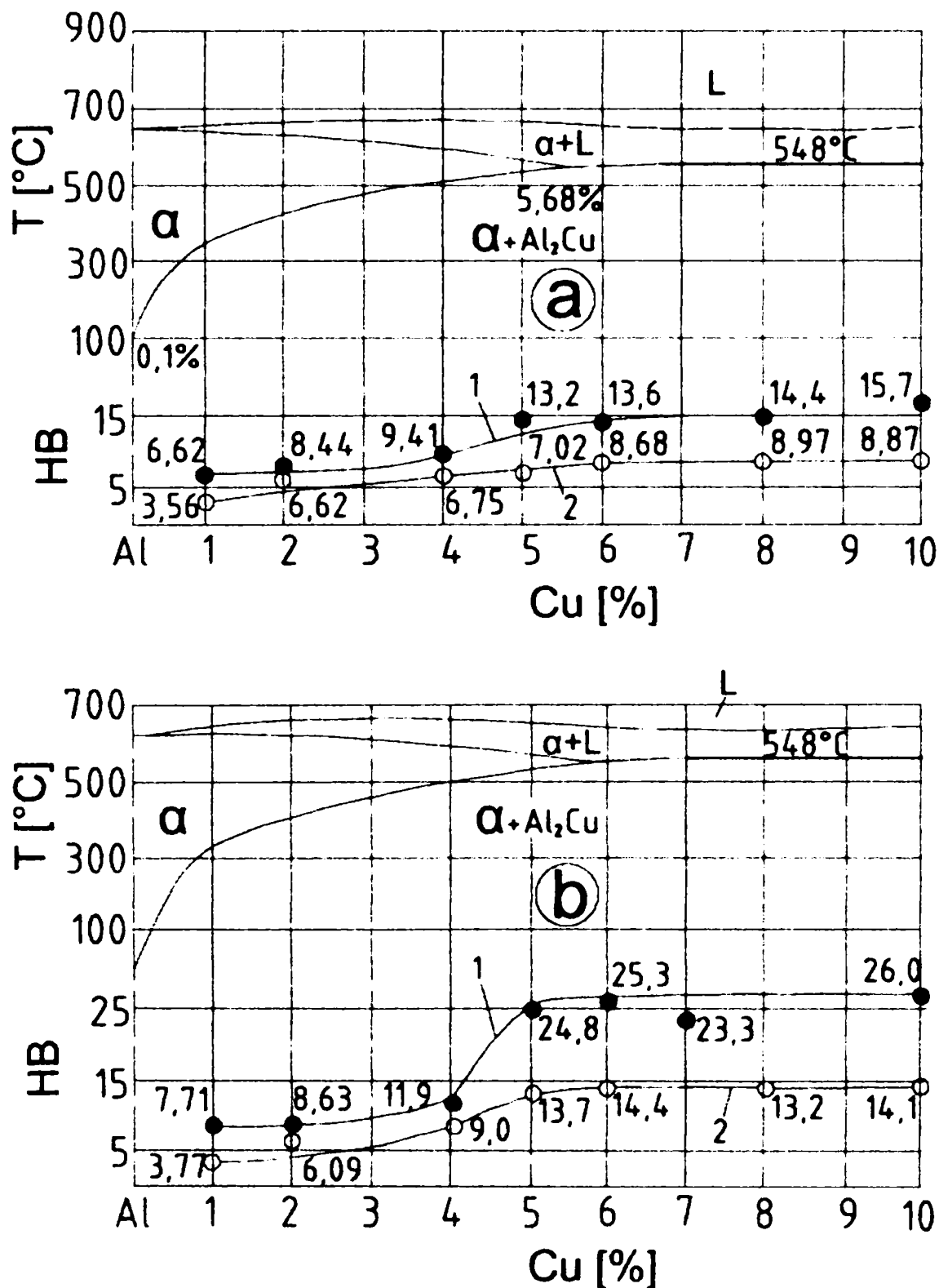


Fig. 4.5 Duritatea aliajelor Al-Cu la 300°C funcție de conținutul în Cu: a) călit + îmbătrânit natural; b) călit + stabilizat; 1- menținere sub sarcină 30 s; 2- menținere sub sarcină 60 min;

e1) Datorita coeficientului de difuzie redus a Cu în Al;

e2) Datorita transformărilor structurale mult mai complexe ce au loc în sol. sol. la temperaturi ridicate comparativ cu aliajele Al cu Zn sau Al cu Mg. Adică:



în care, ZGP – Zone – Preston (fig. 4.6); Q'' și Q' – faze intermediare (netastabile) și Q – fază stabilă. Aceste precipitate au interfețe cu sol. sol. α : complet coerente, parțial coerente sau total incoerente:

e2.1) În cazul precipitatului complet coerent (ZGP) și faza Q'' au interfețele cu sol. sol. α complet coerente, rețeaua cristalină a matricei este deformată elastic în jurul precipitatelor.

e2.2) Precipitatele parțial coerente, faza Q', are unele suprafețe coerente cu matricea α iar altele parțial sau deloc.

e2.3) Precipitatul incoherent, faza CuAl₂, nu are deloc limite coerente cu matricea.

Concluzii parțiale:

a) În aliajele Cu-Zn, Cu-Mg transformările de fază au loc într-un număr de cicluri mai redus și la temperaturi mai joase. În afara de aceasta, produsele de descompunere a sol. sol. (particulele de CuAl₂ ultradisperse) în interiorul grăunților sol. sol. crează un grad mai înalt de **densitate** a microeterogenității, ceea ce ajută creării unei stabilități mărite a structurii sol. sol. Cei mai reduși indicatori de duritate (fig. 4.8) a aliajelor Al-Zn, după toate probabilitățile, se poate explica prin stabilitatea redusă a structurii fine a sol. sol. cât și prin duritatea redusă a însăși particulelor de Zn elementar cât și a coeficientului mare de difuzie cum se arată și în [66].

b) Datorita diferenței mari ale dimensiunilor atomilor de Al și Zn cât solubilității ridicate a Zn în Al solid se poate presupune ca odată cu creșterea gradului de aliere a sol. sol. va crește puternic rezistența acestora; lucru ce în practică nu s-a confirmat. Acest fapt se pune pe seama legăturii interatomice slabe a Al cu Zn cât și a mobilității de difuzie ridicată a atomilor de Zn, la temperatura de 200-300⁰C dar și durității reduse a fazei de Zn, ceea ce nu ajută frânării deformației plastice a aliajului sub acțiunea temperaturilor și a tensiunilor înalte.

Comportarea Zn în AA atât binare Cu-Zn cât și polinare (Al-Mg-Zn, Al-Mg-Zn-Cu etc) este foarte apropiată: **în toate aliajele de aluminiu zincul reduce refractaritatea. Datele experimentale arată de asemenea, că cu cât este mai înaltă temperatura de lucru și mai îndelungat timpul de menținere la această temperatură, cu atât mai intens se manifestă "ereditatea" elementului de aliere.**

c) Metodele de determinare a durității și o rezistențe de lungă durată la tracțiune la cald, evidențiază foarte bine influența structurii inițiale asupra refractarității aliajelor de aluminiu [7], [61], [122].

d) În cazul acționării sarcinii de scurtă durată și temperatura înaltă, viteza de descompunere a sol. sol. nu este mare. Trebuie subliniat că cu cât este mai mare gradul de suprasaturație a sol. sol. a aliajelor călite din sistemul Al-Mg (de exemplul aliajul ATMg10 cu sol. sol. suprasaturat la limită) cu atât este mai mică refractaritatea acestora.

În cazul încercărilor de durată rezistența este mai mare la aliajele ce au un grad mic de suprasaturație a soluției solide cu o cantitate mare de particule ultradisperse de faza secundară în interiorul soluției solide.

Așa se poate explica faptul că încercarea de duritate de lungă durată între aliajele sistemului Al-Mg, indicii măriți de refractaritate posedă aliajele cu 8 % Mg în stare călită.

e) O refractaritate redusă a aliajelor Al-Mg la temperatura de peste 200°C, este condiționată de procesele de difuzie intensificate în condiția acționării sarcinilor ridicate, întrucât Mg are un coeficient de difuzie relativ înalt.

f) Cum sa mai spus duritatea multor AA turnate este de aproximativ două ori mai mare față de duritatea din starea lor de stabilitate. O astfel de duritate înaltă arată importanța mare pe care o au particulele disperse ale compușilor intermetalici și a carcăsei intergranulare sub formă de straturi subțiri ale eutecticilor ce conțin particule de faze secundare relativ stabile.

Aceste aliaje în stare stabilizată după călire se comportă altfel față de starea turnată. Dacă în primul caz odată cu creșterea conținutului celui de al doilea component crește (brusc) substanțial duritatea, atunci în cel de al doilea caz, duritatea crește puternic numai până la limita de solubilitate a celui de al doilea component în sol. sol. α , după care decurge foarte lent.

4.3 INFLUENȚA ELEMENTELOR DE ALIERE ASUPRA REZISTENȚEI ALIAJELOR BINARE DE ALUMINIU

Din încercările de tracțiune efectuate pe probe în stare turnată, cu referire la determinarea rezistenței de lungă durată pentru unele aliaje, s-a putut concluziona asupra influenței unor elemente de aliere pentru AA binare. Aceste rezultate sunt rezumate concis în tab. 4.1. Încercarea s-a făcut până ce probele s-au rupt [8; 79; 115; 124; 126; 131] la temperaturi și tensiuni diferite de încercare.

Tab. 4.1

Proprietățile mecanice la 20°C și rezistența de lungă durată sub tensiune σ la 200 și 300°C obținută pe probe din AA binare turnate în forme temporare.

Grupa	Comp. chimică [%] rest Al	Prop. Mecanice la 20°C		Durata încercării până la rupere, în ore-minute	
		R _m [daN/mm ²]	A[%]	La 200°C și $\sigma = 5.0$ [daN/mm ²]	La 300°C și $\sigma = 3.0$ [daN/mm ²]
0	Al			40 <	30 <
1	3,0 Ni	10,8	12,2	2-45	48-00
	3,85 Ni	11,6	11,2	2-00	41-00
	5,70 Ni	23,7	12,5	1-30	40-00
	6,76 Ni	14,2	8,6	4-00	45-00
2	3,0 Si	10	12,0	30-00	40-00
	6,0 Si	12	8,0	13-00	130-00

	9,0 Si	14	5,1	25-00	100-00*
	11,6 Si	16	3,2	32-00	100-00*
	13,0 Si	17	2,4	51-00	100-00*
	16,0 Si	18	0,5	65-00	100-00*
3	2,0 Ca	7,2	9,6	1-00	1-30
	2,7 Ca	7,4	9,5	0-00	1-00
	4,2 Ca	9,6	4,8	100-00*	10-00
	6,1 Ca	10,6	3,2	100-00*	18-00
4	0,48 Mn	9	37,2	47-00	15-00
	1,0 Mn	10	32,7	100-00*	22-00
	1,85 Mn	12	13,7	100-00*	55-00
	3,15 Mn	15	5,4	100-00*	72-00
5	3,0 Cu	12,2	14,1	4-15	62-00
	5,2 Cu	14,5	12,2	6-50	75-00
	7,3 Cu	18,3	8,3	13-20	82-00

Apreciind refractaritatea aliajelor de Al +Ea prin durata încercărilor pînă la rupere așa cum se observă din tab. 4.1 cea mai mare refractaritate o posedă aliajele Al-Mn și cea mai mică aliajele Al-Ni. Dacă se redau valorile crescânde ale duratelor încercărilor AA binare prezentate atunci vom avea: Al-Ni, Al-Si, Al-Ca, Al-Cu, Al-Mn. Fenomenul legat de refractaritatea redusă a aliajelor binare Al-Ni se explică prin faptul că Ni nu se dizolvă în Al, adică, s.s α nu conține Ni și în consecință refractaritatea este apropiată de cea a Al pur. (În tabelul 4.1 valorile la 200°C și 300°C ale Al pur, reprezintă rezistența de scurtă durată și nu durata încercării). În afară de faptul că în AA cu Ni s.s nu conține Ni, formațiile fazei Al₃Ni au o structură grosieră.

Se poate spune că:

a) Refractaritatea redusă a aliajelor Al-Si este determinată de marea mobilitate a atomilor de Si la temperaturi ridicate.

b) Înalta refractaritate a Al-Mn se poate explica prin coeficientul redus al difuziei Mn în Al cât și a microeterogenității din interiorul grăunților s.s suficient de stabilă. Însă sistemul Al-Mn nu poate servi ca bază pentru elaborarea AA turnate refractare, întrucât aceste aliaje vor avea **proprietăți de turnare scăzute**.

c) O confirmare a celor enunțate la a și b poate fi prezentarea valorilor din tab. 4.2 în care sunt date rezultatele încercărilor AA binare din sistemele cu domenii largi ale s.s. α se observă că rezistența de durată a aliajelor Al-Zn, Al-Mg în stare călită este mai mare față de starea turnată. În schimb aliajele Al-Cu (în stare turnată) în care grăunții s.s sunt suficient de întăriți de către carcasa sub formă de sită a fazei secundare, au prioritate față de aliajele tratate termic. Aceste fenomene se explică prin aceea că, în primul caz, influența principală asupra creșterii refractarității a aliajelor o are starea și structura s.s. α iar în cel de al doilea caz **gradul de întărire a limitelor grăunților de către particulele fazelor secundare**. (La cantitate mai mare de Cu în aliaj forma grosolană de cristalizare a CuAl₂ conduce la fragilizarea puternică a aliajelor [61]).

Tab. 4.2

Proprietățile mecanice la 20°C și rezistență de durată la 200 și 300°C.

Grupa	Comp. chimică [%] rest Al	Rm la 20°C [daN/mm ²]			Durata încărcării la 300°C cu $\sigma = 3$ [daN/mm ²] în [h] până la distrugere		
		Turnate	Călite	Călite și îmbătrânite	Turnate	Călite	Călite și îmbătrânite
Cu	2,0	11,2	16,1	18,2	5	6	5
	4,02	-	22,6	26,7	36	75	62
	5,06	14,1	24,9	33,6	90	111	80
	6,08	-	27,7	28,4	120	70	94
	8,23	19,2	23,0	24,0	145	84	93
	10,5	-	21,4	22,1	232	97	121
Mg	4,10		10,9	13,8	8	10	12
	6,12		18,7	20,4	16	60	15
	10,34		36,0	37,6	17	35	14
Zn	4,0		10,0	13,0	Sau	0,30	0,35
	8,0		14,5	18,0	distrus	1,5	1,6
	12,0		18,0	20,0	0,5	4,0	3,7
					1,0		

d) Reiese că refractaritatea cea mai bună o au aliajele Al-Cu, cea mai redusă cele Al-Zn și intermediară aliajele Al-Mg. Acest fapt este explicat și de natura fizico-chimică a aliajelor. După rezistența de legătură interatomică cu Al, elementele de aliere se pot așeza în șirul crescând: Zn → Mg → Cu. Prin urmare aliajele Al-Cu pot avea cea mai mare refractaritate și, în afară de aceasta, ele posedă și cele mai bune proprietăți de turnare.

e) Duritatea particulelor produselor de descompunere a s.s. α la temperaturi ridicate crește în ordinea: Zn → β (Al₃Mg₂) → CuAl₂. În sfârșit, descompunerea s.s a Cu în Al și formarea particulelor de CuAl₂ traversează mai multe stadii cu acțiune benefică asupra refractarității [100 a].

4.4 REFRACTARITATEA FAZELOR ȘI CONSTITUENȚILOR CE SE FORMEAZĂ ÎN AA

Întrucât refractaritatea aliajelor de aluminiu depinde de refractaritatea Ea și a fazelor și constituenților de duritate de durată, s-a făcut pentru prima dată în țară [61], datele obținute (tab. 4.3) arată că Zn are indicele de refractaritate cel mai mic iar Si maxim.

Tab. 4.3

Microdurețea metalelor și compușilor intermetalici din AA la 20 și 300°C sub sarcina 10 g diferite mențineri.

Denumire	H _μ la 20°C și 30 sec.	H _μ la 300°C cu menținere de:			Obs.
		30[s]	30[min]	60[min]	
Metale					
Aluminiu	25,6	15,4	9,6	8,2	
Magneziu	44,3	17,0	6,3	5,8	
Zinc	60,0	32,7	5,2	3,3	
Cupru	112,0	55,8	29,5	18,0	
Nichel	207,0	185	134	109	
Crom	321,0	282	225	191	
Mangan	941,0	825	588	533	
Siliciu	1230,0	1223	1010	800	
Compuși intermetalici					
I grupă (65-120 [daN/mm²])					
(Al ₃ Mg ₂)	281	269	109,6	64,7	
MgZn ₂	433	380	134	98,7	
T(Al ₂ Mg ₃ Zn ₃)	422	350	156,5	117	
II grupă (150-200 [daN/mm²])					
Mg ₂ Si	536	403	240	177	
CuAl ₂	531	481	266	201	
T(Al ₆ Mg ₄ Cu)	414	400	191	146	
III grupă (250-260 [daN/mm²])					
Al ₇ Cu ₂ Fe	595	571	287	259	
S(Al ₂ CuMg)	564	476	310	253	
W(Al _x Mg ₆ Si ₄ Cu ₄)	580	430	314	262	
IV grupă (350-550 [daN/mm²])					
P(Al ₈ Si ₆ Mg ₃ Fe)	585	570	467	376	
T(Al ₁₀ Mn ₂ Si)	880	780	588	465	
T(Al ₁₂ Mn ₂ Cu)	628	628	534	452	
Al ₄ Mn	835	794	634	476	
Al ₆ Mn	686	628	545	412,5	
Al ₇ Cr	520	528	458	371,5	
Al ₃ Ni	595	585,5	417	354	
Al ₄ Si ₂ Fe	1097	861	650	517,5	
V grupă (550-800 [daN/mm²])					
T(Al ₆ Cu ₃ Ni)	987	857	639	580	
Al ₅ SiFe	1147	1058	880	785	
Al ₃ Fe	1147	1075	769	561	

Si nu joacă un rol însemnat întrucât asupra refractarității aliajului influențează, în afară de duritatea fazei secundare, alți factori, precum și marea mobilitate a atomilor de Si, care ajută coagulării și sferidizării particulelor sale.

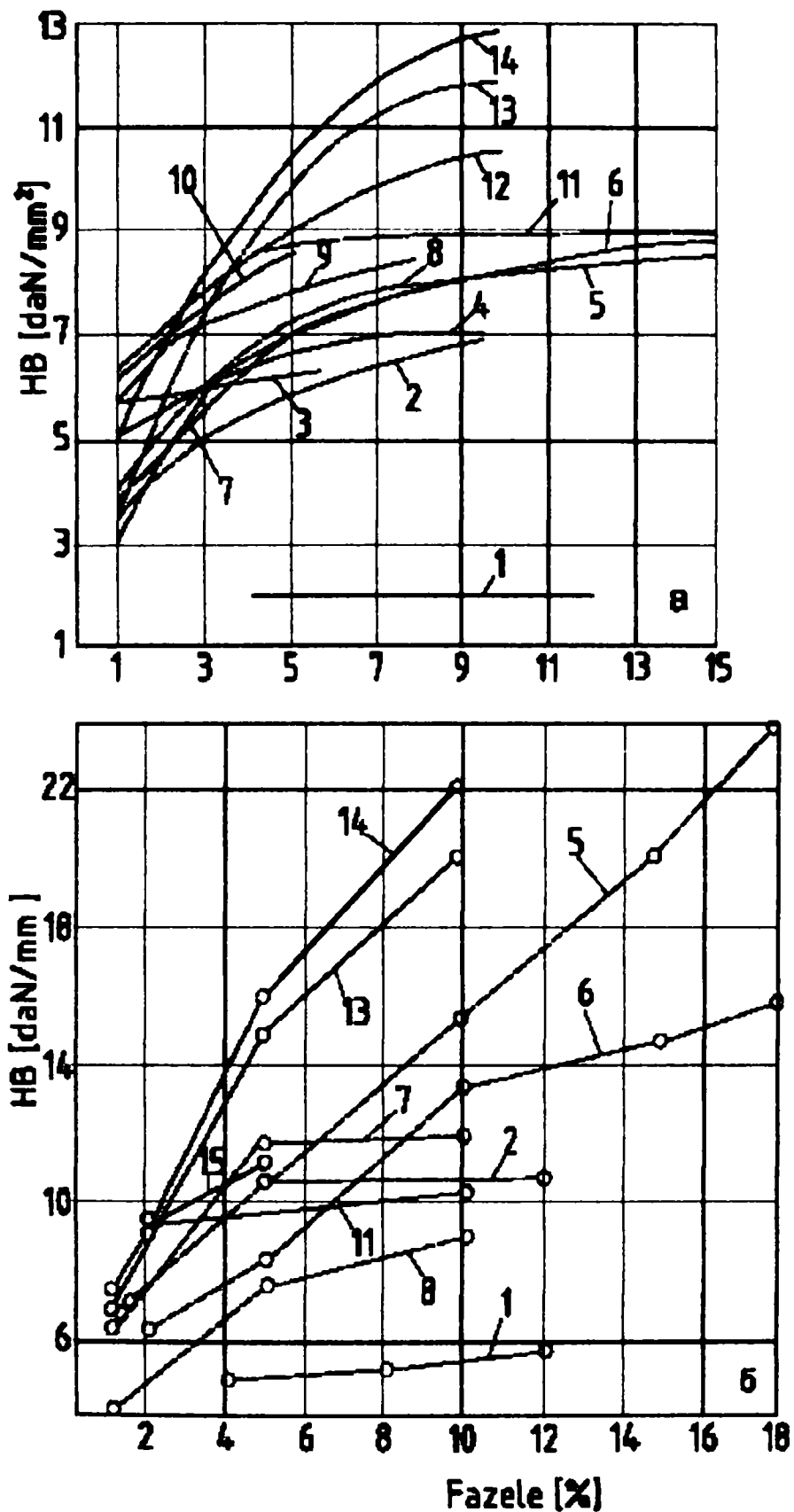


Fig. 4.6 Duritatea aliajelor Al-Cu la 300°C funcție de conținutul în Cu: a) călit + îmbătrânit natural; b) călit + stabilizat; 1- menținere sub sarcină 30 s; 2- menținere sub sarcină 60 min;

1 – Zn în Al; 2 – T($Al_2Mg_3Zn_3$); 3 – Al_3Ni ; 4 – $\pi(Al_8Mg_3Si_6Fe)$; 5 – Al_3Mg_2 ; 6 – $CuAl_2$; 7 – T(Al_6Cu_3Ni); 8 – T($Al_{12}CuMn_2$); 9 – Al_6Mn ; 10 – Al_3Fe ; 11 – Si; 12 – W($Al_3Mg_5Cu_4Si_4$); 13 – T(Al_6Mg_4Cu); 14 – S(Al_2CuMg); 15 – Mg_2Si ;

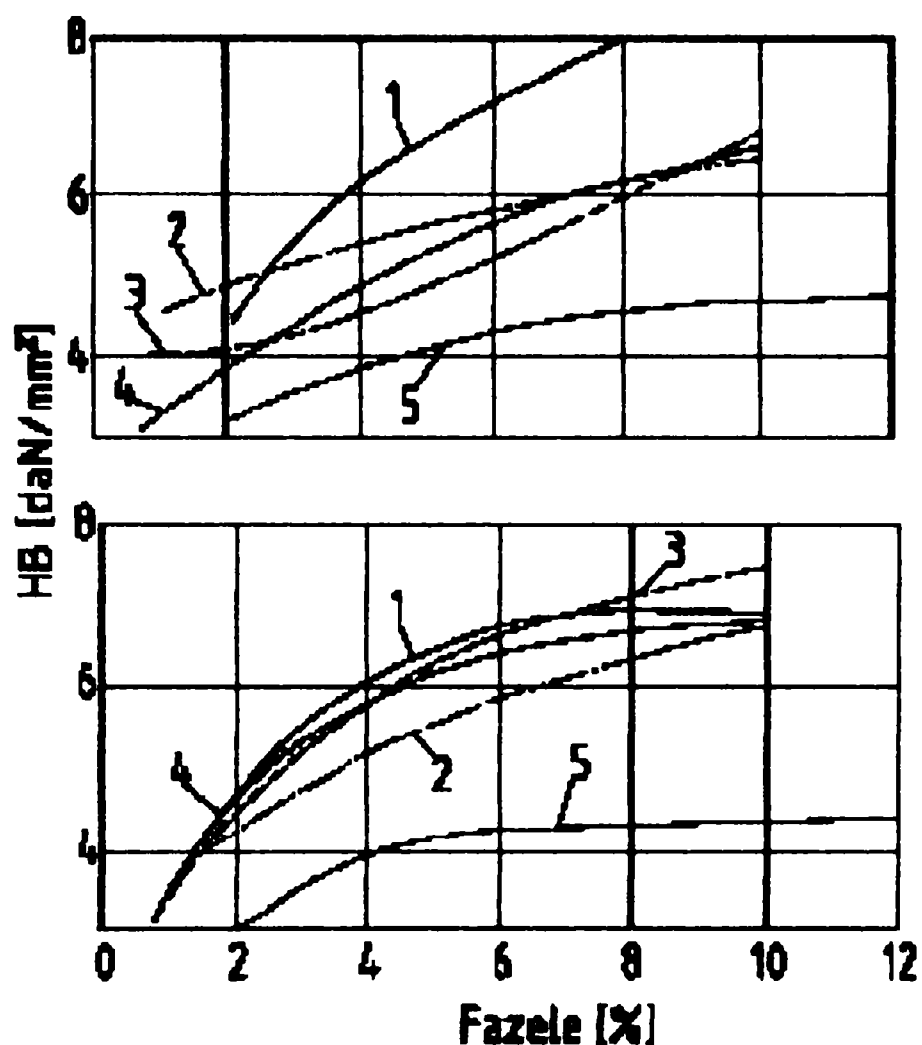


Fig. 4. 6 Duritatea la 300⁰C a AA În stare călită și stabilizată (sarcina 100 daN și bila 10 mm: a-menținere 60 min; b-menținere 30 sec;

Din punct de vedere al refractarității (la 300⁰C, timp de 60 min) toate combinațiile cercetate se pot diviza în cinci grupe:

Grupa a-I-a: - Cuprinde combinațiile care se caracterizează prin microduritate remanentă redusă. În afară de aceasta, la temperatură ridicată ele interacționează foarte intens cu sol. sol. α a bazei aliajului. Deci prezența acestor formații în AA nu poate să mărească Refr. Aliajelor.

Grupa a-II-a: - Cuprinde combinațiile ce se caracterizează de o mai mare microduritate remanentă și care interacționează activ cu sol. sol. α numai la temperaturi mai înalte de îmbătrânire față de combinațiile din gr. a-I-a. Prin urmare Refr. Aliajelor ce conțin combinații din gr. a-II-a va fi mai mare față de cea a AA ce conțin pe cele din grupa a-I-a.

Grupa a-III-a: - Cuprinde combinațiile cu o mai mare microduritate remanentă, cele ce interacționează activ cu sol. sol. α la temperaturi mai înalte față de combinațiile din gr. a-II-a. În afară de acest fapt, la descompunerea sol. sol. α , în acest caz, se formează particule ultradisperse a acestor combinații, particule ce participă la crearea în interiorul grăunților sol. sol. α a unei microeterogenități de gradul doi, o astfel de

microeterogenitate este suficient de stabilă până la temperatura de 275-300°C. Prin urmare Refr. AA ce conțin asemenea componente în structura este mai mare față de cea a AA ce conțin combinații din gr. 1 și 2.

Grupa IV și V: - Conțin combinații care se remarcă prin cele mai înalte microdunități remanente. În majoritatea lor în aliaje, aceasta se repartizează pe limita de separație a grăunților de sol. sol. α și interacționează activ cu sol. sol. α la temperaturi mai ridicate față de combinațiile primelor 3 grupe. Prin urmare prezența lor în AA conduce la frânarea proceselor de difuzie și a deformației plastice a grăunților de sol. sol. α . Întradevăr, cele mai refractare AA conțin unele sau altele din fazele (compuși intermetalici) care aparțin grupelor patru sau cinci și nu conțin compuși care se găsesc în grupele unu și doi.

Corectitudine acestor raționamente și concluzii se confirmă complet de către fig. 4.7, grafice ce caracterizează dependența Refr. AA funcție de cantitatea fazelor (gr. 4 și 5) ce se găsesc în AA [61]

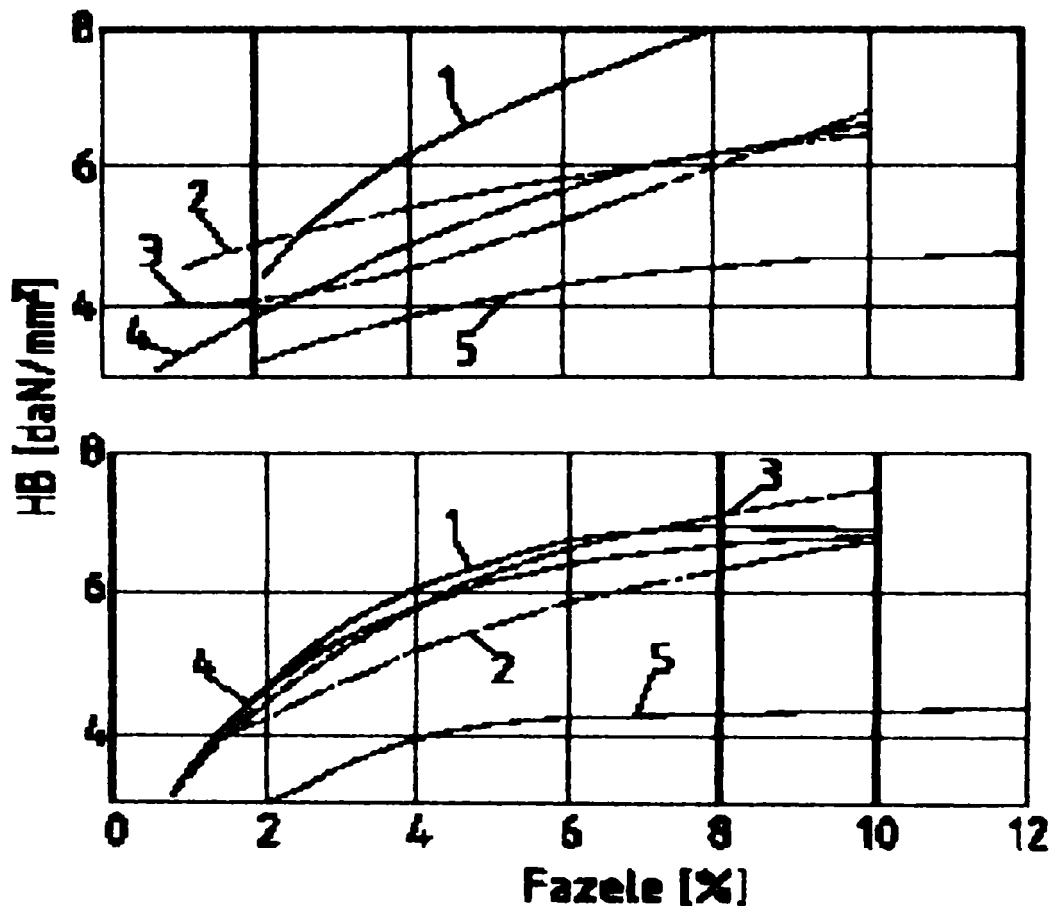


Fig. 4. 7 Macroduritatea de durată a AA la 350°C funcție de cantitatea de faze (sarcina 100daN, bila 10 mm, menținere 60 min): a-după turnare și stabilizare; b-după călire și stabilizare;

1- Al_6Mn ; 2 - $T(Al_{12}Mn_2Cu)$; 3 - $S(Al_2CuMg)$; 4 - Si; 5 - $CuAl_2$;

Capitolul 5

STUDII ȘI ÎNCERCĂRI ASUPRA ALIAJELOR DE ALUMINIU PENTRU PISTOANE

Pistoanele motoarelor termice reprezintă cel mai bine grupa de aliaje de Al turnate refractare de aceea acestor aliaje li se vor acorda o atenție aparte.

5.1 CERINȚE FAȚĂ DE ALIAJELE DE ALUMINIU DESTINATE TURNĂRII PISTOANELOR (AATP)

Asupra pistoanelor în diferitele motoare acționează sarcini mari și variabile ca semn și se găsesc în contact permanent cu medii lichide și gazoase agresive. În această situație și sarcinile ating valori substanțiale ($10 \times 10^3 \dots 18 \times 10^3$ t) și temperatura amestecului exploziv crește până la 800°C . Acest fapt condiționează multe cerințe față de aliajele destinate pistoanelor [5], [11] precum:

1. Greutate specifică mică care reduce sarcina pe bielă;
2. Coeficient de dilatare termică (CDT) redus, întrucât cilindrii motoarelor sunt din oțel și au CDT de două ori mai mic decât aluminiu. În cazul CDT mic al pistoanelor de Al este necesar a prevedea un joc minim între piston și cilindru lucru ce va conduce la: o creștere a puterii motoarelor; reducerea consumului de substanță de ungere și a combustibilului, cât și la creșterea timpului de exploatare a cilindrului, pistonului și segmentilor de piston. În acest fel, CDT este una din **cele mai importante caracteristici ale pistonului**;
3. Să posede o cât mai mare conducție termică care să asigure o rapidă îndepărtare a căldurii de la camera de ardere a motorului;
4. Să posede o înaltă duritate întrucât aceasta determină rezistența la uzare a pistonului. De subliniat este și faptul că această duritate trebuie să se mențină timp cât mai îndelungat și în condițiile de funcționare la temperaturi ridicate și variabile [6], [7], [9], [111], [120], [124].
5. O mare densitate, altfel pătrunderea gazelor în pori și microfisuri conduce la rapida distrugere a pistonului.
6. O mare stabilitate a structurii pistoanelor. În caz contrar modificările structurii pistonului pot conduce la schimbarea volumică a pistonului (la așa numitul fenomen de “creștere”) ceea ce atrage după sine griparea pistonului și ieșirea rapidă din uz.
7. Să posede o mare rezistență la coroziune în mediul gazelor fierbinți extrem de agresive. Acțiunea acestor gaze pe capul pistonului pot conduce la distrugerea rapidă a acestuia

Până nu de mult pistoanele pentru automobile și tractoare, la noi dar și în alte țări, [8], [61], se turnau în majoritatea lor din aliaj AlSi5Cu7FeMg . Deși se prelucra mecanic bine față de alte aliaje de tip silumin, aliajul respectiv are multe neajunsuri: CDT mare, tendința de schimbare a volumului în procesul de exploatare și o rezistență

redușă la coroziune. Acest lucru conduce la formarea pe piston a "rizurilor" și chiar fisurilor.

În alte țări, pentru turnarea P se folosește mult aliajul de tip LOW-EX (tab. 5.1) sau ATSi13CuMgNi cu 10-14% Si și de asemenea aliajul cu mult Si (până la 26%), care au mari avantaje față de ATSi5Cu7FeMg.

Tab. 5.1 Aliaje de tip ATSi13CuMgNi folosite la turnarea pistoanelor motoarelor pentru automobilele și tractoare

Proveniență	Notare	Compoziția chimică [%]					Incluziuni [%]	
		Si	Cu	Mg	Ni	Mn	Fe	Zn
Anglia	LM13	11,0-13,0	0,5-1,3	2,0-3,0	-	-	0,8	0,1
Cehia	CGN424336	11,5-13,0	0,8-1,3	0,85-1,3	1,0-2,0	0,3-0,5	0,8	0,05
Germania	GalSiCuNi	8,5-10,0	2,2-2,8	0,8-1,5	0,2-0,4	0,3-0,7	0,8	0,75
	Mahle124	11,0-13,0	0,8-1,5	0,8-1,3	0,8-1,3	-	0,7	0,2
	GalSi12CuNi	11,5-13,5	1,0-1,5	1,0-1,5	0,8-1,1	0,3-0,5	0,8	0,2
	KS245	11,0-13,0	0,5-1,5	0,7-1,3	2,0-3,0	-	1,3	0,35
	Nural3210	11,0-13,0	4,5	0,7	1,5	1,0	0,5	-
Italia	AS10 CGN	9,5-10,5	2,0-2,5	1,2-1,5	0,8-1,2	-	0,6	0,05
	AS12 CGN	12,4-13,0	0,5-1,1	1,0-1,4	2,0-2,4	-	0,6	0,05
	AS14 CGN	14,5-15,0	4,3-4,7	0,7-1,1	2,3-2,7	0,6-0,8	0,3	0,05
S.U.A	SAE328	8,5-10,5	2,0-4,0	0,5-1,5	-	-	1,2	1,0
	SAE321	11,0-13,0	1,0-2,01	0,7-1,3	-	0,5-0,9	0,9	1,0
	RedX13	11,0-13,0	1,25-2,75	0,7-1,3	-	-	1,0	1,0
Rusia	AL 25	11-13	1,01-2,50	0,8- 1,3	0,8-1,3	0,3- 0,7	0,5-1,20	0,15-0,23
România	ATSi12CuMgNi	11-13	0,8- 1,5	1,0- 1,5	0,8-1,3	0,2-0,5	0,8	0,2

Obs:

1. În aliajele GalSi12CuNi Germania, cât și în cele din Italia AS12GCN și AS14GCN, se adaugă special o cantitate de Ti de: 0,05-0,2 % (Germania), 0,1-0,2 și 0,15-0,2 % (Italia).
2. Aliajele din S.U.A conțin, ca incluziuni, o cantitate de Ni: 0,5 % SAE328 și câte 1 % celelalte două.
3. Toate aliajele conțin ca incluziuni 0,05-0,25% Ti și 0,05-0,07% Mn.

Aceste aliaje posedă o mare fluiditate, o redusă retasură de contracție, o mică tendință de formare a fisurilor la cald, lucru ce permite să se obțină la turnare piese foarte complexe (ajurate) cu pereți de grosimi foarte variabile. În afară de aceasta, aliajele bogate în siliciu sunt mai rezistente la coroziune ceea ce permite folosirea pistoanelor în motoare ce funcționează cu diferite tipuri de combustibil.

Cu cât este mai mare conținutul de siliciu în aceste aliaje, cu atât este mai redus CDT, însă se reduce plasticitatea și se înrăutățește prelucrarea prin așchiere. Din această cauză pentru înlăturarea acestor neajunsuri este necesară elaborarea unor metode mai perfecționate de **modificare** a aliajelor, știut fiind faptul că modificarea conduce la finisarea structurii și creșterea proprietăților mecanice.

Întrucât aliajele de Al bogate în siliciu au perspectiva cea mai mare [61] de a fi folosite pentru turnarea pistoanelor, în lucrare ne vom ocupa mai în detaliu de cercetarea influenței Ea și a adaosurilor asupra refractarității acestor aliaje.

5.2 INFLUENȚA ELEMENTELOR DE ALIERE ASUPRA REFRACTARITĂȚII SILUMINURILOR EUTECTICE DESTINATE TURNĂRII PISTOANELOR

Aliajele de Al pentru pistoane (AATP) au o compoziție chimică foarte complexă întrucât pentru creșterea refractarității acestora se vor alia obișnuit cu Ea ca: Cu, Mn, Ni, Cr, Co, Be, B și altele.

În literatură sunt puține date referitoare la influența Ea de bază și a adaosurilor (incluziunilor) asupra refractarității aliajelor de tip SILUMIN. De aceea s-au făcut o seamă de cercetări [8], [61] în vederea elucidării influențelor Ea și a incluziunilor asupra refractarității aliajelor din tab. 1. În studiu s-au elaborat aliaje din metale pure și prealiaje cât și prin introducerea de la 30-100 % de aliaje vechi (refolosibile) [61].

Pentru evidențierea gradului de influență negativă a Zn, Sn și Pb s-au introdus special aceste elemente în cele mai importante AATP (Zn și Sn sub formă metalică iar Pb sub formă de PbCl). În scopul mărunțirii cristalelor de Si, în cazul aliajului AATP s-a făcut modificarea cu fosfor (sub formă de Cu_3P în concentrație de 8-10 %) prin introducerea a 1,5 % fosfură de Cu în prealiaj de Al-Si. Din aliajul modificat s-au turnat probe de Φ 20 mm în cochilă și de Φ 10 mm în forme din amestecuri temporare (FAT).

S-au determinat proprietățile mecanice rezistența de rupere R_m , alungirea A , și duritatea HB la 20⁰C iar la cald la temperatura de 200, 250, 300 și 350⁰C și rezistența tehnică de durată la 300⁰C. Proprietățile mecanice la temperatura ambiantă s-au determinat pe probe de Φ 12 mm, realizate din probe turnate în cochilă, iar cele turnate în forme de amestecuri de formare s-au încercat neprelucrate. Rezistența de durată sub acțiunea eforturilor exterioare (s-a determinat în momentul distrugerii probei). Duritatea la cald s-a determinat cu bila de Φ 10 mm sub sarcina 100 daN și durata de încercare 30 min. Probe Φ 20 x 12 mm din cele turnate în cochilă s-au încercat la 100 ore de stabilizare la temperatura de încercare. S-a determinat și duritatea remanentă la temperatura ambiantă după determinarea durității la cald.

Toate probele turnate s-au încercat după procesul de îmbătrânire. Regimul de îmbătrânire pentru aliajele de tipul AATP (tab. 5.1) a fost încălzire la 200⁰C timp de 12 ore, cu răcire în aer.

În tab. 5.2 se dau compozițiile chimice cât și influența unor Ea asupra proprietăților aliajelor de tipul ATSi12 + Ea și a celui ATSi5Cu7MgNi, des folosite la turnarea pistoanelor. Asupra acestor aliaje s-au făcut determinări de duritate, rezistențe mecanice la tracțiune și de alungire, la temperatura ambiantă (fig. 5.1), cât și determinări de durată, cu aplicarea tensiunii de 5 daN/mm² (fig. 5.2) la temperatura de 300⁰C până la ruperea probelor. În fig. 5.3 se prezintă influența sumei elementelor de aliere (în afară de siliciu) asupra proprietăților aliajelor.

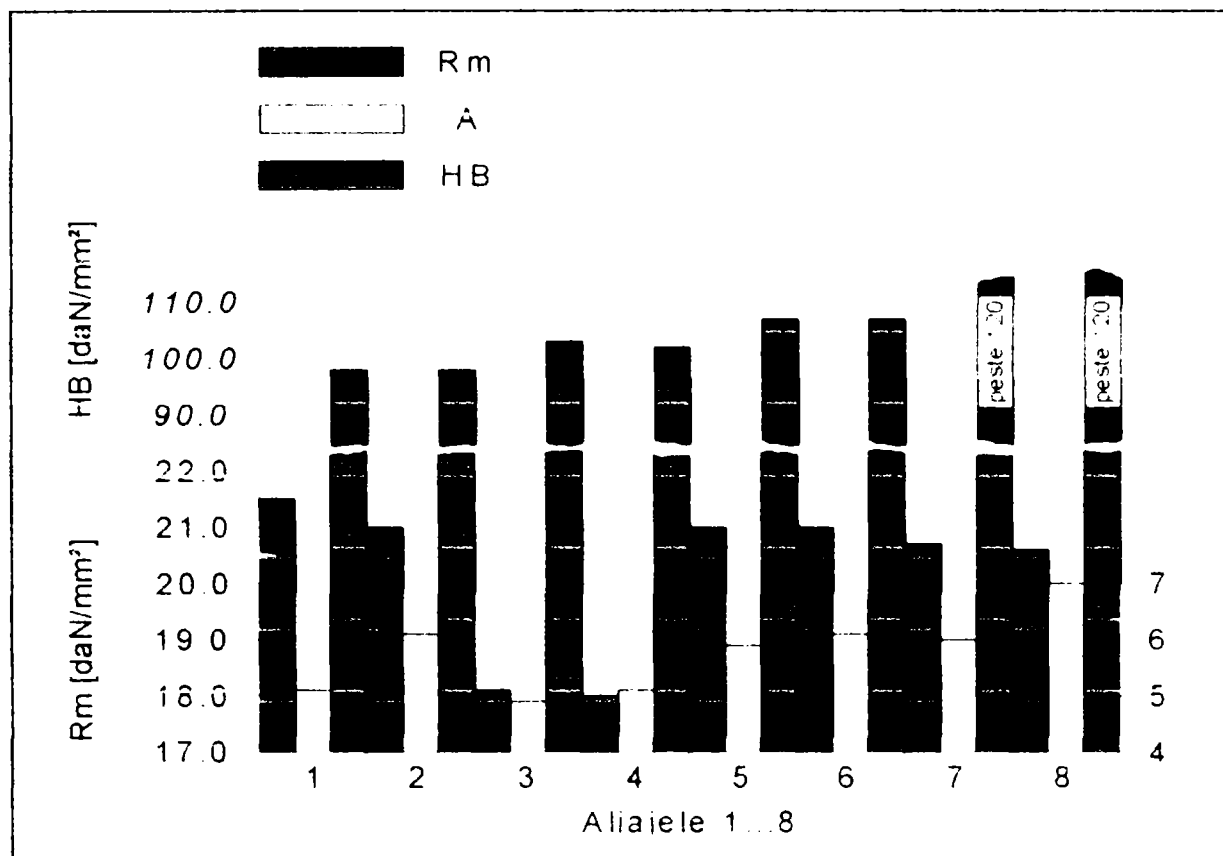


Fig. 5.1 Determinarea durtății, rezistenței mecanice și alungire la temperatura ambiantă.

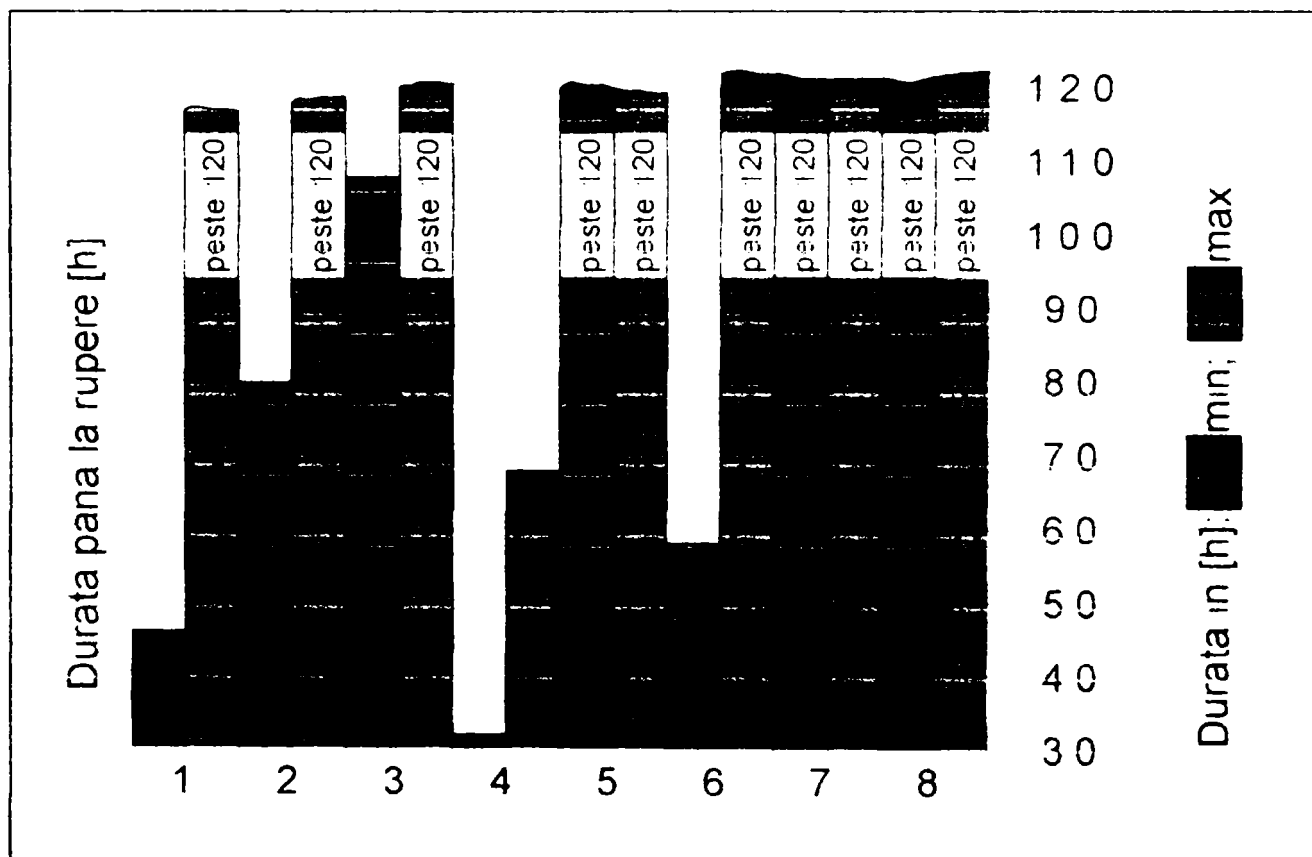


Fig. 5.2 determinări de durată, cu aplicarea tensiunii de 5 daN/mm² la temperatura de 300°C până la ruperea probelor.

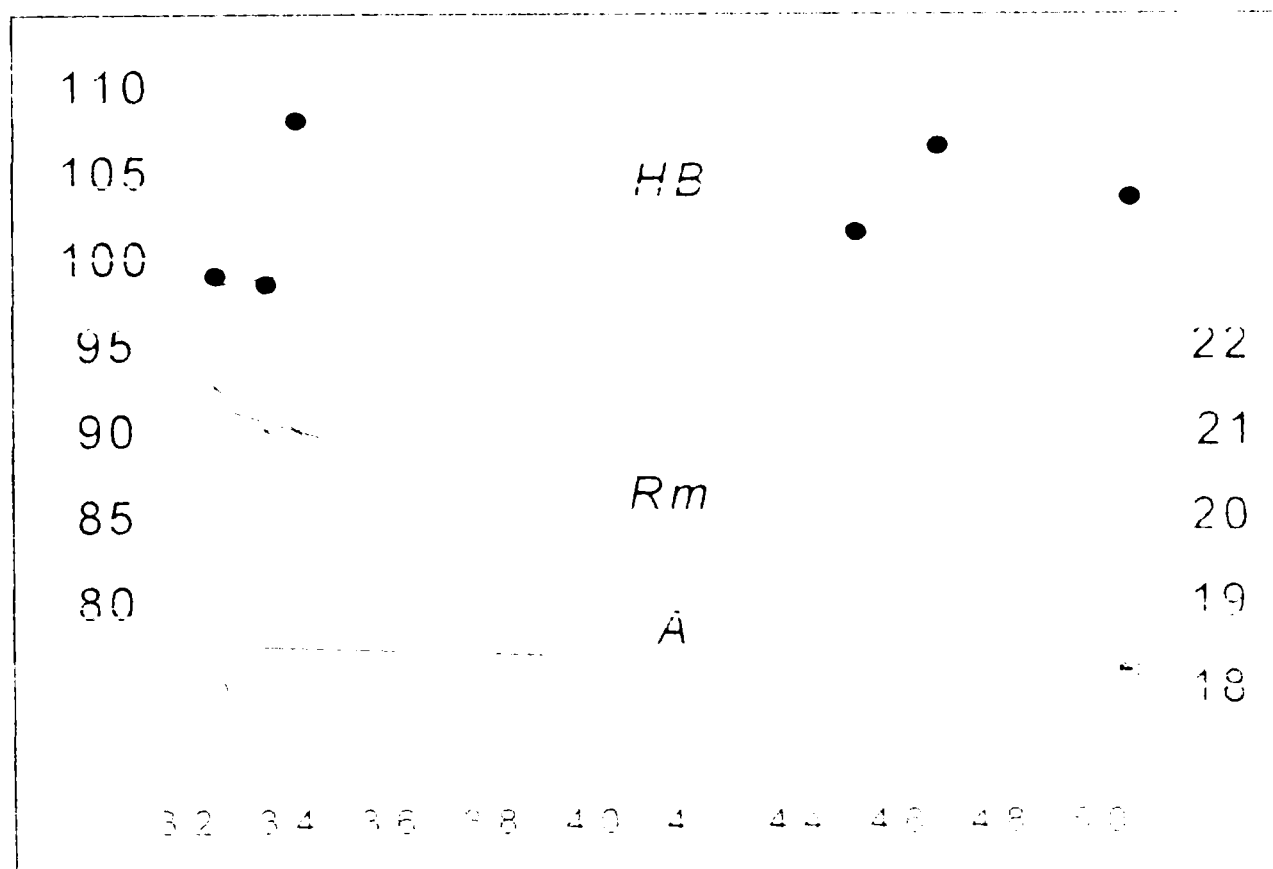


Fig. 5.3 influența sumei elementelor de aliere (în afară de siliciu) asupra proprietăților aliajelor.

Tab. 5.2

Compoziția chimică a aliajelor pentru pistoane

Nr. crt	Aliaj	Conținutul Ea [%] (rest Al)									ΣEa (fără Si)
		Si	Cu	Mg	Ni	Mn	Ti	Fe	Zn	Sn	
1	ATSi12+Ea	11,0	0,75	0,80	0,81	-	-	0,71	0,20	-	3,27
2		11,0	0,80	0,90	0,82	-	-	0,71	0,15	0,20	3,38
3		12,8	1,32	1,30	1,36	0,20	-	0,72	0,15	-	5,05
4		11,8	1,08	1,07	1,42	0,39	-	0,56	-	-	4,52
5		12,4	1,30	0,97	1,48	0,28	0,15	0,50	-	-	4,68
6		12,0	1,50	0,80	-	0,56	-	0,56	-	-	3,42
7	ATSi5Cu	4,45	7,05	0,36	-	0,48	-	0,78	-	-	-
8	7MgNi	4,80	6,95	0,31	-	0,33	-	0,80	-	0,26	-

Observație: Aliajul 2 conține 0,06 % Pb, iar aliajul 8 conține 0,1 % Pb

Din tab. 5.2 și fig. 5.1 se observă că:

1. Aliajele 1 și 6 (aliaje ce conțin Cu sau Mg la limita inferioară) au rezistența tehnică de durată la 300°C redusă. În schimb aliajul 3 care conține aceste elemente la limita superioară, sau 4, (care conține și Mn) au rezistența tehnică de durată la limita superioară. Prin urmare în aliajele de tip ATSi12 + Ea este de dorit ca Ea să fie Mn.

2. Incluziunile de Sn și Pb (în limitele arătate) nu influențează puternic proprietățile mecanice (la temperatura mediului ambiant) nici la 300°C (vezi aliajele 2 și 8). De aceea se poate admite până la 0,02 % Sn și 0,1 % Pb în aliajele considerate.

3. Variația Si în limitele 10-14 % nu influențează esențial proprietățile aliajelor ATSi12 + Ea.

4. Variația Cu în limitele 0,5-4,5 % influențează puțin rezistența aliajului la temperatura ambiantă, dar în schimb rezistența tehnică de durată la 300°C crește cu creșterea conținutului de Cu. Acest lucru se explică prin creșterea legăturii interatomice a sol. sol. α ce conține Mn, Mg și alte elemente analoge. În afară de acestea prin descompunerea sol. sol. α (a aliajului complex aliat), se formează particule disperse a fazei T($\text{Al}_2\text{Mn}_2\text{Cu}$) care participă la crearea de microeterogenități în interiorul grăunților de sol. sol. α ceea ce îngreunează deformarea acestora (fig. 5.4). Cuprul în exces participă la formarea fazei ce conține Ni, faza T($\text{Al}_6\text{Cu}_3\text{Ni}$), fază ce cristalizează în forma ramificată și particulele acesteia, așezându-se pe limitele grăunților sol. sol. α , le blochează și prin aceasta se asigură o creștere esențială a refractarității aliajului (fig. 5.4 o).

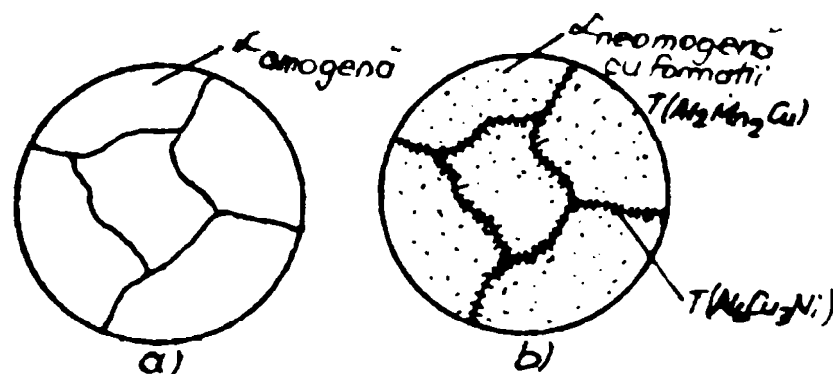


Fig. 5.4 Microstructurile sol. sol. α : a) omogenă; b) eterogenă (conține Ea)

5. Conținutul de Cu se limitează la 3,0 % întrucât dacă este în surplus, în structura aliajului apare faza CuAl_2 , care conduce la: fragilizarea aliajului, reducerea rezistenței la coroziune și creșterea tendinței de variații volumice ("creșterea" pistoanelor).

6. Introducerea Mg duce la creșterea rezistenței la temperatura ambiantă, dar nu influențează puternic refractaritatea (proprietății optime obține aliajul care conține 0,75-1,3 % Mg).

7. Introducerea a 0,5-2,0 % Ni schimbă puțin proprietățile mecanice la temperatura ambiantă, dar crește puternic refractaritatea, întrucât faza ce conține Ni conduce (ajută) la creșterea rezistenței limitelor grăunților sol. sol. α . De aceea se necesita ca aliajul să conțină 0,8-1,3 % Ni în aliaj.

8. Incluziunile de Sn (până la 0,08%) nu se reflectă semnificativ asupra modificărilor proprietăților mecanice, dar cantitatea lui se limitează la max. 0,02%, întrucât în pereții secțiunilor masive (groase) ale piesei turnate poate strânge la un loc eutecticul ușor fuzibil (Al + Si) care reduce puternic refractaritatea aliajului.

9. Pb până la 0,15 % nu influențează puternic proprietățile mecanice dar se va limita sub 0,1 % din cauza tendinței accentuate spre licație fenomen ce favorizează reducerea refractarității.

10. Acțiunea cumulată a Ea din ATSi12 conduce la o ușoară creștere a HB (fig.5.3) în timp ce Rm scade iar A variază puțin.

Analizând tab. 5.2 și fig. 5.1 și 5.2 reiese că se poate recomanda ca favorabil pentru aliajul ATSi13CuMgNi conținutul Ea și a incluziunilor vor fi: 11-13 % Si; 1,5-3 % Cu; 0,8-1,3% Mg; 0,8-1,3% Ni; 0,3-0,6% Mn; 0,05-0,2% Ti; până la 0,8% Fe; 0,5% Zn; 0,02%Sn; 0,1% Pb.

5.3 INFLUENȚA UNOR Ea ASUPRA PROPRIETĂȚILOR ALIAJULUI ATSi12CuMgNi STAS 201/2-80.

În vederea comparării proprietăților aliajului indigen STAS 201/2-80 cu proprietățile pe care le posedă aliajele folosite de alte țări, pe un aliaj de compoziție chimică medie (tab. 5.3) s-au făcut încercări de determinare a influenței unor Ea asupra proprietăților mecanice: duritatea HB, rezistență mecanică Rm și alungire A la temperatura mediului ambiant. Pentru încercări s-au admis Ea cu largă utilizare la alierea aliajelor de pistoane s-au ca adaosuri [8], [61], [119], [121], [122] precum: Cu, Mn, Fe, Zn.

Tab. 5.3

Conținutul Ea [%] în aliajul de pistoane ATSi12CuMgNi

Aliaj	Si	Cu	Mg	Ni	Mn	Ti	Fe	Zn	Sn	Pb	Al
ATSi12CuMgNi	11,80	0,65	0,95	0,80	0,20	0,21	0,70	0,16	0,03	0,07	Rest

În fig. 5.5, se prezintă variația Rm, HB și A funcție de conținutul Ea enumerate.

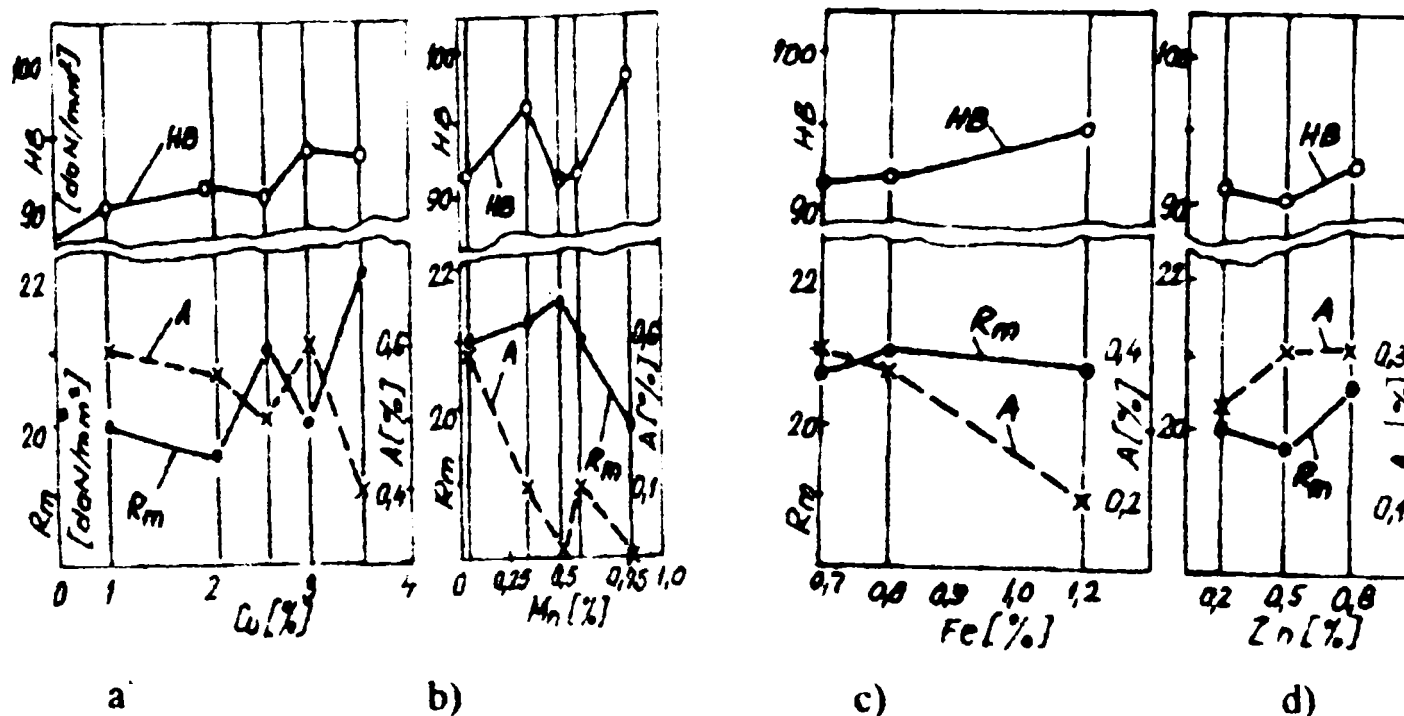


Fig. 5.5 Influența unor Ea asupra proprietăților mecanice ale aliajului pentru pistoane ATSi12CuMgNi: a) Cu, b) Mn, c) Fe, d) Zn.

Pentru ilustrarea structurii aliajului ATSi12 + Ea se redau microstructurile, în stare turnată, la mărirea de: a-100:1; b-400:1, atac NaOH 10%.

Refractaritatea mărită a ATSi12 + Ea se asigură datorită:

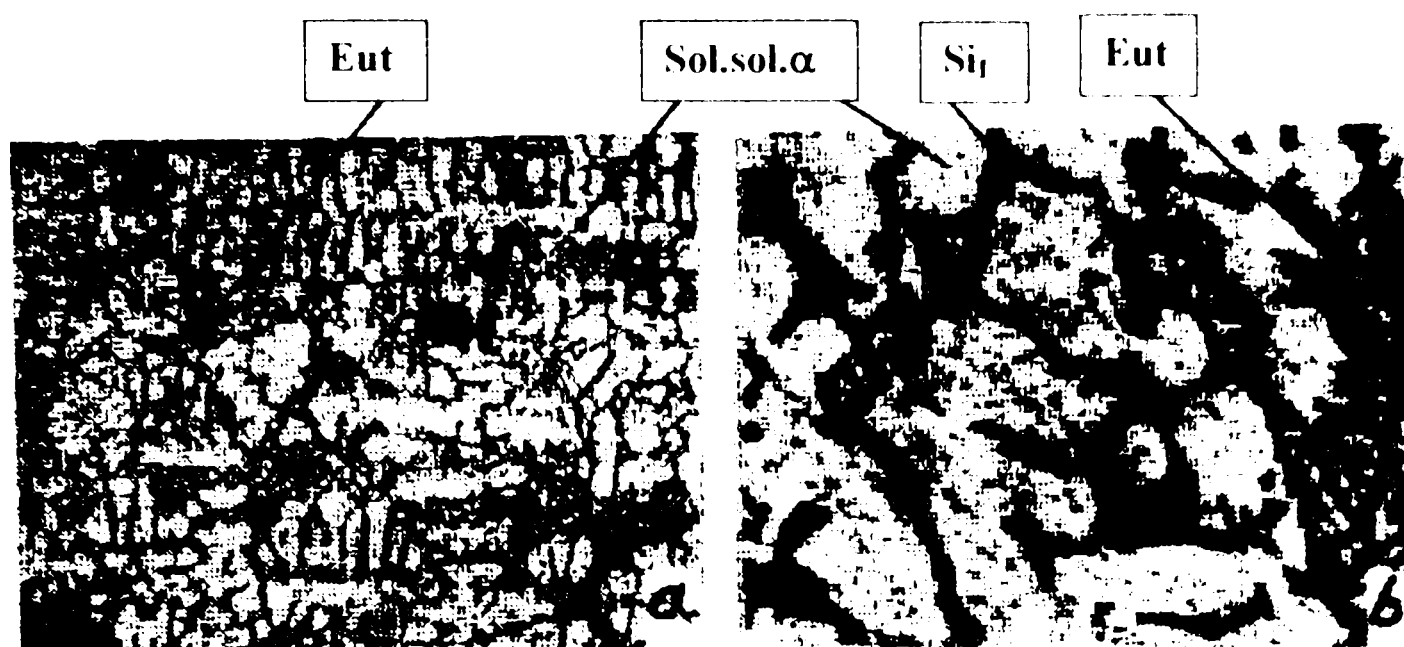


Fig. 5.6 Microstructurile aliajului ATSi12 + Ea (stare turnată)

În structură se observă formațiile de sol. sol. α aliată și de eutectic (Eut) format din sol. sol. α și Si:



și pe alocuri chiar component par Si_1 (primar).

Concluzii:

Proprietățile mecanice, dar în special refractaritatea aliajelor, se datorează următorilor factori:

1. Creșterii gradului de aliere a sol. sol. α cu elemente ce posedă un coeficient redus de difuzie;

2. Întăririi durificării limitelor grăunților sol. sol. α cu ajutorul particulelor fazelor secundare ($\text{AlMg}_5\text{Cu}_4\text{Si}_4$, $\text{Al}_6\text{Cu}_3\text{Ni}$ și altele), faze care până la 300°C interacționează slab cu sol. sol. α ;

3. Cantități mai reduse de particule fine de Si, cu tendința spre coagulare;

4. Alierea cu elemente din grupele de tranziție care conduce la creșterea refractarității AA, pe seama apariției în structură a unor formații de tipul compușilor intermetalici foarte stabili la temperatura de funcționare a pistoanelor, indiferent dacă se găsesc pe limita de separație a grăunților cristalini sau sub formă fin dispersată în interiorul soluției solide..

5. Aliajele de tipul ATSi12CuMgNi, folosite, de regulă, la turnarea pistoanelor motoarelor cu aprindere prin scânteii (MAS), arată că compoziția chimică cea mai eficientă este: Si = 11-13; Cu = 1,5-3; Mg = 0,8-1,3; Ni = 0,8-1,3; Mn = 0,3-0,6; Ti = 0,05-0,2; impurități maxime Fe = 0,8; Zn = 0,5; Pb = 0,1; și Zn = 0,02 % [8], [77], [139].

Capitolul 6

STUDII TEORETICE ȘI EXPERIMENTALE EFECTUATE ASUPRA UNOR ALIAJE DE ALUMINIU DES FOLOSITE PENTRU TURNAREA PISTOANELOR

Așa cum s-a văzut din capitolele anterioare asupra comportamentului aliajelor ce crește la temperaturi ridicate și medii agresive au o influență foarte mare: condițiile de elaborare – turnare – tratamente termice iar în cazul turnării în pistoane este rotărătoare compoziția chimică, tratamentele termice, starea aliajelor turnate, coeficientul de dilatare termică, stabilirea jocului “optim” piston – cilindru etc. Aceste deziderate au condiționat efectuarea unor încercări complexe asupra aliajelor de aluminiu des folosite la turnarea pistoanelor, în care să se evidențieze:

- aliajul cel mai potrivit pentru motoarele cu ardere internă;
- starea cea mai eficientă a pistoanelor (turnat, recopt, călit);
- stabilirea corectă (prin calcul) a jocurilor la rece și la cald a ansamblului piston - cilindru;

Întrucât studiile și încercările efectuate asupra ansamblului cilindru-piston de la motoarele termice arată că temperaturile la care ajung diferitele zone ale pistonului [5], [12], [36], [145] depășesc 300°C – 325°C, doar la capul pistonului; studiile experimentale au fost efectuate doar până la temperaturile de 300 – 325 °C.

6.1 ALEGEREA ALIAJELOR PENTRU STUDII

Criteriile alegerii aliajelor de aluminiu pentru studii a fost determinate de condițiile ce trebuie să la îndeplinească pistoanele în motoarele termice [5], [12], [61], [64], [120], [122], ..., [124] în care să se asigure și proprietățile de refractaritate, frecare la cald și la rece (în condiții variabile de ungere), greutate specifică redusă, dar și proprietăți tehnologice bune – turnare, sudare, așchiere etc [3], [4], [38], [39], [42], [114], [117], [123], [136].

În tab. 6.1 sunt redate compozițiile chimice ale celor 4 tipuri de aliaje propuse pentru studii.

Tab. 6.1

Compozițiile chimice ale aliajelor elaborate [%]

Tip	Si	Cu	Mg	Ni	Mn	Fe	Zn	Al	Obs
1.	4,81	5,11	0,53	-	0,34	0,53	0,31	Rest	
2.	12,63	1,58	0,94	0,72	0,22	0,72	-	-	
3.	0,95	12,92	0,48	-	0,09	0,68	-	-	
4.	0,22	4,29	1,45	2,15	-	0,20	-	-	

Cele patru tipuri de aliaje complexe de aluminiu, utilizate la confecționarea pistoanelor motoarelor cu ardere internă, au fost elaborate în cadrul Uzinelor Mecanice Timișoara. Șarjele pentru fiecare tip de aliaj au fost de 100 kg. Pentru încercările efectuate au fost turnate în cochilă epruvete pentru încercări de tracțiune conform STAS 200-61, asupra cărora au fost măsurate valorile rezistenței la rupere și alungirea. Probele de duritate Brinell au fost efectuate pe capetele epruvetei rupte prin tracțiune. În timpul elaborării au fost respectate condițiile impuse de modificare, afinare și protejare a băii metalice [3], [71], [119], [125], [126], arătate în cap. 2.

Pentru încercări a fost prevăzut un număr corespunzător de epruvete pentru fiecare punct, ținându-se seama aici de asigurarea condițiilor de stabilire a unui domeniu de dispersie restrâns al rezultatelor. Astfel numărul de încercări pentru determinarea lui R_m și A a fost de minimum trei, recurgându-se la repetarea măsurătorilor în cazurile în care s-au semnalat unele abateri accidentale. Pentru determinarea durității pentru fiecare punct au fost efectuate un număr de 12 amprente (câte două amprente pe fiecare din cele șase capete ale epruvetelor rupte).

Din numărul total de aproximativ 400 de epruvete pentru fiecare din cele patru tipuri de aliaj, jumătate au fost tratate termic, iar cealaltă jumătate au fost încercate după minimum 15 zile de la turnare în cochilă, fără tratament prealabil. S-a convenit să se noteze epruvetele prin poansonare pe suprafețele de secțiune circulară:

- a) pentru probele tratate termic aliajul de tip 1 cu 1T1, 1T2, 1T3, ..., 1Tn;
- b) pentru probele netratate cu 1N1, 1N2, 1N3, ..., 1Nn.

La fel s-a procedat și pentru aliajele de tipul 2, 3 și 4.

În timpul elaborării s-au efectuat analize chimice, luându-se trei probe și anume la începutul turnării la mijlocul perioadei de turnare și la sfârșitul ei.

Se observă că au fost respectate condițiile cuprinderii valorilor efective ale procentelor în elemente de aliere și însoțitoare, în domeniul admisibil de dispersie al acestora indicat pentru respectivele aliaje (Tab. 6.1).

6.2 TRATAMENTUL TERMIC AL ALIAJELOR

La grupele de epruvete cărora li sa aplicat tratamentul termic (fig. 6.1.), s-au respectat condițiile parametrilor impuși (pentru tratamentul termic de încălzire și punere în soluție urmat de cel de îmbătrânire artificială) de către literatura de specialitate [6],[7], [8], [120], [129] pentru respectivele aliaje, nu însă înainte de a efectua o reverificare, prin încercări pe aliajele în cauză, realizate în scopul obținerii unor efecte maxime asupra creșterii proprietăților mecanice [6], [7], [8], [121], [122], [123].

Tratamentul de încălzire pentru punerea în soluție a fost efectuat într-un cuptor de tip Heraeus cu circulație forțată de aer, asigurându-se pentru temperatura de încălzire o variație de $\pm 5^{\circ}\text{C}$. Epruvetele au fost montate într-un grătar special construit, care asigură poziția verticală și de asemenea o abundentă ventilație realizată în scopul unei cât mai active transmisii de căldură. Părțile componente ale instalației de tratament termic sunt: 1. epruvete; 2. grătar pentru fixarea verticală a epruvetelor; 3. termocuplă;

milivoltmetru; 5. scripete pentru manevrarea dispozitivului de suspendare a pruvetelor; 6. elemente încălzitoare ale cuptorului; 7. recipient metallic mobil al cuptorului; 8-9. spațiu pentru circulația forțată a aerului cald; 10. dispozitiv pentru deschiderea cuptorului; 11. capac pentru închiderea etanșă a cuptorului; 12. orificii pentru circulația aerului cald; 13. căptușeala refractară a cuptorului; 14. ventilator; 15. recipient cu apă de răcire;

După perioada de încălzire la temperatura cerută și timp de egalizare a temperaturii, pruvetele, au fost introduse rapid într-un recipient cu apă de 12°C. După punerea în soluție a urmat tratamentul termic de îmbătrânire artificială în același cuptor. Valorile proprietăților dobândite după tratamentul termic, precum și cele ale epruvetelor netratate sunt redate în tabelul 6.2. din care reiese clar câștigul important al proprietăților de rezistență și duritate în special pentru aliajele de tipul 1 (R_m) și tipul 2 (HB).

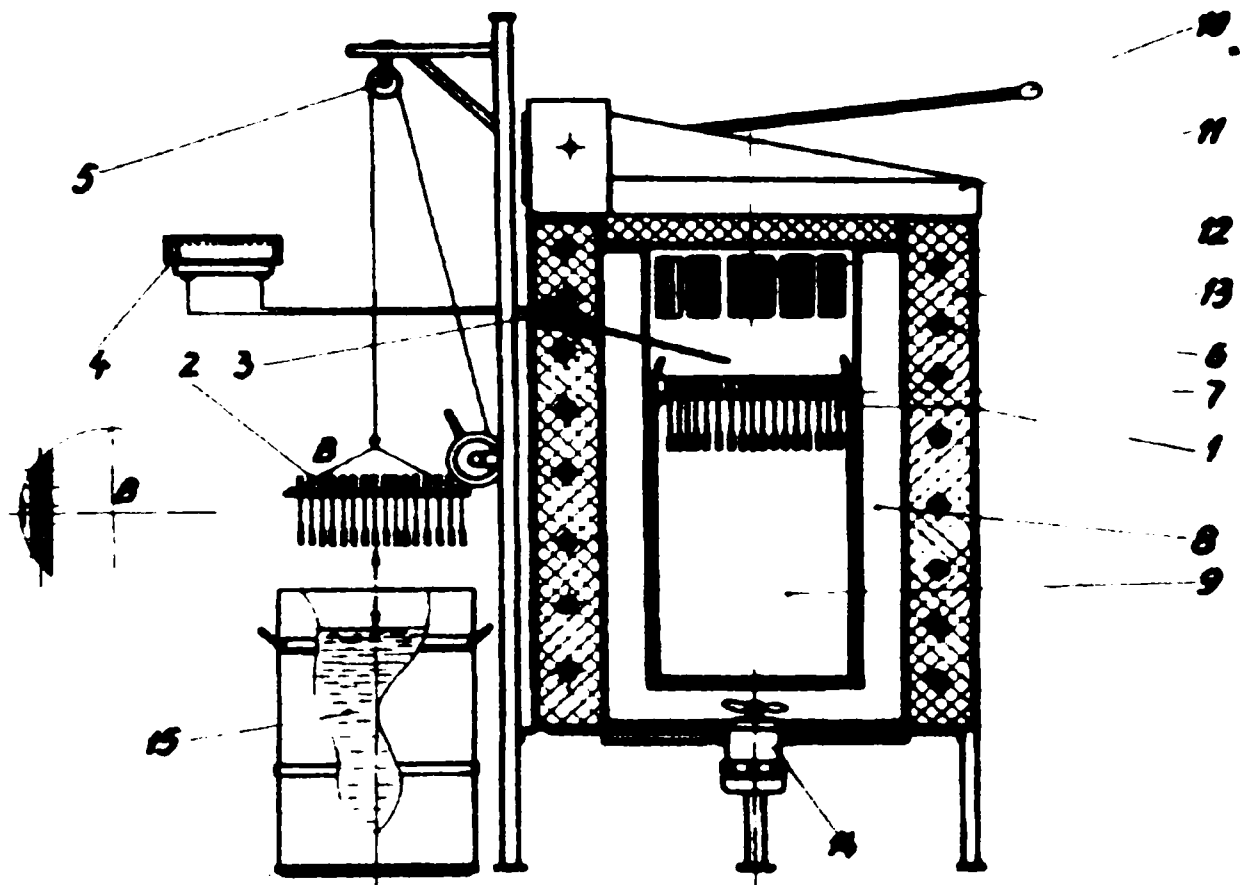


Fig. 6.1 Cuptorul cu circulație forțată de aer și instalația de răcire a epruvetei.

Tab.6 2

Valorile proprietăților mecanice la 20°C ale aliajelor tratate termic și netratate

Aliajul	Starea	R_m [daN/mm ²]	A [%]	HB [daN/mm ²]
Tip 1.	Tratat	32,0	0,3	137
	Netratat	21,0	1,0	105
Tip 2.	Tratat	26,0	-	138
	Netratat	20,0	0,9	95
Tip 3.	Tratat	27,0	0,5	142
	Netratat	22,0	1,0	128
Tip 4.	Tratat	32,0	0,9	124
	Netratat	23,0	1,4	107

6.3 METODICA DE EFECTUARE A ÎNCERCĂRIILOR

Măsurarea caracteristicilor R_m , A și HB asupra celor patru tipuri de aliaje, în cele două stări (tratate și netratate), a fost efectuată la temperatura mediului ambiant 20°C , la încălzire continuă la temperaturile de 60°C , 100°C , 140°C , 180°C , 220°C , 260°C , 300°C . Pentru temperaturile începând de la 220°C în sus și anume: 220°C , 260°C și 300°C , au fost efectuate măsurători după solicitarea termică prealabilă a epruvetelor la aceste temperaturi (în cuptorul din fig. 6.1) timp de 2, 6, 10, 14, 18 și 22 ore de menținere. Timpul de 22 ore reprezintă durata de menținere la temperatura respectivă la care apare stabilizarea valorilor parametrilor măsurati (în unele cazuri eventual o variație nesemnificativă a acestora). De asemenea, după solicitările termice respective, s-au determinat și proprietățile aliajelor redobândite la rece. Ruperea epruvetelor s-a efectuat pe o mașină de tracțiune de tip Amsler iar durițile Brinell pe un aparat de tip Balanța Hibiu.

Încercările la cald s-au efectuat într-un cuptor vertical montat pe mașina de tracțiune, asigurându-se seama de condițiile de omogenizare a temperaturii prin menținere corespunzătoare. Temperatura epruvetei s-a determinat de-a lungul epruvetei cu un termocuplu Fe-Constantan. Imaginea standului de încercare este redată în fig. 6.2.

Părțile componente ale instalației, utilizate pentru încercările la cald ale epruvetelor de rupere sunt: 1. epruveta; 2. cămașă exterioară cuptor; 3. cămașă interioară cuptor; 4. căptușeală refractară; 5. element de încălzire (rezistență nichelină); 6. clemă pentru termocuplă; 7. termocuplă; 8. suport mâner pentru manevrarea cuptorului; 9. falcă prindere superioară epruvetă; 10. falcă prindere inferioară epruvetă; 11. corp cu labirint superior; 12. corp cu labirint inferior; 13. tijă superioară cu cap de fixare în falca mașinii; 14. tijă inferioară cu cap de fixare în falca mașinii; 15. capac superior de izolare termică; 16. capac inferior; 17. bloc alimentare la rețeaua de curent; 18. îmbinare la falca inferioară a mașinii; 19. îmbinare la falca superioară a mașinii; 20. milivoltmetru; 21. contacte termocuplă; 22. braț consolă pentru pivotarea cuptorului;

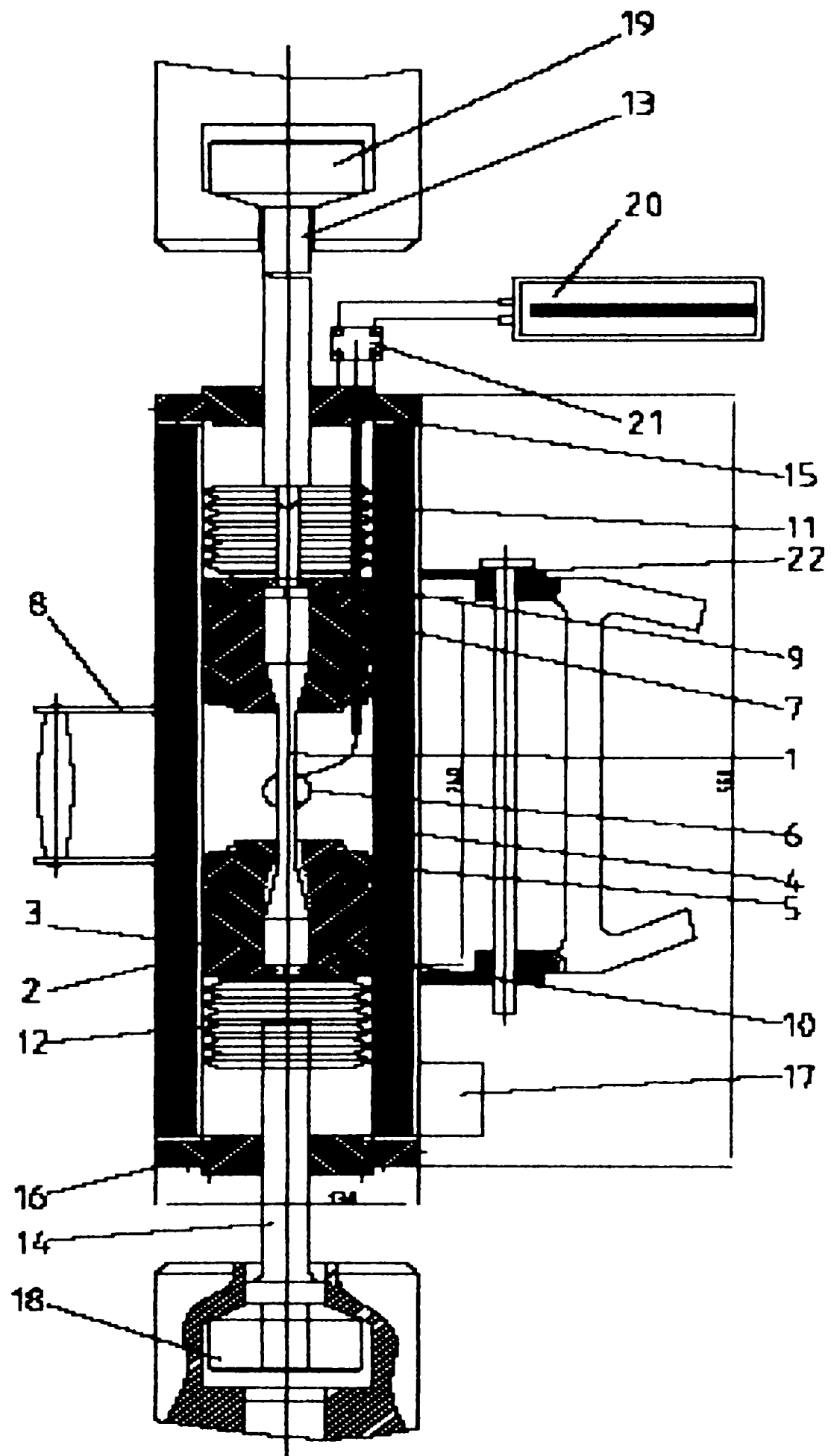


Fig. 6.2 Standul de încercare la rupere la cald

Valorile durtății la cald au fost măsurate într-un recipient încălzitor montat pe aparatul Brinell. Piesa a fost imersată într-un aliaj ușor fuzibil. Temperatura a fost determinată prin introducerea termocuplei într-un alezaj de Φ 3 mm, practicat în corpul pruvetei. Standul de încercare pentru determinarea durtății la cald este redat în fig. 6.3 (a se vedea asemănarea cu fig. 4.1).

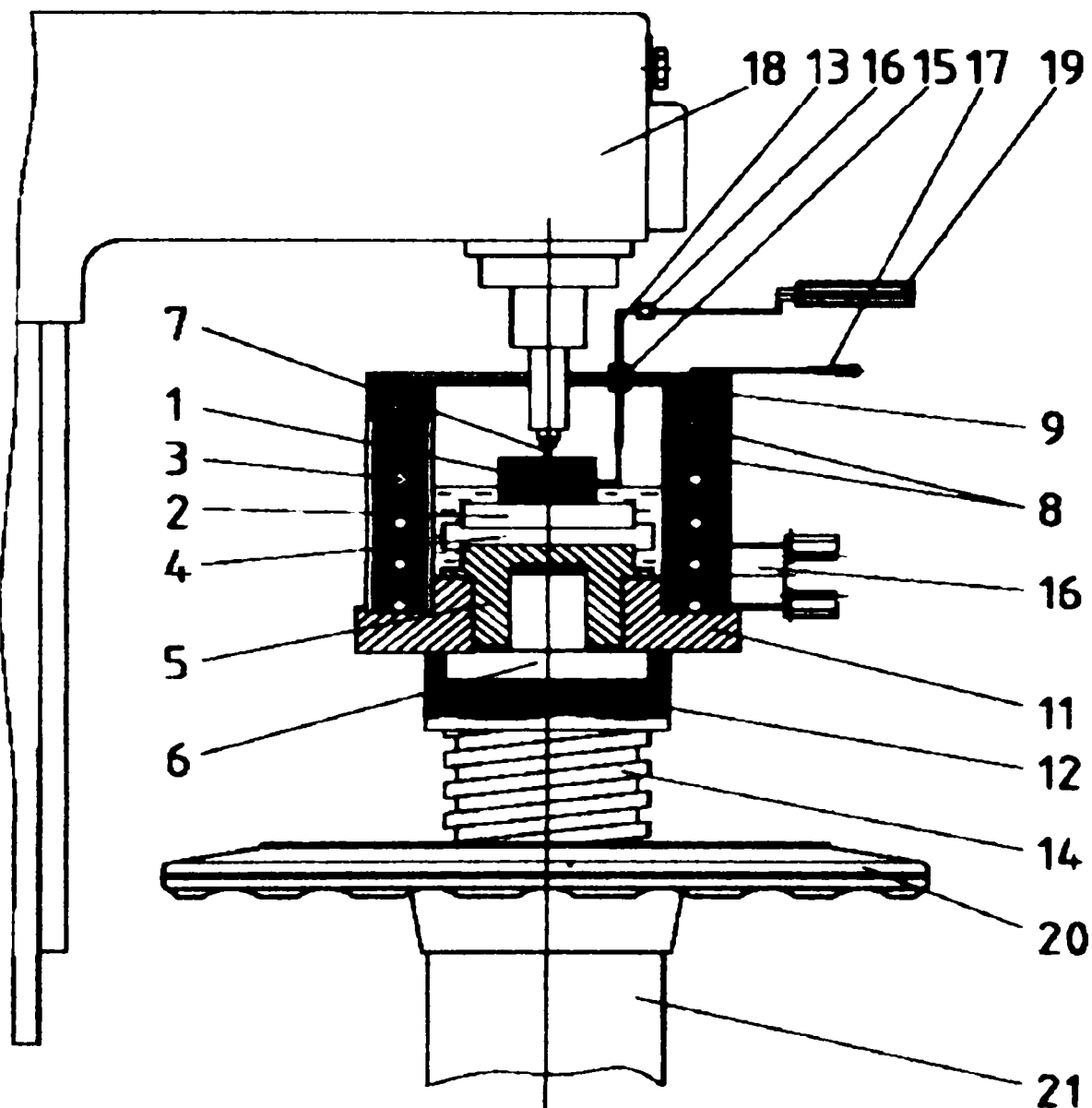


Fig. 6.3 Instalația de încercare a durtății la cald

Părțile componente ale instalației de încercare a durtății la cald sunt: 1. epruvetă; 2. suport epruvetă; 3. elemente încălzitoare cuptor; 4-5. suporturi pentru fixarea instalației de încălzire la masa aparatului Brinell; 6. disc pentru așezarea dispozitivului de încălzire pe masa aparatului Brinell; 7. penetrator Brinell; 8. cămașă interioară respectiv exterioară cuptor; 9. flanșă superioară cuptor; 10. dispozitiv de alimentare de la rețea; 11. flanșă inferioară cuptor; 12. masă de obiect a aparatului Brinell; 13. termocuplă; 14. șurub pentru manevrarea mesei; 15. dispozitiv de fixare a termocuplei; 16. contacte termocuple; 17. mâner pentru manevrarea cuptorului; 18. aparat Brinell; 19. milivoltmetru; 20. disc aparat Brinell; 21. suport masă obiect aparat Brinell;

6.3.1 Calculul erorilor de măsurare a durtății și alungirii în condițiile de încercare la temperatura $t_1 \neq t_0$

În vederea stabilirii gradului de încredere a măsurătorilor se efectuează calculul erorilor, întrucât durtatea HB, măsurată la temperaturi diferite de temperatura de referință $t_0 = 20^{\circ}\text{C}$, are valori afectate de erori sistematice cauzate de două fenomene care apar în timpul măsurătorilor. Astfel, pe de o parte aceasta se datorește încălzirii bilei Brinell. (Prin apăsări repetate s-a stabilit prin măsurare cu ajutorul unei termocuple o încălzire a bilei pînă la $t_m = 120^{\circ}\text{C}$). Pe de altă parte, amprenta realizată la cald are o dimensiune superioară celei măsurate la rece din cauza contracției aliajului la răcire.

Erorile sistematice care intervin în baza celor două fenomene se concurează în sens opus, rezultanta lor avînd valoarea erorii sistematice totale.

Calculul erorii sistematice, la măsurarea durtății, a fost făcut pentru efectele maxime ale factorilor determinanți (temperatura bilei 120°C și temperatura piesei 300°C).

Pentru eroarea de imprimare s-a determinat o valoare a erorii sistematice la bila de $D_r = 10 \text{ mm}$ (stare rece) și $D_m = 10,014 \text{ mm}$ (stare caldă la 120°C).

$$\Delta SI = D_m - D_r = 10,014 - 10,000 = 0,014 \text{ mm} \quad (6.1)$$

Valoarea calculată pentru durtatea efectuată cu o bilă penetrator de 10,014 în loc de 10 mm la o amprentă de 5 mm, (valoarea medie obținută prin măsurări la temperatura de 300°C) va fi:

$$HB_c = \frac{2F'}{\pi D_m \left(D_m - \sqrt{D_m^2 - d^2} \right)} = \frac{1000}{\pi \times 10,014 \left(10,014 - \sqrt{10,014^2 - 5^2} \right)} = 24,4 \text{ daN/mm}^2 \quad (6.2)$$

în care F sarcina de apăsare daN

Valoarea calculată pentru durtatea efectuată cu o bilă penetrator al cărui diametru nu este afectat de eroarea $d = 10 \text{ mm}$ la o amprentă de 5 mm va fi:

$$HB = 23,8 \text{ daN/mm}^2$$

Eroarea sistematică a durtății Brinell în cazul factorilor de efect maximal (la 300°C), în condițiile măsurătorilor efectuate este:

$$\Delta HB = HB_c - HB = 24,4 - 23,8 = 0,6 \text{ daN/mm}^2 \quad (6.3)$$

Pentru calculul erorii datorate contracției aliajului, de asemenea ca și în cazul precedent, s-au considerat factorii cauzali la valoarea lor maximă. În condițiile măsurătorilor efectuate pentru bila cu $D = 10 \text{ mm}$ și $P = 500 \text{ daN}$ la o piesă cu temperatura de 300°C cu un coeficient $\alpha = 24 \times 10^{-6} \text{ } 1/^{\circ}\text{C}$ vom avea:

❖ La o amprentă măsurată la $T_0 = 20^{\circ}\text{C}$ cu $d = 2 \text{ mm}$:

$$\Delta_c = 0,0172 \text{ mm iar:}$$

$$HB \text{ (pt. } d = 2 \text{ mm)} = 158 \text{ daN/mm}^2$$

$$HB \text{ (pt. } d_c = 2 + 0,0172 \text{ mm)} = 156 \text{ daN/mm}^2$$

Reiese că:

$$\Delta HB = 2 \text{ daN/mm}^2$$

❖ La o amprentă măsurată la $t_0 = 20^{\circ}\text{C}$ doar cu $d = 5 \text{ mm}$ vom obține:

$\Delta_c = 0,0336\text{mm}$, iar:

$\text{HB (pt. } d = 5 \text{ mm)} = 23,8 \text{ daN/mm}^2$

$\text{HB (pt. } d_c = 5 + 0,0336 \text{ mm)} = 23,6 \text{ daN/mm}^2$

Din aceste calcule reiese clar că: **Erorile chiar și în condițiile factorilor cauzali maximali, ($T = 300^\circ\text{C}$) sunt cu totul neglijabile de măsurare aproximativ ($\approx 0,5\%$).**

De asemenea și pentru alungirea și calculul erorilor arată valori cu totul neglijabile chiar și pentru proba încălzită la 300°C . De exemplu:

Pentru o lungime măsurată la 20°C , $l_{20} = 61 \text{ mm}$, s-a obținut lungimea aceluiași porțiuni la 300°C , de $l_{300} = 61,041 \text{ mm}$. Adică:

$$\Delta l = l_{300} - l_{20} = 61,041 - 61,000 = 0,041 \text{ mm} \quad (6.4)$$

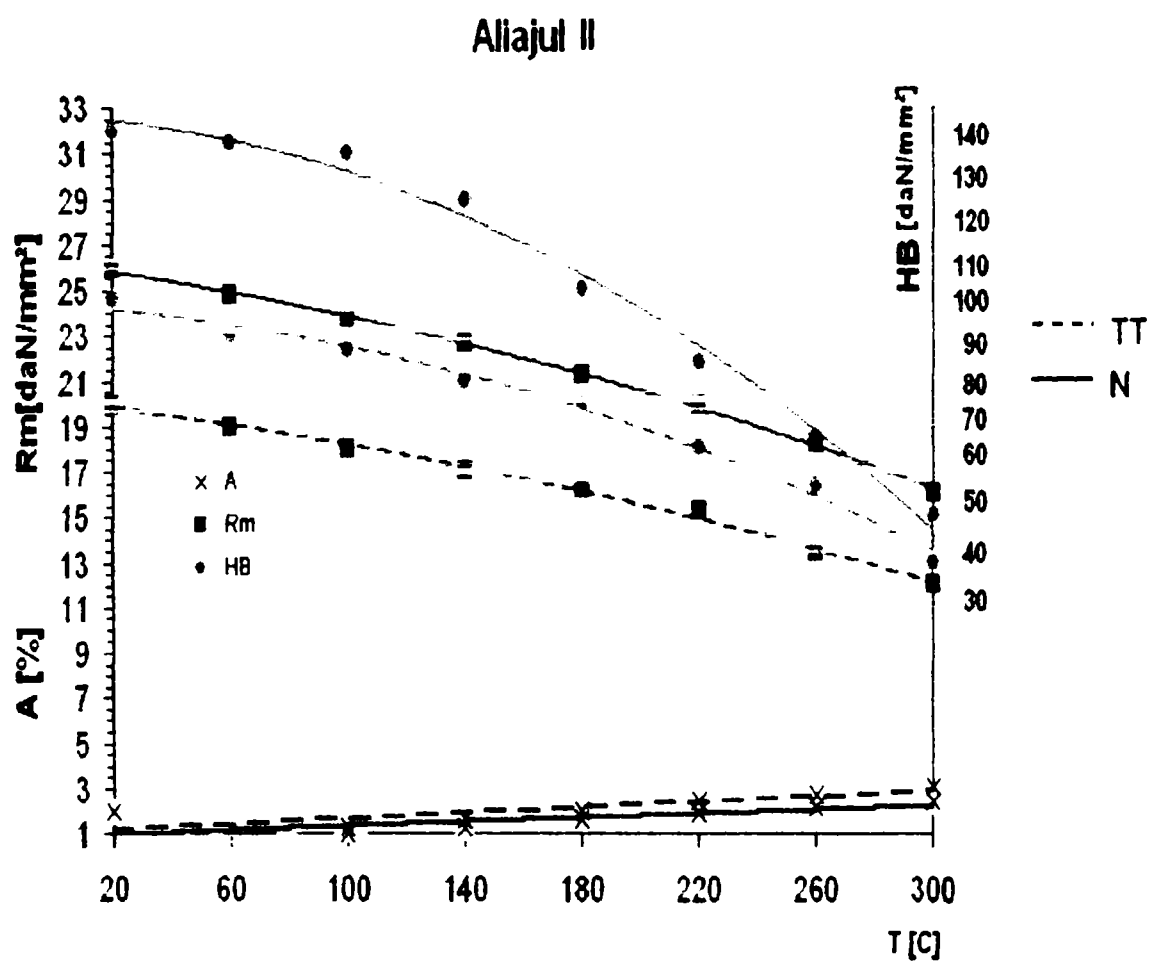
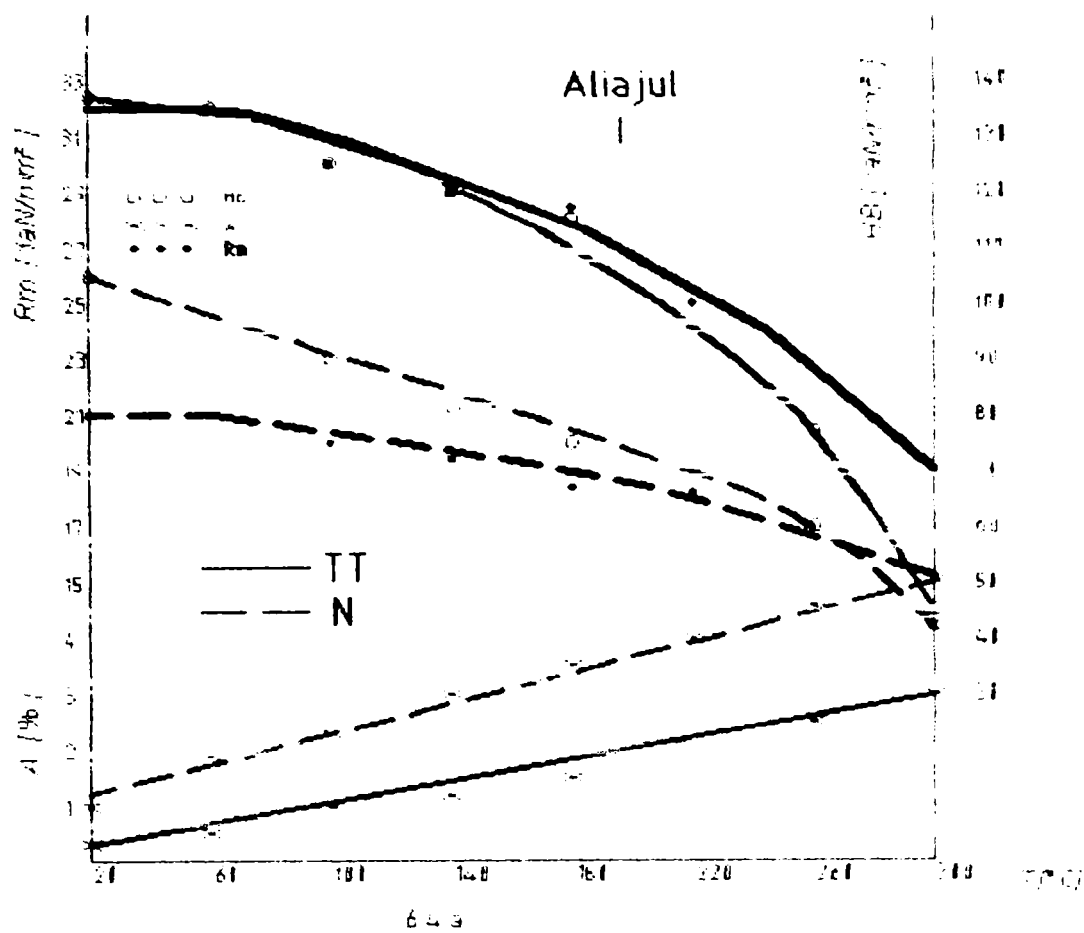
6.3.2 Prelucrarea și interpretarea rezultatelor experimentale

În vederea stabilirii influenței temperaturii asupra proprietăților și stărilor aliajelor studiate (la încălzire continuă 300°C) cât și a timpului de menținere la temperaturi superioare (adică a reproduce cât mai "fidel" situația reală a ciclurilor de funcționare a motoarelor) s-au făcut determinări de rezistența mecanică R_m [daN/mm^2]; A [%]; și duritate HB [daN/mm^2];

Media rezultatelor obținute pentru proprietățile determinate la cald, pentru încălzirea continuă până la 300°C cât și după menținerea la diferite temperaturi, pentru diferite durate de menținere cu scopul determinării timpului necesar până la stabilizarea proprietăților mecanice, precum și a celor dobândite la rece după fiecare menținere sunt redată în fig.6.4—6.7, după cum urmează:

- în fig.6.4a- fig.6.7a, se redau variațiile R_m , HB și A la încălzire continuă.
- în fig.6.4b-fig.6.7b, se redau R_m obținute la temperaturile de 220° , 260° , și 300°C (cu menținerea [h] până la obținerea constantei valorilor acestora) cât și cele obținute la rece, adică după răcirea de la temperaturile de încălzire 220° , 260° și 300°C .
- în fig.6.7c în aceleași condiții de încălzire și menținere se redau variațiile durităților (până la obținerea constantei valorilor durităților HB).

Obs. Pentru economie de timp se vor prezenta rezultatele obținute numai pentru aliajele I și II, cu precizarea că alura curbelor de variație a R_m , HB și A , odată cu creșterea temperaturii sau a menținerii la temperaturi superioare (până la stabilizarea proprietăților) a fost, calitativ, aceeași.



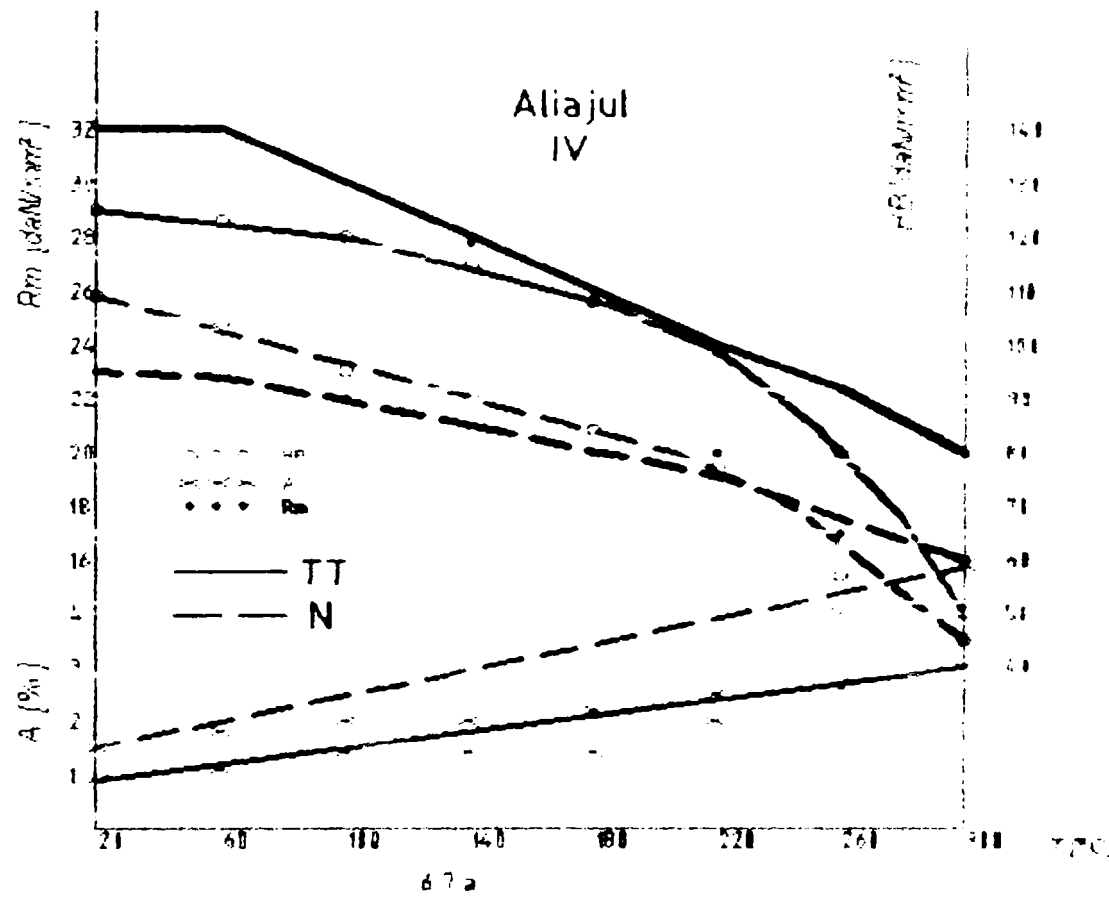
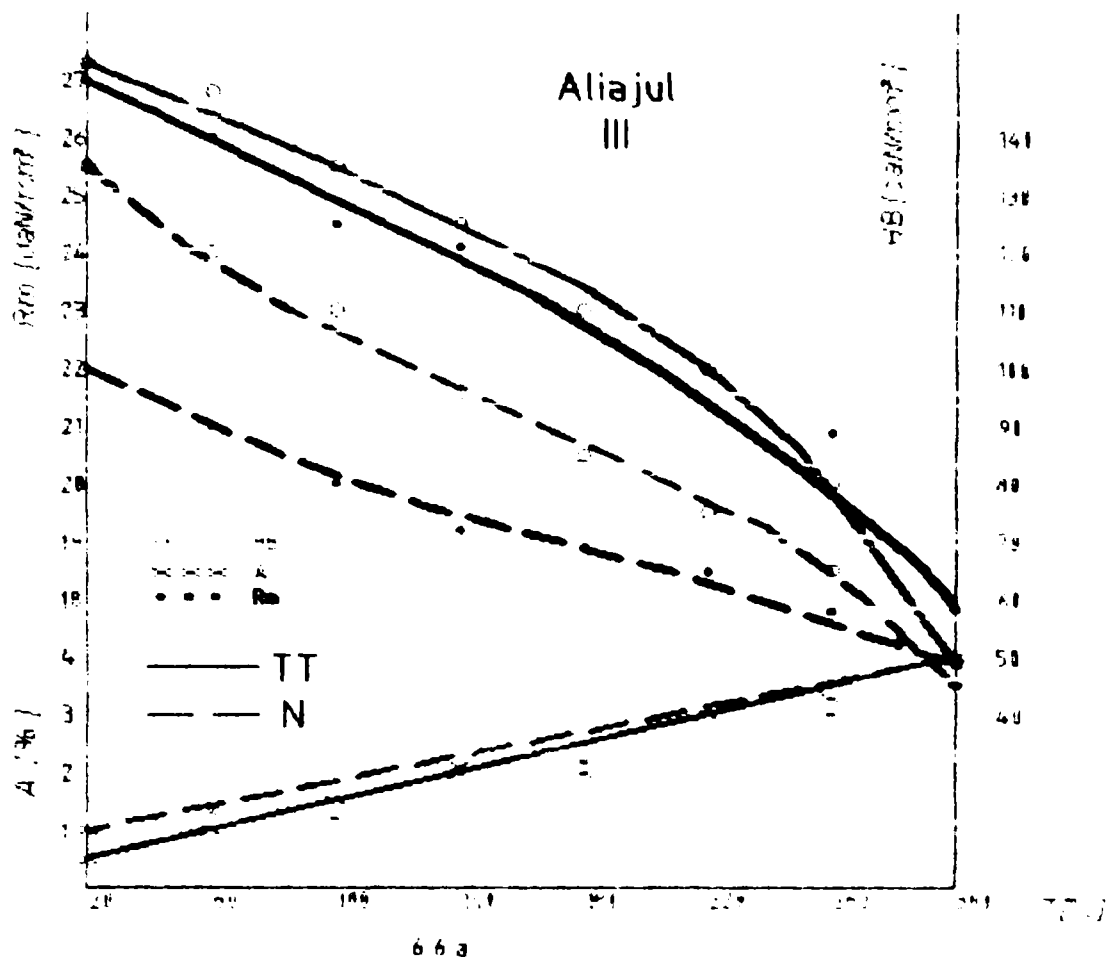
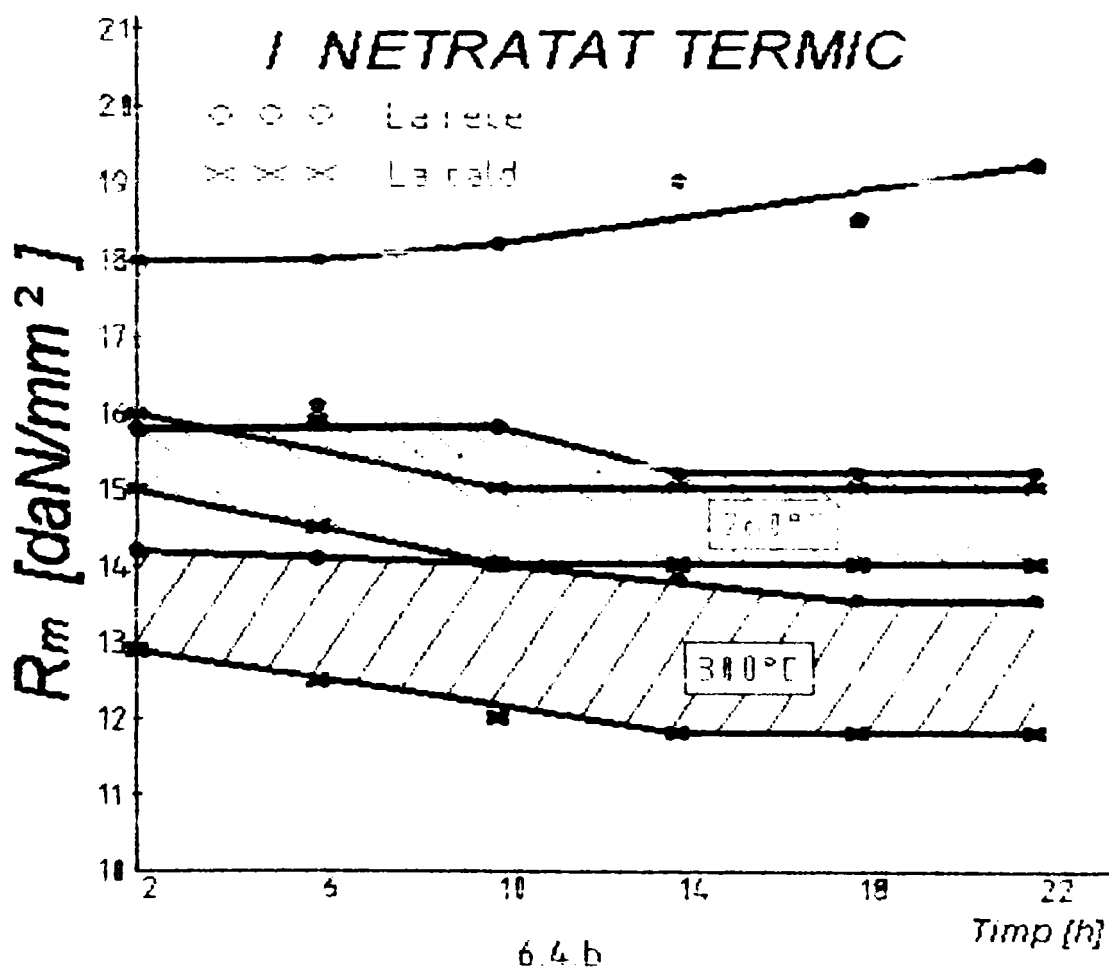
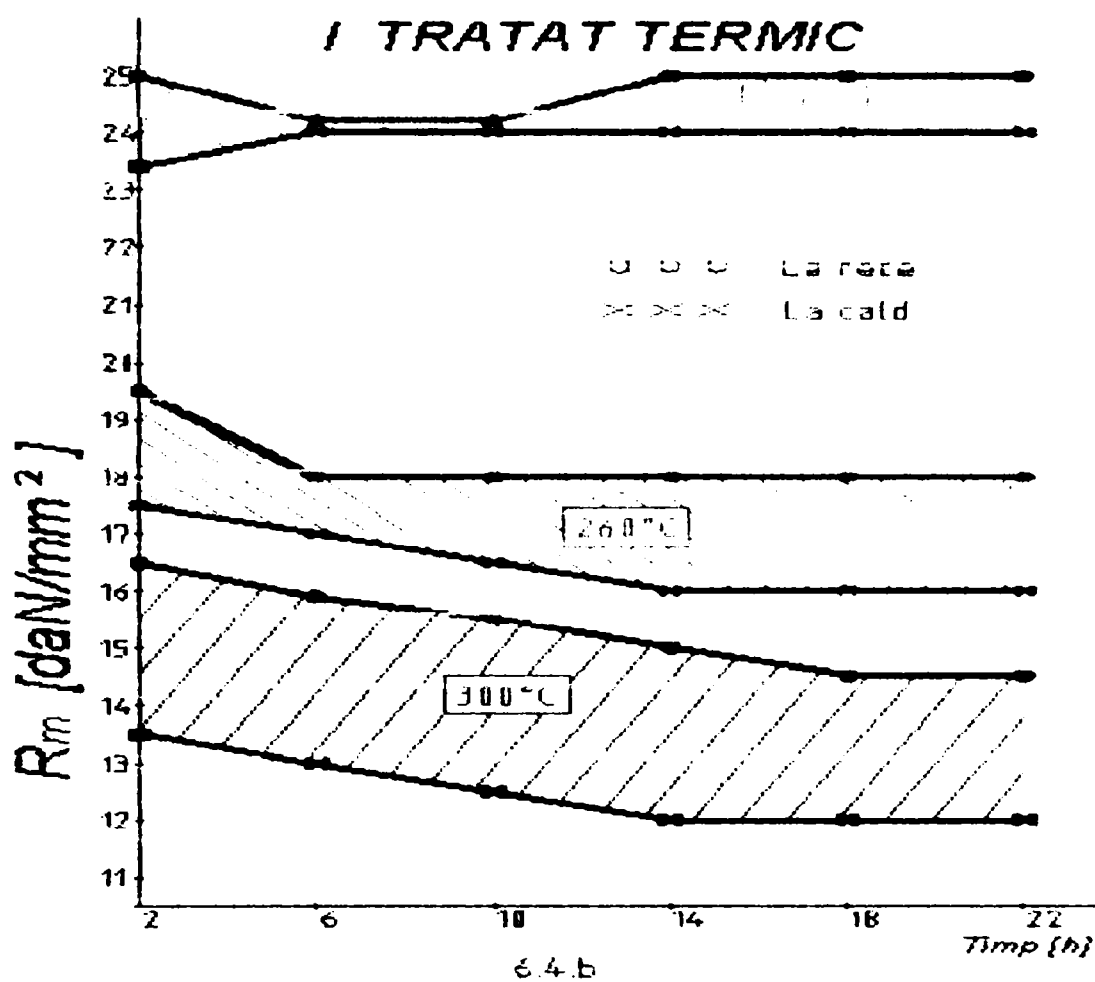
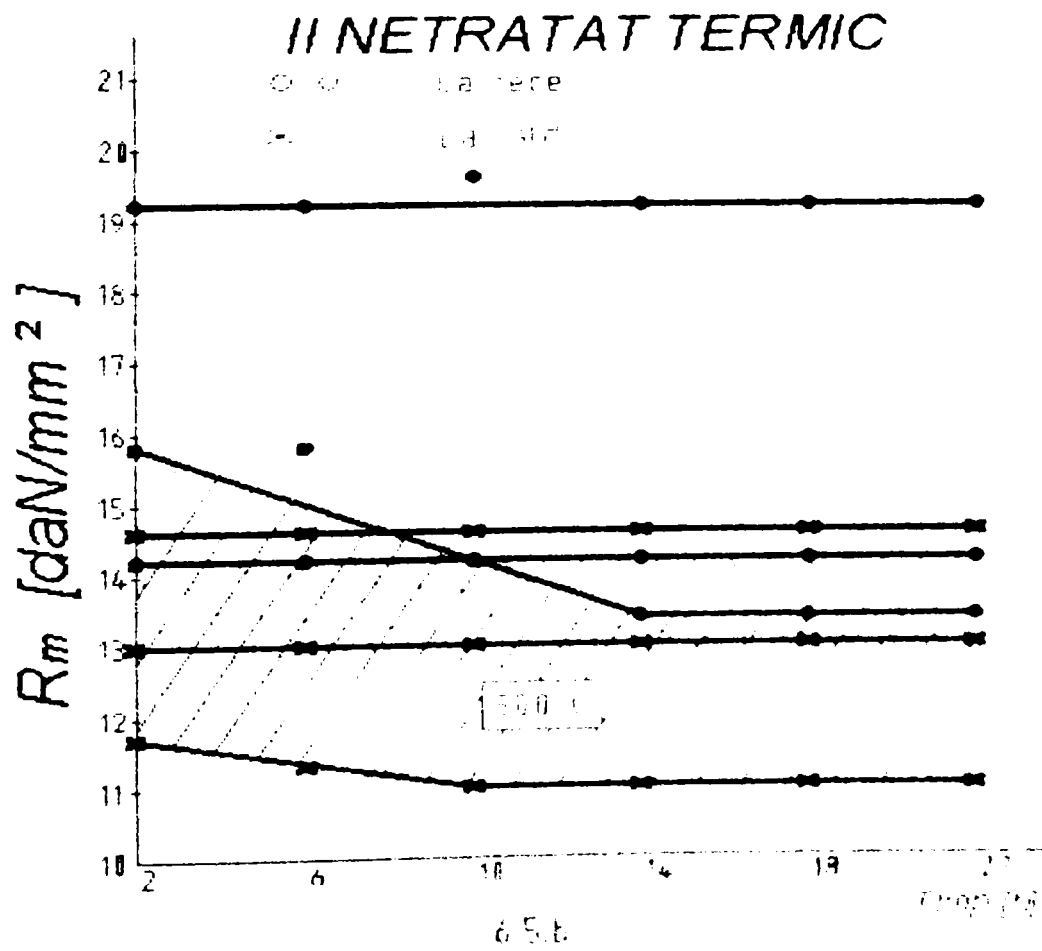
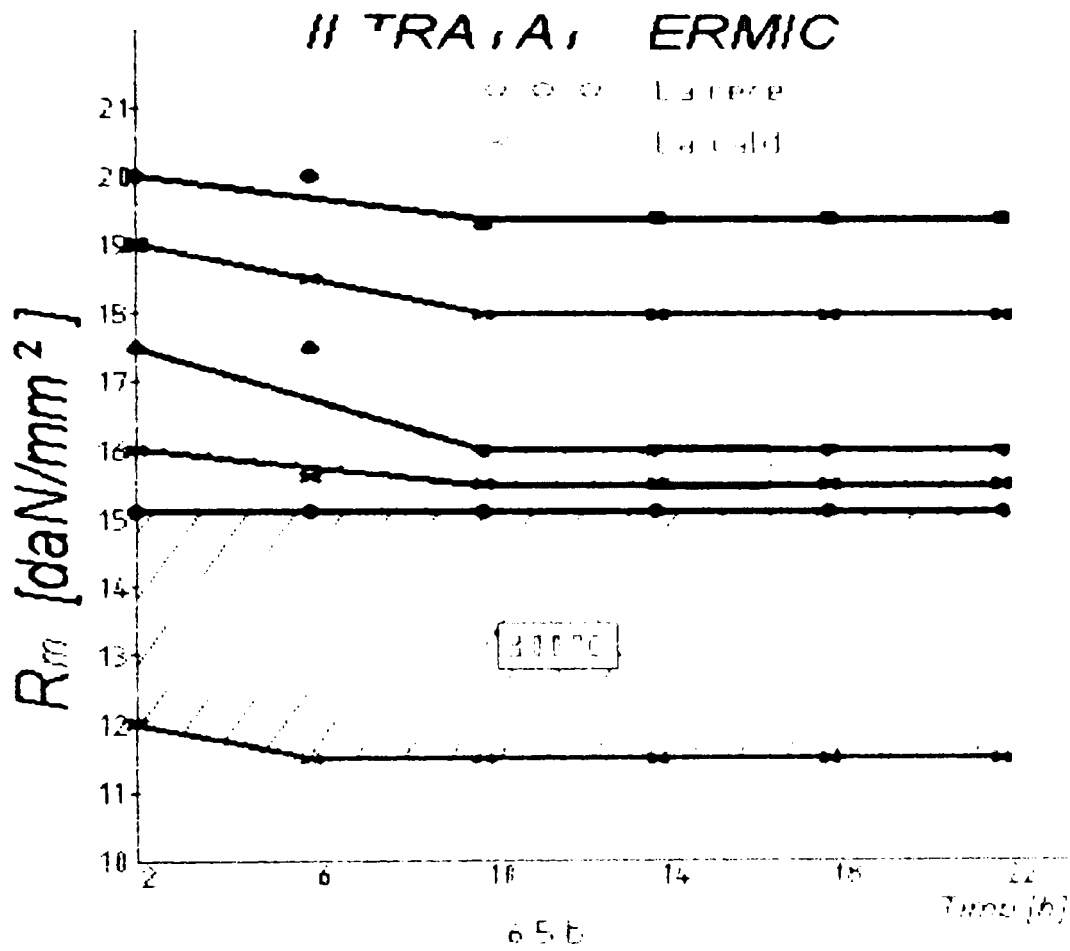
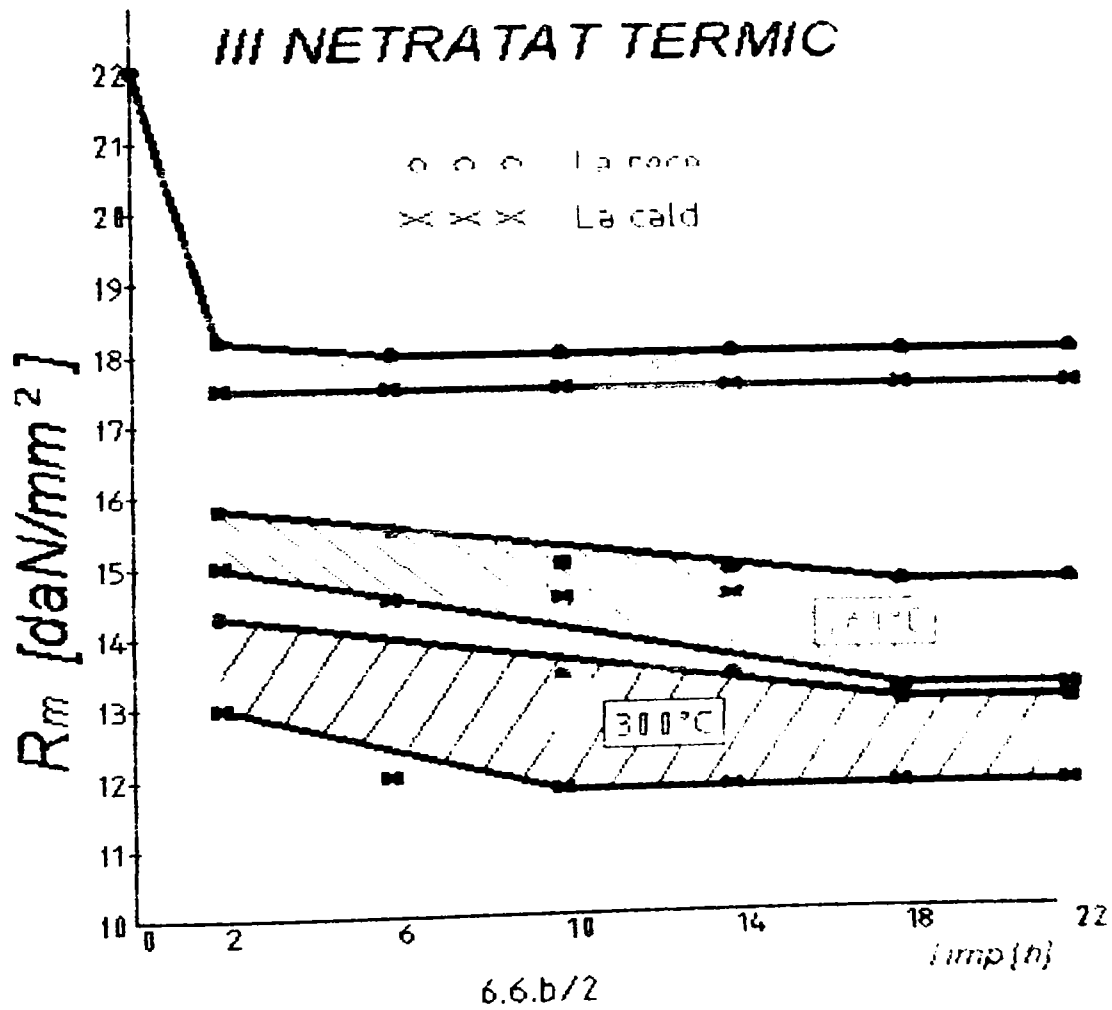
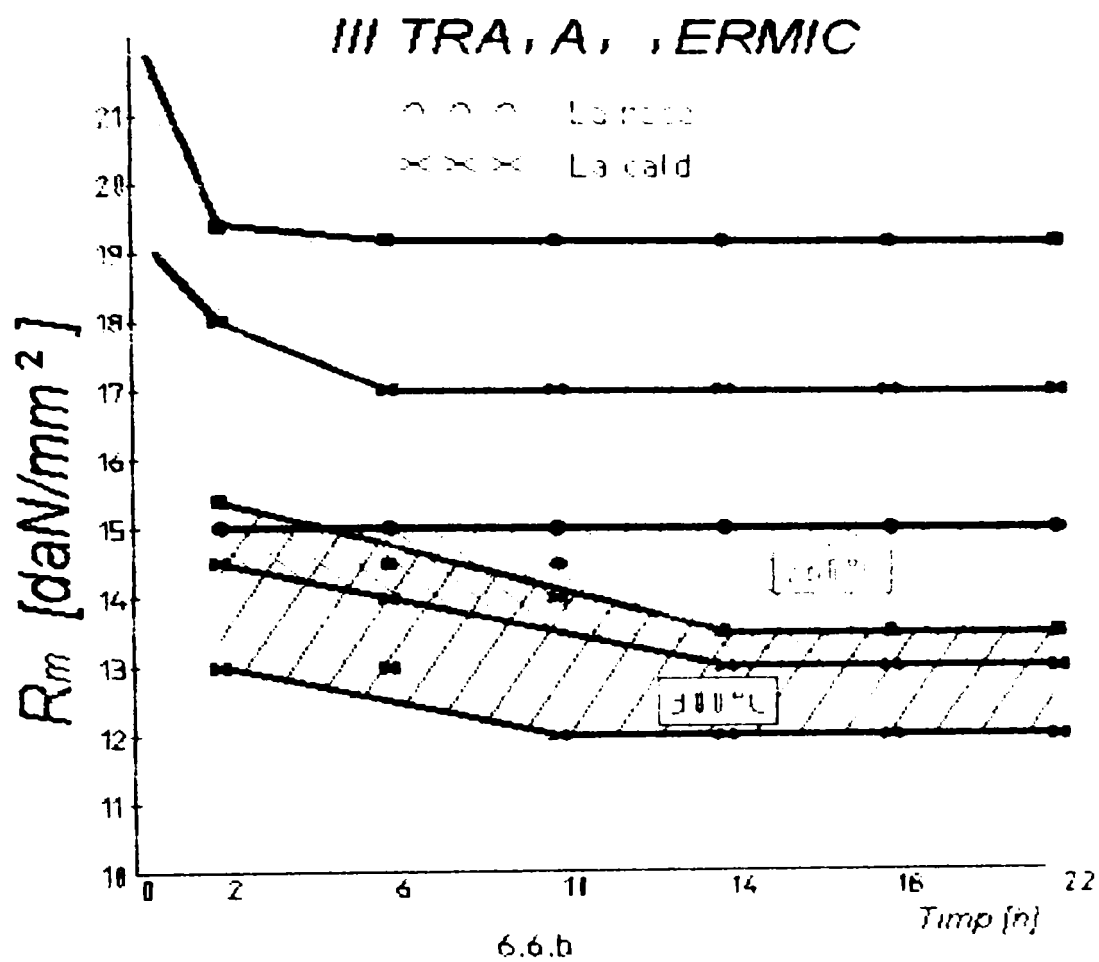


Fig. 6.4a – 6.7a Influența temperaturilor de încălzire continuă asupra proprietăților mecanice ale aliajelor, tratate și netratate termic







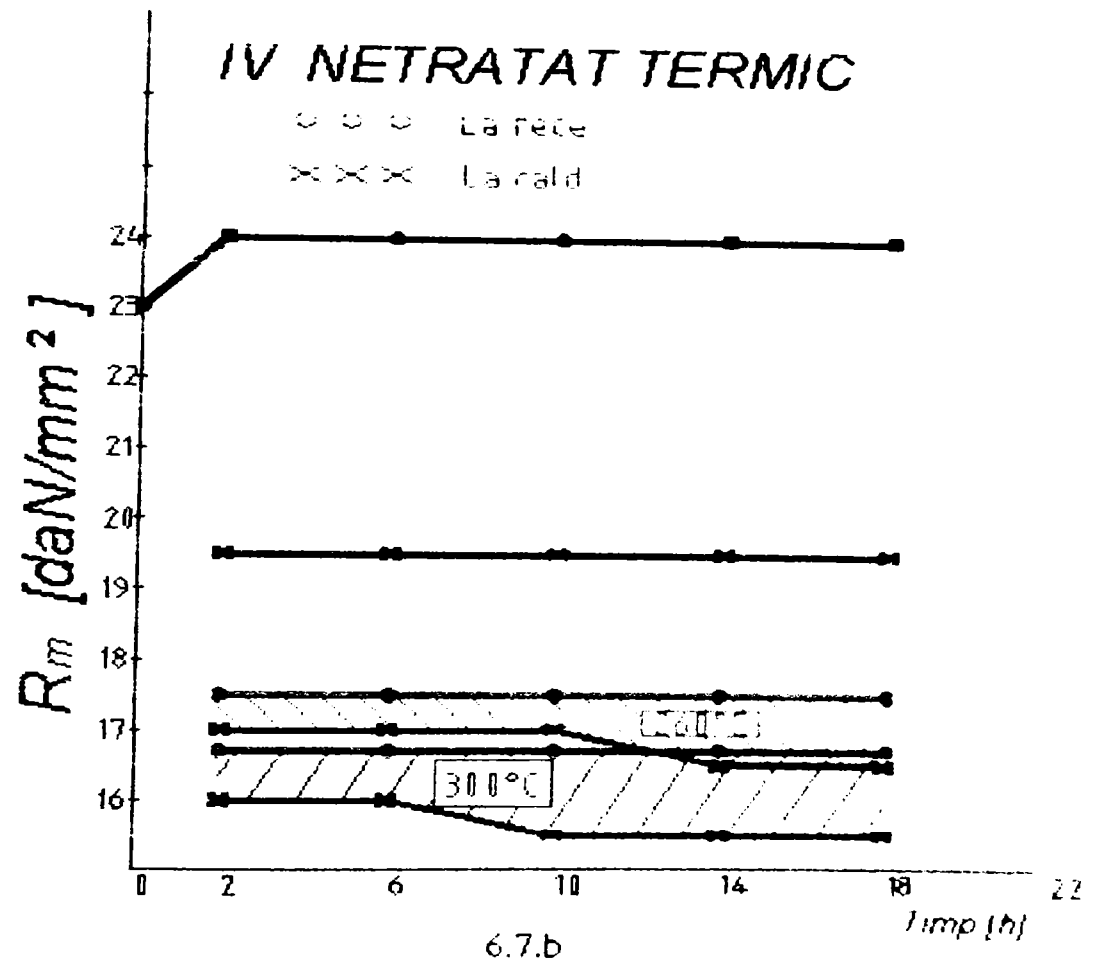
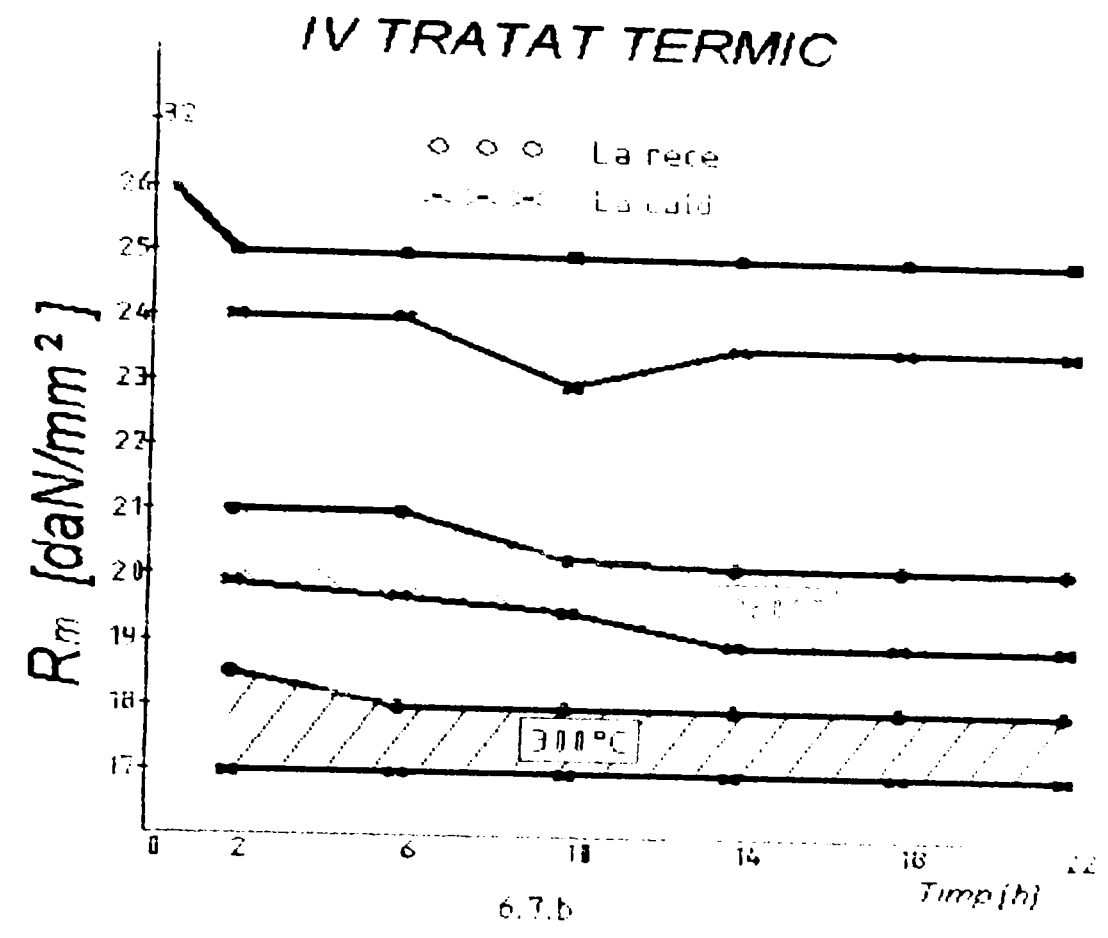
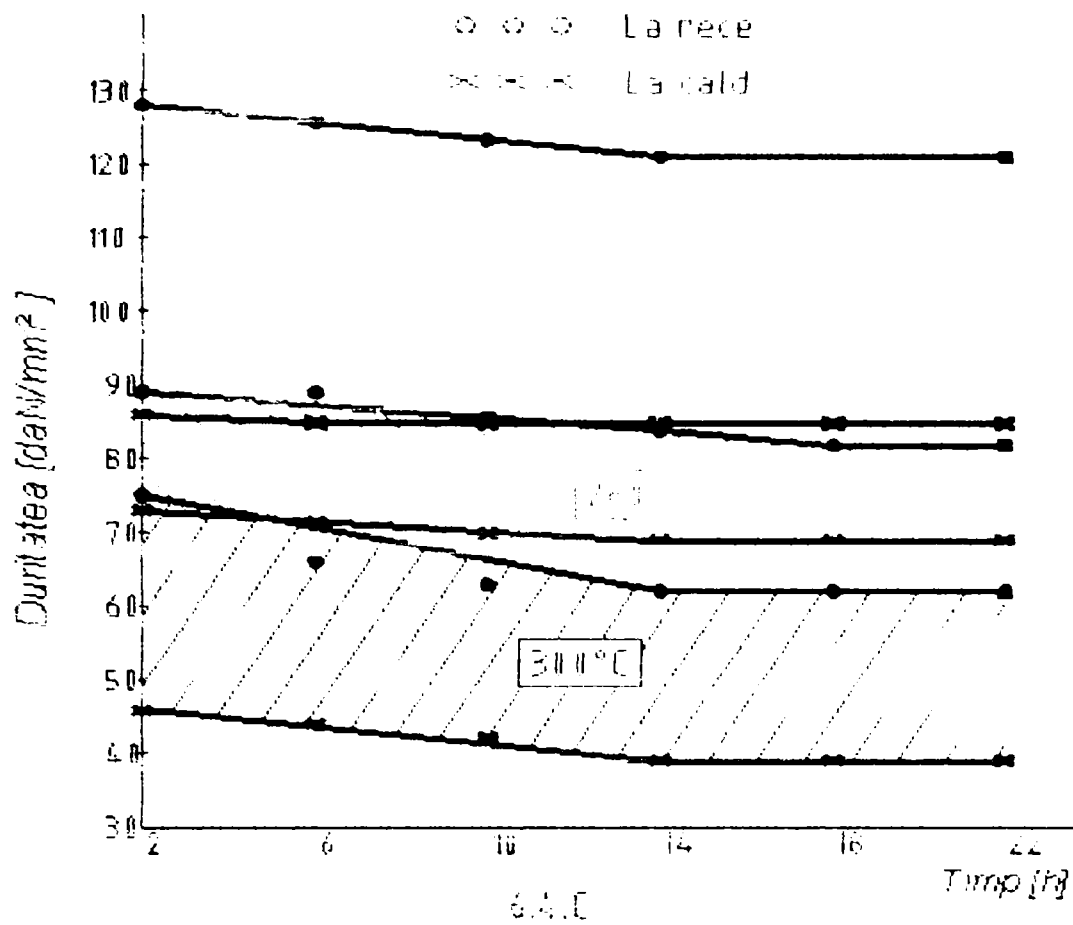
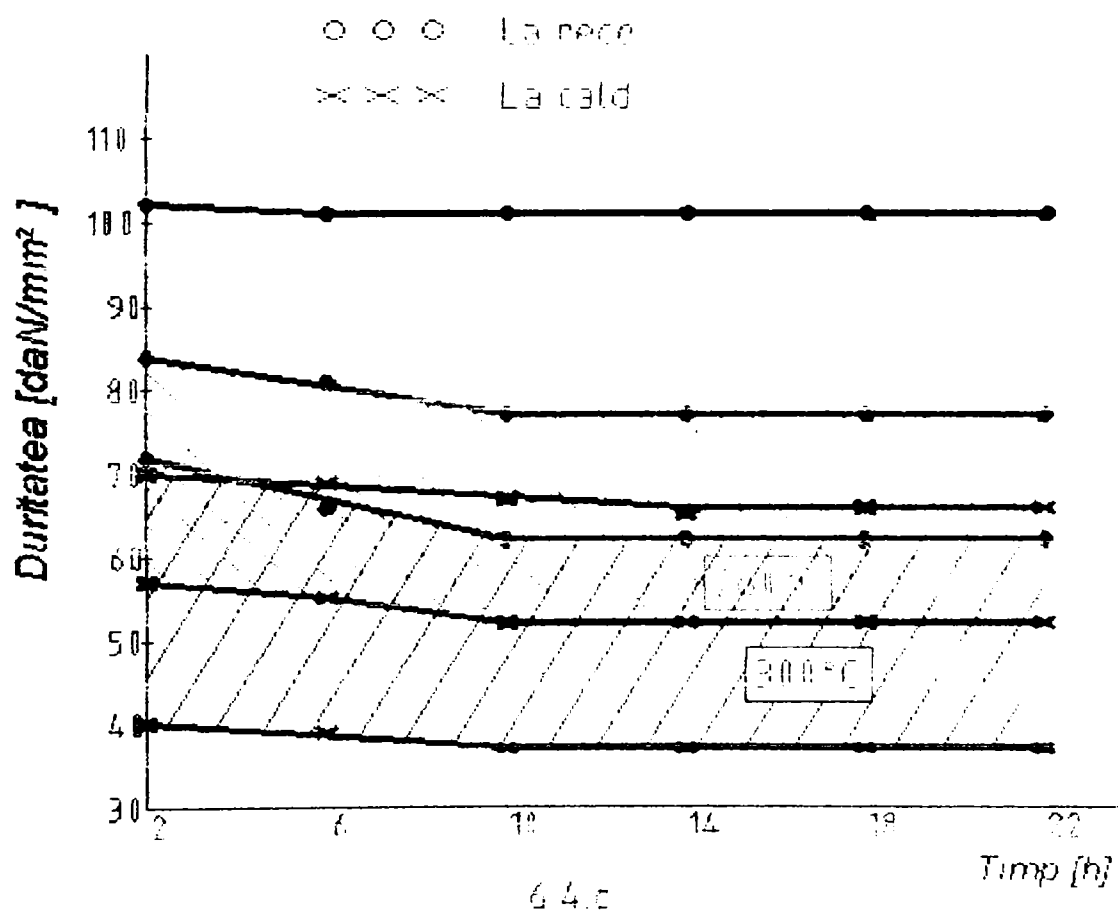


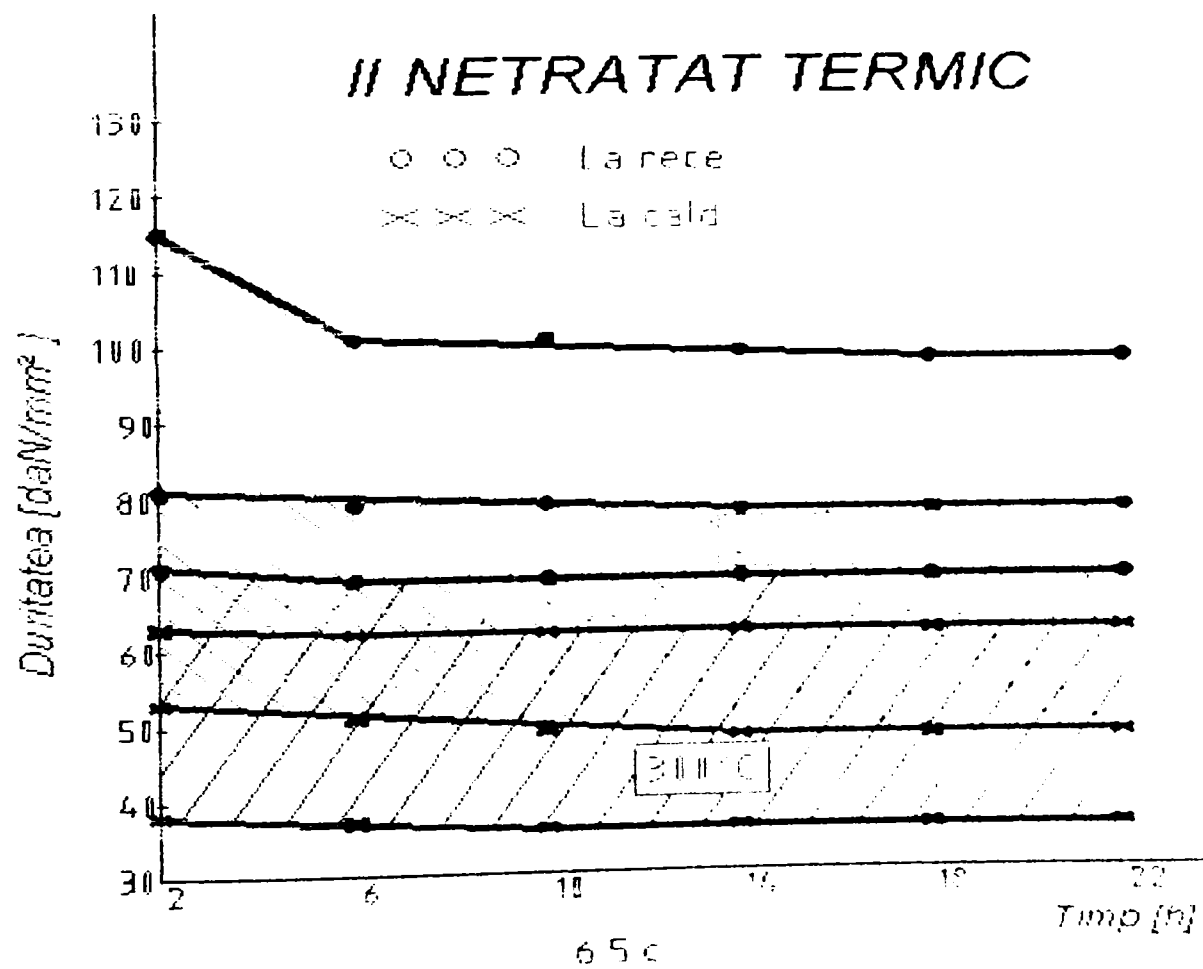
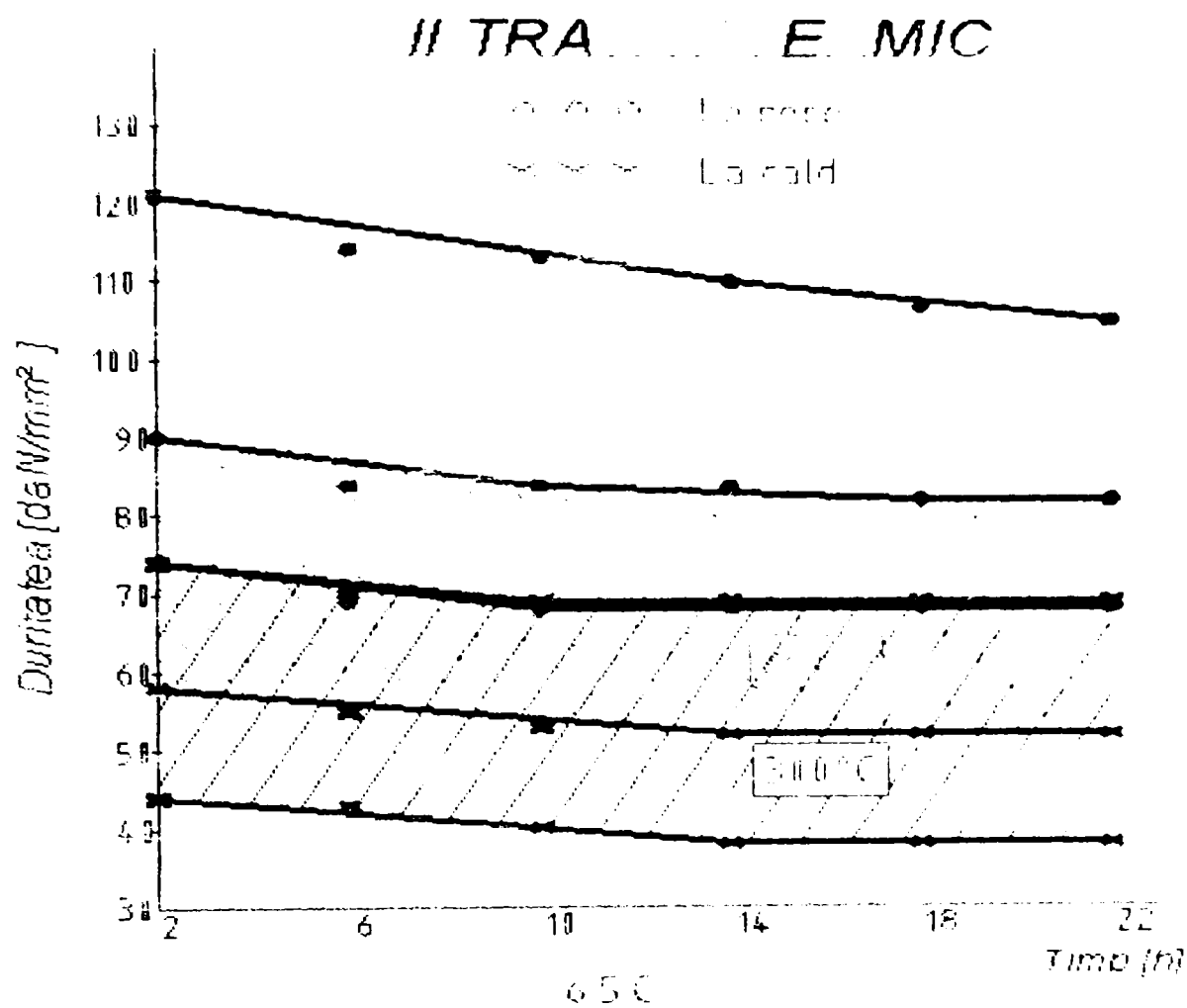
Fig. 6.4b – 6.7b Influența timpului de menținere la diferite temperaturi pînă la stabilizarea rezistențelor de rupere la tracțiune

I TRATAT TERMIC

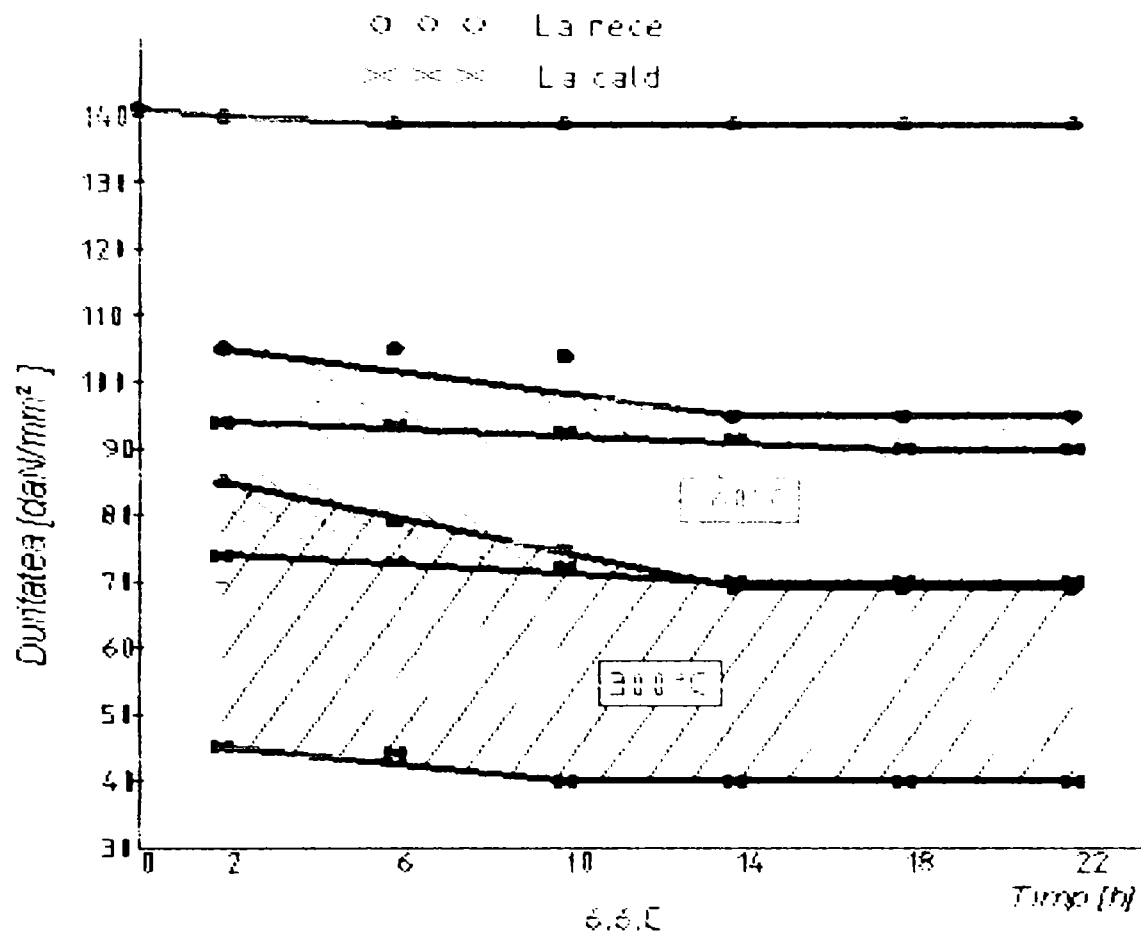


I NETRATAT TERMIC

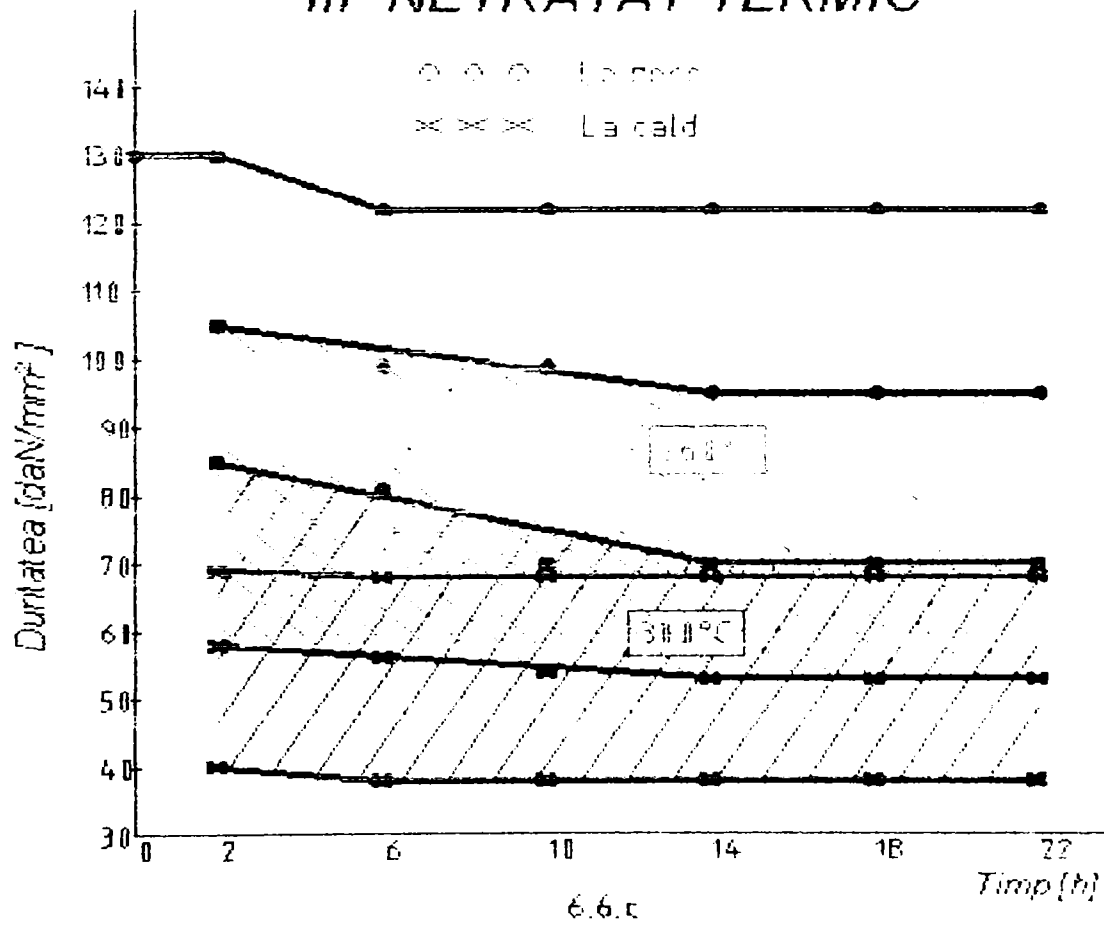




III TRATAT TERMIC



III NETRATAT TERMIC



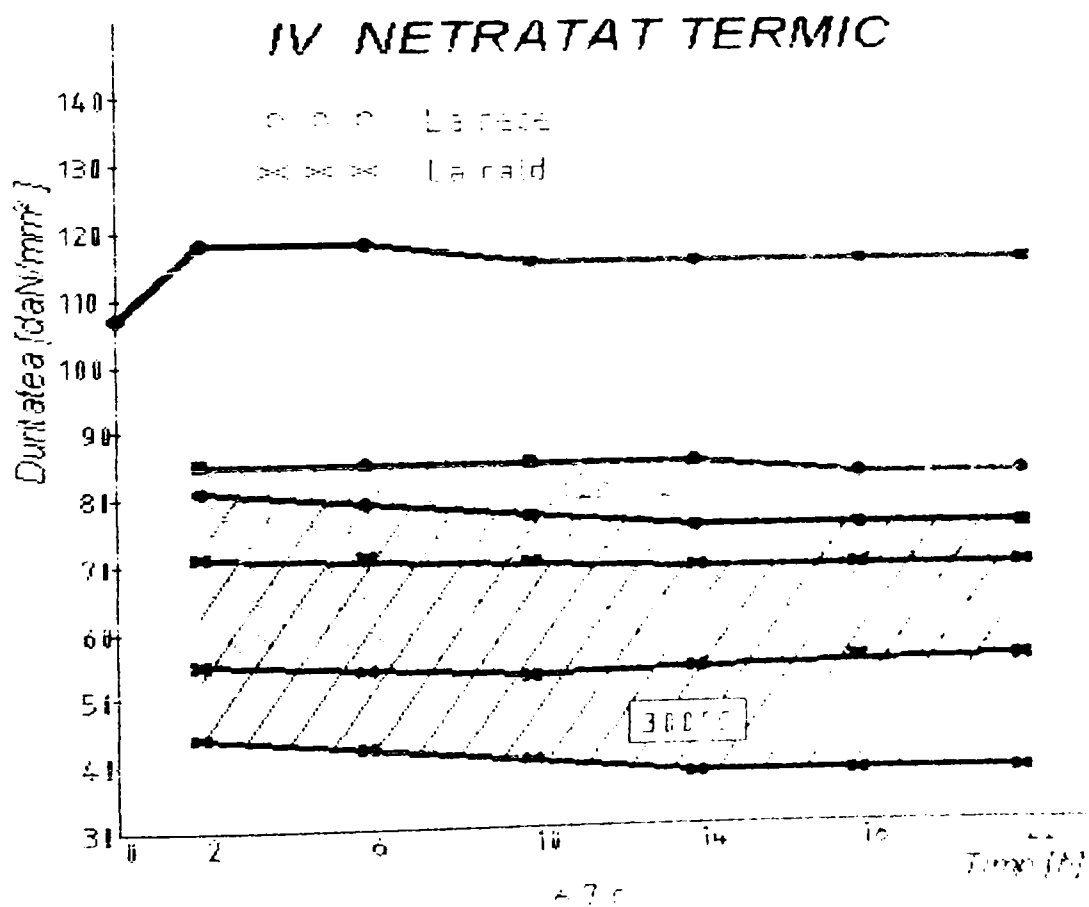
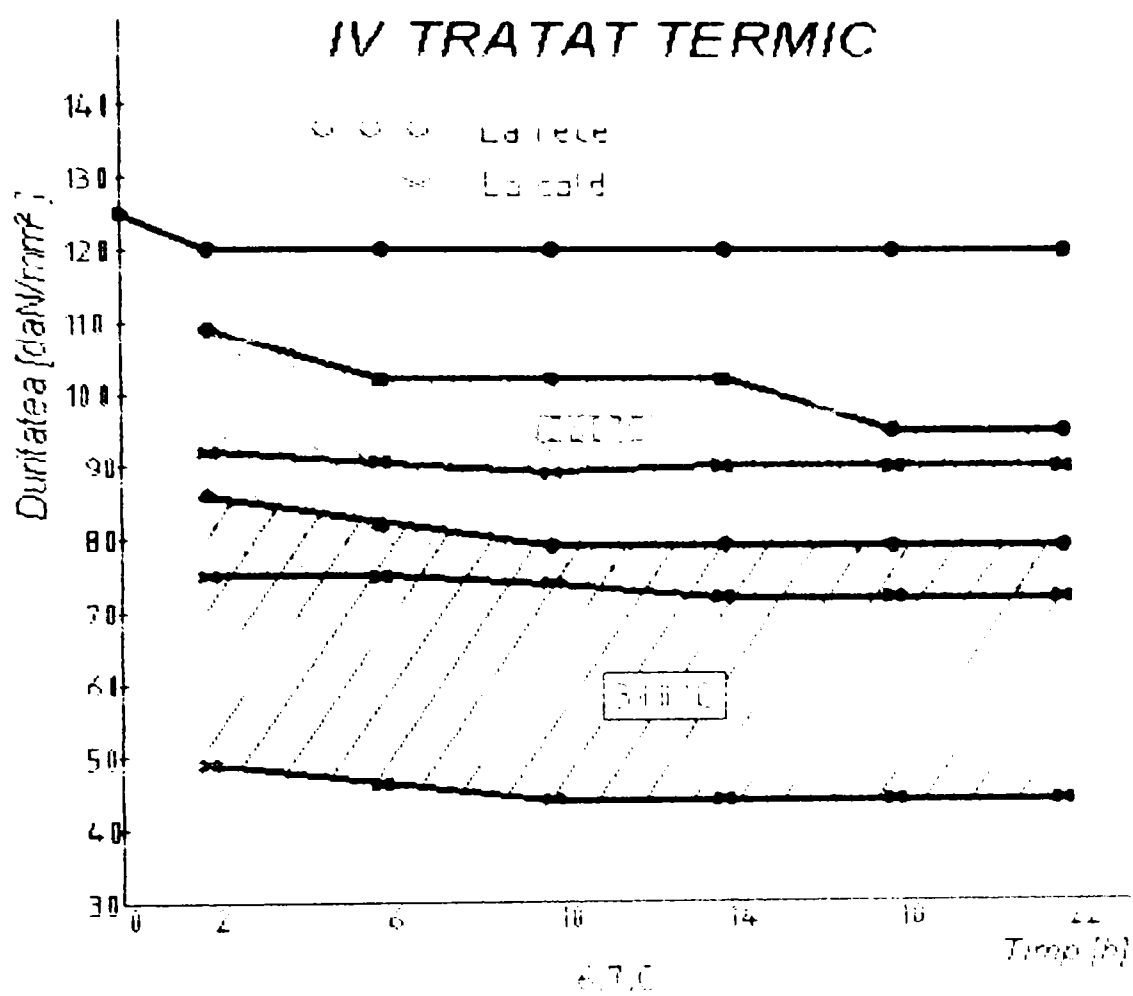


Fig. 6.4c – 6.7c Influența timpului de menținere la diferite temperaturi pînă la stabilizarea durităților

Analizând variația valorilor medii ale proprietăților mecanice ale unor aliaje folosite la turnarea pistoanelor, în stările netratate și tratate termic, atât la încălzirea continuă până la 300°C, cât și la menținerea la temperaturi ridicate (cicluri ce “imită, reproduc” regimul de funcționare al motoarelor) până la stabilizarea proprietăților mecanice, se pot desprinde câteva concluzii de mare importanță pentru practica industrială în cazul folosirii aliajelor de aluminiu la temperaturi ridicate. Între acestea se cer enumerate următoarele:

1. Aliajele de aluminiu destinate turnării pieselor ce lucrează la temperaturi ridicate, între care și pistoanele motoarelor cu ardere internă, indiferent de compoziția lor chimică și de tratamentul termic aplicat după turnare, pe măsura creșterii continue a temperaturii până la 300°C sau a menținerii la temperaturi de 220°, 260° și 300°C până la obținerea constantei proprietăților, pierd substanțial din valoarea R_m și HB și câștigă în A (fig.6.4-fig.6.7).

2. Reducerea (pierderea) proprietăților mecanice este cu atât mai mare (intensă) cu cât aceste proprietăți au valori mai ridicate înainte de încălzire (continuă sau menținere la 220°-300°C, aliajele 1 și 4 în stare tratată termic) cum se vede și din tab.6.3, în care se dau valorile maxime și minime A, R_m și HB ale aliajelor TT și N la încălzirea continuă, cât și diferența valorilor Max-Min.

Tab 6.3

Valorile proprietăților aliajelor obținute la încălzire continuă

Aliaj	Maxime la 20°C/Minime la 300°C						Diferența Max-Min					
	Tratat termic			Netratat			Tratat termic			Netratat		
	R_m	HB	A	R_m	HB	A	R_m	HB	A	R_m	HB	A
1.	32/ 17	137/ 45	3/ 03	21/ 15,2	105/ 42	5/1	15,0	92	2,7	5,8	53	4,0
2.	26/ 15,9	138/ 45	3/ 0,6	20/ 12,5	95/ 40	3,2/ 0,9	10,1	93	2,4	7,5	55	2,3
3.	27/ 18,4	142/ 49	4/ 6,5	22/ 17,4	128/ 43	4/1	8,6	93	3,5	4,6	85	3,0
4.	32/ 19,8	124/ 50	4/ 0,9	23/ 16	107/ 45	5/ 1,4	12,2	74	3,1	7,0	62	3,6

3. Din tab.6.3 se remarcă pregnant faptul că valorile R_m și HB (considerate minime) la temperaturi de 300°C după încălzirea continuă, sunt foarte apropiate indiferent de compoziția chimică și starea aliajelor și variază pentru:

$R_{m_c} = 15,9 \dots 19,8 \text{ daN/mm}^2$ stare călită, respectiv $R_{m_n} = 12,5 \dots 17,4 \text{ daN/mm}^2$ stare netratată (turnată); $HB_c = 45 \dots 50 \text{ daN/mm}^2$ stare călită, respectiv $HB_n = 40 \dots 45 \text{ daN/mm}^2$ stare netratată.

Dacă excludem valoarea de $R_m=12,5 \text{ daN/mm}^2$ pentru aliajul 2 observăm că la temperatura de 300°C (după încălzirea continuă) diferența de proprietăți a aliajelor, pentru stare caldă, este de numai :

$R_{m,1}=R_{m_{\max}}-R_{m_{\min}}=2,8 \text{ daN/mm}^2$ și $HB_c=HB_{\max}-HB_{\min}=5 \text{ daN/mm}^2$ iar pentru starea netratată $R_{m_n}=2,2$ și $HB_n=5 \text{ daN/mm}^2$.

4. Având în vedere mărimea foarte apropiată a valorilor proprietăților de duritate, obținute pentru toate aliajele după încălzirea continuă la 300°C , atât ca valori absolute cât și ca diferențe între Max-Min, considerăm că pentru studii viitoare este suficient a se determina influența compozițiilor chimice, tratamentelor termice doar asupra durităților. Acest fapt ar simplifica mult metoda de încercări, ar conduce la economii de material, combustibil, timp etc.

5. Proprietăți de plasticitate, exprimate prin $A[\%]$ cresc la temperatura de 300°C pentru toate aliajele și stările acestora, dar mai accentuat la cele netratate termic și anume: $A_{n20^\circ\text{C}}=0,9\dots1,4$ și $A_{n300^\circ\text{C}}=3,5\dots5\%$, în timp ce aliajele tratate termic $A_{c20^\circ\text{C}}=0,3\dots0,9$ și $A_{c300^\circ\text{C}}=3\dots4\%$. Oricum se obțin valori omogene și pentru diferențele Max-Min în cazul aliajelor și anume $A_{\max}=2,3\dots4\%$.

6. Concluziile ce rezultă din analiza fig.6.4-fig.6.7 și tab.6.3 în care valorile R_m și HB se “nivelează” arată, paradoxal, că tratamentul termic (călire+revenire) devine inutil în cazul când piesele turnate din aliaje de aluminiu se folosesc în regim de funcționare la temperaturi ce depășesc linia solvus (v.fig.7.2), afirmațiile respective având suport și prin cercetările efectuate în [6], [7], [8], [77], [79], [89], [104], [121], [122], [123], [129], [137].

7. Concluzia 6, deși foarte importantă pentru practica industrială privind comportarea aliajelor de aluminiu ce se încălzesc continuu până la temperaturi de peste 300°C , nu este suficient de bine argumentată pentru simplul fapt că unele aliaje (și în acest caz și pistoanele motoarelor termice) de aluminiu vor funcționa timp îndelungat și la diferite temperaturi (pistoanele motoarelor termice la pornire se vor încălzi și vor funcționa la diferite timpuri și diferite regimuri de temperaturi, repartizată pe înălțimea pistonului [5],[11],[36]. De aceea în tab.6.4 se redau influența timpilor și temperaturi de menținere la 300°C asupra valorilor proprietăților R_m și HB stabilizate, ale aliajelor tratate termic și netratate (la cald și la rece) .S-a ales pentru prezentare doar temperatura de 300°C , întrucât la temperaturile de încercare $T < 300^\circ\text{C}$ (cum se vede din fig.6.4.c,d...fig.7,c,d) proprietățile R_m și HB , fiind superioare celor de la temp de 300°C , nu prezintă pericol pentru integritatea și buna funcționare a pieselor din aliaje de aluminiu ce lucrează la temperaturi sub 300°C .

Tab. 6.4

Valorile R_m și HB stabilizate după menținerea [h] la temp. de 300°C

Tip aliaj	Incercat la:	Initial				Timpul[h]				Valorile stabilizate după[h]			
		Tratat termic		Netratat		Tratat termic		Netratat		Tratat termic		Netratat	
		R_m	HB	R_m	HB	R_m	HB	R_m	HB	R_m	HB	R_m	HB
1.	Cald	32	137	21	105	14	14	10	10	12	39	11,8	37,0
	Rece					18	10	18	14	14,5	62,4	13,6	62,4
2.	Cald	26	138	20	95	6	14	10	10	11,5	38	11,0	36,0
	Rece					14	6	14	10	15,1	68,8	13,4	68,8
3.	Cald	27	142	22	128	10	10	10	10	12,0	40,0	11,7	38,0
	Rece					14	18	6	14	14,0	7,0	13,4	71,0
4.	Cald	32	124	23	107	2	14	10	14	17,0	43,0	15,5	38,0
	Rece					6	14	2	14	18,0	77,3	16,6	75,0

Rezultatele obținute la încercarea de menținere la temperatura de 300°C până la atingerea valorilor constante ale R_m și HB arată că:

- valorile R_m și HB, la cald, atât la aliajele tratate termic cât și cele netratate se reduce substanțial față de valorile inițiale (tab.6.5). Astfel, R_m inițial având valoare medie maximă $R_{m_{max}}=29,2$, ajunge după încălzirile de încălzire continuă și la timpii de stabilizare la $R_{m_{min}}=17,8$ și 13,1, iar $HB_{max}=135,2$ are $HB_{min}=47,2$ și 40 daN/mm², în cazul aliajelor tratate termic, și, la $R_{m_{max}}=21,5$ și $R_{m_{min}}=15,3$ și 12,5, cât și $HB_{max}=109$ și $HB_{min}=42,5$ și 37,2 daN/mm² în cazul celor netratate. Adică diferențele între R_m și HB maxime și cele obținute la încălzirea continuă și după menținerea la temperaturi de stabilizare a acestor proprietăți va fi:

$R_{m_{max}}-R_{m_{min}}=11,4$; 16,1 și $HB_{max}-HB_{min}=88,0$ - 95,2, pentru starea tratată termic, iar $R_{m_{max}}-R_{m_{min}}=6,2$ și 9,0 și $HB_{max}-HB_{min}=66,5$ și 71,8 pentru starea netratată.

Tab.6 5

Valorile R_m și HB [daN/mm²] obținute în diferite condiții.

Aliajul	Stare	Inițial (Max.)		După încălzire și menținere până la stabilizare la temp de 300°C (Minime)							
		R_m	HB	Continuă		După stabilizare		$\Delta = \text{Max} - \text{Min}$			
				R_m	HB	R_m	HB	Continuu		Stabilizat	
								R_m	HB	R_m	HB
1.	T.T	32	137	17	45	12,0	39	15,0	92	20	98
	N	21	105	15,2	42	11,8	37	5,8	63	9,2	68
2.	T.T	26	138	15,9	45	11,5	38	10,1	93	14,5	100
	N	20	95	12,5	40	11,0	36	7,5	55	9,0	59
3.	T.T	27	142	18,4	49	12,0	40	8,6	93	15,0	102

	N	22	128	17,4	43	11,7	38	4,6	85	10,3	90
4.	T.T	32	124	19,8	50	17,0	43	12,2	74	15,0	81
	N	23	107	16,0	45	15,5	38	7,0	62	7,5	69
Media	T.T	29,2	135,2	17,8	47,2	13,1	40	11,4	88,0	16,1	95,2
	N	21,5	109	15,3	42,5	12,5	37,2	6,2	66,5	9,0	71,8

Aceste valori ne conduc la unele concluzii, extreme de importante pentru practica industrială:

a)- tratamentul termic ce urmărește obținerea de proprietăți mecanice maxime ale aliajelor de aluminiu, călire și revenire, devine inutil întrucât după încălzirea la o temperatură peste temperatura liniei solvus, din cauza fenomenelor ce se petrec în sol. sol α , aceste proprietăți se reduc simțitor. Are loc de fapt un tratament de „recoacere sau revenire”, care este condiționat de starea inițială a aliajului turnat.

b)- aliajele de aluminiu turnate, indiferent de compoziția chimică și de stare (turnat, tratat termic), în cazul când se folosesc în agregate ce lucrează la temperaturi ce depășesc linia de transformare a soluției solide α , linia solvus, se recomandă a fi tratate termic, cel puțin la temperatura de lucru, în vederea stabilizării structurii- recoacere sau revenire.

c)- din fig.6.4...6.7 și tab.6.4 și 6.5 reiese că: diferența Δ din valorile maxime ale proprietăților obținute înainte de încercările de încălzire și încălzirile la diferite temperaturi (până la atingerea constantei proprietăților) cresc cu atât mai mult cu cât temperatura de încercare (funcționare a motorului) este mai lungă. Astfel din tab. 6.5 reiese că valoarea medie $\Delta R_m = \text{Max} - \text{Min}$, pentru starea tratată termic, este cuprinsă pentru $\Delta_m \cdot R_m = R_{m.\text{max}} - R_{m.\text{min}} = 29,2 - 17,8 = 11,4$ la încălzirea continuă și de 16,1 în cazul încălzirii până la stabilizarea R_m (adică $R_{m.\text{min}}$).

În cazul ΔHB_m vom avea, în aceleași condiții de încercări $\Delta_{m.HB} = 88$ și 95,2 da N/mm^2 . Valorile respective, pentru aliajele netratate sunt corespunzător $\Delta_m \cdot R_m = 6,2$ și 9,0 și $\Delta_{m.HB} = 66,5$ și 7,8.

d)- aliajele tratate termic (călite și revenite) mențin din valoarea proprietăților medii inițiale $R_{m.m}$ aproximativ 61,5 % la încălzirea continuă și 44,5% după menținerea până la stabilizarea proprietăților iar HB_m 35 și respectiv 29,5 %. Pentru aceleași condiții de încercare aliajele netratate termic posedă $R_{m.m} = 71,5$ și 58% iar $HB_m = 39$ și 34,2%. Pierderea mai accentuată a proprietăților aliajelor tratate termic se datorează faptului că la temperatura de 300°- la încălzirea continuă dar în special la menținerea la această temperatură – valorile proprietăților mecanice aproape se nivelează în timp ce valorile inițiale sunt foarte diferite și mult mai mari în cazul aliajelor tratate termic.

e)- consecințele influenței temperaturilor și timpilor la care funcționează pistoanele mașinilor termice, care conduc la nivelarea proprietăților mecanice indiferent de compoziția chimică și starea de tratament a aliajelor folosind Cu predilecție a siluminurilor la turnarea pistoanelor.

6.4 ASPECTE PRIVIND INFLUENȚA MODIFICATORILOR ȘI A UNOR Ea ASUPRA TRANSFORMĂRILOR DIN AA

Datorită faptului că pistoanele motoarelor cu ardere internă ajung să funcționeze la temperaturi de peste 350 °C [116], temperatură ce se găsește la nivelul curbelor de variație a solubilității elementelor de aliere în aluminiu, va conduce implicit la apariția fenomenelor de dizolvare (starea recoaptă) sau precipitare (stare călită) a fazelor durificatoare [123], compușii intermetalici din soluția solidă de Al cît și recomandarea că aliajul de tip silumi eutectic satisface pe deplin cerințele tehnologice și de întrebuințare cerute de pistoanele turnate, în cele ce urmează se fac încercări de evidențiere (comparare) a proprietăților obținute după modificare cu diferite substanțe și tratament termic. Acest lucru este determinat și de afirmația că încercările și studiile recente au scos în evidență faptul că aliajele de tip silumin și în cadrul acestora cele cu aproximativ 12 % Si; 1,2 % Cu; 1 % Mg și cu mai puțin de 1,3 % Ni și 0,7 % Fe [61] au o pondere însemnată la turnarea pistoanelor. Datorita acestui fapt se prezintă studiile efectuate pe unele aliaje (tab. 6.6) comparativ cu aliajul “y” – tip A (des utilizat) [8], [89] la turnarea pistoanelor.

Aliajele au fost elaborate în condițiile descrise în Cap. 2 și au fost supuse modificării cu Na, P, S, iar tratamentul termic ca în Cap. 6.3. Întrucât s-a văzut în Cap. 6, că duritatea aliajelor reprezintă cel mai fidel proprietățile mecanice nu s-au făcut și determinări de Rm. Duritățile au fost determinate în stările turnat și călit, după încălzirea continuă făcută la 325°C, și după menținere la 325°C timp de 8 ore, timp în care se obține constanța proprietăților (cum s-a văzut în fig. 6.4c – fig. 6.7c).

Din încercările efectuate, în stările turnat și călit, a reeșit că după o încălzire la temperatura de 325 °C duritățile devin sensibil egale pentru ambele stări. Aliajele cu conținut de Ni păstrează mai bine proprietățile inițiale obținute în stare călită, posedă însă valori de contracție liniară mai mari decât celelalte.

Tab. 6.6

Aliajele studiate și proprietățile mecanice obținute

Aliaj	Compoziția chimică [%]					Modif	Duritatea [HB]			Contracția după ment. [%]
	Si	Cu	Mg	Ni	Mn		Inițial	După încălz. 325°C	După menț. de 8 h	
A	0,5	4,3	1,5	2,0	-	Na	115/130	76/105	67/74	3,13/6,30
B	12	1,2	1,0	1,3	-	Na	98/125	88/96	66/69	2,14/4,32
C	12,3	0,85	0,85	-	0,85	P	93/130	80/82	66/64	0,12/3,58
D	9,2	1,1	0,75	-	0,30	S	94/120	83/87	65/63	0,44/3,68

Din reprezentarea (fig. 6.8) variației alungirii probelor cu temperatura reese că aliajele cu Ni au, de asemenea, o alungire absolută mai mare decât celelalte. În stare călită, în toate cazurile se obțin alungiri mai mari decât în stările turnate [121].

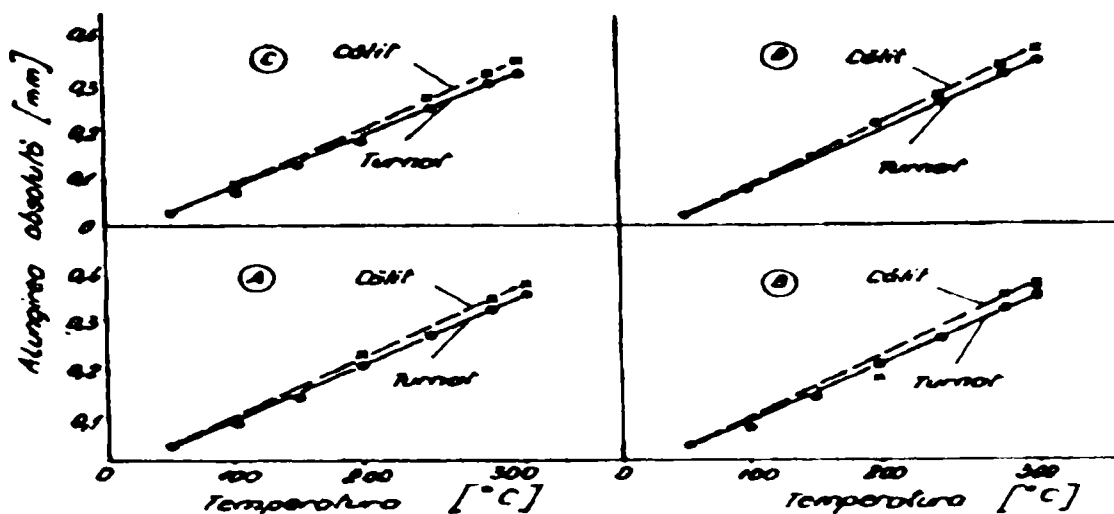


Fig. 6.8 Alungirea probelor funcție de temperatura de încercare.

Reiese clar că pistoanele vor suferi procesul de separare a fazelor durificatoare și apoi dizolvarea în soluția solidă α , cu atât mai intens cu cât aliajul conține mai multa soluție solidă preeutectică și temperatura de regim va fi mai mare. Pe această bază se vor reduce proprietățile mecanice [122], [123] lucru constant și în [61].

În sprijinul cercetărilor și afirmațiilor proprii vin și cercetările publicate în [61] de către firma Mahle, din care se desprinde foarte clar că: odată cu creșterea temperaturii de funcționare a pistoanelor se atenuază puternic proprietățile mecanice inițiale (la rece) ajungându-se, de exemplu, pentru aliajele de tip eutectic tratate termic (durificate prin precipitare artificială) și cele netratate, ca la temperaturi în jur de 260°C să se obțină valori ale rezistenței la rupere de numai $7...9 \text{ daN/mm}^2$ în cazul ambelor stări: inițiale ale pistoanelor, tratate termic (călite) și netratate (turnate).

Din analiza (fig. 6.8) se vede că aliajele tratate termic obțin un joc termic mai mare datorită transformărilor de fază (punere în soluție la încălzire, precipitarea fazelor durificatoare la încălzire și apoi la răcire. De aceea pistoanele din aliaje capabile a suferii fenomenul de durificare prin precipitare trebuie: fie să nu se trateze termic (călire), fie să se supună recoacerii de omogenizare.

Considerăm necesară modificarea punctului de vedere (deci și STAS) după care “calitatea” pistoanelor la temperatura de regim este apreciată de calitatea acestora la temperatura ambiantă.

Ținând cont de temperaturile la care are loc dizolvarea fazelor durificatoare devine necesară: elaborarea și apoi încercarea unor aliaje care să conțină elemente care ridică temperatura curbelor de variație a solubilității acestora în aluminiu (și poate cantitatea) cu toate că această concluzie contravine principiilor de aliere în vederea obținerii de proprietăți mecanice cât mai ridicate la temperatura ambiantă. Afirmația obligă la a determina, obligatoriu proprietățile mecanice ale acestor AA în gama $150...350^{\circ}\text{C}$.

Concluzii parțiale:

Din analiza fig. 6.4 - fig. 6.8 cât și din tab. 6.2...6.4 se remarcă faptul că:

- Valorile proprietăților mecanice la temperatura de funcționare a pistoanelor sunt foarte reduse.
- La temperatura de funcționare a pistoanelor (considerată a fi de peste 300⁰C), practic, între valorile proprietăților mecanice ale aliajelor tratate termic și netratate nu există deosebiri mari ceea ce conduce la susținerea că tratamentul termic ce urmărește obținerea de valori maxime în stare rece (înainte de funcționare) motorului este inutil.
- Proprietățile (mecanice sau fizice), determinate pe materialul pistonului în stare inițială “tratată sau netratată” nu sunt concludente și nu pot să alcătuiască un certificat care să caracterizeze în mod fidel calitățile funcționale ale pistonului. Acestor proprietăți am putea conveni să le atribuim denumirea de “**pseudoproprietăți**” sau “**proprietăți aparente**”, care sunt diferite de proprietățile efective oferite de masa pistonului în diferite zone de solicitare izotermică, solicitare datorată încălzirii inevitabile a pistonului în timpul funcționării sale. Acestea reflectă situația reală a posibilităților de satisfacere a condițiilor funcționale ale pistonului, constituind proprietățile concrete de funcționare pe care convenim a le denumi “**proprietăți efectiv funcționale**”.
- Proprietățile efectiv funcționale, ținând seama de temperaturile de încălzire ale pistonului în cilindru și de durata de solicitare la aceste temperaturi, sunt inferioare proprietăților aparente inițiale determinate la rece. Acest fapt reiese și din dinamica transformărilor la încălzire a aliajelor complexe de aluminiu studiate (tabelul 6.1) din care rezultă aspectul cantitativ și calitativ al modificărilor structurale intervenite, (acest fapt a fost dovedit practic în lucrare prin experiențele efectuate).
- Proprietățile redobândite la rece, atunci când temperatura de încălzire depășește o anumită valoare, sunt inferioare proprietăților inițiale aparente determinate la rece.
- Analiza proprietăților la cald peste anumite valori ale temperaturilor de încălzire, în cazul aceluiași aliaj tratat termic pe de o parte și netratat de altă parte, dovedește un efect de atenuare treptată a proprietăților a aliajelor tratate termic, diferențele față de cele netratate ajungând la unele aliaje la valori neglijabile.
- Datorită transformărilor intervenite prin încălzire, coeficientul de dilatare termică a materialului, variază determinând o reșezare funcțională a jocului termic în ajustajul piston – cilindru.
- Dacă se are în vedere și faptul [111] că unele tipuri de motoare ajung să obțină pe pistoane temperaturi de regim de până la 500⁰C, în această situație devine mai mult decât obligatorie reconsiderarea principiilor care stau la baza alegerii tehnologiilor de fabricare a pistoanelor cu bază aluminiu.
- La baza alegerii și stabilirii compoziției chimice (a cantității și naturii elementelor de aliere) a aliajelor cu baza aluminiu, destinate turnării pistoanelor trebuie să stea în primul rând nu criteriul de rezistențe mecanice la rece ci la cald. Aceasta ar mări stabilitatea dimensională a pistoanelor ceea ce ar reduce valorile jocului radial încă de la proiectare. Criteriile respective ar permite creșterea substanțială a fiabilității pistoanelor, reducerea consumului de carburanți, simplificarea tehnologiilor de fabricație.

Capitolul 7

STUDIUL TRANSFORMĂRILOR ALIAJELOR ÎN DIFERITE STĂRI PRIN ANALIZĂ DILATOMETRICĂ

Pentru studiul detaliat al proceselor transformărilor de fază care au loc sub aspect calitativ și cantitativ în aliajele studiate în timpul încălzirii lor în condițiile funcționării pistoanelor, precum și pentru determinarea coeficienților de dilatare termică liniară, s-au efectuat analize dilatometrice, pe aliajele 1, 2 și 4, aliaje mult folosite la turnarea pistoanelor.

Prin analiza dilatometrică s-au urmărit, în primul rând, variațiile volumetrice conform cărora să se ajungă în posibilitatea interpretării transformărilor cantitative de fază, comparativ studiate de la aliaj la aliaj și în cadrul aceluiași aliaj de la o stare a tratamentului termic la alta. În al doilea rând s-a urmărit stabilirea coeficienților de dilatare termică liniară, studiul făcându-se de asemenea comparativ între aliajele studiate, iar la același aliaj comparația decurgând în funcție de starea la care se găsește aliajul. Din valorile de variație a coeficienților de dilatare termică liniară, în funcție de temperatura și timpul de menținere, s-au determinat variațiile jocului termic în condițiile de exploatare a ajustajului piston-cilindru.

7.1 CONDIȚIILE DE EXPERIMENTARE

Analiza dilatometrică a fost efectuată la un dilatometru U.D.D.A., capabil să realizeze atât curbe dilatometrice absolute cât și diferențiale. În lucrare se expune numai metoda de analiză dilatometrică absolută, aceasta fiind cu prisosință în măsură să elucideze obiectivele care constituie subiect de interes pentru parametrii propuși spre rezolvare.

Curbele dilatometrice absolute de dilatare Δl (mm) în funcție de temperatură sunt reprezentate în fig. 7.1. pentru diferite stări ale aliajelor reprezentative.

Amplificarea a fost aleasă astfel încât curbele au fost trasate cu o variație a dilatării (în ordonată) la o scară de 75,5 mm pentru 0,1 mm de variație a lungimii probei.

Rezultă de aici o sensibilitate la măsurare:

$$K = \frac{75,5}{0,1} = 755$$

Lungimea probelor studiate a fost la 20°C de 50 mm. Temperatura de încălzire a fost realizată în sistemul de încălzire a dilatometrului cu o viteză de 10°C/min, valorile de temperatură fiind marcate în zona temperaturilor care prezintă interes de studiu, din 10 în 10°C. Temperatura a fost măsurată cu un termocuplu Pt-PtRh, al cărui cap a fost introdus într-un alezaj (Φ 0,3 mm) practicat la unul din capetele epruvetei.

Pentru analiză dilatometrică a fost aleasă temperatura de încălzire de 325°C , valoare reprezentativă pentru situațiile de frecvență maximă, privitoare la condițiile încălzirii suprafeței superioare a capului pistonului [11], [36].

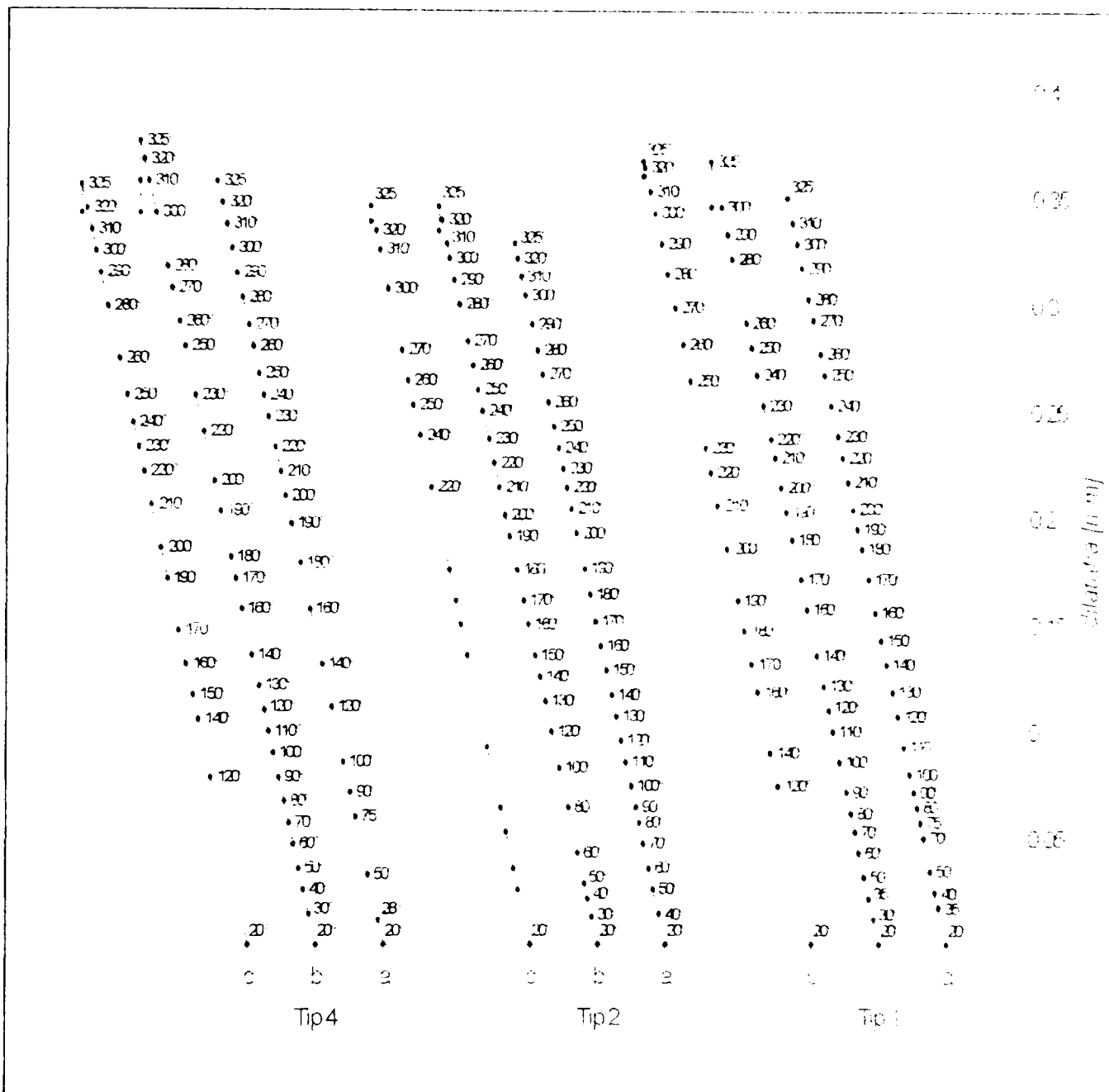


Fig. 7.1 Curbele dilatometrice absolute la aliajele de tip 1, 2 și 4 în stare a-recoaptă (R); b-tratăată termic artificial (TT); c-netratată (N).

7.1.1 Interpretarea curbelor din fig. 7.1

La curbele "a", trasate pentru probele recoapte, în intervalele temperaturilor joase se remarcă o alungire mai mică față de cea marcată la temperaturi peste 220°C , în special la valori apropiate de 325°C . Aceasta se explică prin aceea că, în timpul încălzirii continue, în probele recoapte intervine dizolvarea în sol. sol. α , a constituenților solubili, constituenți care s-au separat în timpul răcirii la recoacere conform variației limitei lor de solubilitate în funcție de temperatură. La încălzire dizolvarea intervine conform

obs:

În diagrama (fig. 7.2) distingem: α soluție solidă de aluminiu în care s-au dizolvat Ea sau formațiuni de Ea cu alte elemente F_{Ea} , cum ar fi și compuși intermetalici C.I. ($CuAl_2$, $NiAl_3$, $FeAl_3$, $MnAl_6$, Mg_2Si , Al_3Mg_2 , $CuMgAl_2$ (faza S); $CuAl_5Mg_5$ (faza T); $CrAl_7$; $FeNiAl_9$; Mg_2CuAl_{12} ; Cu_3NiAl_6 ; $Cu_8Ce_3MnAl_{24}$ toate numite faze secundare etc, [60]). În general formațiunile (fazele) secundare sunt funcție de compoziția chimică a aliajului Al+Ea; T.T aplicate vitezelor de răcire la turnare și la T.T. E – eutecticul format din $\alpha + F_{Ea}$ sau $\alpha + Ea$; Fs faza secundară ce se separă din sol. sol. α , conform linie d-B ($CuAl_2$, $NiAl_3$, $FeAl_3$ etc...).

7.1.1.1 Tratamentul termic de durificare prin precipitare

În literatura de specialitate acest TT se mai numește: TT de punere în soluție, TT de durificare dispersă, TT de îmbunătățire etc. Indiferent de denumiri (preferințele autorilor), TT cuprinde două faze:

a) **Încălzirea aliajelor** turnate la temperaturi peste linia critică d-B cu menținere suficientă pentru a avea loc dezvoltarea fazelor secundare C.I sau F_{Ea} (sau chiar a componentului pur Ea). Cu cât temperatura de încălzire și timpul de menținere la această temperatură sunt mai mare cu atât se obține o sol. sol. α mai omogenă, dizolvarea fazelor secundare făcându-se mai complet. De regulă încălzirea se face cât mai aproape de temperatura eutecticului Al-Ea și menținere $t_m > 60$ min/mm grosimea de perete piesă turnată. Pentru a păstra sol. sol. α omogenă (saturată cu faza care s-a dizolvat în ea), este necesar a se efectua călirea, adică răcirea violentă, care se face de regulă în apă rece, în vederea menținerii forțate a formației dizolvate în sol. sol. α . În acest fel sol. sol. α suprasaturată, întrucât ea conține un surplus de formațiune dizolvată, proporțional cu segmentul d-b la temperatură ambiantă, dacă considerăm că am ales aliajul de compoziție chimică B % (care asigură maximum C.I. dizolvat) în Ea în cauză sau C.I. Adică în cazul nostru avem $CuAl_{2II}$ – faza separată din α suprasat și α nesat. sau α rest. Deci:

$$CuAl_{2II} (C.I.) = \frac{b\% - d\%}{100 - d\%} \quad (7.1)$$

$$\text{Iar } \alpha_{\text{nesat}} = \frac{100 - b\%}{100 - d\%}$$

În cazul diagramei noastre Al- $CuAl_2$ vom avea:

$$CuAl_{2II} = \frac{b - d}{CuAl_2 - b}; \alpha_{\text{nesat}} = \frac{CuAl_2 - b}{CuAl_2 - b}$$

În care $CuAl_{2II}$ este C.I. secundar, separat din sol. sol. α suprasaturată.

Prin verificare: $\alpha_{\text{suprasat}} = \alpha_{\text{nesat}} + CuAl_{2II} = 100\%$ (fig. 7.2.c).

Prin urmare atunci când se urmărește obținerea de proprietăți mecanice maxime (în special rezistență mecanică și duritate) se va lua, pentru TT de durificare prin precipitare, aliajul care va avea compoziția chimică identică cu B %, întrucât atunci se

obține și cantitatea maximă de fază secundară ($\text{CuAl}_{2\text{II}}$) din aliajul de α suprasat $d\%$, provenit din $B\%$. Adică:

$$\text{CuAl}_{2\text{II}} = \frac{5,65 - 0,5}{52,5 - 0,5} = \frac{5,65 - 0,5}{52,5 - 0,5} = \frac{5,10}{52} \quad (7.2)$$

Cu alte cuvinte, funcție de scopul urmărit, pentru aliajul cu $B\%$ din E_a (în cazul nostru CuAl_2) vom distinge cele două stări:

1. Turnată

a) La viteze de răcire mici la turnare structuri cu α nesaturat + CuAl_2 grosolani pe limita de separație a grăunților și $\text{CuAl}_{2\text{II}}$ fini în interiorul grăunților;

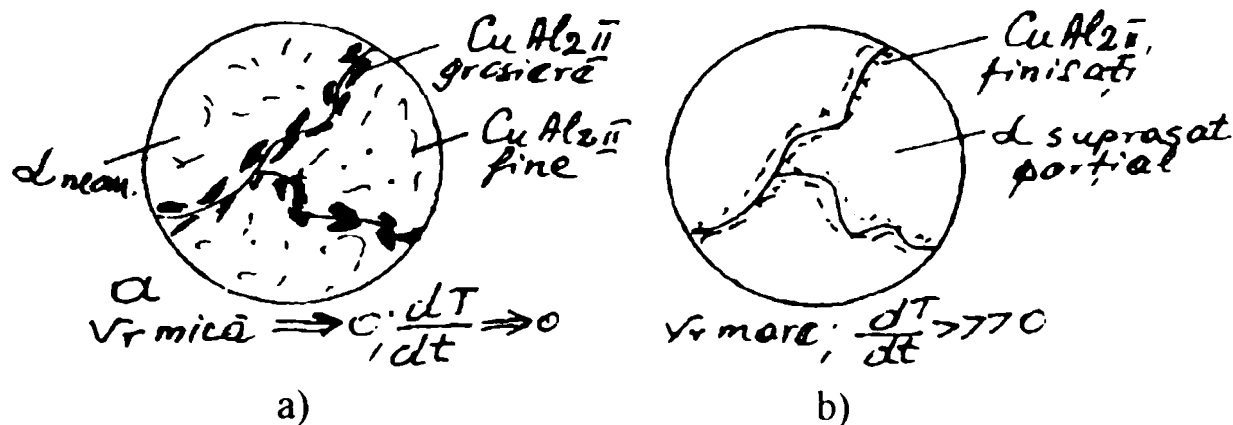


Fig. 7.2 a Structuri după turnare.

b) La viteze mari de turnare (de exemplu în cochilă), grăunții de α suprasaturați (în care sa dizolvat o cantitate de CuAl_2) și $\text{CuAl}_{2\text{II}}$ separat pe limita de separație a grăunților dar în cantitate mai mică și de dimensiuni mai reduse față de - a.

2. Tratată termic

În cazul în când se execută TT de durificare (dispersă) prin precipitare vom avea:

a) La încălzire pentru (călire)omogenizarea structurii peste linia d-B;

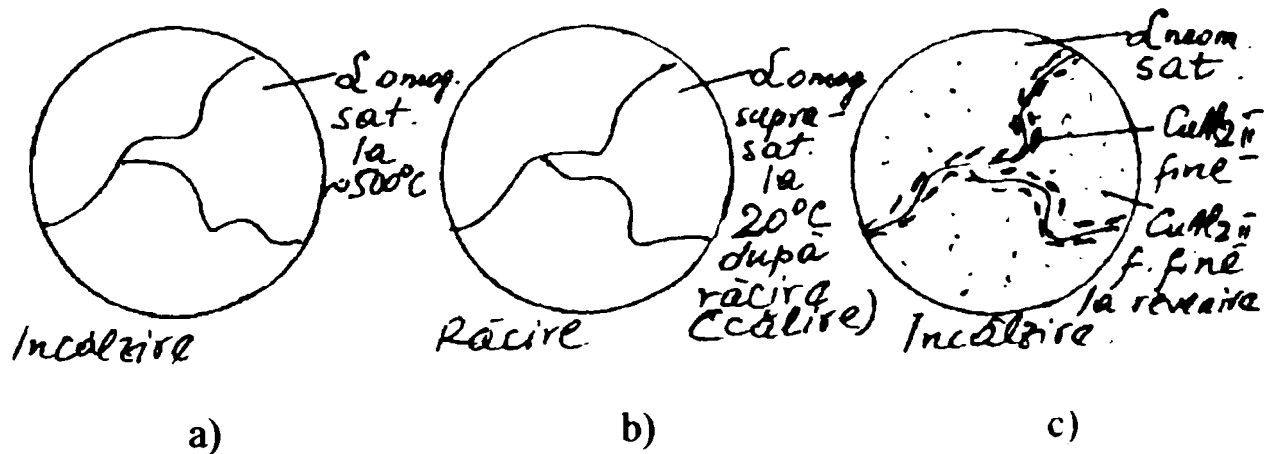


Fig. 7.2 b Structurii după TT de durificare.

b) La răcirea (pentru călire) violentă în apă rece după dizolvarea în sol. sol. α a formațiunilor de $\text{CuAl}_{2\text{II}}$ obținem α omogenă dar suprasaturată în CuAl_2 .

c) La revenire putem avea:

c1) La revenire sub linia d-B (aproximativ 30°C) se obține (după răcire) α neomogenă, saturată parțial, dar cu formațiuni de CuAl_{211} mult mai fine decât în cazul stării turnate (revenire sau îmbătrânire artificială, care se face repede, la un timp de $t_m < 40$ min/mm grosime perete).

c2) Revenire naturală care produce același fenomen ca și c1 dar numai după cel puțin 72 ore (îmbătrânire naturală).

Pentru aliajele 1, 2 și 4 s-au trasat curbele dilatometrice pentru stările: a- recoaptă; b-tratată termic artificial; c-netratată (obținute prin turnare).

b) La curbele “b” și “c” la încălzirea continuă intervin următoarele fenomene:

b1) La aliajele supuse tratamentului termic călire de punere în soluție și apoi revenire artificială de durificare dispersă (curbele b), chiar în timpul tratamentului termic răcirea rapidă din domeniul soluției solide a creat menținerea constituenților dizolvabili în soluția suprasaturată la temperatura ambiantă. Aceasta supusă tratamentului termic de durificare dispersă prin îmbătrânire artificială, a obținut doar efectul de distorsiune a rețelei cristaline, separarea neavând loc, ea fiind situată în preajma etapei de separare. La trasarea curbei dilatometrice în timpul încălzirii continue, cu viteză mică de încălzire, la depășirea temperaturilor necesare asigurării începutului separării din soluția solidă suprasaturată a constituenților dizolvați, aceștia se separă cu micșorarea de volum. Prin aceasta se contribuie la stabilirea unei rezultante a alungirii creată de tendința de scădere de volum prin separarea amintită mai sus, pe de o parte, și, dilatarea termică liniară în funcție de temperatura crescândă a probei, pe de altă parte. Aceasta din urmă reprezentată fiind de valori superioare primei componente, va determina desigur o creștere rezultantă de volum (în diagrame o creștere a alungirii Δl). În consecință, în acest caz trebuie făcută precizarea că, practic valorile coeficienților de dilatare a probelor tratate termic, nu se pot trasa decât admitând faptul că, chiar la prima încălzire, intervin la o anumită temperatură (cca. 200°C în general), transformări de separare, care au drept efect o reducere a volumului, obținându-se astfel curba rezultantă a efectelor de variație volumetrică termică (de creștere) și structurală (de scădere). **Cu alte cuvinte chiar la prima încălzire aliajele tratate termic (călire de punere în soluție și apoi revenire naturală sau artificială) suferă o scădere treptată a coeficientului de dilatare termică liniară, după o menținere la 325°C (peste linia d-B fig. 7.2).**

b2) La aliajele netratate obținute prin turnare în cochilă, (curbele c), au loc pe de o parte aceleași transformări ca și în cazul probelor tratate. Bineînțeles aceasta într-o proporție mult mai redusă, în măsura în care admitem, după cum reiese din studiul proprietăților mecanice din capitolele anterioare, că după turnarea în cochilă se obține datorita răcirii relativ rapide o oarecare dizolvare a constituenților solubili în soluția solidă, (în aceste condiții prezintă concentrații superioare limitei maxime de solubilitate proprie temperaturii mediului ambiant pentru starea de echilibru a aliajului).

Concomitent cu procesul de separare, în măsura creșterii temperaturii peste valoarea la care începe această separare, atât la aliajele tratate cât și la cele netratate, soluția

solidă dobândește valori treptat crescânde a limitei de solubilitate, fapt care determină capacitatea accentuată a acesteia, de dizolvare a constituenților și fazelor separate (secundare).

Dupa atingerea temperaturii de 325°C s-a realizat în cuptorul dilatometrului, o menținere la această temperatură cu variații de $\pm 2^{\circ}\text{C}$. Menținerea s-a făcut până la determinarea timpului la care se realizează stabilitate dimensională a probelor.

7.1.1.2 Considerații asupra fazelor intermediare și stabile.

Alura diferită a curbelor dilatometrice se presupune a fi datorată modificărilor ce au loc în structura aliajelor în diferite stări și în mod deosebit evoluției proprietăților din soluția solidă α .

Așa cum s-a arătat, există tipuri diferite de precipitate care apar în urma călirii de punere în soluție (aliajul metallic din care este formată matricea devine practic o soluție solidă suprasaturată, aflându-se în stare metastabilă, cu o energie liberă ridicată și are o tendință accentuată de a-și scădea energia liberă, prin separarea unor precipitații de fază secundară). Unele dintre aceste precipitații pot apărea chiar și la temperatură ambiantă, dar tipică este separarea în urma încălzirii pe o durată acceptabilă, la o temperatură mai ridicată. Prin precipitarea dintr-o soluție solidă metastabilă, matricea trece într-o stare stabilă, însă destul de îndepărtată de echilibrul real, caracterizat de un minimum al energiei libere. Procesul de precipitare din soluție suprasaturată, realizată prin călire, se produce în mod spontan și, la fel ca în cazul relaxării sau recristalizării, se face prin eliberare de căldură. Deși pentru realizarea îmbătrânirii este de obicei necesară încălzirea, aceasta nu contrazice conceptual de natură spontană a acestor procese, deoarece încălzirea este cea care favorizează accelerarea difuziei cât și producerea ei într-un grad mai înalt.

Transformările structurale produse la îmbătrânire se pot rezuma la diversele stadii ale precipitării din soluția solidă, formată la călire, precipitarea fiind un fenomen difuziv, extinderea precipitării, tipul, gradul de dispersie și forma precipitatelor, precum și alte caracteristici structurale depinzând de temperatura și durata de îmbătrânire, natura aliajului și compoziția în principalele elemente componente.

După toate probabilitățile unele agregări se formează chiar în timpul călirii. Dimensiunile lor inițiale sunt foarte mici, astfel încât nu pot fi depistate prin metode structurale. După o anumită perioadă de timp aceste agregări cresc la dimensiuni suficiente de mari pentru a produce modificări spectrale la difracția cu raze x. Când au asemenea dimensiuni detectabile ele se numesc zone Guinier – Preston (zone GP). Ele au aceeași rețea cristalină ca și metalul de bază, în cazul de față aluminiul, dar diferențele de diameter atomice între metalul de bază și elementele de aliere produc modificări locale ale distanțelor între plane.

Datorită diferenței importante dintre diametrele atomice ale cuprului și aluminiului, care produce o deformare elastică importantă a rețelei, zonele G.P. formate la aliajele aluminiu – cupru sunt lamelare fine sau în formă de disc. Mărimea zonelor G.P. depinde de gradul precipitării, care este determinat la rândul său de durata și temperatura

îmbătrînirii. La aliajele de aluminiu, avînd ca principal element de aliere cuprul, atunci cînd zonele G.P. au formă de disc, diametrul lor este în jur de 100 A [100. a].

7.1.2 Prelucrarea și interpretarea rezultatelor curbelor dilatometrice

Valorile caracteristicilor curbelor dilatometrice sunt trecute în tab. 7.1.

Tab. 7.1

Valorile coeficienților de dilatație termică liniară

Nr. crt.	Aliaj	Trat. termic aplicat	La încălzire		După stabilizarea dimensiunilor tuturor probelor					
			Δl [mm]	α_i [1/°C]	Timpul [min]	Δl_m [mm]	α_f [%]	Δl_s [mm]	α_f [%]	$\alpha_r = \alpha_i - \alpha_f$ [1/°C]
1.		Recoac.	0,355	23,29	-	-	-	-	-	-
2.	Tip.1	Imb. Ar.	0,374	24,57	240	0,0179	4,77	0,3569	23,40	1,17
3.		Netratat	0,375	24,59	35	0,0089	2,37	0,3661	24,00	0,59
4.		Recoac.	0,332	21,80	-	-	-	-	-	-
5.	Tip.2	Imb. Ar.	0,352	23,08	200	0,0126	3,58	0,3394	22,25	0,83
6.		Netratat	0,347	22,78	200	0,0036	-	0,3439	22,55	0,23
7.		Recoac.	0,367	23,44	-	-	-	-	-	-
8.	Tip.3	Imb. Ar.	0,377	24,75	360	0,0238	6,31	0,3537	23,19	1,56
9.		Netratat	0,358	23,45	90	0,0112	3,13	0,3468	22,74	0,71

În tab. 7.1 sunt redată:

Δl -alungire a [mm] = $l_c - l_0$;

în care l_c și l_0 – lungimea finală a probei la 325°C și inițială $l_0 = 50$ mm;

α_i -coeficientul de dilatare termică liniară în momentul atingerii temperaturii de 325°C [1/°C];

- Δl_m - contractia la menținere la 325°C [mm] și [%];

Δl_s - alungirea după stabilizare [mm];

$\Delta l_s = l_{st} - l_0$;

α_f - coeficientul de dilatare termică liniară determinat după stabilizare [1/°C];

$(\alpha_i - \alpha_f)$ - diferența dintre coeficienții de dilatare inițial și final [1/°C];

Valorile din (tab. 7.1) ne conduc la a preciza următoarele concluzii privind stările inițiale ale aliajelor:

1. Pentru aliajele tratate termic (TT), prin călire și revenire (îmbunătățire) vom avea următoarea situație:

1.1 La prima încălzire până la 325°C:

$$\Delta l_{TT} = l_{f_{TT}} - l_{o_{TT}} [mm] \quad (7.3)$$

în care Δl_{TT} - alungirea probei la prima încălzire; $l_{f_{TT}}$ și $l_{o_{TT}}$ – lungimile probei la 325 și la 20°C.

1.2 După stabilizarea lungimii probei la 325°C (sau încălziri la 325°C urmate de răcirii repetate, asemănător ciclului de funcționare al motoarelor termice vom avea):

$$\Delta l_{s_{TT}} = l_{s_{TT}} - l_{o_{TT}} [mm] \quad (7.4)$$

în care $\Delta l_{s_{TT}}$ - alungirea probei după stabilizarea dimensională în urma încălzirii la 325°C și menținerii până la stabilizarea dimensională a probei; $l_{s_{TT}}$ - lungimea probei stabilizate în urma menținerii la 325°C ;

De aici se deduce că alungirea la menținere - Δl_m , va avea valoarea (pentru probele TT):

$$\Delta l_m = \Delta l_{TT} - \Delta l_{s_{TT}} = l_{f_{TT}} - l_{s_{TT}} [\text{mm}] \quad (7.5)$$

2. Pentru aliajele netratate termic, adică încercate în stare turnată, fenomenele sunt mai puțin pregnante datorită dizolvării parțiale a E_a sau F_{E_a} în sol. sol. α pe seama răcirii rapide în cochila de turnare.

3. Aliajele recoapte (stabilizate) obțin rezultate neafectate (decât parțial) de fenomenele de transformări structurale.

7.1.3 Determinarea coeficientului de suprasaturare a sol. sol. α

Din valorile redată în tab. 7.2 rezultă pentru coeficienții de dilatare termică liniară inițiali α_i (valori determinate imediat la atingerea temperaturii de 325°C), următoarele constatări:

Starea de recoacere prezintă valorile cele mai mici ale coeficienților de dilatare termică liniară. Aceasta se explică prin aceea că microstructura aliajelor recoapte prezintă forma cea mai apropiată de starea de echilibru. După menținere la temperatura de recoacere pentru omogenizarea soluției solide, la răcirea lentă, intervin separările din soluție conform variației limitei de solubilitate B_d din (fig. 7.2), care ia valori din ce în ce mai mici, determinând separarea fazelor (constituenților) secundari - F_s .

Tab. 7.2

Cantitățile de faze și constituenți [%] la diferite temperaturi [$^{\circ}\text{C}$] în starea de recoacere a aliajelor (starea de echilibru)

Aliaj	Faza (constit.)	Cant. de fază [%] la temp. de [$^{\circ}\text{C}$] din sol. sol. α					
		500	400	300	200	100	20
1.	sol. sol. α	77,79	76,33	76,03	75,16	75,04	74,94
	Eutectic	20,95	20,95	20,95	20,95	20,95	20,95
	F_s	1,17	2,63	2,93	3,78	3,91	4,00
	Coef. Suprasat.	0	1,460	1,760	2,610	2,750	2,850
2.	sol. sol. α	48,33	47,91	47,48	47,19	47,08	46,60
	Eutectic	5,42	51,42	5,42	51,42	51,42	51,42
	F_s	0,22	0,65	1,08	1,34	1,47	1,91
	Coef. Suprasat.	0	0,420	0,850	1,140	1,250	1,730
3.	sol. sol. α	61,88	60,42	60,24	59,91	59,76	59,50
	Eutectic	36,91	36,91	36,91	36,91	36,91	36,91
	F_s	1,15	2,62	2,80	3,13	3,28	3,44
	Coef. Suprasat.	0	1,46	1,640	1,970	2,120	2,380
4.	sol. sol. α	87,82	85,95	85,34	84,61	84,39	84,00
	Eutectic	11,15	11,15	11,15	11,15	11,15	11,15
	F_s	1,02	1,89	2,57	3,18	4,40	4,79
	Coef. Suprasat.	0	1,870	2,480	3,210	3,430	3,820

Din analiza (tab. 7.2) și a valorilor, obținute pentru starea de echilibru a aliajelor, determinate analitic după [9] se pot trage concluzii amănunțite asupra dinamicii transformărilor de faza, atât sub aspect calitativ cât și cantitativ, atât la tratamentul termic cât și în timpul solicitărilor termice a aliajului de piston în cilindrul motorului cu combustie internă. Astfel, la tratamentul termic de durificare dispersă a aliajelor complexe de aluminiu, prin încălzirea și menținerea în jurul temperaturii de 500°C, se urmărește punerea în soluție a unor constituenți și faze, pe seama unei limite de solubilitate crescută a acestora în aluminiu la această temperatură (v. fig. 7.2). După răcire rapidă se mențin în soluție elementele dizolvate provocând (fie natural fie prin tratament artificial) durificarea dispersă a aliajului. Pentru analiza și sub aspectul cantitativ a fenomenului, (din tab. 7.2) rezultă proporțiile și natura fazelor dizolvate în soluția solidă suprasaturată răcită rapid de la 500°C.

Astfel la aliajul polinar de tip 1 vom avea la 500°C Σ cantității fazelor:

$$\Sigma_{500^{\circ}C} = sol.sol.\alpha + E + Fs = 77,79 + 20,95 + 1,17 = 99,93;$$

deci: soluția solidă în proporție de 77,79%;

- faza secundară = 1,17%;
- eutectic = 20,95%;

obs: pentru aliajele de tip 1, 2 și 3 nu s-au calculat fazele secundare separate din eutectic.

- la 20°C vor fi în prezență:

$$\Sigma_{20^{\circ}C} = 74,94 + 20,95 + 4 = 99,89\%;$$

- faza secundară separată de la 500°C până la 20°C = 4,00%;
- eutectic = 20,95%;

Pentru a stabili gradul de suprasaturație prin coeficientul de suprasaturație C.s:

$$Cs = \Sigma ss_{500} - \Sigma ss_{20} = 77,79 - 74,94 = 2,85[\%] \quad (7.6)$$

sau:

$$Cs = \Sigma Fs_{20} - \Sigma Fs_{500} = 4,00 - 1,17 = 2,83[\%] \quad (7.7)$$

Diferența care rezulta din eroarea de calcul:

$$\delta_c = 2,85 - 2,83 = 0,02[\%] \quad (\text{este neglijabilă});$$

Astfel, valoarea proporției constituentului secundar, care face obiectul dizolvării la încălzire sau al separării la răcire lentă, sau al cuprinderii în soluție solidă după răcire rapidă de la 500°C, constituie coeficientul de suprasaturație.

În general valoarea proporției acestei faze reflectă potențialul de suprasaturare a soluției solide care va constitui la rândul său un indiciu valoros al capacității de durificare dispersă ulterioară.

Din coloana ultimă a (tab. 7.2) se observă că valorile Cs pentru cele 4 aliaje sunt: 2,85; 1,73; 2,38 și 3,82 din totalul de 100% al aliajelor.

Dacă se face calculul pentru încălzirea până la 300°C (cazul pistoanelor din motoarele termice) atunci Cs va fi pentru cele 4 aliaje: 1,76; 0,85; 1,64; și 2,48.

Deoarece această dizolvare se face cu creștere de volum între coeficientul de dilatare termică liniară și valorile proporțiilor constituenților dizolvați Cs, se obțin

corespondențe deosebit de spectaculoase. Coeficienții de dilatare termică liniară, pentru cele trei aliaje, sunt strict legați de valorile proporțiilor constituenților dizolvați. Astfel aliajul de tip 1 are $\alpha_1 = 23,29 \cdot 10^{-6} / ^\circ C$; aliajul de tip 2 are $\alpha_2 = 21,8 \cdot 10^{-6} / ^\circ C$; iar aliajul de tip 4 are $\alpha_4 = 23,44 \cdot 10^{-6} / ^\circ C$; Desigur valorile coeficienților α la un aliaj depind și de alți factori care nu fac obiectul de studiu al acestei lucrări.

Din studiile efectuate în [9] starea tratată termic obține, teoretic, prin punere în soluție de la $500^\circ C$, valori egale ale constituenților dizolvați cu cele ale constituenților separați la răcirea după recoacere. Adică:

$$C_{S_{500^\circ \rightarrow 20^\circ}} \cong C_{S_{20^\circ \rightarrow 500^\circ}} \quad (7.8)$$

Concluzii:

- Încălzite la $300^\circ C$ aliajele din pistoanele turnate marchează trecerea peste punctul critic de început de separare, astfel încât fazele secundare dizolvate se separă din soluție, fenomen care se traduce prin micșorarea dilatării aliajului rezultând și o tendință de micșorare a coeficientului α .

- Prin încălzire la $300^\circ C$, pe seama creșterii limitei de solubilitate a elementelor dizolvate în soluția solidă, aceasta este capabilă să rețină în soluție, valori crescânde a proporțiilor de dizolvant.

- S-ar putea spune că datorită reversibilității fenomenului intervine, după separare în continuare la încălzire, imediat o redizolvare. Structurile aliajelor tratate tind, datorită mobilității mari a atomilor, la forme cât mai apropiate de echilibru pentru temperatura respectivă (aceasta mai ales către valoarea maximă a temperaturii studiate de $300^\circ C$). Se tinde către o natură, proporție și aranjament a constituenților asemănătoare cu cele ale aliajelor recoapte.

- Aliajele netratate sunt o formă caracterizată de un anumit grad de intermediaritate între forma T.T și cea recoaptă (având o anumită atitudine preferențială pentru adeziunea pentru forma tratată, din cauza fenomenelor care se petrec la răcirea rapidă după turnarea în cochilă urmata de menținerea la temperatura mediului ambiant când intervine fenomenul de îmbătrânire naturală). La încălzirea până la $325^\circ C$ în dilatometru se vor petrece fenomenele combinate ale celor două stări, întreg procesul fiind caracterizat și aici de reversibilitatea transformărilor structurale intensificată la această temperatură.

- După ce epruvetele au atins temperatura de $325^\circ C$, s-a efectuat o menținere până la stabilizarea dimensiunilor acestora.

- La toate aliajele în stare tratată și netratată s-a marcat o scădere de volum datorată desăvârșirii fenomenului de dizolvare, sub aspect cantitativ, acesta fiind reprezentat de capacitatea de dizolvare a soluției solide la temperatura de $300^\circ C$ prin coeficienții C_s . În felul acesta se obțin valorile finale ale coeficienților de dilatare termică liniară α_f care prezintă mărimi mai mici decât α .

- În motorul cu ardere internă, de o deosebită importanță se bucură jocul termic de exploatare (jocul la cald), care considerăm a fi în mod obligatoriu calculat cu valorile α_f . Calcularea valorilor jocului termic de proiectare în funcție de α_f , (nu funcție de

α care este de fapt o pseudoproprietate cu caracter tranzitoriu) este obligatoriu care se vede în subcapitolul care urmează.

7.2 Influența coeficienților de dilatare asupra jocului piston-cilindru

Dupa cum se cunoaște calculele jocurilor termice în ajustajul termic piston-cilindru se face conform indicațiilor în literatura de specialitate [11], [36], [116] cu valorile coeficienților de dilatare termică liniară inițiali (α). Dar, din (tab. 7.1) rezultă pentru aliajele tratate termic și pentru cele netratate, o variație a coeficientului de dilatare termică liniară (în sensul micșorării sale) la menținerea la 325⁰C fenomen ce imită oarecum regimul de funcționare a motoarelor termice. Această variație determină, prin menținerea la 325⁰C, după încălzirea continuă până la această temperatură, valorile diferențelor $\alpha - \alpha_f$.

Valorile acestor coeficienți scăzând în timpul menținerii la 325⁰C, încercare care simulează condițiile concrete de funcționare a capului pistonului în timpul exploatarei, se ajunge la o valoare a coeficientului de dilatare termică final (α_f) care constituie de fapt mărimea reală a acestui parametru. Între cele două valori ale coeficienților de dilatare termică liniară sunt valabile următoarele relații generale:

$$\alpha_f < \alpha \quad (7.9)$$

atunci:

$$\alpha = \alpha_f + c \quad (7.10)$$

de unde:

$$c = \alpha - \alpha_f$$

valoare dată pentru fiecare aliaj studiat, atât pentru starea tratată termic cât și pentru cea netratată (tab. 7.1).

După realizarea prin montaj a ajustajului piston-cilindru, în urma calculului acestuia cu un joc de exploatare instabil (j_{el}) rezultat dintr-un coeficient de dilatare termică liniară α , se creează un alt joc de exploatare stabil (j_{elII}) corespunzător coeficientului de dilatare termică liniară α_f .

$$\text{Deoarece } \alpha_f < \alpha \text{ rezultă } j_{elII} > j_{el} \quad (7.11)$$

În (fig. 7.3) este redată schema care explică stabilizarea (după menținere la 325⁰C sau funcționarea motorului) jocului de exploatare la valoarea lui definitivă, proprie funcționării ajustajului.

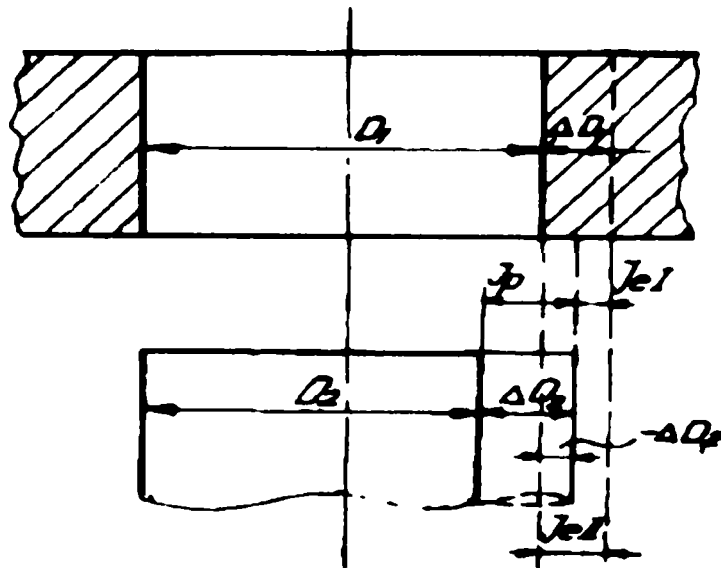


Fig. 7.4 Schema de stabilizare a jocului termic de exploatare la ajustajul piston-cilindru.

Considerând ajustajul format între cilindrul 1 (cu diametrul D_1) și piston 2 (cu diametrul D_2) pentru temperatura de referință standardizată $t_a = 20^{\circ}\text{C}$, la proiectarea asamblării ia naștere jocul de proiectare (j_p). Vom avea relațiile:

$$\frac{D_1}{D_2} > 1, \quad (7.12)$$

și, deoarece $D_1 > D_2$ vom obține:

$$j_p = D_1 - D_2 \text{ (ptr. } T_o = 20^{\circ}\text{C)} \quad (7.13)$$

În condițiile funcționării termice ale cilindrului, la temperatura de exploatare T_c diametrul D_1 a cilindrului va crește cu valoarea ΔD_1 . Temperatura în exploatare a pistonului T_p va determina creșterea diametrului pistonului cu ΔD_2 . Pentru aceste creșteri vom supune ajustajului la altă valoare a raportului dimensiunilor de contact, conform căreia se creează o nouă valoare a jocului termic (j_{el}). Vom avea relațiile:

$$\frac{D_1 + \Delta D_1}{D_2 + \Delta D_2} > 1 \quad (7.14)$$

Deoarece $D_1 + \Delta D_1 > D_2 + \Delta D_2$

Se obține: $j_{el} = (D_1 + \Delta D_1) - (D_2 + \Delta D_2) \quad (7.15)$

Întrucât $\Delta D_1 = D_1 \cdot \alpha_1 (T_c - T_o) \quad (7.16)$

$$\Delta D_2 = D_2 \cdot \alpha_2 (T_p - T_o)$$

În care: α_{1c} - coeficientul de dilatare termică liniară a materialului cilindrului;

α_{2p} - coeficientul de dilatare termică liniară a materialului pistonului;

Pentru aceste valori proiectantul stabilește jocul de proiectare conform formulelor (fig. 7.3):

$$j_p + \Delta D_1 = j_{el} + \Delta D_2 \quad (7.17)$$

de unde: $j_p = j_{el} + \Delta D_2 - \Delta D_1 = j_{el} + D_2 \cdot \alpha_{2p} (T_p - T_o) - D_1 \cdot \alpha_{1c} (T_c - T_o)$

În literatură [5], [11], [36] se dau valori ale domeniului de dispersie admisibil, pentru buna funcționare a motorului cu ardere internă, pentru jocul de exploatare a zonei superioare a pistonului valorile:

$$\begin{aligned} J_{elmax} &= 0,003 \times D \text{ [mm]} \\ J_{elmin} &= 0,002 \times D \text{ [mm]} \end{aligned} \quad (7.18)$$

În cazul nostru considerăm $D = 100 \text{ mm}$, vom avea:

$$\begin{aligned} J_{elmax} &= 0,03 \text{ [mm]} \\ J_{elmin} &= 0,02 \text{ [mm]} \end{aligned}$$

De unde toleranța jocului de exploatare:

$$T_{jel} = J_{elmax} - J_{elmin} = 0,01 \text{ [mm]} \quad (7.19)$$

Dacă în formula de mai sus, dată pentru jocul de proiectare, considerăm valorile următoare:

$D_1 = D_2 = 100 \text{ [mm]}$ - cota nominală a alezajului și a arborelui care formează ajustajul cilindru-piston;

$\alpha_{1c} = 10 \cdot 10^{-6} / ^\circ C$ - coeficientul de dilatare termică liniară a materialului cilindrului [5], [11], [36];

$T_{2p} = 325^\circ C$ - temperatura considerată pentru capul pistonului;

$T_{1c} = 180^\circ C$ - temperatura de funcționare a cilindrului [5], [11], [36];

cât și coeficientul de dilatare termică liniară măsurați prin analiza dilatometrică (v. tab. 7.1):

$\alpha_{1T} = 24,57 \cdot 10^{-6} / ^\circ C$ (pentru aliajul de tip 1 tratat);

$\alpha_{1N} = 24,59 \cdot 10^{-6} / ^\circ C$ (pentru aliajul de tip 1 netratat);

$\alpha_{2T} = 23,08 \cdot 10^{-6} / ^\circ C$ (pentru aliajul de tip 2 tratat);

$\alpha_{2N} = 22,78 \cdot 10^{-6} / ^\circ C$ (pentru aliajul de tip 2 netratat);

$\alpha_{4T} = 24,75 \cdot 10^{-6} / ^\circ C$ (pentru aliajul de tip 4 tratat);

$\alpha_{4N} = 23,45 \cdot 10^{-6} / ^\circ C$ (pentru aliajul de tip 4 netratat);

putem trece la calculul valorilor jocurilor de proiectare pentru cele 3 tipuri de aliaje considerate, redate în (tab. 7.3)

Tab. 7.3

Valorile jocurilor de proiectare ale ajustajului piston-cilindru calculate cu α inițial

Tipul aliajului	Starea	Jocul de proiectare maxim J_{plmax} [mm]	Jocul de proiectare minim J_{plmin} [mm]	T _{Jpl}
1.	Tratat	0,619	0,609	0,01
	netratat	0,620	0,610	0,01
2.	Tratat	0,574	0,564	0,01
	netratat	0,564	0,554	0,01
3.	Tratat	0,625	0,615	0,01
	netratat	0,585	0,575	0,01

În realitate pistonul își restabilește dimensiunile, în baza unei alte valori ale coeficienților de dilatare termică liniară, care sunt:

$$\alpha_{1T} = 23,40 \cdot 10^{-6} / ^\circ C \quad (\text{pentru aliajul de tip 1 tratat});$$

$$\alpha_{1N} = 24,00 \cdot 10^{-6} / ^\circ C \quad (\text{pentru aliajul de tip 1 netratat});$$

$$\alpha_{2T} = 22,25 \cdot 10^{-6} / ^\circ C \quad (\text{pentru aliajul de tip 2 tratat});$$

$$\alpha_{2N} = 22,55 \cdot 10^{-6} / ^\circ C \quad (\text{pentru aliajul de tip 2 netratat});$$

$$\alpha_{4T} = 23,19 \cdot 10^{-6} / ^\circ C \quad (\text{pentru aliajul de tip 4 tratat});$$

$$\alpha_{4N} = 22,74 \cdot 10^{-6} / ^\circ C \quad (\text{pentru aliajul de tip 4 netratat});$$

și pentru care se recalculează valorile jocurilor de proiectare reasezate J_{pII} , care sunt date în (tab. 7.4).

Tab. 7.4

Valorile jocurilor de proiectare ale ajustajului piston-cilindru calculate cu α final

Tipul aliajului	Starea	Jocul de proiectare maxim $J_{pII\max}$ [mm]	Jocul de proiectare minim $J_{pII\min}$ [mm]	T_{JpII}
1.	Tratat	0,583	0,573	0,01
	netratat	0,602	0,592	0,01
2.	Tratat	0,548	0,538	0,01
	netratat	0,557	0,547	0,01
3.	Tratat	0,557	0,567	0,01
	netratat	0,563	0,553	0,01

Efectuând diferențele dintre datele (tab. 7.3) cu cele din (tab. 7.4) reiese diferențele valorilor jocurilor de proiectare (tab. 7.5).

Tab. 7.5

Valorile diferențelor jocurilor de proiectare [mm]

Tipul aliajului	Starea	$J_{pI\max} - J_{pII\max}$ [mm]	$J_{pI\min} - J_{pII\min}$ [mm]
1.	Tratat	0,036	0,036
	netratat	0,018	0,018
2.	Tratat	0,026	0,026
	netratat	0,007	0,007
3.	Tratat	0,048	0,048
	netratat	0,022	0,022

Concluzii:

Din analiza (tab. 7.5) se desprind următoarele concluzii:

1. Jocurile calculate la rece folosind coeficientul de dilatare termică permit să se realizeze ajustaje mai strânse (jocuri la rece mai mici ca valoare) întrucât are valori mai reduse decât α_i cu peste 0,001 mm.

2. Ca o consecință a punctului 1, pistoanele vor fi supuse obligatoriu TT de recoacere (stabilizare) ceea ce să recunoaștem se face deja la uzinele constructoare de autoturisme numai că regimul nu este cel mai favorabil ales întrucât se prescrie încălzire la 225⁰C cu menținere de 10 ore. În acest caz se poate aprecia că nu sunt create condițiile cele mai favorabile pentru desăvârșirea proceselor de dizolvare (separare) totală a formațiunilor elementelor de aliere sau a compușilor intermetalici care, cum se știe, la turnarea în

cochilă produc fenomene similare, fie și de mai mică intensitate cu cele ce au loc la TT de călire de punere în soluție.

3. Starea netratată presupune – prin călirea pe care o prezintă de intermediar între starea tratată și cea recoaptă – o structură mai stabilă decât a stării tratate termic. Aceasta datorită faptului că posedă o proporție mai redusă a constituentului secundar dizolvat de la turnare, față de starea tratată căreia i s-a asigurat punerea în soluție,

4. La ambele stări, dar mai ales la cea tratată termic, valorile finale ale coeficienților de dilatare termică liniară –cele care stabilesc reșezarea jocului termic–sunt afectate de rezultanta atenuării treptate pe parcursul încălzirii 220–325⁰C.

5. Dintre cele trei tipuri de aliaje, valoarea minimă a coeficientului de dilatare termică liniară o prezintă aliajul de tip 2, aliaj foarte mult folosit actualmente la turnarea pistoanelor motoarelor cu ardere internă.

6. Valorile date în acest capitol sunt valabile pentru prima încălzire a aliajelor și este sigur (v. cap. 6) că aceste valori vor fi mai reduse prin repetarea încercărilor de încălziri-răciri.

7. Dacă se are în vedere faptul că tehnologia de elaborare a aliajelor s-a folosit metoda de modificare a structurii, ceea ce asigură o structură care după prelucrarea mecanică conduce la obținerea de suprafețe favorabile rodajului, adică Ra îmbunătățit fără a periclita buna funcționare a motorului (lipsa gripajelor în special), reducerea timpului de rodaj etc. Se poate spune că, de fapt, jocul se poate reduce și mai mult. Efectele evident sunt favorabile: economie de combustibil și ulei, zgomot redus, mers liniștit cu mai puține noxe, arderi mai bune în camera de compresie, durabilitate ridicată a pistoanelor etc.

7.3 ANALIZE METALOGRAFICE

Studiile teoretice și experimentale efectuate în capitolele anterioare au avut menirea de a determina condițiile concrete în care se pot obține cele mai favorabile proprietăți ale aliajelor destinate turnării pistoanelor motoarelor cu combustie internă. În acest sens s-a evidențiat că principalii factori de influență sunt: compoziția chimică, elaborarea, turnarea, tratamentele termice etc, ale AATP. În același timp, s-a evidențiat în mod performant factorul hotărâtor îl constituie:

a) **structura AATP, prin natura fazelor (constituenților), mărimea, forma, repartiția, omogenitatea (gradul de aliere) grăunților cristalini;**

b) **limitele de separație ale grăunților, care se referă, deasemenea la natura, forma, mărimea (în special grosimea) acestor formațiuni sub forma de schelet. În această situație devine absolut necesară determinarea (evidențierea) structurii metalografice a celor 4 AAT studiate detaliat în capitolele anterioare.**

Pentru a ilustra acest lucru, în ceea ce privește compoziția chimică, starea, tratamentul termic, (în fig. 7.4), pentru cele patru aliaje, se redau microstructurile la mărirea de 200:1, după atacul cu soluție de 0,5% HF în apă. Structurile sunt redată pentru stările: T-turnată în cochilă; R-recoaptă la 300⁰C timp de 18 ore; C-călită de la 500⁰C în apă la 12⁰C; I-îmbătrânit artificial după încălzire la 300⁰C timp de 18 ore.

Ținând cont de compozițiile chimice stările și tratamentele termice aplicate și având în vedere transformările care se produc în AA în discuție în (tab. 7.6) se redau fazele și componenții structurali.

Tab. 7.6

Fazele și componenții din aliajele cercetate

Aliaj / Fază	Stările aliajelor				
	Turnat	Recopt	Călit	Îmbătrânit	
1.	Sol. sol. α	Neomogenă	Omogenă	Nedizolvat	Omogenă
	Comp. Int.	Al_2Cu, Mg_2Si	Grosieri	Suprasat	Suprasat
2.	Sol. sol. α	Puțină, neom.	Omogenă	Eutectic	Omogenă
	Comp. Int.	Eutectic	Eutectic	Suprasat	Eutectic
3.	Sol. sol. α	Multă	Omogenă	Nedizolvat	Nesaturat
	Comp. Int.	Eutectic $\alpha + Q$	Eutectic $\alpha + CuAl_2$	Suprasat	Suprasat
4.	Sol. sol. α	Multă, sat.	Multă	Suprasat	Omogenă
	Comp. Int.	$CuAl_2 + E$	$CuAl_2 + E$	$CuAl_2 + E$	$CuAl_2 + E$

Se poate aprecia că fazele și componenții din structură reliefează suficient de evident problemele legate de transformările de fază pe care le suferă aliajele în diferitele stări și legat de acest fapt, influența asupra proprietăților obținute (v. Cap. 5, 6 și 7).

Capitolul 8

STUDII ȘI ÎNCERCĂRI DE PRELUCRARE PRIN AȘCHIERE A ALIAJELOR DE ALUMINIU TURNATE

Acest studiu [37] a fost condiționat de doi factori importanți: calitatea suprafețelor pistonului turnat și prelucrat care are o mare importanță asupra cuplului piston-cilindru (cămașă) în special în privința rodajului și pe de altă parte pe plan mondial și național, aluminiului și aliajelor sale îi revine o pondere din ce în ce mai mare [1], din care siluminurile au cea mai largă utilizare la turnarea pieselor complexe datorită fluidității ridicate și a contracției reduse. Aliajele binare au însă rezistență mecanică redusă și sunt greu prelucrabile prin așchiere și de aceea: se aliază în vederea obținerii fazelor durificatoare (CuAl_2 , Mg_2Si și altele) și se modifică [75], [114], [148] în vederea finisării eutecticului și a fazelor libere [61], [76],... [79], [148].

Întrucât calitatea suprafețelor pistoanelor turnate influențând puternic rodajul [111], în acest capitol se fac încercări de prelucrare prin așchiere a aliajelor de tip silumin pentru evidențierea influenței unor factori asupra calității suprafețelor.

8.1 METODICA DE ÎNCERCARE

Încercările de așchiere s-au făcut pe probele destinate verificărilor la tracțiune, turnate în cochilie. Prelucrabilitatea prin așchiere se apreciază prin rugozitatea suprafețelor și mărimea forței de așchiere. Așchieria s-a efectuat pe un strung SN 400 x 1000. După o trecere prealabilă pentru îndepărtarea stratului de la suprafață, s-au efectuat două faze de așchiere cu $v = 51$ m/min; $t = 1,5$ mm; $s = 0,2$ mm/rot și respectiv $v = 42$ m/min; $t = 0,5$ mm; $s = 0,1$ mm/rot. Sa utilizat un cuțit de strung armat cu plăcuță așchietoare din carbură metalică tip P10, având geometria $\alpha = 8,5^\circ$, $\gamma = 31^\circ$, $\kappa = 45^\circ$, $\kappa_s = 40^\circ$, $\lambda = 0^\circ$. Componentele forței de așchiere s-au măsurat cu un dinamometru cu traductori pneumatici de joasă presiune. După faza a doua de strunjire s-a măsurat rugozitatea cu un aparat electronic tip SURTRONIC, indicând direct abaterea medie aritmetică a profilului (R_a).

8.2 INFLUENȚA COMPOZIȚIEI CHIMICE A ALIAJELOR ȘI A MODIFICATORILOR ASUPRA FORȚEI DE AȘCHIERE ȘI RUGOZITĂȚII SUPRAFETELOR

După prelucrarea datelor experimentale, (fig 8.1a), a se redă variația componentelor forțelor de așchiere F_z (tangentială) și F_x (axială) pentru cele două faze de așchiere, degroșare și finisare cât și rugozitatea R_a , în funcție de conținutul în Si.

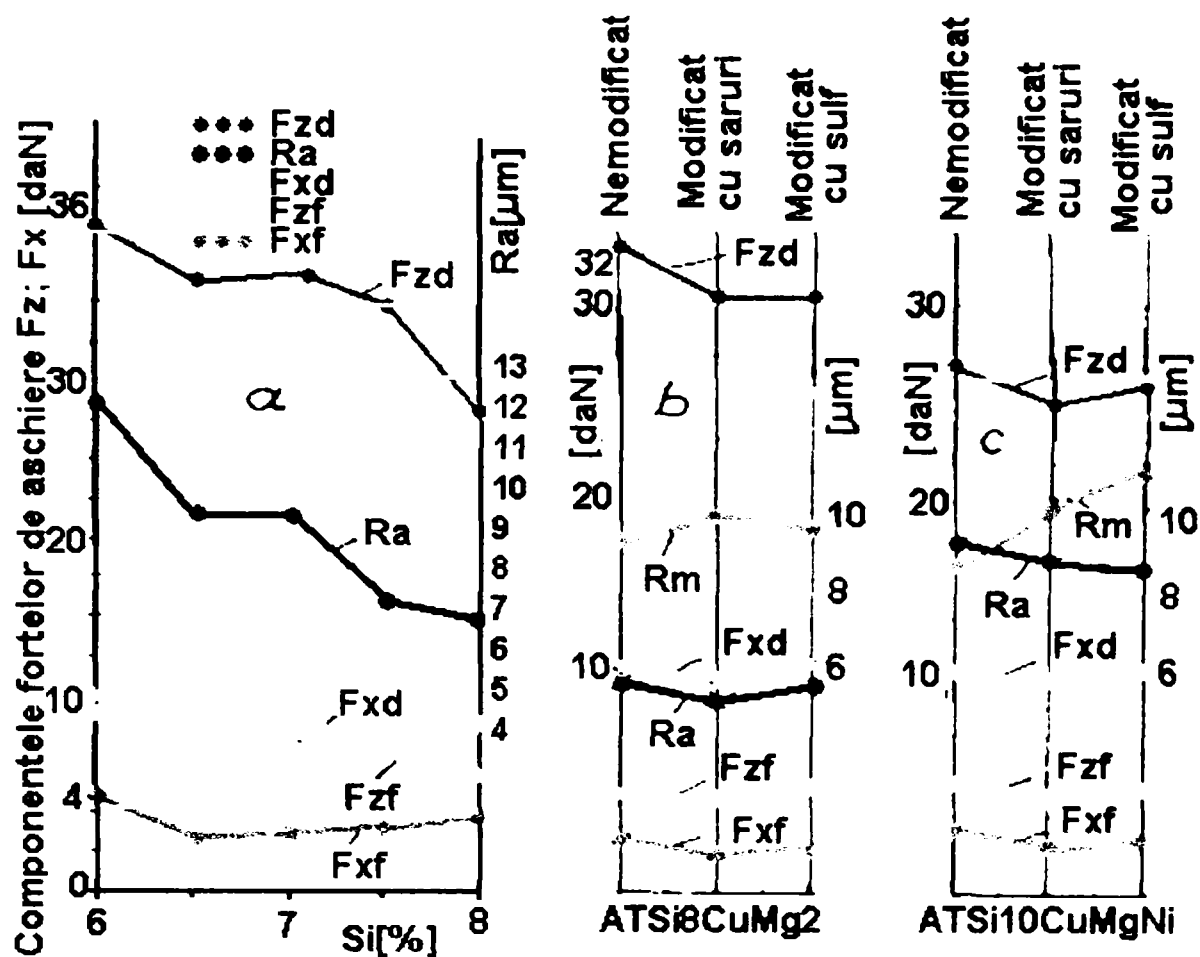


Fig. 8.1 Influența compoziției chimice și a stărilor siluminurilor asupra: componentelor forțelor de așchiere Fz și Fx (d-degroșare; f-finisare) rezistenței mecanice Rm și rugozității suprafețelor Ra. a) aliaje nemodificate; b) aliaje ATSi8CuMg2; c) aliaje ATSi10CuMgNi;

În afară de aliajul cu 6 % Si toate aliajele conțin cca 0,65 % Cu și 0,3 % Mg. Fiecare punct din grafic reprezintă media a șase determinări experimentale. Se observă că prezența Cu și Mg duce la micșorarea forței de așchiere și a valorilor rugozității Ra. Creșterea conținutului de Si are același efect. La aliajul cu 8 % Si se obțin rezultate mai bune datorită conținutului de Cu = 1,55 %. Creșterea așchiabilității se explică prin deosebirile structurale ale aliajelor (fig. 8.2), aliajul cu 6 % Si prezintă grăunți α grosolani iar cel cu 8 % Si, pe lângă mărunțirea acestora, soluția α este mai dură datorită dizolvării suplimentare de CuAl_2 , cât și finisării eutecticului. În (fig. 8.1 b și c) se arată influența modificatorilor asupra așchiabilității aliajelor care au dat cele mai bune rezultate la turnare. S-au utilizat modificatori: primul, sare cu 33 % NaCl + 65 % NaF + 2 % CaF_2 și al doilea S = 0,05 %. Se constată că prin modificare se îmbunătățesc atât așchiabilitatea cât și caracteristicile forțelor de așchiere.



Fig. 8.2 Microstructura aliajelor: a) ATSi6; b) ATSi8Cu1.56Mg 0.32 atac 10% NaOH mărire 400:1.

În cazul fig. 8.1 b și c se observă o creștere a forțelor de așchiere, în special la faza de strunjire de degroșare pentru modificarea cu S. Acest lucru se poate explica prin creșterea substanțială a rezistenței la rupere, cât și prin finisarea accentuată a formațiilor de soluție solidă α așa cum se observă în fig. 8.3.

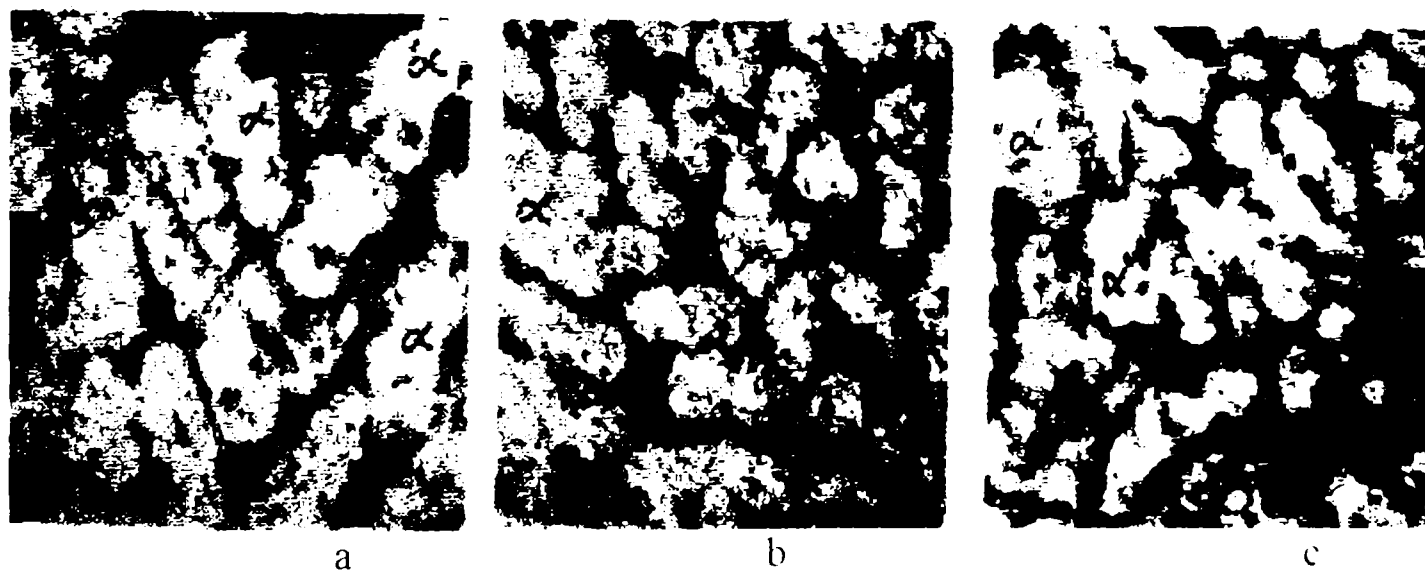


Fig. 8.3 Microstructura aliajului din fig. 8.1.b: a) nemodificat; b) modificat cu săruri; c) modificat cu sulf atac 10% NaOH; mărire 400:1

Concluzii:

Din încercările efectuate rezultă că odată cu alierea siluminurilor binare cu substanțe durificatoare Cu, Mg care dau formații ce pot precipita di soluția solidă α , se îmbunătățește calitatea suprafeței așchiate și în general forțele de așchiere sunt mai mici. Efecte asemănătoare se observă și în cazul modificării cu săruri și S (modificarea cu S fiind mai eficace). Se constata că pentru îmbunătățirea calității suprafeței și reducerea forțelor la așchiere se pot aplica tratamente termice de punere în soluție și precipitare

datorită prezenței elementelor durificatoare (piese mai pretențioase). De asemenea calitatea suprafețelor prelucrate devine favorabilă rodajului prin valorile lui Ra [5].

8.3 ÎNCERCĂRI DE AȘCHIABILITATE PRIN STRUNJIRE A UNOR ALIAJE DE TIP SILUMIN ALIATE CU 0,3 % Ni

Cum s-a văzut dezavantajele siluminurilor binare (Al-Si): rezistența mecanică redusă și prelucrabilitatea grea prin așchiere [112], [150] au condus la aliere suplimentară cu Ea precum Cu, Mg, Be și altele sau chiar modificări [75], [111], [148].

În [111], [148] se arată că prezența formațiilor de Si primar în structura eutecticului binar Al + Si determină proprietăți mecanice reduse ale aliajelor turnate și uzează scula așchietoare prin abraziune. În același timp unii constituenți noi din structură favorizează calitatea slabă a suprafețelor așchiate. Din această cauză, structura acestor aliaje se îmbunătățește simțitor prin aliere și modificare, atât la aliajele eutectice cât și hipoeutectice [113]. Ca modificatori se utilizează Na, clorurile și florurile de Na, S, P etc.

În vederea îmbunătățirii proprietăților mecanice și a așchiabilității, s-au studiat influențele modificatorilor de diverse naturi. S-au scos în evidență influențele favorabile ale modificării cu S și cu săruri obținându-se proprietăți mecanice superioare, probele fiind lipsite de porozități [148].

8.4 ÎNCERCĂRI EXPERIMENTALE PE SILUMINURI CU 0,3 % Ni

Prelucrările de așchiere s-au făcut pe probele destinate încercărilor de rezistență la rupere care au fost turnate în aceleași condiții în cochilă. Prelucrabilitatea prin așchiere [126] în cadrul lucrării se apreciază prin rugozitatea suprafețelor și mărimea forței de așchiere. Dimensiunile probelor nu au permis și încercări la uzare a sculei așchietoare. Așchieria s-a efectuat pe un strung normal Sn 400 x 1000 după schema din fig. 8.4.

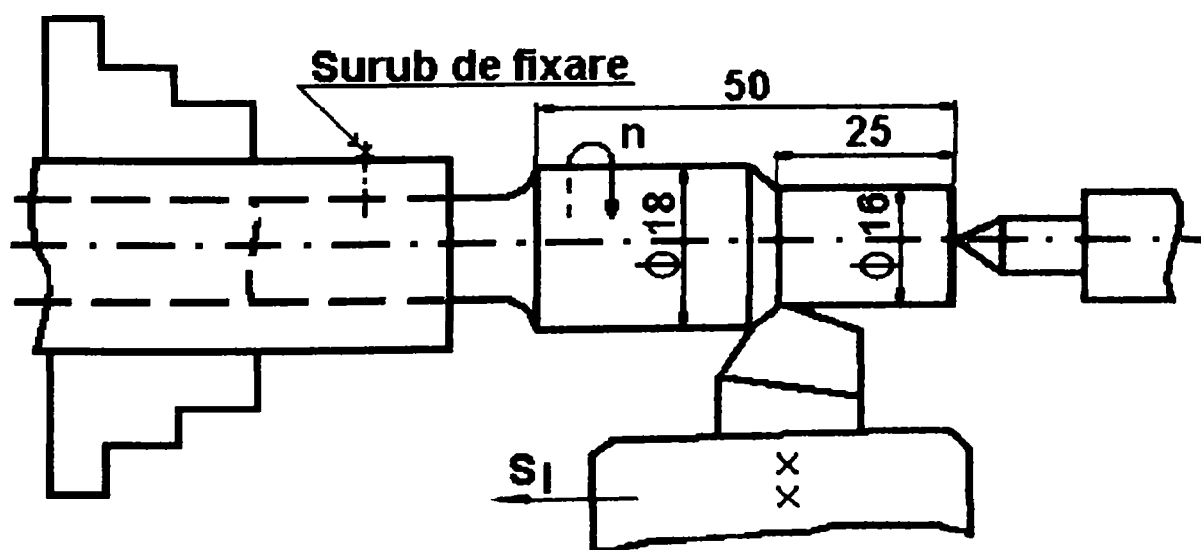


Fig. 8.4 Schema așchierii

După o trecere prealabilă pentru îndepărtarea stratului de grosime neuniformă de la suprafață și a bavurilor s-au efectuat două faze de așchiere cu regimurile $v = 51$ m/min; $t = 1,5$ mm; $s = 0,2$ mm/rot și respectiv $v = 42$ m/min; $t = 0,5$ mm; $s = 0,1$ mm/rot. S-a utilizat un cuțit de strung armat cu plăcuță așchietoare din carbură metalică tip P 10 (fig. 8.5) fără a utiliza lichid de răcire. Componentele forței de așchiere: tangențială F_z , radială F_y și axială F_x s-au măsurat cu ajutorul unui dinamometru cu traductori pneumatici de joasă presiune. După faza a doua de strunjire s-a măsurat rugozitatea cu ajutorul unui aparat electronic, indicând R_a abaterea medie aritmetică a profilului.

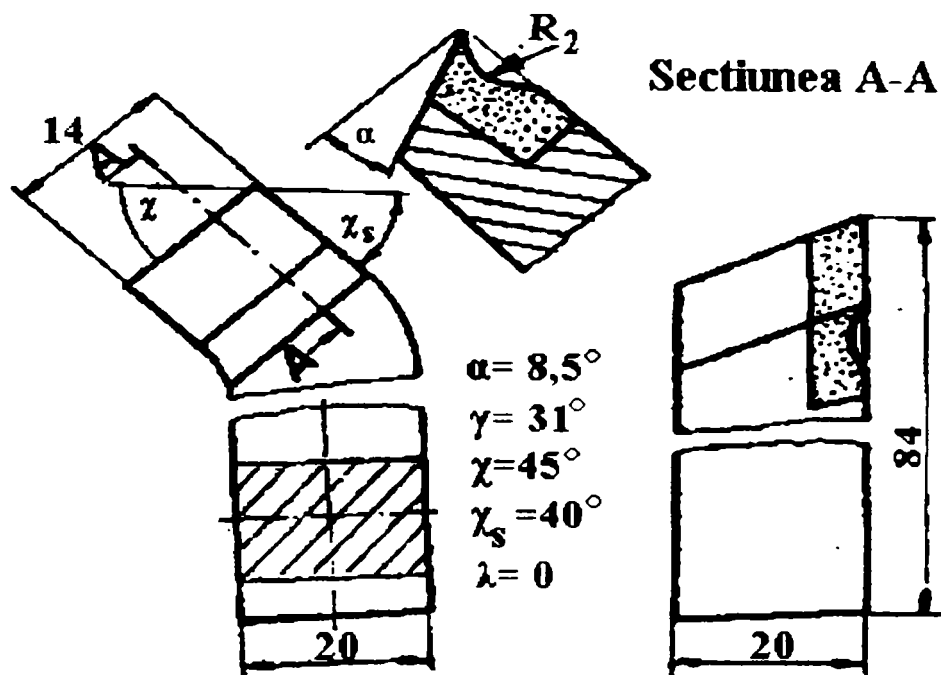
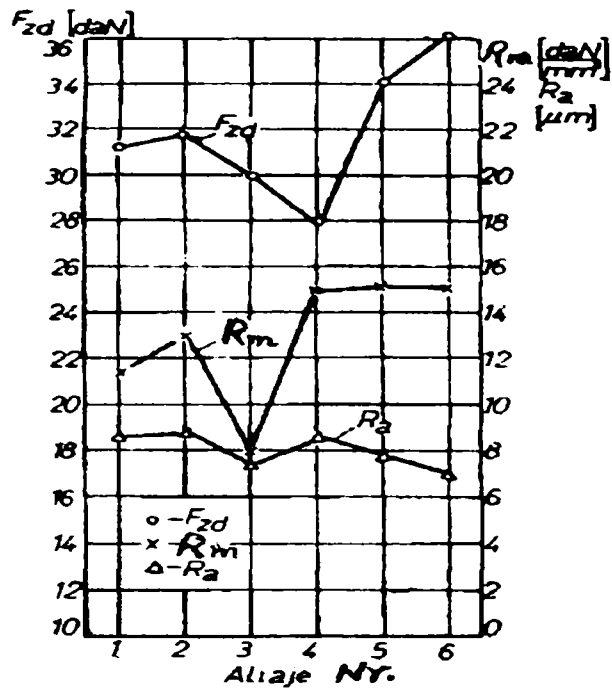


Fig. 8.5 Geometria cuțitului

8.5 REZULTATE OBTINUTE ȘI CONCLUZII

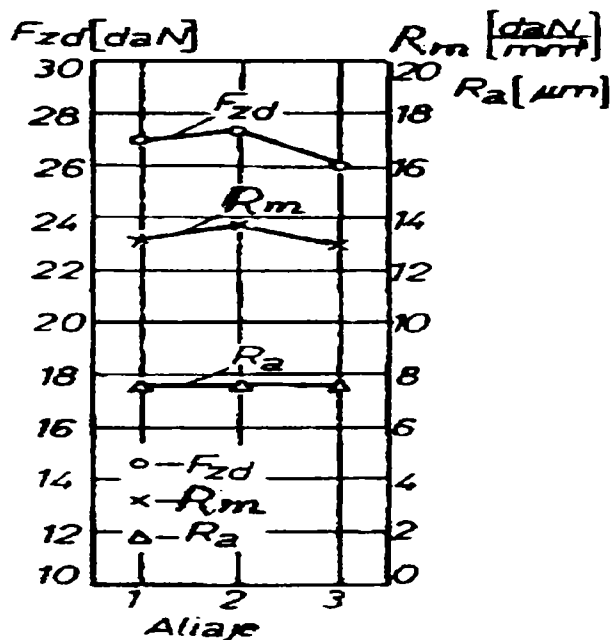
În figurile 8.6, 8.7 și 8.8 se prezintă modul cum variază componenta principală F_{zd} , a forței de așchiere, rezistența de rupere la tracțiune R_m și rugozitatea R_a a suprafeței așchiate pentru diferite aliaje prelucrate. Fiecare punct din grafic reprezintă media a 6 determinări experimentale. Cu creșterea conținutului de siliciu la aliajele (1, 2, 4, 5, 6 fig. 8.6) și (1, 2, 3 fig. 8.7, fig. 8.8) se îmbunătățește calitatea suprafeței așchiate.

Aliajele care au în compoziția lor Cu, Mg, și Ni modificate cu 0,05 % sulf (1, 2, 3 fig. 8.8), [38] au o mai bună prelucrabilitate prin așchiere, R_a și F_{zd} au tendință de scădere, în timp ce rezistența la rupere crește sensibil. Îmbunătățirea prelucrării prin așchiere a acestor aliaje se explică prin durificarea soluției datorită dizolvării unei cantități suplimentare de $CuAl_2$ și alți compuși intermetalici, cât și prin fărâmițarea grăunților. Modificarea cu sulf s-a dovedit a fi mai eficace decât cea cu săruri (33 % NaCl + 65 % NaF + 2 % CaF_2) [38] sub aspectul rezistenței la rupere și a prelucrabilității prin așchiere. Modificarea cu sulf are în plus avantajul unei tehnologii mai simple de elaborare-turnare.



Nr. aliaj	Compoziția aliajului [%]			
	Si	Cu	Mg	Ni
1.	6,80	0,75	0,30	0,28
2.	7,20	0,64	0,33	0,31
3.	7,40	0,84	0,26	0,25
4.	8,00	1,50	0,40	0,27
5.	10,00	-	0,30	0,31
6.	12,00	-	0,30	0,27

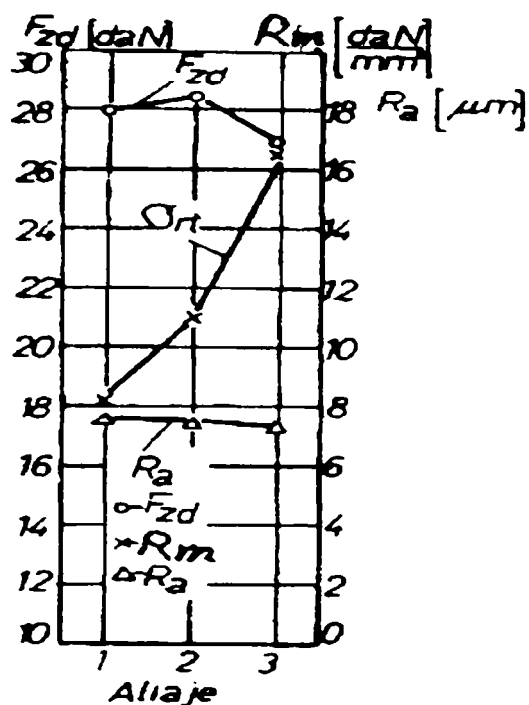
Fig. 8.6 Aliaje silumin nemodificate și netratate termic: Mg = 0,26-0,4%;



Nr. aliaj	Compoziția aliajului [%]			
	Si	Cu	Mg	Ni
1.	3,90	1,24	1,27	0,19
2.	5,15	1,00	0,90	0,28
3.	5,50	0,65	1,29	0,28

Fig. 8.7 Aliaje silumin nemodificate și netratate termic: Mg = 0,9-1,29%;

În concluzie se precizează faptul că alierea aliajelor binare de silumin cu Cu, Mg, Si, Ni cât și modificarea lor cu sulf este avantajoasă pentru îmbunătățirea caracteristicilor mecanice și prelucrabilității prin așchiere. Aceasta se recomandă în special la piese cu rol funcțional important în construcția de mașini. Totodată aceste aliaje uzează în mică măsură sculele așchietoare, depunerea pe tăiș se diminuează, ceea ce duce la calitate mai bună a suprafeței așchiate. Uzurile mici ale sculelor observată la probele așchiate nu vor da pierderi însemnate de productivitate prin schimbarea prea frecvență a sculelor. Calitatea suprafeței crește, arată o valoare mai redusă a Ra în prezența Ni față de aliajele ce nu conțin Ni [38].



Nr. aliaj	Compoziția aliajului [%]			
	Si	Cu	Mg	Ni
1.	7,45	0,42	0,77	0,31
2.	7,80	0,64	0,29	0,28
3.	9,00	1,18	0,24	0,26

Fig. 8.8 Aliaje silumin modificate cu sulf și netratate termic

8.6 INFLUENȚA VIBRAȚIILOR ASUPRA CALITĂȚII SUPRAFETELOR ALIAJELOR DE ALUMINIU STRUNJITE

La ora actuală prelucrările mecanice prin strunjire ocupă primul loc în fabricarea pieselor de aluminiu turnate. De aceea în lucrarea [43], [44], [125] se fac încercări de a determina (stabili) o corelație între calitatea suprafețelor aliajelor de tip siluminiu și vibrațiile forțate, știut fiind faptul că vibrațiile au o influență benefică asupra calității suprafețelor strunjite [127]; [128], [135], [146].

8.6.1 Calitatea suprafețelor pieselor prelucrate mecanic și durata lor în exploatare

Din multitudinea de relatări bibliografice [52], [94], [95], [127] referitoare la corelația dintre calitatea suprafețelor pieselor și durata lor în exploatare se desprinde o concluzie, pe cât de simplă pe atât de greu (uneori) de îndeplinit, că: durabilitatea (durata) în serviciu a pieselor, funcție de mediul în care lucrează, este direct dependentă de calitatea suprafețelor realizate prin prelucrări mecanice [52], cu păstrarea constantă a celorlalte caracteristici (mecanice, chimice, metalografice etc) [10]. În acest caz este clar că orice schimbare în regimurile de prelucrare mecanică are influență și conduce implicit și la schimbarea calității suprafețelor prelucrate mecanic; schimbare ce atrage după sine obținerea de noi proprietăți de exploatare a pieselor.

Cele de mai sus ne obligă la a admite faptul că avem de-a face cu o “ereditate tehnologică” [94], ceea ce ne conduce la gândul că are asemănare cu ereditatea semnalată în lucrare [98].

Trebuie semnalat faptul că “neregularitățile multiple, dar fine, asigură o mai mare rezistență la uzare, față de neregularitățile grosiere și cu pas mare între ele [99] rezistență ce poate atinge valori de 50 %.

Dacă am rezuma cele prezentate anterior rezultă următoarele:

- ❖ Ținând cont de influența mare pe care o are calitatea suprafețelor pieselor prelucrate în construcția de mașini se necesită a găsi metode simple, eficiente, ieftine de a realiza, (în cadrul proceselor clasice de prelucrare mecanică), suprafețe cât mai fine.

- ❖ Se cer reglementări rigide pe desenele și pentru tehnologiile de execuție a pieselor.

- ❖ Este necesar un control sistematic care să asigure calitatea suprafețelor (rugozitatea) cerută de materialul utilizat, locul unde se folosește etc.

8.6.2 Influența vibrațiilor forțate transversale asupra calității aliajelor de aluminiu prelucrate prin strunjire

Cu toate că foarte mulți autori au reliefat explicit influența vibrațiilor asupra procesului de așchiere [10], [110], [127], [128], [130], [131], [132] la stabilirea regimurilor de așchiere nu se are în vedere, de regulă, factorii de influență a acestor vibrații în principal asupra calității suprafețelor [127].

Rezultatele obținute la prelucrarea prin strunjire a unor aliaje de tip silumin [20], [38], [43], [125] a condus în mod necesar și la încercarea influenței vibrațiilor forțate transversale [132]. Acest lucru a fost determinat de faptul că asupra proprietăților de exploatare a organelor de mașină o influență are și calitatea suprafețelor prin rugozitatea R_a , care cum s-a văzut este, la rândul ei influențată de vibrațiile sculei [125], [132].

În cele ce urmează se dau rezultatele cercetării privind prelucrarea aliajelor de aluminiu turnate (AAT) în cochilă ce au avut compoziții chimice (tab. 8.1).

Tab. 8.1

Compoziția chimică [%] a AA încercate

Sort	Si	Cu	Mg	Mn	Zn	Ni	Fe	Obs
1.	5,0	6,0	0,4	0,3	0,3	-	0,6	
2.	12,0	1,6	0,9	-	-	0,7	0,7	
3.	1,0	13,0	0,4	-	-	-	1,0	
4.	0,2	4,2	1,5	-	-	0,2	0,2	

Experiențele s-au efectuat pe probe de diametrul $\Phi 50 \times 150$ mm după turnarea în cochilă, cu aplicarea de oscilații forțate de frecvență 0...10 Hz.

În cercările de așchiere s-au efectuat după schema prezentată în fig. 8.4, folosind aceiași parametri de așchiere.

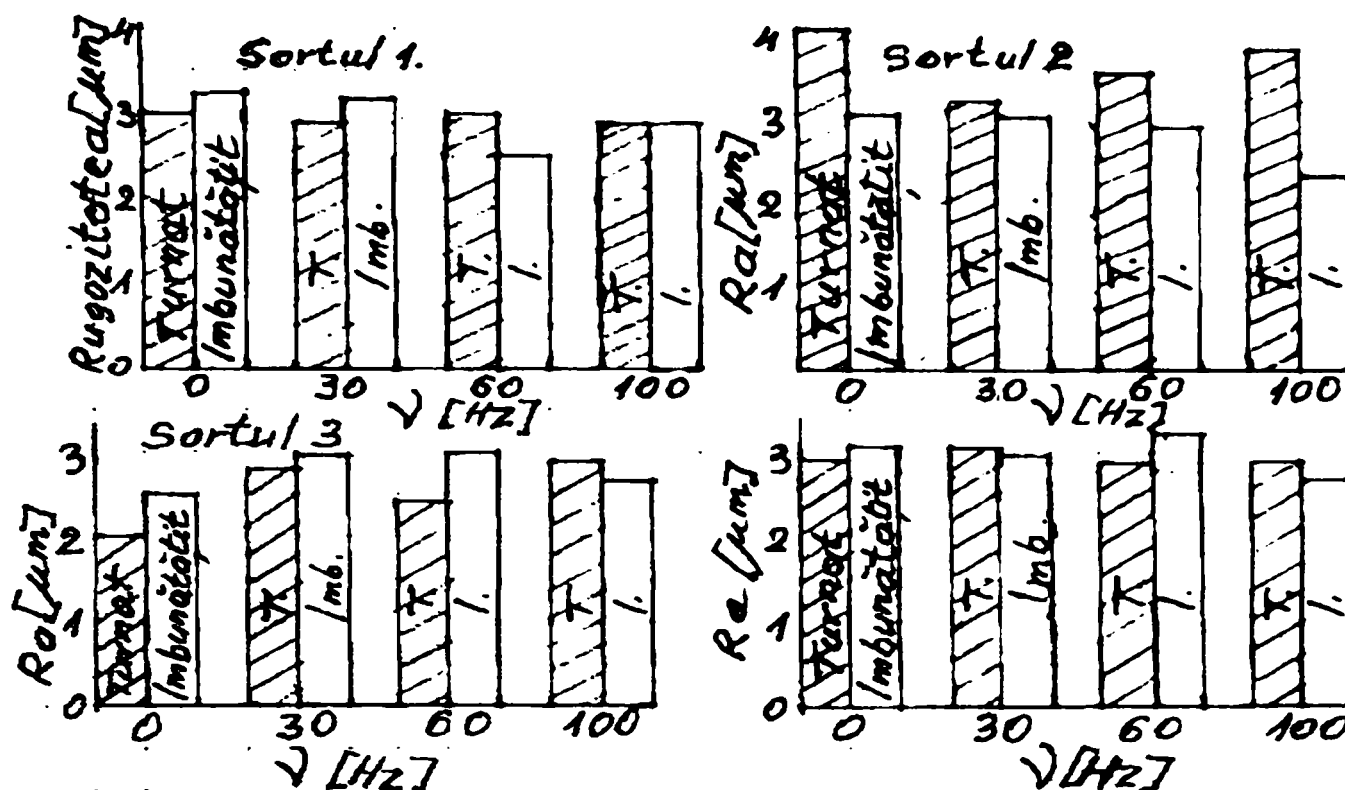


Fig. 8.9 Dependența rugozității R_a suprafețelor AA prelucrate prin strunjire funcție de frecvența vibrațiilor transversale forțate.

Valorile rugozității R_a suprafețelor, obținute pe cele 4 sorturi de AAT în cele două stări, turnată și îmbunătățită, sunt prezentate în histogramele din fig. 8.9, din care se remarcă faptul că vibrațiile forțate aplicate transversal pe probele $\Phi 50 \times 150$ mm încercate conduc la reducerea valorilor rugozității R_a a suprafețelor concomitent cu creșterea frecvențelor vibrațiilor. O mică abatere de la această tendință o prezintă sortul 3 în care cantitatea de Cu, mult mai mare față de alte sorturi, conduce la creșterea conținutului de faze durificatoare (care au duritate mai ridicată) și comportament la separare (rupere) de masă metalică de bază deosebit față de celelalte sorturi de AAT.

8.7 INFLUENȚA VIBRĂRII SCULEI ÎN DIRECȚIA AVANSULUI LONGITUDINAL ASUPRA CALITĂȚII SUPRAFETELOR AAT STRUNJITE

La stabilirea regimurilor de așchiere, nu se au în vedere totdeauna în suficientă măsură factorii care influențează apariția vibrațiilor în procesul de așchiere, cu toată cercetările unor autori [10], [38], [125] au reliefat influența vibrațiilor în procesul de așchiere asupra calității suprafețelor.

Aplicarea din exterior a unor oscilații forțate ale sculei după anumite direcții, duc la îmbunătățirea procesului de așchiere [90].

Având în vedere cele mai de sus în lucrarea [107] se studiază influența vibrării sculei în direcția avansului longitudinal asupra calității suprafețelor obținute la strunjirea aliajelor cu bază aluminiu.

8.7.1 Încercări experimentale

Pentru a pune în evidență modul cum influențează oscilațiile forțate ale sculei în sensul avansului asupra calității suprafețelor prelucrate prin strunjire, s-a utilizat aparatura indicată în fig. 8.10.

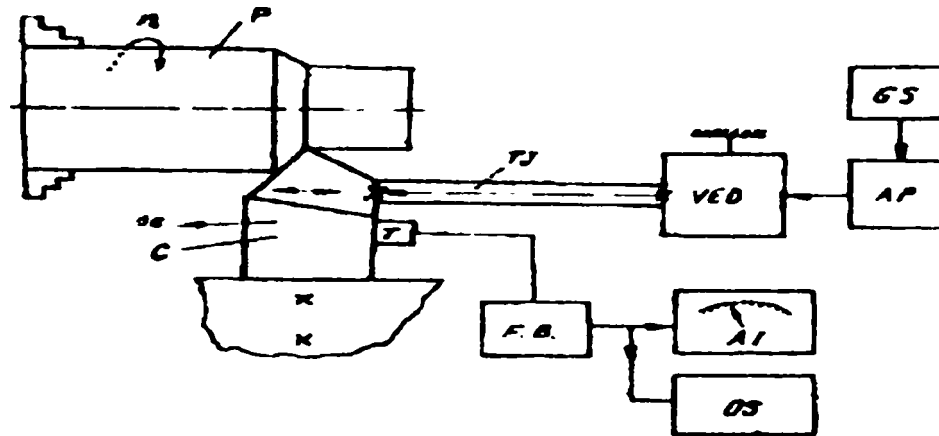


Fig. 8.10 Schema vibrării sculei: P-piesa; C-cuțit; TJ-tijă; VED-vibrator electrodinamic; AP- amplificator de putere; GS- generator de semnal; T-traductor dinamic; FB-filtru de bandă; OS-osciloscop

Strunjirea piesei P s-a efectuat pe strungul SNA-500, cu un cuțit C, armat cu plăcuța așchietoare din carbură metalică K10, avînd geometria $\alpha_0 = 10^\circ, \gamma = 8^\circ, \kappa = 60^\circ, \kappa_s = 26^\circ, \lambda = 5^\circ, r = 0,5\text{mm}$. Secțiunea corpului cuțitului a fost de $26 \times 26 \text{ mm}$. Lungimea în consolă a sculei de 60 mm a permis fixarea pe ea a tijeii TJ și a traductorului dinamic T (tip KD-35a). Distanța de la vârful sculei pînă la axa tijeii a fost de 13 mm iar pînă la axa traductorului de 26 mm . Oscilațiile forțate date de vibratorul electrodinamic VED se transmit cuțitului prin tija de adaptare TJ. Tija a fost fixată prin înșurubare și blocată cu contrapiulițe de cuțit și membrana vibratoare a VED. Lanțul de aparate (fig. 8.10) utilizat la experimentări este compus din: generatorul de semnal GS, model E0501, amplificatorul de putere AP (putere 50 W și frecvența $f = 3 \text{ Hz} = 20 \text{ kHz}$); vibratorul electrodinamic VED ($P = 50 \text{ W}$, $F = 3 \dots 10.000 \text{ Hz}$); filtru de bandă FB (model SM32, $f = 2 \text{ Hz} = 20 \text{ kHz}$); aparatul indicator AI (model SM40) și osciloscopul OS (model SM50).

Pentru a pune în evidență oscilațiile proprii ale sculei, aceasta s-a excitat cu frecvențe de la 100 Hz pînă la 10.000 Hz la puterea constantă de cca 40 W , măsurându-se valorile accelerațiilor maxime ale sculei (tab. 8.2).

Tab. 8.2

Valorile amplitudinii accelerației $a_r [\text{m/s}^2]$ a sculei în gol în funcție de frecvența de oscilație $f [\text{Hz}]$.

f	a_v	f	a_v	f	a_v
100	9,0	1500	17,5	3600	20,0
200	2,0	1600	13,5	3800	16,0
300	6,0	1700	13,0	4000	12,0
400	7,8	1800	13,5	4500	12,5
500	8,2	1900	16,0	5000	12,0

600	22,0	2000	19,0	5500	11,8
700	50,0	2200	18,5	6000	28,0
800	26,0	2400	21,0	6500	40,0
900	27,0	2600	33,0	7000	10,0
1000	20,0	2800	98,0	7500	7,2
1100	17,0	2900	160,0	8000	12,0
1200	16,0	3000	130,0	8500	26,5
1300	16,7	3200	53,0	9000	19,0

Amplitudinile accelerațiilor la oscilarea în gol a sculei, în jurul frecvenței de rezonanță a sculei $f_0 = 2900$ Hz, se prezintă în fig. 8.11.

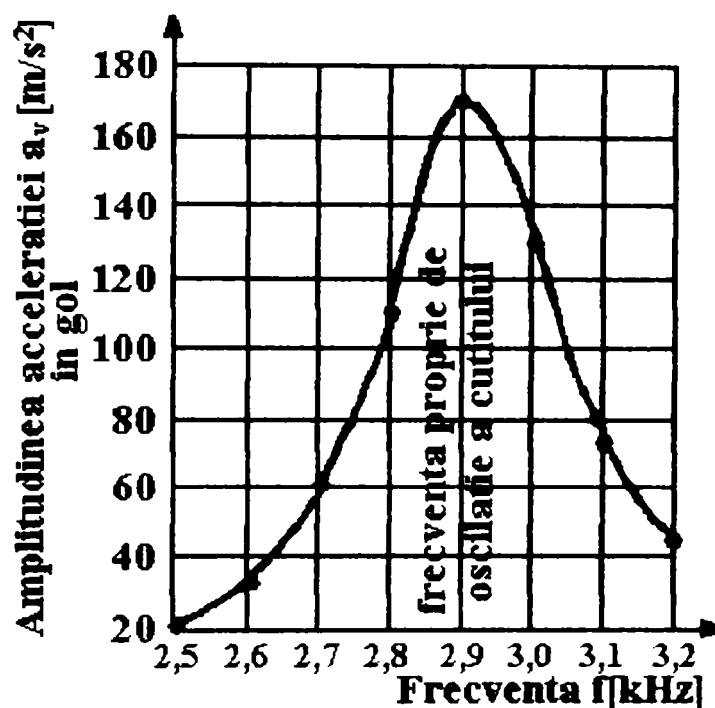


Fig. 8.11 Oscilația proprie a sculei

Ținând cont de recomandările din [90] cât și de rezultatele obținute în [107], [125], [127], [128] la studiul prelucrabilității prin așchiere s-au ales aliaje binare de silumin, care au în general o calitate slabă a suprafețelor așchiate. Strunjirea pieselor de silumin cu dimensiunea $\Phi 70 \times 300$ s-a efectuat cu următorul regim de așchiere: $t = 1$ mm, $s = 0,05$ mm/rot și $v_p = 106$ m/min. Dimensiunile piese s-au ales astfel încât să fie cât mai rigidă. La regimul de finisare adoptat conform datelor din literatură [110], se obțin forțe de așchiere mici, respectiv deformații elastice ale piesei minime.

Rugozitatea suprafețelor așchiate s-a măsurat cu rugozimetrul Surtronic, indicând direct valoarea lui R_a în μm .

8.7.2 Influența parametrilor oscilațiilor asupra R_a

Modul cum influențează frecvența de oscilație, respectiv amplitudinea oscilațiilor forțate ξ_{ma} a sculei, asupra calității suprafeței se prezintă în fig. 8.12.

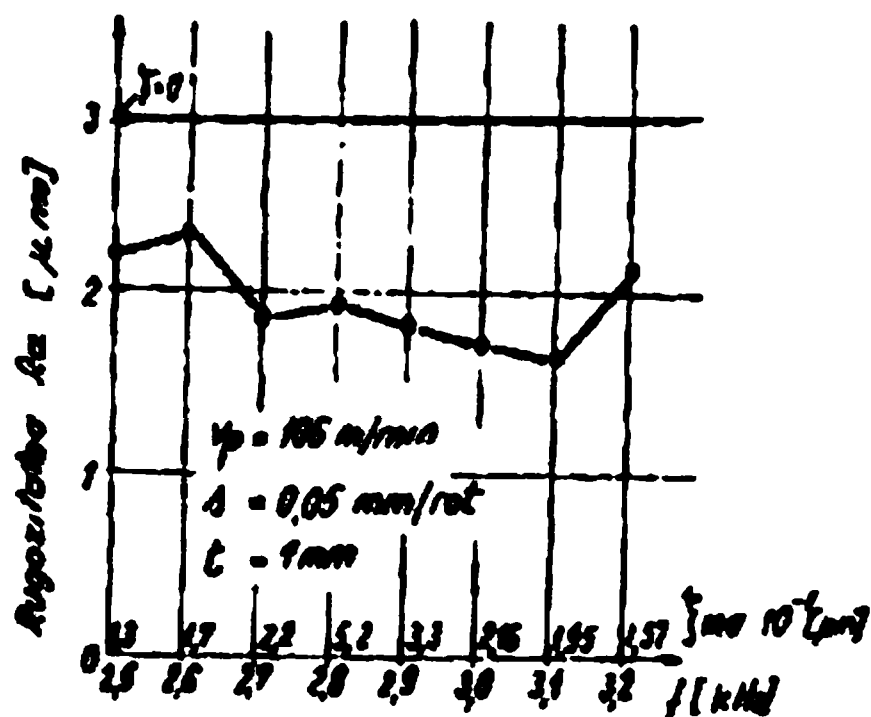


Fig. 8.12 Influența vibrației sculei asupra rugozității

Fiecare punct din grafic reprezintă media a trei măsurări. Pentru comparație în grafic s-a indicat printr-o dreaptă și rugozitatea obținută în aceleași condiții de așchiere însă fără vibrarea forțată a sculei ($f=0$). Din fig. 8.12 se observă că rugozitatea, la întreaga gamă de frecvențe a sculei, este în medie de 65% față de rugozitatea obținută fără vibrații considerată 100%. De asemenea în domeniul frecvențelor $f = 2,65 \dots 3,15$ kHz, Ra este de circa 58%, iar minimumul de 54% se obține la frecvențe cu puțin peste frecvența proprie de rezonanță a sculei.

Îmbunătățirea calității suprafeței, la strunjirea cu vibrarea forțată a sculei în sensul avansului se explică prin micșorarea depunerilor pe tăiș, desprinderea lor mai frecventă la vibrarea sculei, cât și reducerii frecărilor între semifabricat și sculă. Aceasta se datorește vibrației vitezei efective de avans v_{se} (fig. 8.13), ca urmare a compunerii vitezei statice de avans v_s cu viteza de oscilație forțată v transmisă sculei, conform relațiilor:

$$\vec{v}_{se} = \vec{v}_s \pm \vec{v} \quad (8.1)$$

$$\vec{v}_{se} = \vec{v}_s \pm \vec{\xi}_m \omega \sin(\omega t + \varphi) \quad (8.2)$$

În care: ξ_{ma} este amplitudinea oscilației; ω - pulsația forței oscilatoare; t - timpul; φ - defazajul.

Din fig. 8.16 se observă că în cazul vibrării sculei, viteza de așchiere v_a variază atât ca direcție cât și ca modul în planul de lucru:

$$V_a = v_{a \min} \dots v_{a \max} \quad (8.3)$$

Variația în modul a vitezei efective de avans duce la modificarea grosimii așchii și deci a avansului efectiv, având un efect de netezire a microasperităților suprafeței așchiate.

Capitolul 9

STUDII ȘI ÎNCERCĂRI DE SUDARE a ALIAJELOR DE ALUMINIU TURNATE

În tehnică în general, și, în special în construcția de mașini, cel mai frecvent se utilizează aliaje cu bază de aluminiu de tipul duraluminiului și siluminiului, datorită avantajelor incontestabile pe care le prezintă față de aliajele cu baza de fier: greutatea specifică redusă, rezistență mare la oxidare și coroziune în medii agresive, aspect plăcut ș.a.m.d.

Aliajele pe bază de aluminiu, pe plan național și mondial, ocupă un volum din ce în ce mai mare [1], datorită proprietăților deosebite pe care le posedă (fizice, chimice, mecanice) și datorită răspândirii aluminiului în minereuri, conținând alumină Al_2O_3 , în special. Din categoria mare a aliajelor pe bază de aluminiu, celor aliate cu siliciu – siluminurilor – le revine cea mai mare pondere, în special la turnarea pieselor pentru construcția de mașini, datorită faptului că posedă o bună fluiditate și o contracție redusă.

La ora actuală, siluminurile se aliază complex [62], în afară de Si, cu Zn, Mg, Cu, Mn, Ni, Co etc, în vederea creșterii proprietăților mecano-chimice. În același scop, aceste aliaje se supun modificării cu diferite substanțe [75], [114], [148], pe bază de săruri ce conțin, în unele cazuri Cl, F, Na, K etc. Structura modificată conduce, implicit, la creșterea calității suprafețelor prelucrate [125], ceea ce conduce la creșterea duratei de exploatare a pieselor din aliaje de aluminiu, în principal, cele ce lucrează cu frecare de contact [52], [125].

Greutățile întâmpinate la sudarea aliajelor de aluminiu limitează utilizarea acestora la realizarea unor piese de complexitate ridicată. Aceste greutăți se datorează particularităților și însușirilor pe care le posedă aluminiu și aliajele sale ca: formarea continuă la suprafața topiturii a unei pelicule de Al_2O_3 , dense și continue, cu temperatura de topire foarte ridicată ($2150^{\circ}C$), care împiedică îmbinarea (unirea) părților separate de metal topit, temperatură joasă de topire a aluminiului ($658^{\circ}C$) și care nu-și schimbă culoarea la încălzire, (ceea ce condiționează conducerea foarte anevoioasă a procesului de sudare) și, în sfârșit, conductivitatea termică foarte ridicată a aluminiului și aliajelor sale, (iar în cazul pieselor masive încălzirea prealabilă a pieselor este obligatorie înainte de sudare).

9.1 PARTICULARITĂȚILE METALURGICE ALE ALIAJELOR DE ALUMINIU

Aliajele pe bază de Al, în procesul de sudare, se impurifică ușor cu incluziuni nemetalice, din cauza tendinței ridicate a Al spre absorția de gaze (la temperatura de sudare), cât și afinității mari a Al față de oxigen. Astfel, are loc o saturare cu până la

3 cm³/100g cu hidrogen, oxigen și alte gaze, din care hidrogenului îi revine aproximativ 90%.

Prezența gazelor în aliajele pe bază de aluminiu, duce la formarea porozităților gazoase în piesele sudate (gazele care se degajă la răcirea și solidificarea pieselor sudate). Cu toate acestea, pentru obținerea unei zone sudate sănătoase, compactă, pericolul cel mai mare, îl reprezintă formarea peliculelor de Al₂O₃ în baia topită și, în special, reținerea acestor pelicule în zona pieselor sudate. Neîndepărtarea din aliajele de aluminiu, a peliculelor de oxid de aluminiu, periclitează integritatea zonelor sudate și, în special, sunt periclităte zonele supuse prelucrărilor mecanice ulterioare. În mod deosebit, prezența peliculelor de Al₂O₃, duce la rebutarea pieselor sudate supuse la încercarea sub presiune.

Formarea peliculelor de Al₂O₃ este un proces inevitabil la sudarea aliajelor pe bază de aluminiu, întrucât, majoritatea componentilor din aliaje pe bază de aluminiu are o afinitate mai mică față de oxigen (în afară de Be și Mg), în ordinea:

Be-Mg-Al-Ce-Ti-Si-Mn-Cr-Zn-Fe-Ni-Cu.

Din fericire pelicula de Al₂O₃ este densă, întrucât satisface condiția $V_{\text{oxid}}/V_{\text{metal}} > 1$ și protejează zona topită de oxidarea în profunzime. Adică:

$$\frac{V_{Al_2O_3}}{V_{Al}} > 1 \quad (9.1)$$

$$\frac{V_{MgO}}{V_{Mg}} < 1 \quad (9.2)$$

Cum, însă, Mg și în special Be produc dezoxidarea băii metalice:



și dispar formațiile de [Al₂O₃] din baia metalică, aceste două elemente se folosesc ca dezoxidanți în AA. Mai mult, prezența Be în baia metalică a AA conduce la dispariția MgO poros pe seama:



Un alt aspect ce trebuie subliniat este faptul că majoritatea aliajelor de aluminiu, inclusiv siluminurile și duraluminurile, se aliază cu Mg, întrucât acesta formează faze durificatoare ce ridică substanțial proprietățile mecanice, dar, din păcate, MgO este poros și produce oxidarea în profunzime. Acest neajuns este datorat faptului că $V_{MgO} < V_{Mg}$. Cum însă, Mg și, în special, Be conduc la dezoxidarea băii metalice.

Din motivele arătate, aliajele pe bază de aluminiu se vor suda cu viteză mare, cu baie de sudură cât mai mică, temperatură de supraîncălzire, de-asemenea, cât mai mică (max. 800°C), cordoane sudate de secțiuni reduse etc.

Cu toate măsurile ce se iau la sudarea aliajelor de aluminiu, baia topită se va impurifica din cauza fenomenelor amintite, deci este necesar a se lua unele măsuri suplimentare de protecție față de acțiunea mediului înconjurător, cât și formarea unor reacții chimice de purificare a băii topite. Aceste măsuri au rol de protecție, rafinare și chiar de modificare, efectuându-se cu ajutorul fluxurilor.

9.2 FLUXURI RECOMANDATE LA SUDAREA ALIAJELOR DE ALUMINIU

Cele mai utilizate fluxuri de protecție, rafinare și modificare sunt redată în tab. 9.1 [103], fluxuri folosite și la elaborarea aliajelor.

Tab. 9.1

Fluxuri folosite la sudarea aliajelor de aluminiu

Nr. crt	Compoziția chimică a fluxului [%]						Obs. domenii de utilizare
	NaCl	KCl	Na ₃ AlF ₆	MgCl-KCl	NaF	CaF	
1.	39	50	6,5	-	-	4,5	AlSiMg, AlSiCu
2.	-	-	-	60	-	40	AlMg, AlMgSi, AlMgZn
3.	30	47	23	-	-	-	AlSiMg, AlSiCu
4.	62	13	-	-	25	-	
5.	45	-	15	-	40	-	Aliaje universale de cea mai largă utilizare
6.	50	10	10	-	30	-	

Întrucât fluxurile sunt higroscopice, se usucă la aprox. 200⁰C, înainte de folosire, timp de 10 ore, măcinate și sortate prin cernere și păstrate în cutii ermetice. De remarcat că fluxul nr.1 este destinat acoperirii și protecției la retopirea aliajelor din sistemele Al-Si-Mg și Al-Si-Cu. Fluxul nr. 2 servește la acoperirea și rafinarea în cazul aliajelor din sistemul Al-Mg, Al-Mg-Si și Al-Mg-Zn. Fluxurile nr. 3 și 4 sunt fluxuri de acoperire, rafinare și modificare, pentru aliajele din sistemul Al-Si-Mg și Al-Si-Cu. Fluxurile nr. 5 și 6 sunt fluxuri universale și au cea mai largă utilizare, atât la sudarea, cât și la elaborarea aliajelor de aluminiu.

Fluxurile acoperitoare-rafinatoare apără baia topită de acțiunea atmosferei înconjurătoare, purifică baia metalică de incluziunile nemetalice și gazoase. Acțiunea de rafinare constă în adsorbția până la 10% a peliculei de Al₂O₃ din baie și a dizolvării acesteia până la 1%. De asemenea, aerul și hidrogenul se îndepărtează prin formarea de compuși complecși. Fluxurile de acoperire și rafinare trebuie să fie cât mai ușoare și cu punct de fuziune mai mic decât al aliajului sudat, să aibe fluiditate ridicată și tensiune superficială mare. De aceea se preferă fluxuri binare de forma NaCl și KCl, în proporție 1:1, întrucât formează un eutectic ușor fuzibil și, pentru mărirea tensiunii superficiale, se adugă NaF, iar pentru mărirea adsorbției și a gradului de dizolvare a oxidului de aluminiu, se adaugă criolită, Na₃AlF₆.

9.3 FLACARA DE GAZE CA SURSA DE CALDURA LA SUDAREA AAT

De regulă aluminiul și aliajele sale se sudează: cu arc electric cu arc argon și cu flacără de gaze.

Utilizarea flăcării de gaze la sudarea prin topire, față de curentul electric (indiferent sub ce formă se va transforma în căldură), are o mai mică răspândire. Totuși, datorita faptului că răspunde, fie și parțial, unor cerințe impuse surselor termice destinate sudării prin topire (putere calorică suficientă, concentrare a căldurii, eficiență mare,

universalitate, comoditate de utilizare etc), flacără de gaze cunoaște o răspândire relativ largă.

Puterea calorică q , fiind cea mai importantă caracteristică, în cazul folosirii acetilenei, C_2H_2 , care posedă cea mai mare capacitate calorică ($Q > 12600$ kcal/l), se poate scrie:

$$q = V_a Q [\text{kcal/h}] = \frac{V_a Q}{3600} [\text{kcal/s}] = 3,5 V_a [\text{kcal/s}] \quad (9.5)$$

În ceea ce privește concentrația încălzirii, flacăra de gaze o are mai mică decât cea a arcului electric, AE, de acțiune directă. Datorită mecanismului de transmitere a căldurii, mai desăvârșit, al arcului electric și randamentul termic este mult mai mare. Sudarea cu flacără, din punct de vedere termic, este mult mai “primitivă” și, de aceea, are un domeniu de utilizare mult mai îngust, dar încă foarte mare [49], datorită multor avantaje.

Sudarea cu flacără de gaze conduce la oxidarea metalului de bază din aliaj și a Ea. Acest lucru nu este de dorit, pentru că oxizii ce rămân în structura aliajelor din zona materialului de adaos, reduc mult proprietățile mecanice și de exploatare ale îmbinărilor sudate.

În zona de sudare, o mare importanță o au procesele ce au loc în faza lichidă și pe limita de separație a fazelor. În zona de sudare vor coexista fazele: gaz, zgură lichidă, metal lichid și solid. Cele mai importante procese din zona de sudare sunt reprezentate de interacțiunea fazelor lichide cu gazele și oxizii. Astfel, sunt de urmărit următoarele aspecte: dizolvarea gazelor, repartiția substanțelor, energia superficială, absorția, vâscozitatea, vaporizarea.

Substanțele alcaline și alcalino-pămâtoase, precum și sărurile acestora, fiind active superficial, reduc valoarea coeficientului de tensiune superficială. De aceea, la lipire și sudare, se tinde de a avea o udare bună a suprafeței metalului solid de către cel lichid și o mai ușoară dizolvare a picăturilor metalului topit din electrod în baia de sudare.

În cazul dizolvării fierului în aluminiu lichid se vor forma faze de forma $FeAl_3$, Fe_2Al_3 , Fe_2Al_7 și altele, faze ce se vor găsi în structura zonei de trecere. Structura zonei de legătură (material de bază – material de adaos) va fi foarte complexă, iar îmbinarea de slabă calitate, din cauza fragilității fazelor intermetalice ale aluminiului cu fierul [50]. Asupra calității îmbinărilor prin sudare un rol important îl joacă procesele fizico-chimice ce se petrec la limita fazelor solid-lichid, structura zonei de îmbinare, umectarea, proprietățile metalului în stare lichidă (de ex. fluiditatea) etc.

Pentru asigurarea interacțiunii fizico-chimice a metalului solid cu cel lichid, trebuie ca temperatura de topire a metalului de bază, T_{tb} , să fie mai mare sau cel puțin egală cu temperatura de topire a metalului de adaos, T_{ta} :

$$T_{tb} > T_{ta} \quad (9.6)$$

Acest lucru este însă, în contradicție cu afirmația că sudarea se îmbunătățește când diferența între ele, ΔT , este cât mai mică.

$$\Delta T = T_{tb} - T_{ta} \quad (9.7)$$

O condiție de bază pentru asigurarea unei legături metalice între atomii metalului solid și cei ai metalului lichid este apropierea acestora, situație în care se ajunge în cazul udării corpului solid de către cel lichid. Din punct de vedere energetic, o astfel de udare de la sine, “autoudare”, va avea loc numai în cazul când lucrul mecanic al forțelor de atracție dintre atomii metalelor solid și lichid (lucru mecanic de adeziune, L_a), va fi mai mare sau cel puțin egal cu lucrul mecanic al forțelor de atracție a particulelor de lichid între ele (lucru mecanic de coeziune, L_c):

$$L_a \geq L_c \quad (9.8)$$

În concluzie, umectarea depinde de afinitatea chimică dintre metalele ce sunt în contact și, în primul rând, de solubilitatea reciprocă [50].

9.4 SUDABILITATEA ALUMINIULUI ȘI A ALIAJELOR SALE

Majoritatea construcțiilor sudate se execută din aliaje de aluminiu ce nu pot fi întărite prin tratamente termice sau prin deformări plastice la rece. Aceste aliaje conțin Mn sau Mg, rest Al. Duraluminiul se preferă a fi sudat prin rezistența electrică în puncte sau la rece. Sudarea prin topire, indiferent de tipul aliajelor de aluminiu, se face cu precădere, pentru îndepărtarea defectelor de turnare [50].

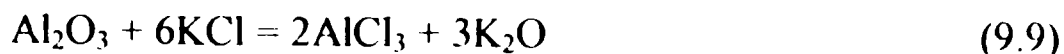
Afinitatea extrem de mare a aluminiului față de oxigen, conduce la formarea, pe suprafața Al, a peliculei Al_2O_3 refractare, a cărei viteză de formare, crește rapid, cu creșterea temperaturii. De aceea, la sudarea cu electrod fuzibil, această peliculă acoperă, nu numai suprafața băii de metal topit ci și pe cel de bază.

Pe de alta parte, Al_2O_3 are densități deosebite, funcție de rețeaua cristalină. La temperaturi sub $500^\circ C$, pelicula este amorfă; la temperaturi mai ridicate, apare rețeaua cubică $\gamma - Al_2O_3$ (densitatea $3,77 \text{ g/cm}^3$); la temperaturi peste $1000^\circ C$, se transformă în rețea $\alpha - Al_2O_3$ (densitatea 4 g/cm^3). Densitatea mai mare a peliculei $\alpha - Al_2O_3$, față de cea a Al, îngreunează separarea acestei pelicule din metalul lichid și conduce la apariția unor incluziuni fragile, care reduc proprietățile mecanice ale metalului. De aceea, îndepărtarea oxizilor formați pe suprafața metalului și protejarea împotriva oxidării băii metalice și a zonelor adiacente, este una din problemele de bază la sudarea aluminiului și a aliajelor sale.

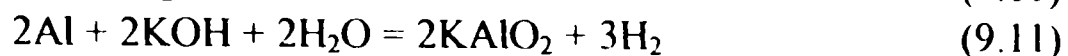
În majoritatea cazurilor, curățirea mecanică și chimică, înainte de sudare, nu este suficientă, întrucât, în procesul de încălzire, pelicula de Al_2O_3 apare din nou. De aceea, cel mai eficient se poate îndepărta pelicula, chiar în procesul de sudare propriu-zisă, când apără metalul și de oxidare în continuare. Acest lucru se poate realiza prin folosirea de acoperiri speciale sau fluxuri. În unele situații, aceleași rezultate se obțin prin fărâmițarea peliculei sub acțiunea “prăfuirii catodice”, care are loc la sudarea în gaze inerte.

Mecanismul acționării acoperirilor și fluxurilor asupra peliculei Al_2O_3 este foarte complex. Baza acestuia o constituie amestecurile ușor fuzibile din săruri de clor ale metalelor alcaline și alcalino-pământoase, cu adaos mic de compuși ai fluorului. În cazul topirii acestor acoperitori sau fluxuri, apare o zgură, în care pelicula Al_2O_3 se dizolvă parțial și se leagă chimic. Dizolvarea are loc pe seama fluxurilor și criolitei, dar

efectul nu este foarte semnificativ. Un rol mai important îl joacă interacțiunea chimică a fluorurilor cu pelicula de oxid:



Întrucât AlCl_3 fierbe la 183°C , se înțelege că va părăsi suprafața băii metalice. Prezența, însă a K_2O , în zgură, poate să conducă la coroziunea aluminiului după reacțiile:



De aceea, îmbinările sudate vor fi curățate de rămășițele de zgură, foarte atent.

Cercetările din urmă au arătat că are loc, nu numai dizolvarea și legarea chimică a peliculei de oxid, ci și afânarea acesteia și trecerea în zgură.

Schema proceselor ce au loc, poate fi imaginată astfel (fig. 9.1):

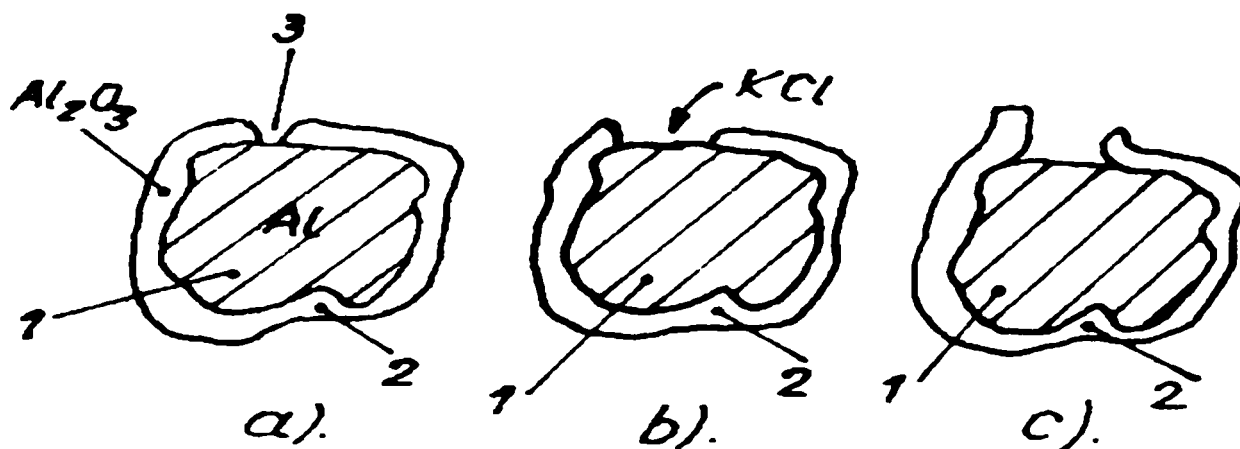


Fig. 9.1 Mecanismul distrugerii peliculei de Al_2O_3

a) din cauza diferenței dintre coeficienții de dilatare volumică a aluminiului, 1 și a peliculei Al_2O_3 , 2, în aceasta din urmă iau naștere foarte mici fisuri (crăpături), 3;

b) în fisurile apărute pătrunde zgura lichidă ce conține cloruri;

c) interacțiunea Al cu clorura, formează clorura de Al, AlCl_3 , iar vaporii de AlCl_3 , desprind particulele Al_2O_3 de la suprafața metalului.

Rolul de activizator al fluorurilor, în acest caz, se explică prin aceea că, dizolvând oxidul de Al, clorurile evazează limitele fisurilor ce se formează în pelicula de Al_2O_3 , prin aceasta ușurând accesul zgurei lichide spre metalul de sub peliculă.

9.5 ÎNCERCĂRI DE SUDARE CU FLACĂRĂ A PROBELOR DIN ALIAJE DE ALUMINIU TURNATE

Întrucât în literatura de specialitate se arată necesitatea aplicării procedurii de sudare cu flacără (în special pentru reparații) a pieselor din aluminiu sau aliaje de aluminiu și nu se întâlnesc date suficiente care să compare proprietățile mecanice ale metalului de bază cu cele realizate în sudură, (și de regulă materialul de altă natură), în lucrare se execută suduri pe probe de încercare la tracțiune (Φ 12,5 x 150 mm) turnate

în cochilă. După turnare probele au fost încercate la tracțiune și apoi au fost sudate cu flacără și din nou încercate la tracțiune.

Pentru a determina influența tratamentului termic de întărire (călire și revenire) asupra comportamentului la sudare, o parte din probele turnate au fost supuse tratamentului de durificare prin precipitare [123].

În vederea realizării unei suduri de calitate probele au fost supuse în prealabil procesului de degresare și îndepărtare a oxizilor. Degresarea s-a făcut în dizolvant benzină, după care capetele de îmbinat prin sudare (la locul ruperilor după încercarea la tracțiune) au fost prelucrate cu piatra abrazivă. După îndepărtarea mecanică a oxizilor probele s-au sudat în timp de maximum 4 ore, în caz contrar suprafețele se acoperă din nou cu strat dens de Al_2O_3 , împiedicând procesul de sudare.

Materialul de adaos a fost identic cu materialul de bază, puterea flăcării s-a ales funcție de grosimea materialului de sudat și a fost de 600 l/min acetilenă. Sudarea s-a executat în capete cu rotirea probei la 180° în jurul axei longitudinale. Flacăra a fost păstrată riguros normală. Fluxurile indicate în literatura de specialitate nu au dat rezultate satisfăcătoare, (întrucât nu au reușit să îndepărteze total pelicula de Al_2O_3 din sudură), de aceea s-au folosit fluxurile 1 și 6 din tab. 9.1. dar în care s-a adăugat 10 % borax în surplus.

După sudare probele au fost prelucrate prin strunjire cilindrică exterioară, la locul de sudare, pentru a realiza o supraînălțare constantă și a determina cât mai corect rezistențele mecanice la tracțiune după sudare.

Pentru încercări s-au supus sudării probele cu 1% Cu + 0,5% Mg + (5...12%) Si rest Al. Acest lucru s-a făcut cu scopul evidențierii influenței conținutului de Si asupra comportării la sudare, apreciată prin R_m , în limitele aliajelor hipereutectice și cele folosite la turnarea pistoanelor (eutectice). Aceleași aliaje au fost supuse tratamentului termic de durificare prin precipitare în vederea determinării influenței asupra aliajelor sudate (comportării la sudare). Cele 4 stări ale aliajelor încercate la rupere la tracțiune arată un comportament diferit (fig. 9.2). Din încercările mecanice efectuate pe probele turnate, tratate termic și după la sudare (fig. 9.2) a reieșit că:

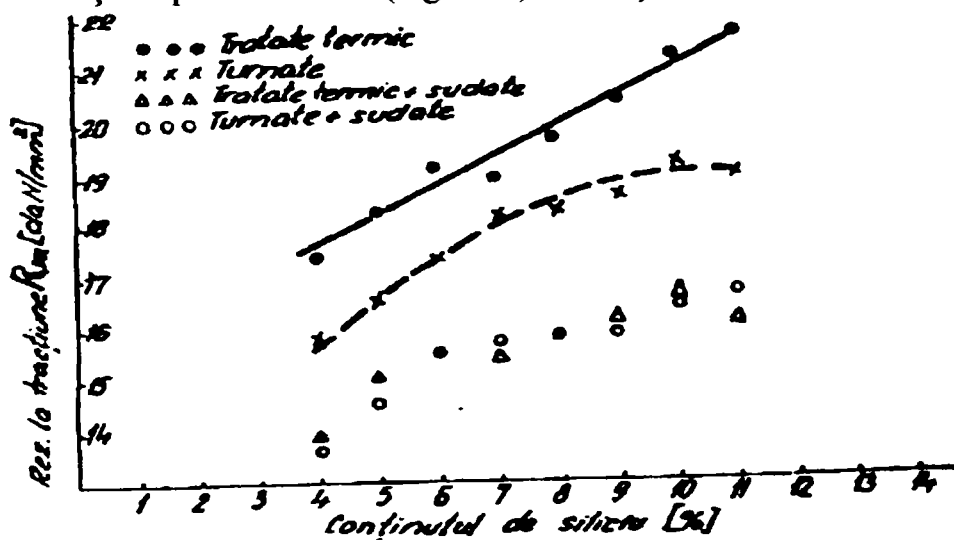


Fig. 9.2 Valorile rezistențelor la tracțiune

- ❖ Proprietățile mecanice ale probelor turnate și tratate termic sunt superioare rezistențelor probelor după sudare;
- ❖ Rezistențele mecanice ale probelor tratate termic au valori mai mari decât a celor turnate (diferențele sunt relativ mici întrucât aliajele conțin cantități reduse de Cu și Mg elemente care condiționează procesul de durificare prin precipitare (formare de faze ce se dizolvă la călire în soluția alfa);
- ❖ Rezistențele mecanice ale probelor sudate sunt practic similare pentru probele turnate și cele tratate termic din cauza anulării efectului de durificare dispersă, datorită dizolvării compușilor secundari la încălzirea locală în timpul sudării;
- ❖ Rezistențele mecanice mai slabe ale probelor sudate se datorează solubilizării fazelor durificatoare dar în special prezenței (în 90% din cazuri) oxizilor de aluminiu în sudură;
- ❖ Majoritatea probelor s-au rupt în sudură (peste 95%);
- ❖ În concluzie se poate spune că procedeul de sudare cu flacără a aliajelor de tip silumin, la o conducere și pregătire prealabilă corectă a proceselor de sudare nu poate fi considerat de “eficiență mică” întrucât proprietățile mecanice a probelor sudate prezintă valori de peste 75% față de materialul de bază. Dacă se are în vedere faptul că procedeul de sudare cu flacără este foarte comod, ușor de aplicat, considerăm că nu poate fi neglijat, în special la lucrările de reparații și întreținere a utilajelor ce conțin elemente (piese) realizate din AAT.

9.6 INFLUENȚA ELEMENTELOR DE ALIERE ȘI A FLUXURILOR ASUPRA CUSĂTURILOR SUDATE

În vederea stabilirii influenței Ea cât și a celui mai eficient flux de sudare, în cazul aliajelor de compoziții chimice diferite, s-au folosit probe turnate din aliajele: ATSi6, ATSi8Cu1,5Mg și ATSi10Cu1Mg. Sudarea s-a efectuat cu flacără oxiacetilenică, ușor carburantă, pe probe de aluminiu de diametrul $\Phi 12,5$ mm, turnate în cochilă cu respectarea prescripțiilor din paragraful anterior. După încercarea la tracțiune a acestor probe (rezistența la rupere fiind considerată 100% din valorile inițiale ale probelor încercate la tracțiune), ele s-au sudat și, din nou, s-au încercat la tracțiune. Valorile obținute, media rezultatelor de pe 5 probe, sunt trecute în tab. 9.2.

Tab. 9.2

Valorile proprietăților probelor de $\phi 12,5$

Aliajul	Starea	Din cele inițiale [%]			Nr. fluxului folosit	Aspectul cusăturii
		Rm	HB	A _t		
ATSi6	turnat	100	100	100	6	satisfăcător
	sudat	82	77	76		
		81	82	78		
ATSi8Cu1,5Mg	turnat	100	100	100	6	bun
	sudat	84	81	89		
		82	79	91		
ATSi10Cu1Mg	turnat	100	100	100	6	

	sudat	87	85	90		foarte bun
		86	87	88	1	

De precizat că, la sudare s-au folosit toate tipurile de fluxuri (nr. 1...6) dar în tab. 9.2 s-au redat numai rezultatele cele mai bune, cele care au prezentat și cea mai mare stabilitate a valorilor de rezistență mecanică la tracțiune: fluxurile 1 și 6 din tab. 9.1.

În fig. 9.3 și 9.4 se redau microstructurile obținute după sudarea celor mai reprezentative aliaje, folosind fluxurile nr.1 și nr.6, fluxuri care au asigurat în mod frecvent, o zonă topită de cea mai bună calitate.

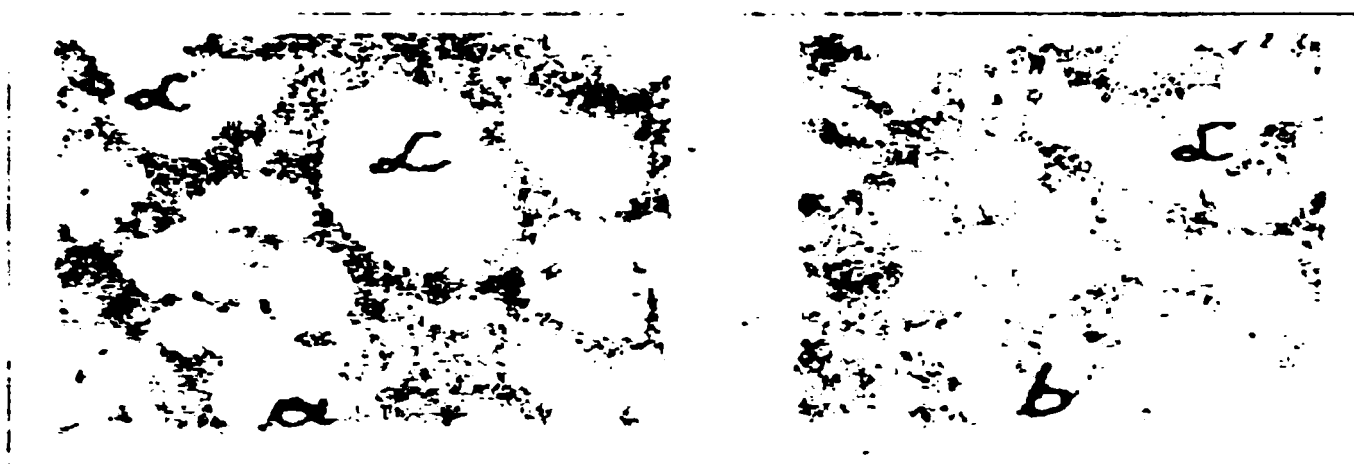


Fig. 9.3 Microstructurile ATSi6: a-turnat; b-după sudare (zonă topită) Atac NaOH concentrație 10%; 400:1

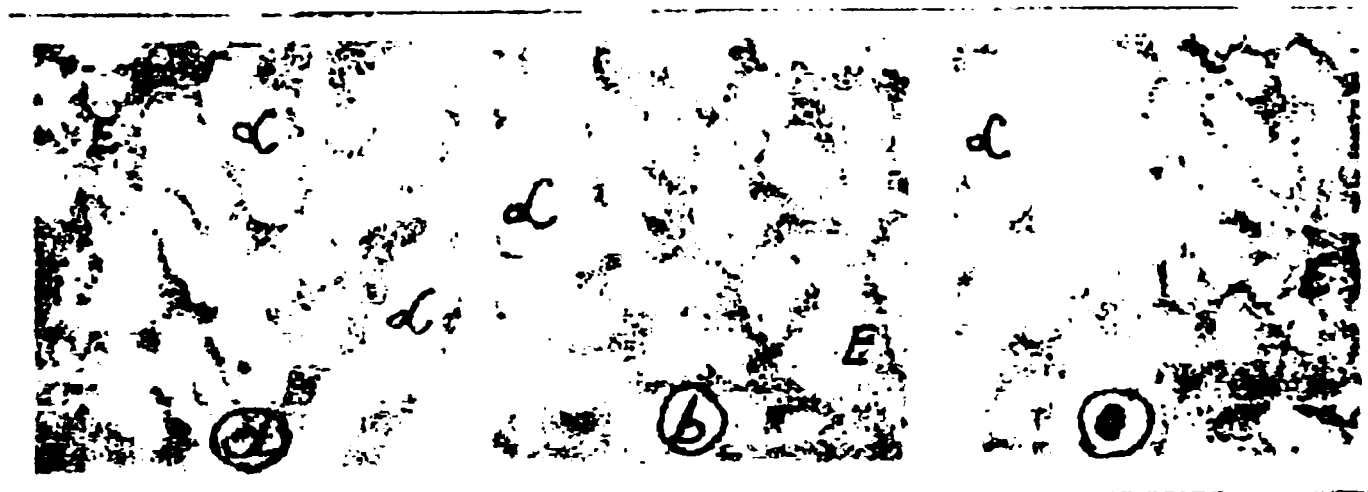


Fig. 9.4 Microstructura ATSi10Cu1Mg a-turnat; b-sudat; (zona topită); c-după călire și revenire

Ținând cont de mecanismul extrem de complex pe care-l joacă fluxurile asupra peliculei, la sudarea cu flacără de gaze [134], în lucrare se redau încercările cu fluxurile nr. 1 și nr.6. Această alegere a fost determinată de faptul că ele formează o zgură în care peliculele de Al_2O_3 se dizolvă parțial și se leagă chimic. Un rol important îl joacă, de asemenea, interacțiunea chimică a fluxurilor cu pelicula de Al_2O_3 [134], (v. și relațiile (9.9), (9.10) și (9.11)).

Din încercări se desprind următoarele concluzii:

❖ Sudarea (repararea) pieselor din aliaje de aluminiu, folosind diferite fluxuri, este posibilă, având chiar un caracter universal.

❖ După aspectul cusăturii în care se are în vedere și supraînălțarea la sudare, cele mai bune rezultate le prezintă aliajul cu conținuturi mai ridicate de Si, Cu și Mg. Acest fapt se datorează (atribuie) prezenței în structură a unui conținut mai mare de soluție solidă alfa (care este plastică) și a unui eutectic complex (cu punct de fuziune mai redus față de eutecticul binară Al + Si din aliajul ATSi6), ceea ce mărește fluiditatea topiturii la sudare.

❖ Recomandarea că folosirea aliajelor de aluminiu de tipul siluminurilor complex aliate este benefică întrucât posedă proprietăți mecanice superioare față de siluminurile binare, este întărită și de încercările la sudare. Acest fapt se vede din tab. 9.2, în care proprietățile după sudare sunt obținute, în procente medii mai înalte (peste 87 % în cazul ATSi10CuMg față de numai 79 % în cazul ATSi6). Adică, pe cale ereditară [98] se moștenesc proprietățile inițiale după procesul de sudare cu flacăra.

❖ Cele mai eficiente fluxuri, în privința mărimii grăunților fazei omogene α , în care se dizolvă, în aluminiu, și alte elemente (în principal, cupru), cu formarea sol. sol. α , de Al(CuMg) și a eutecticului corespunzător, E, sunt considerate fluxurile nr.1, nr. 5 și nr. 6, așa după cum recomandă și literatura de specialitate [126], [134].

❖ Asupra structurii obținute după sudare (în zona topită), în privința repartiției, mărimii și formelor fazelor obținute, are influență și compoziția chimică a aliajelor. Astfel, structura aliajului ATSi10Cu1Mg este mai fină decât cea a aliajului ATSi6, după cum rezultă din fig. 9.3. și fig. 9.4.

9.7 PARTICULARITĂȚILE SUDĂRII PRIN TOPIRE A ALUMINIULUI FAȚĂ DE SUDAREA OȚELURILOR

Sudorii experimentați știu că sudarea prin topire a aluminiului este mult diferită față de sudarea oțelurilor. Faptul că piesele din aluminiu se comportă la sudare altfel față de cele din oțel, se explică în mare parte prin proprietățile fizice diferite ale celor două materiale (tab. 9.3).

Tab. 9.3

Proprietățile Fe și Al

Proprietatea fizică	Unitatea de măsură	Fier	Aluminiu
Greutatea specifică a metalului	g/cm ³	7,85	2,7
Greutatea specifică a oxidului	g/cm ³	3,7	3,4
Temperatura de topire a metalului	°C	1539	660
Temperatura de topire a oxidului	°C	1460... 1580	2050
Solubilitatea hidrogenului în metalul solidificat	cm ³ /100g	8	0,05
Conductibilitatea termică	W/(cmK)	0,58	2,2
Conductibilitatea electrică	Sm/mm ²	10	35

9.7.1 Greutatea specifică

Aluminiul are o greutate specifică mult mai mică decât fierul, motiv pentru care el aparține metalelor ușoare. Din această cauză nu pot fi folosite aceleași materiale zgurifiante la învelișurile și miezurile materialelor de adaos, care au rol de protecție a metalului depus. Aceste materiale sunt mai grele decât Al și, drept urmare, metalul “ușor” (aluminiul) se va așeza deasupra zgurii “grele”. Din această cauză învelișurile electrozilor de Al, destinați sudării manuale și care se mai utilizează în cazuri excepționale pe șantier sunt constituiți din săruri (cloruri și fluoruri) cu greutatea specifică mici. Ele acționează mai mult ca fondanți, decât ca materiale de protecție.

Dar, chiar și oxidul de aluminiu, care se formează în scurt timp după expunerea aluminiului la aer - estemai greu ca metalul. Dacă el se formează în straturi mai groase și poate să învingă tensiunea superficială a aluminiului lichid, el se scufundă în baia topită de aluminiu, formând incluziuni de oxid în cusătură. Din această cauză, suprafețele de aluminiu trebuie curățite înainte de sudare, prin răzuire sau periere, în vederea îndepărtării straturilor mai groase de oxizi.

9.7.2 Temperatura de topire

Aluminiul are o temperatură de topire mult mai scăzută în comparație cu fierul. El se topește chiar înainte de a deveni incandescent. În afară de aceasta, starea “păstoasă” binecunoscută la materialele feroase este, în cazul aluminiului pur, redusă la un domeniu foarte îngust de temperatură. La un moment dat, marginea rostului este încă solidă iar în clipa următoare, fluidă. Din această cauză, la sudarea rădăcinii, pericolul scurgerii băii topite este mult mai mare. Pentru prevenirea acestui neajuns, sudorul trebuie să dozeze exact, cu multă pricepere, aportul de căldură.

Punctul de topire în cazul oxizilor de fier, depinde de combinația sub care oxigenul este legat de fier: FeO , Fe_2O_3 , sau Fe_3O_4 și se situează fie puțin deasupra, fie puțin dedesubtul punctului de topire a metalului. În cazul Al, temperatura de topire a oxidului, depășește cu aproape 1400°C temperatura de topire a metalului. Aceasta înseamnă că peliculele de oxid de pe suprafața băii topite, sunt fluide numai atunci când se află direct în arcul electric. Din această cauză, transferul metalului de adaos în baia lichidă este mult îngreunat. Oxizii trebuie deci să fie transformați într-o combinație care se topește mai ușor sau trebuie îndepărtați. Transformarea lor într-o combinație chimică cu punct de topire mai scăzut, se realizează la sudarea prin topire cu gaz, la lipire și la sudarea cu arcul electric, prin folosirea fluxurilor. La sudarea WIG, îndepărtarea oxizilor se face în general prin sudare cu curent alternativ.

La sudarea WIG cu protecție de argon, cu electrodul legat la polul negativ, așa cum se face în mod obișnuit la sudarea oțelurilor, stratul de oxid de aluminiu nu se poate îndepărta nicicum. Explicația este aceea că, în arcul electric electronii migrează de la electrod la piesa care se sudează. Acești electroni sunt accelerați, dar nu au o masă suficientă pentru a avea efect de curățire. Numai prin legarea electrodului la polul pozitiv, stratul de oxid se rupe, prin bombardarea lui de către ionii de gaz accelerați de la electrod spre suprafața piesei. Bineînțeles însă că la sudarea cu polul pozitiv fierbinte,

densitatea de curent admisibilă și durata de viață a electrodului de wolfram sunt necorespunzătoare. Ca o soluție de compromis se utilizează curentul alternativ, care în semiperioada pozitivă acționează în direcția curățirii suprafeței băii, iar în semiunda negativă electrodul poate să se răcească (fig. 9.5). Totuși în lipsa unei surse de curent alternativ, este posibilă sudarea aluminiului cu procedeul WIG prin legarea electrodului la polul negativ. Soluția în acest caz este folosirea heliului drept gaz protector. În atmosfera de heliu, arcul este mai cald, reușindu-se astfel topirea stratului de oxizi.

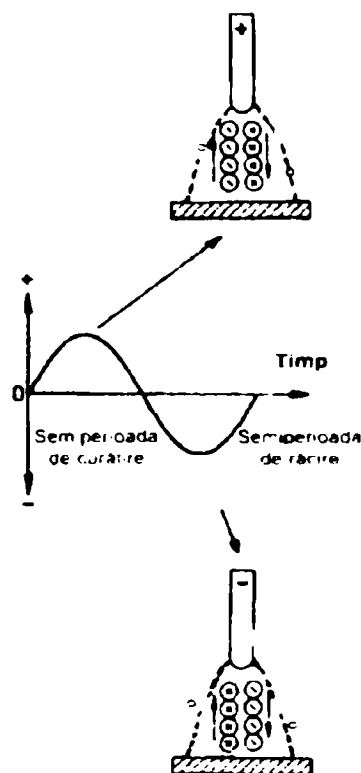


Fig. 9.5 Îndepărtarea peliculei de oxizi la sudarea WIG a Al în semiperioada pozitivă a curentului alternativ.

La sudarea manuală și MIG a aliajelor pe bază de aluminiu nu este nici un motiv să ne îngrijorăm de solicitarea excesivă a electrodului, la densități mari de curent. Se sudează, de cele mai multe ori, cu electrodul legat la polul pozitiv, pentru că sârma se topește oricum în arc.

9.7.3 Solubilitatea hidrogenului

În timp ce fierul poate să dizolve, la trecerea din starea lichidă în cea solidă, 28 cm^3 hidrogen la 100 g metal, iar după solidificare doar 8 cm^3 , solubilitatea hidrogenului în aluminiul solid este aproape nulă. Deci, dacă în cursul solidificării nu se produc incluziuni gazoase (pori) în cusătură, toată cantitatea de hidrogen dizolvată în aluminiul topit trebuie să părăsească metalul la solidificare. Hidrogenul părăsește total baia numai în condiții excepționale (grosime mică a materialului, solidificare încetă); astfel, în cazul sudării aluminiului prin topire este inevitabilă formarea unei anumite cantități de pori în cusătură.

Se poate obține un număr de pori tolerabil, dacă în timpul sudării absorția hidrogenului se menține la un nivel minim posibil. Sursa principală de hidrogen la

sudarea aluminiului, o constituie particulele de oxizi de pe suprafața metalului de bază sau a materialului de adaos. Acestea sunt higroscopice, ceea ce înseamnă că ele leagă umezeala absorbită. În timpul sudării, din această umezeală se formează hidrogen atomic, care la rândul lui este absorbit de baia metalică. Până nu de mult s-a considerat că este obligatorie curățirea suprafeței metalului de bază și a materialului de adaos de peliculele de oxizi. Lucrarea [46] a atras atenția că straturile subțiri pot avea efecte benefice în anumite condiții, deoarece arcul arde mai stabil pe aceste pelicule, umiditatea mediului nu poate pătrunde în spațiul arcului, fapt ce duce la scăderea conținutului de hidrogen în metalul depus.

Straturile groase trebuie oricum îndepărtate deoarece, pe de o parte conțin prea multă umezeală, iar pe de altă parte așa cum s-a arătat pot duce la formarea incluziunilor de oxizi. Materialele de adaos, trebuie oricum să fie fără straturi de oxizi. La sârmele de sudare, aceasta este și o condiție pentru o bună conductibilitate electrică. Acest lucru este asigurat prin tehnologiile moderne de fabricație, în care sârmele de sudare se introduc imediat în ambalajele de plastic închise.

9.7.4 Conductibilitatea termică

Conductibilitatea termică a aluminiului este de trei ori mai mare decât a fierului: ca urmare, căldura dezvoltată de sursa de energie (flacăra, respectiv arcul electric) este transmisă foarte repede, consecințele putând fi defecte de îmbinare (lipsă de topire, nepătrunderi sau pori). La sudarea oțelurilor, se procedează la preîncălzire pentru a preveni o durificare excesivă în zona influențată termic. Preîncălzirea la sudarea pieselor mai mari din aluminiu, are scopul de a asigura o încălzire bună în adâncime și de a preveni o prea rapidă solidificare a barii topite. Aceasta pentru ca, o solidificare mai lentă îmbunătățește condițiile de eliminare a gazelor și diminuează porozitatea cusăturii. Eliminarea gazelor este mai bună dacă în locul sudării MIG convenționale se aplică sudarea cu arc pulsant [34].

9.7.5 Conductibilitatea electrică

Datorită conductibilității electrice mai bune a aluminiului în raport cu ce a fierului, prelungirea capătului liber al electrodului la sudarea MIG a aluminiului are un rol mult mai mic decât modificarea poziției piesei de contact electric pe sârmă la sudarea în mediu de gaz protector a aliajelor de fier. De aceea, scăderea valorii curentului electric datorită lungimii libere mari a electrodului, la sudarea oțelurilor și apariția defectelor de legătură, nu sunt tipice pentru sudarea în gaz protector a Al. Datorită diferenței între conductibilitatea electrică a diferitelor aliaje de aluminiu, apar alte valori ale curentului și tensiunii de sudare, chiar dacă viteza de înaintare a sârmei și compoziția gazului protector rămân constante. Prin aceasta se modifică și comportarea privind pătrunderea [47].

Buna conductibilitate electrică a sârmelor de aluminiu întărește efectul Pinch la sudarea MIG. Acest lucru împreună cu faptul că temperatura de topire a sârmelor de aluminiu este mai scăzută, conduce la modificarea arderii arcului. La valori mai mici ale

curentului de sudare se trece în regim de pulverizare a metalului (spray-arc), ceea ce la sudarea MAG nu se întâmplă (tab. 9.4). Din această cauză, domeniile pentru arc scurt și arc de tranziție sunt foarte mici pentru materialele din aluminiu.

Tab. 9.4

Parametrii pentru trecerea din arcul mixt în arcul de pulverizare, la sudare în mediu de gaz protector a Al respectiv a oțelului, în cazul folosirii unei sârme cu diametrul de 1,6 mm

Material	Viteza de avans a sârmei [m/min]	Curentul de sudare [A]
Aluminiu (sârmă de sudare SG AlMg44,5Mn; - gaz protector: argon)	5,0	160
Oțel (sârmă de sudare G3Sil; - gaz protector: argon cu 18% bioxid de carbon)	5,3	320

La sudarea prin topire a aluminiului, foarte multe aspecte sunt diferite față de sudarea oțelurilor. Din acest motiv, chiar sudorii experimentați au nevoie de timp de antrenament, până când pot realiza suduri fără defecte.

Capitolul 10

TEHNOLOGIA DE TURNARE A PISTOANELOR DIN ALIAJE DE ALUMINIU

Întrucât aliajul $AlSi12CuMgNi$ este folosit la turnarea pistoanelor de mașini DACIA, asupra acesteia s-au făcut studii teoretice și experimentale suplimentare legate în principal de procesul de turnare-solidificare, care să asigure calitate corespunzătoare pistoanelor turnate.

10.1 Forma (matrița) de turnat sub presiune

Obișnuit, pistoanele se toarnă sub presiune și calitatea acestora depinde, în principal, de: temperatura matriței, constanta în timp a acestei temperaturi, uniformitatea vitezei de răcire a piesei turnate (pe seama temperaturii matriței) etc. Se precizează că temperatura matriței este o mărime hotărâtoare pentru vitezele de răcire și proprietățile piesei turnate și este funcție de schimbul de căldură [54a], [71a], [121] care are loc (fig. 10.1):

- între metalul topit 1 introdus în matriță și materialul matriței 2 Q ;
- între matriță și mediul 3 de temperare Q_T ;
- între matriță și mediul înconjurător (platourile mașinii și aer) Q_E ;

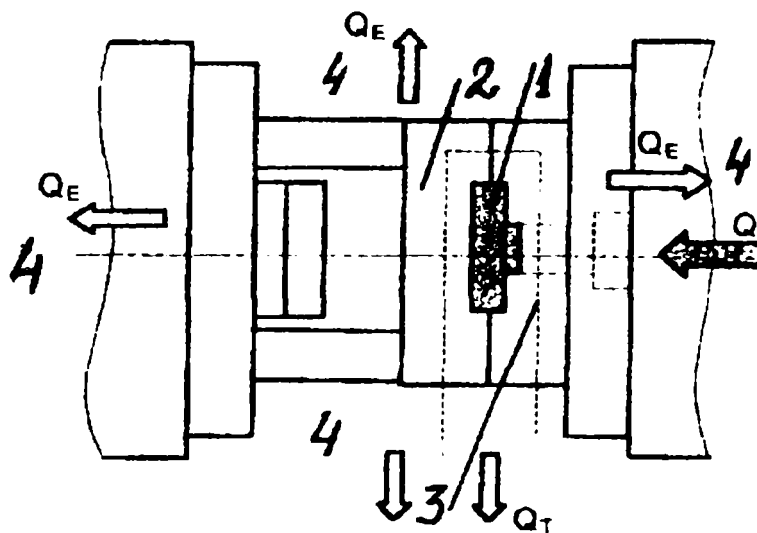


Fig. 10.1 Schimbul de căldură la o matriță de turnat sub presiune

Dacă se consideră fluxurile termice care pătrund în matriță ca pozitive, iar fluxurile termice care părăsesc matrița ca negative, atunci se poate scrie ecuația de bilanț termic:

$$Q = - Q_T - Q_E \quad (10.1)$$

De unde rezultă:

$$Q + Q_T + Q_E = 0 \quad (10.2)$$

Adică:

$$\Sigma Q = 0$$

Calitatea de căldură care este preluată de matriță este identică cu cantitatea de căldură cedată de matriță (în cazul în care temperatura matriței este constantă în timp).

10.1.1 Transferul de căldură între metalul topit și matriță

Metalul topit din cuibul matriței cedează prin conducție (în cazul unui ciclu de turnare), corpului matriței, cantitatea de căldură Q , dată de relația:

$$Q = m (i_2 - i_1) \quad (10.3)$$

Unde:

m – masa piesei turnate, inclusiv rețeaua (Kg);

i_2 – entalpia metalului topit la intrarea în matriță (Kj/Kg);

i_1 – entalpia metalului topit la evacuare (Kj/Kg);

Entalpia metalului topit se calculează cu relația:

$$\Delta i = i_2 - i_1 = c_p(T_{MP} - T_E) \quad (10.4)$$

Unde:

C_p – căldura specifică a metalului topit;

T_{MP} – temperatura metalului topit în cuib;

T_E – temperatura de evacuare;

Cantitatea de căldură degajată de piesă este preluată prin conducție de către matriță și transportată la mediul de temperare. Se consideră fenomenul de transfer conductiv staționar într-un perete plan omogen. Variația temperaturii între peretele găurii de temperare și mediul de temperare poate fi urmărită în (fig. 10.2).

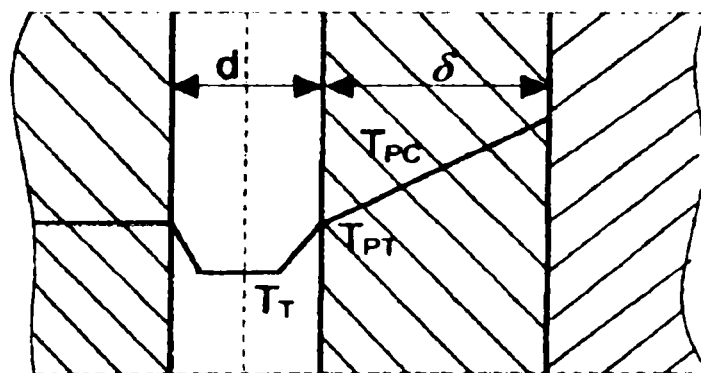


Fig. 10.2 Variația temperaturii matriței în zona canalului de temperare; d -diametrul canalului de temperare; δ -distanța dintre peretele matriței și peretele canalului.

Prin urmare:

$$Q = \frac{\lambda_M}{\delta} S(T_{PC} - T_{PT}) \quad (10.5)$$

Unde:

λ_M – conductibilitatea termică a matriței [W/mK];

δ - distanța canalului de temperare față de suprafața matriței [m];

S – suprafața transversală activă a matriței [m²];

T_{PC} – temperatura medie la peretele cavității [K];

T_{PT} – temperatura medie la peretele canalului de temperare [K];

10. 1. 2 Transferul de căldură între matriță și mediul de răcire

Transferul termic de la matriță (mediul solid) la mediul de temperare (mediul lichid) se face prin convecție și se poate exprima prin relația:

$$Q = \alpha_T S_T (T_{PT} - T_T) \quad (10.6)$$

Unde:

α_T – coeficientul de transfer de căldură al mediului de temperare [W/m²K];

S_T – Suprafața activă a canalelor de temperare [m²];

T_{PT} – temperatura la perete a canalului de temperare [K];

T_T – temperatura mediului de temperare [K];

Eficacitatea unui sistem de temperare este determinată de regimul de curgere prin canale a mediului de temperare (răcire).

Coeficientul de transfer de căldură la curgerea laminară scade cu creșterea lungimii canalelor de temperare. Din acest motiv canalele de temperare sunt amplasate în direcția de curgere a metalului topit.

10. 1. 3 Transferul de căldură în interiorul matriței

Transferul termic în interiorul matriței se realizează în două moduri:

- prin convecție către platourile de prindere ale mașinii;
- prin radiație în aer;

$$Q_E = Q_C + Q_R \quad (10.7)$$

Unde:

Q_C – pierderi de căldură prin convecție;

Q_R – pierderi de căldură prin radiație;

Pierderile de căldură prin convecție sunt ne semnificative, ele pot fi neglijate ($Q_C \approx 0$).

Relația (10.7) devine:

$$Q_E = Q_R \quad (10.8)$$

Transferul termic prin radiație de la matriță către exterior se calculează cu relația:

$$Q_R = S_M \cdot e \cdot C_0 \left(\frac{T_{MS}}{100} \right)^4 \quad (10.9)$$

Unde:

S_M – suprafața liberă a matriței în contact cu aerul înconjurător [m²];

e – coeficientul de emisie [m²];

C_0 – constanta lui Boltzman [W/m²K⁴];

T_{MS} – temperatura la suprafața matriței [K];

10. 2 SOLIDIFICAREA ALIAJULUI ÎN MATRIȚĂ

Pentru realizarea unei piese de bună calitate (sănătoasă) trebuie stăpâniți factori ca: viteză și presiune de turnare, temperatură și timp de solidificare etc. De aceea se va studia formarea piesei turnate ca proces de trecere a metalului din stare lichidă în stare solidă, fără a ține seama de structura ei cristalină. Procesul de solidificare se prezintă, în acest caz, exclusiv ca proces termic, adică o răcire cu degajarea căldurii de cristalizare.

Pentru a caracteriza procesul de formare a piesei turnate este necesar a soluționa următoarele probleme:

- stabilirea câmpului de temperatură a piesei turnate atât în perioada de solidificare cât și în perioada de răcire ulterioară;
- modul cum decurge procesul de solidificare;
- fenomenele ce însoțesc procesul de solidificare și de răcire ulterioară a piesei turnate;

10. 2. 1 Ecuația diferențială a conductivității termice

Pentru stabilirea legii de distribuire a temperaturii (a câmpului de temperatură) în piesa turnată, în timpul solidificării și în timpul răcirii este necesar a se scrie ecuația diferențială și a prezenta ulterior rezolvarea ei.

În teoria conductivității se acceptă: cantitatea de căldură ΔQ , care trece print-un element de suprafață dS în timpul dt , este proporțională cu dS , dt și vectorul gradientului de temperatură având direcția normală pe suprafața nivelului în sensul creșterii temperaturii $grad_n T$.

$$\Delta Q = \lambda \cdot dS \cdot dt \cdot [grad_n T] \quad (10.10)$$

în care: λ - coeficientul proporționalitate, numit conductivitate termică interioară;

T – temperatura;

N – direcția normală pe dS ;

Dacă se consideră o suprafață închisă S , care limitează un volum V , cantitatea totală de căldură care trece prin suprafața S se determină prin expresia:

$$Q = - dt \iint_S \lambda grad_n T \cdot ds \quad (10.11)$$

Dacă pentru simplificare, se acceptă C , γ , λ constante ecuația conductivității termice ia următoarea formă:

$$\frac{\delta T}{\delta t} = \alpha \left(\frac{\delta T}{\delta x^2} + \frac{\delta T}{\delta y^2} + \frac{\delta T}{\delta z^2} \right) \quad (10.12)$$

în care: $\alpha = \frac{\lambda}{C \gamma}$ difuzitatea termică; C și γ - căldură specifică și densitatea topiturii;

În cazul în care temperatura T nu depinde de y și z ecuația conductivității termice ia forma ecuației diferențiale (10.13):

$$\frac{\delta T}{\delta t} = \alpha \frac{\delta T}{\delta x^2} \quad (10.13)$$

10. 2. 2 Durata de solidificare a piesei turnate

Timpul de cristalizare (solidificare) a piesei turnate influențează direct calitatea, productivitatea, structura metalului solid etc, și depinde de factori ca: temperatura de turnare și compoziția chimică a aliajului caracteristicile formei de turnare, grosimea de pereți etc, etc și deci trebuie determinat.

Timpul de turnare se determină plecând de la legea lui Fourier: cantitatea de căldură ce se transmite este proporțională cu scăderea de temperatură, timpul și secțiunea

perpendiculară pe direcția de transmitere a căldurii, adică de la viteza de transmitere a căldurii de la metal la formă.

Ținând cont de definiție în final se obține:

$$Q_f = \frac{b_f I n \sqrt{t}}{V \pi} \quad (10.14)$$

în care Q_f – cantitatea de căldură primită de formă; F – suprafața piesei turnate; b_f – coeficient de acumulare pentru formă; T_n – temperatura la interfața metal-formă; t – timpul de solidificare;

Valorile pentru b_f și T_n se determină:

$$b_f = \sqrt{\lambda c} \quad (10.15)$$

$$T_n = \frac{b_m}{b_f + b_m} \cdot T_e \quad (10.16)$$

în care b_m – coeficient de acumulare pentru metal; c – căldura specifică;

Întrucât la solidificare piesa turnată trebuie să cedeze formeii cantitatea de căldură Q_c :

$$Q_c = G[L + C_m \cdot (T_1 - T_s)] \quad (10.17)$$

În care: G – greutatea piesei; L – căldura latentă de topire; C_m – căldura specifică a metalului; T_1 și T_s – temperaturile de turnare și de sfârșit de solidificare (solidus), se poate determina durata de solidificare prin egalarea:

$$Q_c = Q_f; \quad (10.18)$$

Adică:

De aici se vede că timpul de solidificare a piesei turnate este direct proporțional cu masa piesei turnate, însușirile fizico-chimice și diferența de temperaturi (turnare și sfârșit de solidificare) ale topiturii (aliajului) și invers proporțional cu coeficientul de acumulare pentru formă, suprafața formeii și temperatura la interfața metal-formă.

În concluzie se poate afirma fără rețineră că: redarea, chiar și sumară, a proceselor complexe ce au loc la turnare, implică, în mod obligatoriu, stăpânirea cât mai corectă a proceselor de turnare, cristalizare, răcire care conduc la obținerea unei piese turnate sănătoase (de calitate necesară).

Pentru a caracteriza, deci, întregul proces de formare a piesei turnate sunt necesare a fi soluționate cel puțin următoarele probleme:

- stabilirea câmpului de temperatură a piesei turnate atât în perioada de solidificare cât și în perioada ulterioară de răcire;
- modul cum decurge procesul de solidificare;
- fenomenele ce însoțesc procesul de solidificare și de răcire ulterioară a piesei turnate;
- folosirea sistemelor de simulare a turnării etc.;

10.3 STUDII PRIVIND SIMULAREA TURNĂRII PISTOANELOR DE MAȘINI TERMICE FOLOSIND PROGRAMUL MAGMASOFT

Calculule teoretice referitoare la procesele de turnare destul de greoaie și laborioase au determinat eficientizarea proceselor de turnare, la scară industrială, prin folosirea tot mai des a sistemelor de achiziții de date și tehnici de simulare.

10. 3.1. Introducere în simulare

Simularea este o disciplină a cărei scop este de a construi modelul unui sistem existent sau teoretic. Odată modelul de simulare creat, este posibilă execuția acestuia și analiza rezultatelor.

Simularea permite realizarea de încercări asupra unui proces virtual fără riscul de a distruge sau perturba procesele fizice. De fapt, dacă modelul de simulare este corect realizat, acesta trebuie să reprezinte fidel procesul fizic. Simularea permite anticiparea tuturor proceselor existente sau în curs de a fi create. Aceste procese pot fi de natură fizică, chimică, mecanică.

Înainte de a simula un proces prima dată trebuie creat modelul de simulare. Crearea unui model de simulare impune următoarele etape:

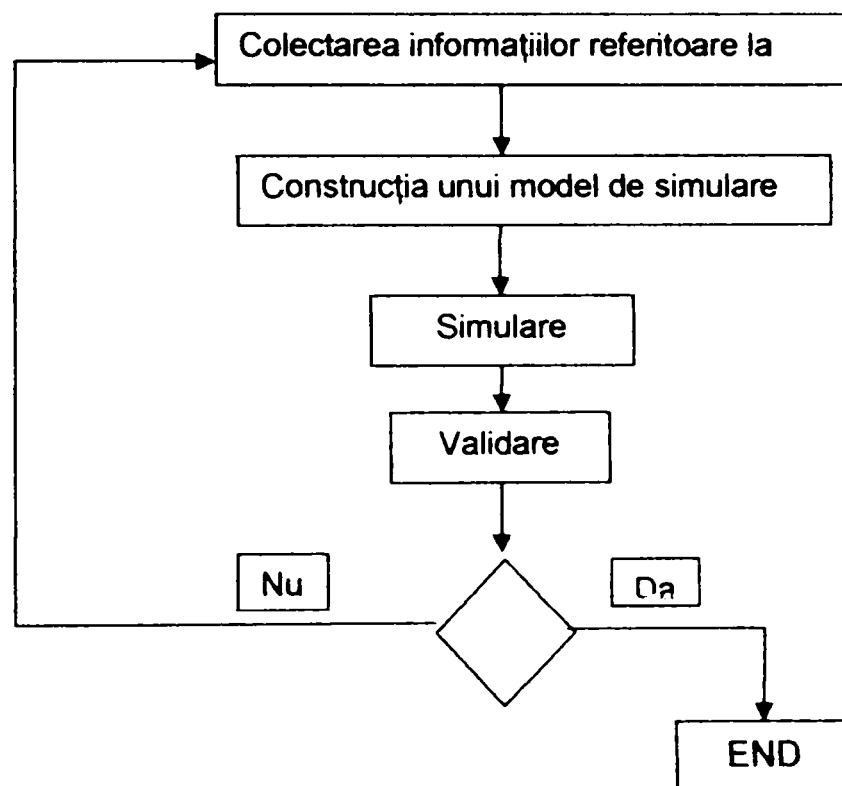


Figura 10.3 Etapele realizării unui model de simulare.

Colectarea de informații este faza cea mai lungă și mai dificilă. Experiența arată că datele industriale sunt adesea false. De fapt industria suferă de lipsa unei puneri la zi a datelor.

Este dificil de a găsi informațiile cele mai bune. În cazul în care anumite date lipsesc este posibil de a le determina statistic. Aceasta fază are o importanță deosebită deoarece, dacă, datele colectate sunt false, rezultatele obținute prin simulare vor fi în mod egal false.

Studiile teoretice efectuate asupra turnării pistoanelor din aliaje de aluminiu s-au realizat utilizând MAGMASOFT, program de simulare aflat în proprietatea U.C.M. Reșița.

10. 3. 2. Noțiuni generale privind utilizarea programului MAGMASOFT

Turnarea ca metodă de realizare a bunurilor spirituale și materiale s-a dezvoltat, pornind de la realizarea obiectelor de cult, apoi artistice și ajungând actualmente până la un proces de producție de înaltă tehnicitate. În ultimele decenii, eforturile extinse au dus la o și mai mare înțelegere a procesului. Astăzi este disponibilă o cantitate mare de cunoștințe ce acoperă influența parametrilor de turnare și solidificare asupra procesului de realizare din turnare a celor mai diverse piese și agregate în construcția de mașini și agregate. Acest lucru a dus la dezvoltarea programelor moderne de simulare care împreună cu cunoștințele practice ale turnătorilor face ca procesul să fie mai inteligibil și mai controlabil decât acum câteva decenii.

MAGMASOFT [74] este un program de **simulare** ce îi asigură proiectantului și turnătorului un instrument cu ajutorul căruia poate să testeze rapid și eficient o gamă largă de opțiuni și să selecționeze combinația optimă pentru îmbunătățirea și optimizarea procesul de turnare. Încercările tradiționale de turnare, scumpe, mari consumatoare de timp și cauzează întârzieri în producție, sunt mult diminuate. Se evită piesele turnate rebut și este asigurată calitatea produsului finit de la începutul producției. MAGMASOFT permite în cadrul elaborării unui proiect de turnare crearea mai multor versiuni ce conțin diferite variante a sistemului de turnare, astfel încât îmbunătățirea sistemului de turnare se realizează doar prin modificarea geometriei și parametrilor procesului de turnare, analizarea rezultatelor, compararea lor și alegerea soluției optime. Acest principiu se bazează pe ideea că îmbunătățirea sistemului de turnare se poate realiza nu doar printr-un calcul singular ci prin câteva calcule. O versiune nouă a proiectului poate fi creată prin conversia unei variante anterioare a proiectului păstrând datele comune celor două versiuni ale proiectului, evitând astfel dublarea lucrului și economisind timp și bani.

10.3.2.1. Ecuațiile de bază (modele teoretice)folosite la modelarea și simularea turnării.

A. Simularea umplerii și solidificării.

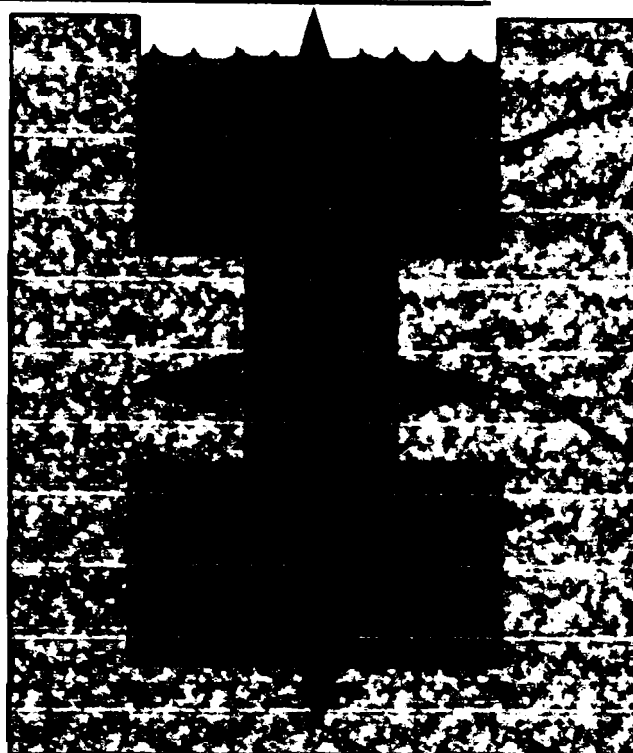
Pentru modelarea corectă a turnării MAGMASOFT folosește două grupe de ecuații: pentru transferul de căldură și pentru simularea umplerii formei.

Pentru simularea umplerii formei și solidificării piesei turnate se folosesc:

- a. corelații fizice:
 - ecuațiile pentru transfer de căldură;
 - ecuații din mecanica fluidelor.
- b. metode de soluționare numerică;
- c. date inițiale precum:
 - datele termofizice ale materialelor
 - coeficienți de transfer de căldură
 - informații despre proces.

B. Modelarea proceselor de transfer de căldură.

Ramele de formare 3 și 4



Topitura 1

Materialul formei 2

Figura 10.4 Transferul de căldură la turnare (săgețile) în cazul unui aliaj 1, materialul formei 2, ramele de formare 3 și 4.

Transferul de căldură are loc spontan și se desfășoară întotdeauna în direcția naturală de transfer a energiei termice adică de la corpul cu temperatură mai ridicată spre corpul cu temperatură mai scăzută (fig. 10.4). Un transfer de căldură este cauzat de o diferență de temperatură ΔQ sau ΔT .

Pe specificul proceselor modelate, acestea cât și produsul utilizează trei tipuri de transfer de căldură: conducție termică, convecție și radiație:

a. conducția termică se referă la transferul de căldură în timpul turnării în metalul turnat și transferul de căldură în formă (în toate fazele simulării) :

$$\frac{q}{A} = -\lambda \frac{dT}{dx} \quad \text{sau} \quad \frac{q}{A} = -\lambda \frac{\Delta T}{\Delta x} \quad (10.20)$$

unde : q – cantitatea de căldură transferată; A – aria secțiunii transversale; λ – conductivitate termică; ΔT – diferența de temperatură; Δx - intervalul în care ΔT este activ.

b. convecție (flux de căldură) se referă la schimbul de căldură între metalul lichid și forma de turnare; (fig. 10.5) ; depinde de tipul de curgere (liberă sau forțată) ;

$$\frac{q}{A} = h(T_2 - T_1) \quad (10.21)$$

unde : q – fluxul de căldură; A – suprafața ; T - temperatura; h - coeficient de transfer de căldură.

Transferul de căldură prin convecție este influențat de

- o Dependența de curgere forțată sau liberă a unui mediu;
- o Stratul termic delimitat și materialul topit și solid și se poate scrie:

$$\frac{q}{A} = h(T_2 - T_1)$$

- q = fluxul
- A = suprafața
- T = temperatura
- h = coef. de transfer a căldurii

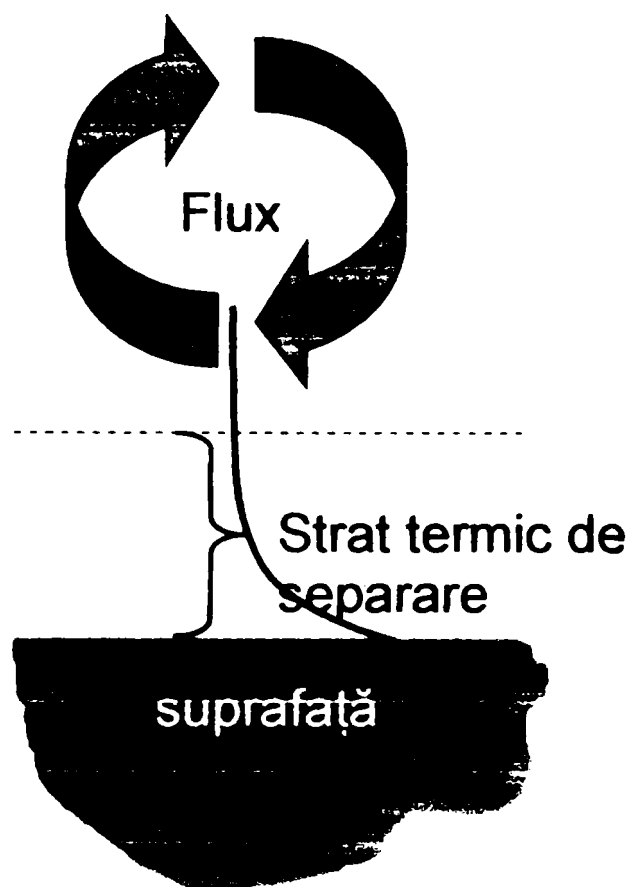


Fig. 10.5 Schema de transfer a fluxului de căldură prin convecție.

c. **radiație termică** se referă la energia termică transmisă de la un corp la altul prin emisie și absorbție de unde electromagnetice (fig.10.6) în care se aplică legea Boltzman;

$$\frac{q}{A} = \varepsilon\sigma(T_{sup\ rafa\ ta}^4 - T_{ambient}^4) \quad (10.22)$$

unde: q – flux de căldură; σ – constanta lui Boltzmann; ε – grad de emisie; T – temperatura; A – suprafața.

Radiația

- În radiația termică, energia termică se transferă de la un corp la altul prin emisiune și absorbție a undelor electromagnetice în care se aplică Legea Ștefan-Boltzmann.

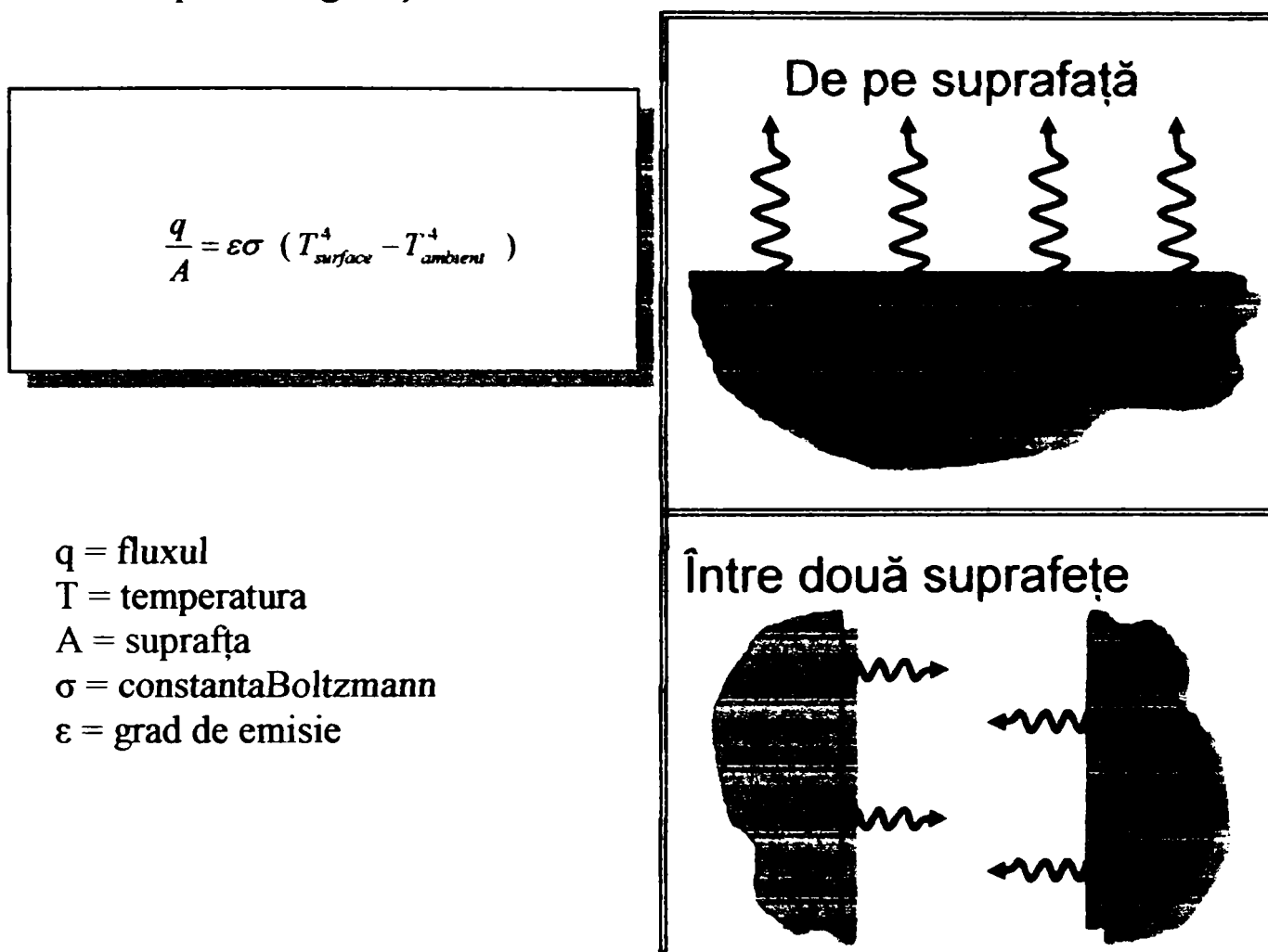


Fig. 10.6 Transmisia căldurii prin radiație termică în cazul a-unei singure suprafețe ;
 b-două suprafețe ;

C. Modelarea umplerii formei de turnare

În procesul de realizare a pieselor turnate problema umplerii formei (golului acestora) reprezintă cel mai dificil moment. De umplerea formei sunt legate fenomene complexe fizico-chimico-metalurgice, în care: temperatura, viteza și timpul de curgere a metalului lichid, cristalizarea, răcirea piesei etc. constituie cauze majore ce pot rebuta piesa turnată. De aceea se impune modelarea proceselor de curgere.

Fenomenele de curgere a fluidelor sunt modelate de ecuații care respectă principiile generale ale conservării masei, momentului și energiei. Ecuațiile folosite sunt pentru regim de curgere nestaționară a unui lichid incompresibil. Datorită acestor fapte pentru simularea umplerii formei de turnare se folosesc ecuațiile: Navier – Stokes (viteză), ecuațiile de continuitate pentru presiune și ecuațiile energiei pentru temperaturi.

a. Ecuațiile Navier – Stoks:

$$\frac{\partial}{\partial t}(\rho U_i) + \frac{\partial}{\partial x_j}(\rho U_j U_i) = -\frac{\partial p}{\partial x_i} + \frac{\partial}{\partial x_j} \left(\mu \frac{\partial U_i}{\partial x_j} \right) + (\rho g_i + X_i + S_\mu) \quad (10.23)$$

- unde: ρ – densitatea; u – viteza de curgere; p – presiune; μ – coeficient de vâscozitate; g - accelerația gravitațională; X_i și S_μ - termeni de aproximare pentru curgerea metalului lichid .

b. Ecuația de continuitate:

$$\frac{\partial \rho}{\partial t} + \frac{\partial}{\partial x_j}(\rho U_j) = 0 \quad (10.24)$$

unde: ρ – densitatea; u – viteza de curgere .

c. Ecuațiile energiei:

$$(\rho c_p) \frac{\partial T}{\partial t} + \frac{\partial}{\partial x_j} (U_j \rho c_p T) = \frac{\partial}{\partial x_j} \left(\lambda \frac{\partial T}{\partial x_j} \right) + \mu \Phi_T + L \frac{\partial \alpha_s}{\partial t} + S_T \quad (10.25)$$

unde: ρ – densitatea; Φ_T - funcția de disipare; L - căldura latentă; α_s – fracție solidă; T - temperatura;

D. Metode de solutionare numerică (rezolvarea aproximativă a ecuațiilor).

Ecuațiile diferențiale folosite fac parte din categoria ecuațiilor care nu au o soluție exactă, determinabilă prin calcul. Ele se rezolvă aproximativ, cu un grad de precizie corespunzător naturii fenomenelor studiate. Soluțiile obținute sunt particulare, fiind foarte specifice fenomenelor studiate concret; ele se bazează pe o soluție calculată în condiții teoretice simplificatoare, căreia, prin măsurători concrete ale procesului, și se aduc corecții particulare (specifice).

Metodele de aproximare numerică sunt de mai multe tipuri, și se aleg în funcție de mai mulți parametri (tipul ecuației, precizia dorită, disponibilul de timp pentru obținerea soluției, etc).

Lucrând cu ecuații diferențiale care nu au soluție analitică și făcând modele 3D, Magmasoft folosește metode de element finit. Acestea se bazează pe discretizarea timpului și a elementelor de volum (volum mari de forme sofisticate sunt approximate prin sume de elemente de dimensiuni mici, de o formă standard, mai ușor de modelat).

10. 3.3. Utilizarea programului MAGMASOFT la simularea turnării pistoanelor din ATSi12CuMgNi(Fe)

Utilizarea programului MAGMASOFT [74], impune următoarele etape principale obligatorii :

- preprocesarea datelor inițiale de start ale simulării ;
- calculul simulării cu alegerea solver-ului (simulatorului) adecvat,
- postprocesare cu prezentarea rezultatelor simulării.

10. 3. 3.1. Preprocesarea datelor inițiale de start ale simulării.

Ca principale date de start ale simulării se disting:

a. Preprocesarea geometriei piesei.

Prima etapă a simulării constă în modelarea geometriei piesei și a rețelei de turnare. Pentru aceasta se selectează opțiunea “PREPROCESOR” din meniul de lucru. Metodele computerizate de simulare a procesului de umplere și solidificare necesită ca sistemul de turnare să fie compus din volume valabile în 3D. Realizarea „sistemului de turnare” (volumul piesei, al rețelei de turnare, jetului și alimentatorului) se efectuează după principiul suprapunerii volumelor. MAGMASOFT permite realizarea geometriei piesei pe mai multe căi:

- se importă geometria cu extensia de tip STL (prototipaj rapid), realizată cu ajutorul altor programe de desenare ca fișiere de date CAD;
- se construiesc geometrii folosind modelarea de geometrie MAGMASOFT integrat;

În PREPROCESOR sunt afișate trei vederi de construcție bidimensionale și o vedere tridimensională. Un avantaj MAGMASOFT este că geometriile standard pot fi stocate într-o bază de date și importate la nevoie. Parametrii importanți pentru afișarea rezultatelor din POSTPROCESOR trebuiesc deja definiți în PREPROCESOR.

b. Definirea componentelor sistemului de turnare.

În continuare se definesc componentele sistemului de turnare după clase de materiale și anume: - Cast Alloy – aliajul care se toarnă;

- Sand Mold - formă din nisip;
- Feeder – maselotă;
- Gating – rețea de turnare;
- Inlet – jetul de metal lichid până la intrarea în rețea

Această denumire permite componentelor să fie identificate în procesul de turnare, (nu se denumește materialul ci doar funcția fiecărei componente în procesul de turnare). Definirea componentelor se face ținând cont de geometria piesei supusă simulării și anume pistonul 4 (fig.10.7) turnat (din aliajul ce va fi definit ca și clasă de materiale și anume aluminiu ATSi12CuMgNi), într-o formă de nisip 3 definită tot ca și clasă de materiale.

c. Definirea punctelor de control ale procesului de umplere și solidificare.

Tot în PREPROCESOR se definesc puncte de control plasate în locuri diferite în piesă, puncte de control necesare urmării procesului de umplere și solidificare.

c.1. Definirea punctelor de control ale umplerii formei (funcția fill tracer).

Această funcție permite să se observe mișcarea particulelor simulate, fără masă, în interiorul topiturii. Punctele de plecare, (sursa), termocuple se definesc în preprocesor înainte de simulare, la intrarea în rețeaua de turnare. Particulele nu au masă și se

deplasează după cum curge metalul lichid. Poziția particulelor este salvată de fiecare dată la fiecare etapă în timpul umplerii formei. Pentru a arăta mișcarea particulelor se definește traseul de umplere (fill tracer), în următoarea ordine: rețeaua de turnare 1, alimentator 2, forma 3, topitura (pistonul) 4 (fig. 10.7).

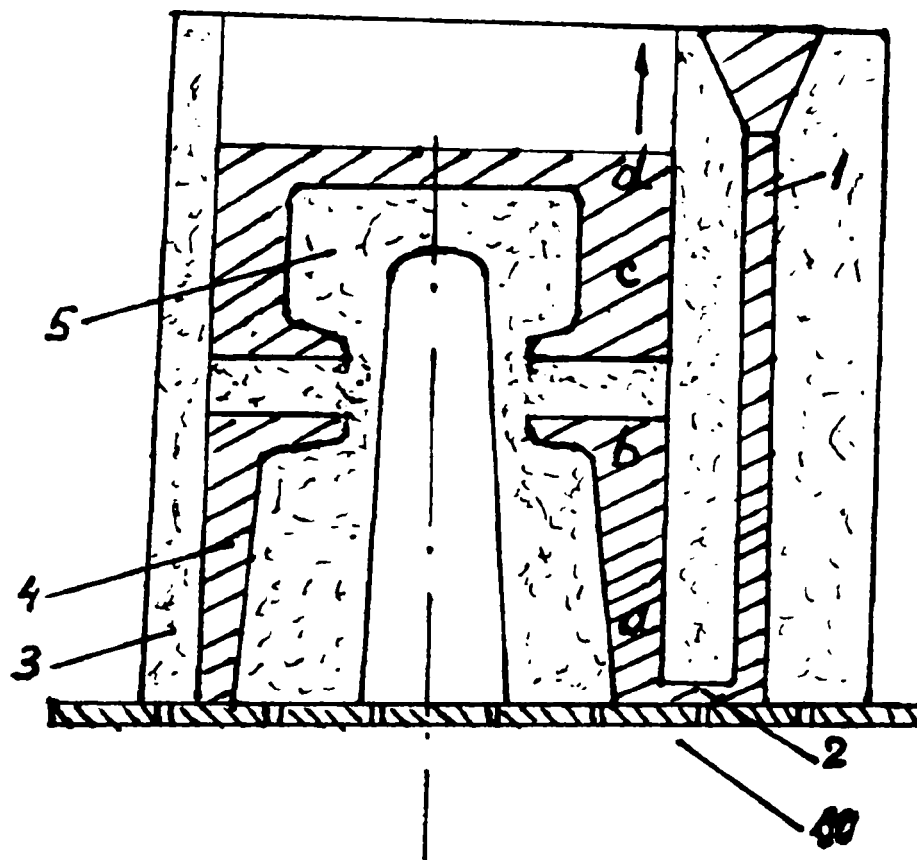


Fig.10.7 Traseul de umplere a formei: 1-rețea de turnare; 2-alimentator; 3-forma de turnare; 4-piston; 5-miez; a,b,c,d-ordinea de așezare a termocuplei;

c.2. Poziția punctelor de control și măsurare a temperaturii în timpul umplerii și solidificării piesei.

Sunt puncte (TC) plasate în interiorul formei de turnare, pentru controlul temperaturii în timpul simulării (termocuple simulate), în timpul umplerii și solidificării piesei, care au ca rol determinarea variației temperaturii metalului în timpul umplerii și solidificării piesei, informații necesare pentru trasarea curbelor de răcire. Poziția punctelor pentru controlul temperaturii la umplere și solidificare este prezentată în figura 10.7 prin a, b, c, d.

d. Generarea rețelei discretizate a geometriei formei de turnare.

Pentru generarea rețelei discretizate a geometriei formei de turnare s-a utilizat metoda elementelor finite, metodă care impune divizarea modelului într-o multitudine de mici subcomponente cu forme geometrice simple, denumite elemente finite, conectate în puncte comune denumite noduri, astfel încât întregul model este privit din punct de vedere al analizei ca o rețea de elemente interconectate. (figura 10.8).

Din punct de vedere al analizei, metoda elementelor finite contabilizează numeric comportarea diferită a fiecărui element funcție de condițiile impuse, comportarea

globală a modelului fiind calculată din totalitatea informațiilor calculate pentru toate elementele finite ale modelului. Termenul consacrat pentru discretizare este "mesh". Calitatea discretizării este deosebit de importantă, influențând rezultatele finale ale analizei.

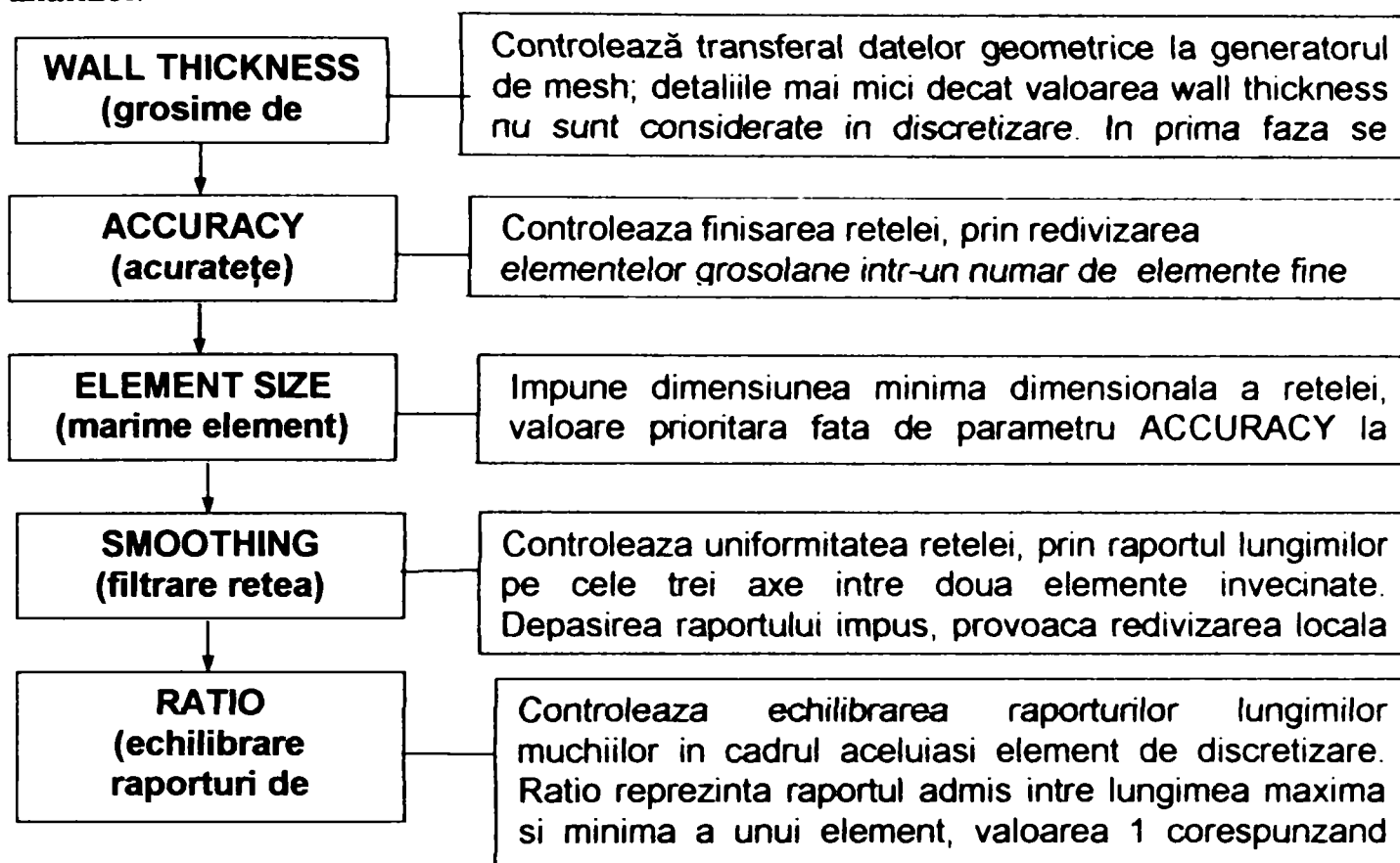


Fig. 10.8. Etapele generării rețelei discretizate a geometriei forme de turnare

Există mai multe metode de generare a mesh-ului și anume:

- automatic (se stabilesc numărul aproximativ, de elemente dorite);
- standard (se stabilesc parametri pentru a obține un mesh optimizat ca număr de elemente și calitatea lui);
- advanced (se stabilesc aceiași parametri dar pe grupe de material).

Generarea rețelei discretizate a geometriei de turnare în MAGMASOFT se realizează plecând de la cea mai mică grosime de perete a componentelor sistemului de turnare definit anterior, acesta fiind jetul (inlet în terminologia MAGMASOFT).

Numărul mai mare de elemente de discretizare măresc acuratețea simulării (rețeaua este mai fină, cu o rezoluție mai bună a geometriei de turnare), calculul este mai precis putând fi prelucrate bine detaliile mai fine, dar măresc și durata de calculare a simulării. Rețeaua de discretizare este în special generată automat utilizând opțiunea "standard" și folosind parametri predefiniți:

Grosimea minimă a piesei în cazul de față se consideră **inlet-ul** respectiv dimensiunile jetului de lichid de la ieșirea din oala de turnare până la intrarea în rețea. În cazul nostru jetul (inlet-ul) (figura 10.9), are diametrul 10 mm. Pentru a obține o meshare corespunzătoare în întreaga tehnologie (vezi inlet) s-a ales o grosime de perete mai

mica decât diametrul inlet-ului (jetului), ($d_{jet} = 10$ mm) și anume 7 mm pe fiecare direcție în așa fel încât inlet-ul să aibă valori egale pe cele trei axe.

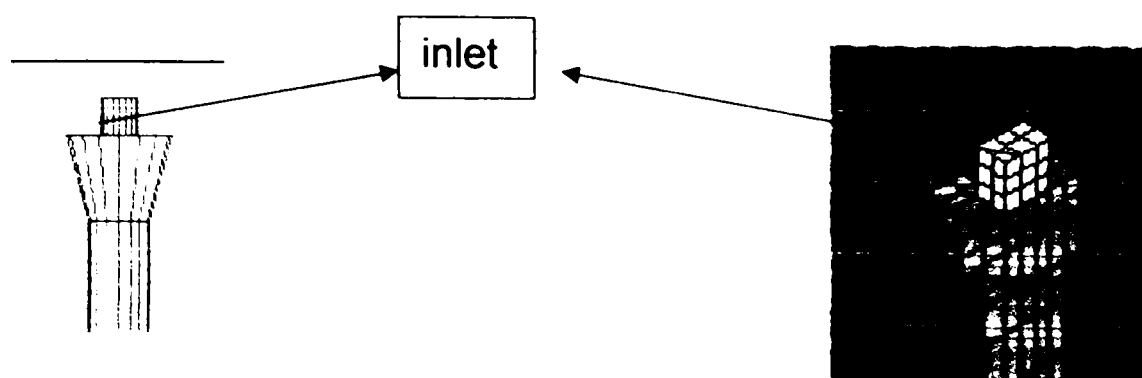


Fig. 10.9. Mesh-area (discretizarea) componentei sistemului de turnare, inlet - jet.

10.3.3.2. Calculul simulării în MAGMASOFT, se redă în ANEXA Nr. 1, în vederea simplificării Cap. 10, iar simularea umplerii cochilei (matriței) de turnare a pieselor se redă în ANEXA Nr. 2.

10.4 ÎNCERCAREA ÎN EXPLOATARE A PISTOANELOR TURNATE DIN ATSi12CuMgNi ÎN CONDIȚII DE LABORATOR

Studiile teoretice și practice efectuate pe plan mondial [3], [68], [71], [75], [111], [113], dar și la noi în țară, [76],..., [80] referitor la aliajele de aluminiu turnate în pistoane, au arătat că aceste aliaje trebuie să posede o mare refractaritate [61], condiționată, în principal, de prezența în Ea și a elementelor din grupele de tranziție.

În această situație au fost elaborate o seama de aliaje [76], [78], [123], [124], etc iar, unul dintre acestea [77], [79] a fost turnat în pistoane, care ulterior, s-au încercat în exploatare pe autoturismul DACIA.

10.4.1 Încercări practice de elaborare-turnare tratate termic asupra pistoanelor DACIA

În urma studiilor efectuate în capitolele anterioare s-a stabilit indubitabil că aliajele de aluminiu ce lucrează la temperaturi ridicate, indiferent de compoziția lor chimică, pierd din proprietățile lor inițiale valori ce depind de factorii: temperatură de încălzire (funcționare), timp de menținere la o anumită temperatură, cicluri termice etc. De aceea a devenit necesară încercarea (verificarea) aliajului pistoanelor cu care sunt echipate mașinile DACIA. Aliajul respectiv se toarnă sub presiune la Slatina și se supune tratamentului termic de stabilizare – încălzire la 230°C timp de 11 ore.

După stabilirea compoziției chimice (acceptată unanim) cât și a condițiilor “optime” de elaborare-turnare a aliajelor de aluminiu turnate în pistoane [61], [121], [139] etc, în vederea stabilirii, cel puțin la nivelul motoarelor termice de tipul DACIA, echipate cu

pistoane din aliaj ATSi12CuNiMg, sau făcut încercări de turnare la nivel de laborator în dublu scop:

a) înlocuirea (acolo unde este necesar) a pistoanelor motoarelor termice ale mașinilor vechi sau de “epocă” ce nu pot fi realizate “identice” celor originale (în fosta tehnologie de fabricare);

b) înlocuirea pistoanelor care ies din uz și nu pot fi înlocuite cu altele din producțiile curente, (sau comenzi speciale) și în acest caz devine mai rentabilă tehnologia propusă, tehnologie ce se poate aplica în orice atelier de turnătorie de neferoase cu minimum de efort și cu o tehnologie simplă.

10.4.1.1 Elaborarea-formarea-turnarea pistoanelor

Aliajele de tip siluminii, printre care și aliajul ATSi12CuMgNi (STAS 2001/2 - 1980), se pot trata în stare lichidă (modificată) cu diferite substanțe, care conduc la finisarea structurii eutecticului dar și a formațiilor de Si primar, [8], [61], [126], [148]. Efectul modificatorilor (microadaosurilor) asupra structurii conduce la efecte benefice ale proprietăților mecanice, crește substanțial rezistența mecanică și se îmbunătățesc condițiile de așchiere și calitatea suprafețelor prelucrate mecanic [38], [75], [139].

Ținând cont de faptul că modificarea aliajelor de tip siluminii conduce la creșterea proprietăților mecanice [62], [79] cât și de faptul că pistoanele turnate în amestec de formare obișnuit se comportă mai bine în exploatare [61] (are o refractaritate mai bună) în vederea verificării acestor ipoteze, se prezintă tehnologia de elaborare – formare - turnare a pistoanelor în formă combinată (amestec de formare – miezul –și cochila – peretele exterior al pistonului) – semicochilă. Pentru a elimina orice suspiciune legată de tehnologia propusă s-a căutat să se aplice o bună parte din verigile tehnologice de la Slatina: compoziția chimică, prelucrările mecanice schimbându-se doar tehnologia de turnare și de tratament termic, de aceea s-a folosit același aliaj, adică aliajul provenit de la Slatina, din pistoane uzate, s-a retopit și a fost supus apoi modificării cu:

$S + P + Na_2SO_4 \cdot 10H_2O$ (sulfat de sodiu) + $Na_4B_4O_7 \cdot 10 H_2O$ (tetraborat de sodiu) + Na_3PO_4 (fosfat) + $Fe (NH_4)_2(SO_4) \cdot 6H_2O$ (sulfat dublu de Fe și amoniu), folosind un clopot. Substanțele modificatoare au fost alese după recomandările [61], [77], [79], [138], [139] și s-au administrat în topitura conform Cap. 2 din lucrare, la temperatura de 680-700°C, mai redusă față de cazul folosirii sărurilor de metale alcaline la modificare.

A. Confectionarea formei de turnare în semicochilă

În vederea realizării unei tehnologii simple, robuste și care să respecte recomandările [61], privind refractaritatea pereților turnați în forme de amestec de formare (obținând o mai mare refractaritate), în cele ce urmează se prezintă succint operațiile de bază la confectionarea formei de turnare, evitând confectionarea unei cutii de miez.

B. Realizarea miezului pistonului

Dintr-un piston vechi de DACIA secționat pe axa longitudinală X-X (fig. 10.10), s-a obținut cutia de miez (fig. 10.11), formată din cele două semicutii de miez 1 și 2, în care

s-a realizat miezul cav 3, cu pereți subțiri, având în centru un gol 4, ce va ajuta evacuării gazelor și aerului la turnarea pistonului propriu-zis. Acest sistem de confecționare a formelor (în cazul de față a metalului pistonului ce se va turna) a fost inspirat din lucrările [12], [121b], al căror scop principal este evitarea confecționării de modele și cutii de miez speciale (când se urmărește trecerea de la turnarea unor piese din amestecurile de formare la turnarea în cochilă – adică realizarea cochilelor direct din turnare [133a], [133b], [133c]) putându-se folosi drept modele și cutii de miezuri chiar piesele uzate sau rebutate [133d]. Secționarea (tăierea) pe axa X – X (fig. 10.10) sa efectuat cu o freză disc de 2,5 mm grosime, ceea ce a condiționat lipirea unui carton (fig. 10.10b) de egala grosimea cu tăietura făcută de freză astfel că miezul 3 (fig 10.11) să obțină dimensiunile interioare ale pistonului. Orificiile 6 ale bolțului au fost completate cu amestec de formare. Cele două semicutii de miez au fost asamblate, strânse cu forța P, întoarse la 180°C și cu ajutorul modelului 7 (fig 10.11a) s-a format miezul 3 (cav).

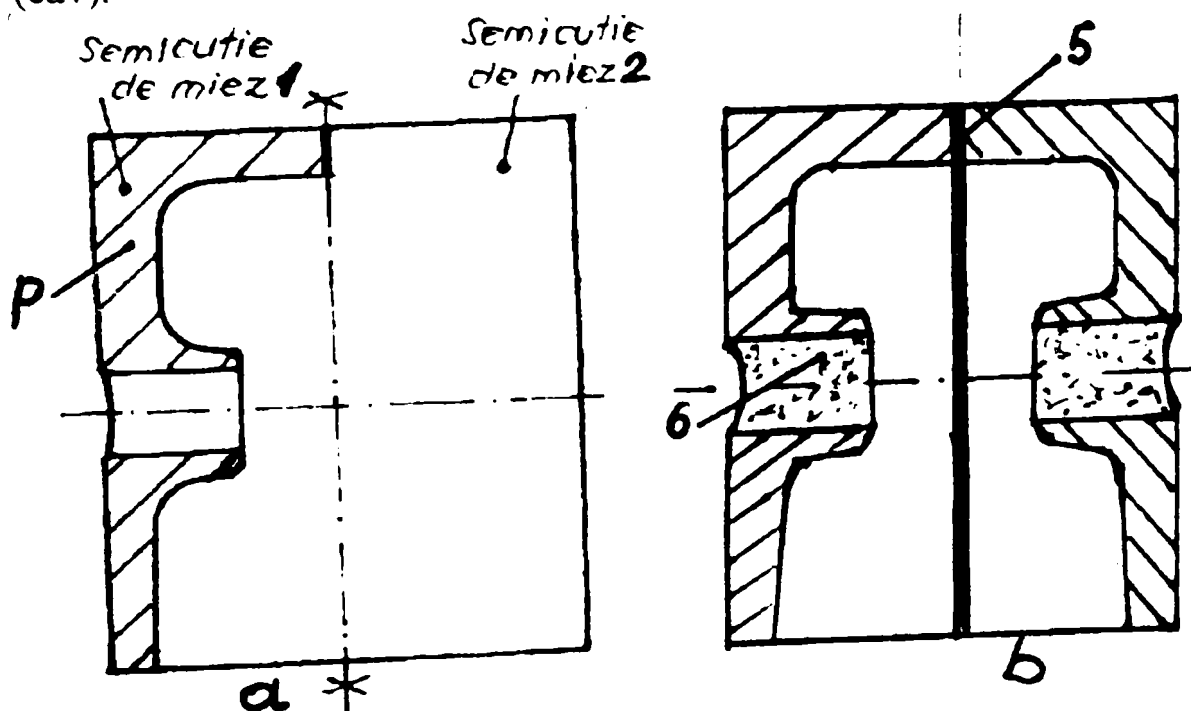


Figura 10.10. Piston vechi secționat cu freza pe axa x –x

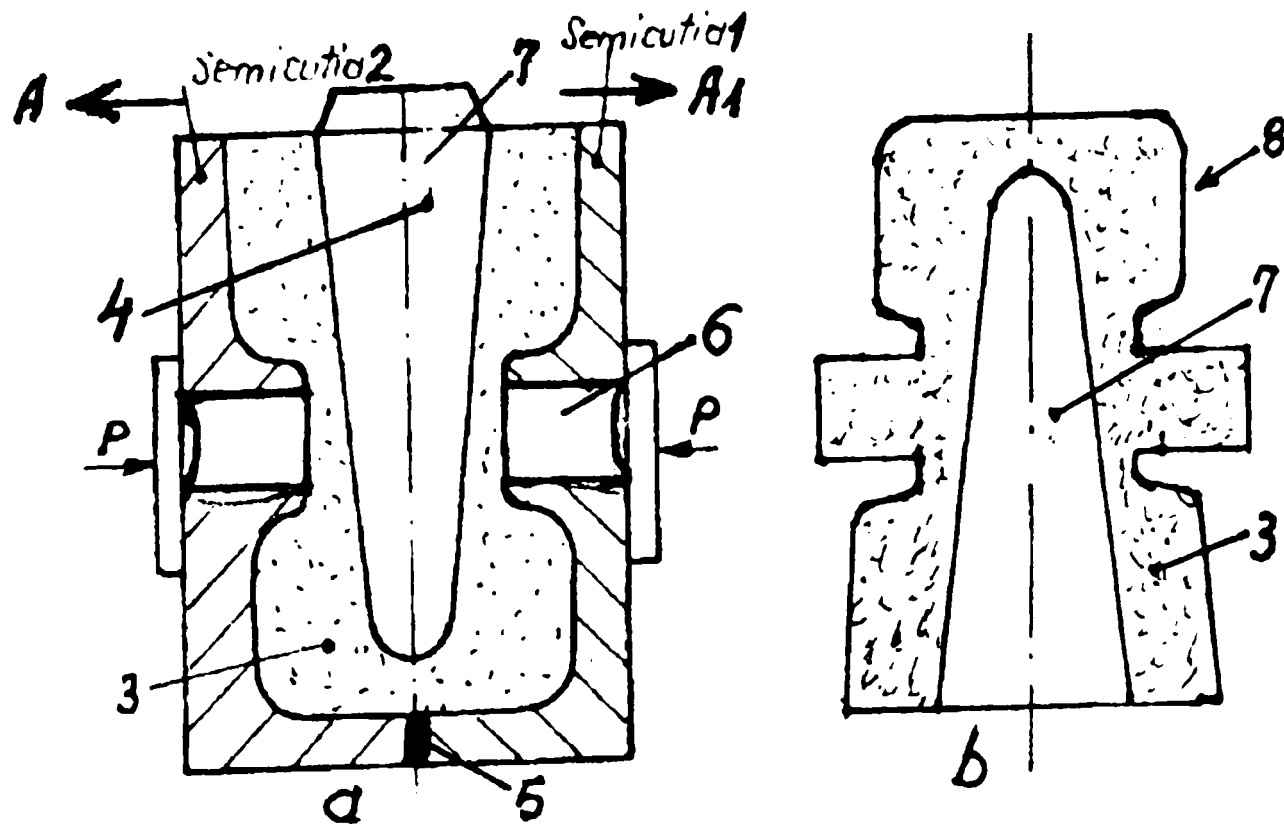


Fig. 10.11 Semicutiile 1 și 2 de formare a miezului 3, strânse cu forța P

După dezbaterea miezului, prin separarea semicuciților 1 și 2, după direcția A-A₁ dimensiunile interioare nominale de contracție ale pistonului au fost preluate de vopseaua refractară pe bază de grafit care s-a depus pe suprafața exterioară a miezului 3 în grosime de 0,15 mm. Miezul s-a uscat la 300⁰C timp de 2 ore în poziția (10.11b).

C. Realizarea cochilei și asamblarea formei de turnare. Formarea exteriorului pistonului.

S-a făcut dintr-o țevă de oțel (figura 10.12) cu D cochilei 9 mai mare cu 4 mm față de D pistonului și a fost prevăzută cu o conicitate pentru o ușoară dezbatere după turnare. Marca miezului 3 a avut de asemenea o conicitate de 30' (nu s-a vopsit) pentru o bună fixare a cochilei 9 pe placa cu orificii 10, cochila 9 s-a vopsit de asemenea cu vopsea refractară și s-a uscat la 300⁰C înainte de turnare timp de 10 ore. Asamblarea formei de turnare (fig 10.12) s-a făcut prin așezarea miezului 3 și a cochilei 9 pe o placă 10 cu orificii care să poată evacua ușor gazele și aerul din formă.

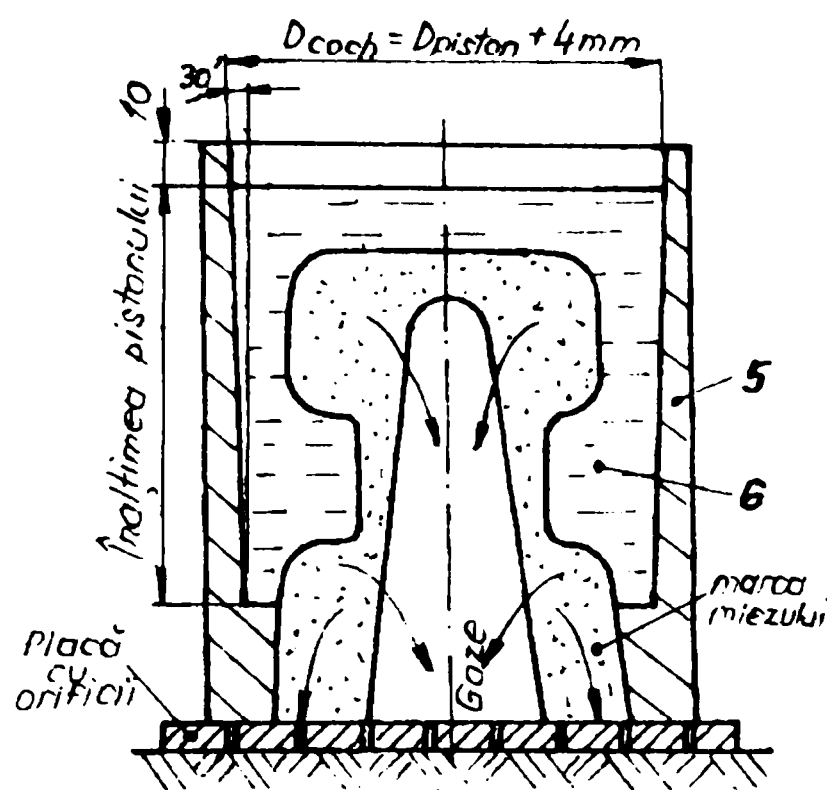


Figura 10.12 Forma asamblată pentru turnare

D. Elaborarea aliajului și turnarea în formă

Așa cum s-a precizat elaborarea tehnologiei de turnare în semicochilă urmărește a da o soluție tehnică viabilă pentru realizarea pistoanelor motoarelor termice vechi sau de epocă, dar și influențele benefice pe care le prezintă tratamentele ce se aplică în cele două stări – lichidă și solidă, fără a modifica compoziția chimică a aliajului cât și sistemul de prelucrare mecanică. În consecință:

D.1 - Aliajul ATSi12CuMgNi (STAS 201/2-1980) s-a obținut prin retopirea pistoanelor uzate, de aceea au fost întâi preîncălzite la 300⁰C în vederea eliminării uleiului și altor impurități și apoi s-au retopit în creuzet de oțel prin încălzire cu flacără indirectă. În timpul retopirii băia metalică s-a protejat cu fluxul Nr. 8 (v. cap. 2, tab 2.2), până la temperatura de 730⁰C, după care baia metalică s-a curățat de zgură și la temperatura de aproximativ 690⁰C s-a făcut modificarea și apoi turnarea în forma din (fig 10.12) la 630⁰C (fără modificare și cu modificare), folosind amestecul arătat (în cantități egale) la un total de 0,8 % din masa aliajului.

D.2 - Turnarea s-a efectuat direct, pe la capul pistonului. În timpul turnării nu s-au semnalat „fierberi” ale topiturii, semn că aliajul a fost bine dezoxidat iar conducerea aerului și gazelor din formă prin golul 4 și orificiile din placa 10, a ușurat și garantat ieșirea liniștită a aerului și gazelor prin miezul 3 respectându-se inegalitățile:

$$t_0 < t_g \quad (10.26)$$

în care t_0 și t_g sunt timpii „optimi” de turnare t_0 și cel calculat t_g care cuprinde perioada de la începutul turnării până la stabilizarea:

$$p_g \leq p_{Met.lich} = \rho \cdot H \quad (10.27)$$

adică atunci când presiunea gazelor p_g în forma de turnare (fig. 3 golul 4) este mai mică decât presiunea metalului lichid, cu semnificațiile

$P_{Met.lich}$; ρ - densitatea metalului lichid; H -coloana de metal lichid (egala cu înălțimea pistonului [133] vezi fig 10.12).

10.4.2 Tratatamentul termic aplicat pistoanelor

Așa cum s-a văzut în paragraful 10.1, pistoanele de la mașinile DACIA se supun, după turnare, tratamentului termic de stabilizare care constă din încălzire la temperatura de 225 – 235⁰C timp de 10 – 12 ore. Ținând cont de fenomenele ce au loc la încălzirea aliajelor turnate acest tratament: în special în ceea ce privește temperatura de încălzire este necorespunzător, întrucât din fig. 6.5, pentru acest tip de aliaj, se poate asigura stabilizarea structurii (adică, atunci când nu se mai pot manifesta transformări de structură susceptibile) numai de la temperaturile de încălzire: de 220⁰C timp de 6 ore; de 260⁰C timp de 10 ore; de 300⁰C timp de 10 ore. Întrucât pistonul este solicitat (în principal în stare caldă) diferențiat pe înălțime temperaturi variabile pe înălțime, este de reșinut faptul că la nivelul bolțului depășește 200⁰C. În această situație, pentru a asigura o stabilitate a structurii pistoanelor (deci și a dimensiunilor acestora) este absolut necesar a fi aplicat un regim de tratament termic ce urmărește **stabilizarea** făcând încălzirea la o temperatură de cel puțin 350⁰C, cu menținere de 10 min/1mm grosime de perete a pistoanelor. Acest regim de tratament termic, stabilizator de transformări structurale, deci și de dimensiuni se face în scopul:

- scurtării timpului de rodaj;
- reducem pericolul de gripare în timpul rodajului;
- reducerii consumului de combustibil și lubrifianț;
- reducerii noxelor din atmosferă pe seama arderii mai pronunțate (complete) ale amestecului aer-combustibil-ulei;
- creșterii duratei în exploatare a pistoanelor motoarelor termice;

10.4.3 Influența stării și a tratamentului termic ale aliajului asupra stabilității dimensionale

În vederea stabilirii influențelor stărilor (nemodificat-modificat) cât și a tratamentelor termice (călit-turnat), concomitent cu pistoanele s-au turnat și probe de ϕ 15 x 120 mm. Parte din probe au fost călite de la 350⁰C cu menținere 60 min în apă. Turnarea probelor s-a făcut cu scopul de a studia modificările dimensionale ce au loc la încălziri repetate (și răciri) pentru stările și tratamentul termic aplicat, fără a repeta aceste faze și pentru pistoane. Probele au fost supuse regimului de încălzire la 350⁰C și

răcirii, regim care a urmărit să reproducă cât mai fidel ciclul de funcționare al motoarelor termice încălzire și răcire piston.

Măsurările s-au făcut cu ajutorul optometrului, după încălziri și răciri repetate. Rezultatele măsurătorilor efectuate pe lungimea de 100 mm, a probelor în discuție, sunt trecute în (tab. 10.1), cu precizarea că numărul încercărilor s-au efectuat până la o relativă stabilizare dimensională. Acest număr s-a dovedit a fi de 5 încălziri-răciri de la 350⁰C până la aproximativ 20⁰C, pentru toate probele

Tab. 10.1

Influența elaborării și tratamentul termic asupra variației dimensiunilor probelor [mm].

Starea	Trat. termic aplicat	Număr de reîncălziri la 350 ⁰ C	Abaterea dimensională de la 100 [mm]	Observații
Nemodificat	Călite și reîncălzite la 350° C și din nou răcite până la 20 ⁰ C	1	+0,004	Abatere Maximă +0,004
		2	-0,002	
		3	-0,001	
		4	-0,001	
		5	-0,001	
Modificat		1	+0,005	Abatere Maximă +0,004
		2	-0,0025	
		3	-0,001	
		4	-0,001	
		5	-0,001	
Nemodificat	Netratate termic și reîncălzite la 350° C și din nou răcite până la 20 ⁰ C	1	0,001	
		2	-0,002	
		3	-0,0016	
		4	-0,001	
		5	-0,001	
Modificat		1	0,000	
		2	-0,0025	
		3	-0,0017	
		4	-0,001	
		5	-0,001	

Din datele prezentate în tabelul 10.1 se poate vedea că probele netratate termic au o variație a dimensiunilor mai mică față de cele tratate, indiferent dacă au fost sau nu modificate, în timp ce probele tratate termic (după încălzire la 350 °C timp de o oră și răcire în apă) au o variație mai mare a dimensiunilor în timpul celor cinci cicluri de încălzire – răcire. Prin semnele (+) se indică abaterea (creșterea de dimensiune) față de dimensiunea inițială nominală și prin semnul (-) reducere de dimensiune (abatere dimensională).

Din încercările efectuate asupra aliajului ATSi12CuMgNi (tab. 10.1) turnate în probe și în pistoane de Dacia, folosind o formă de turnare combinată (figura 10.12) pentru stările nemodificat și modificat cu substanțe complexe a reieșit din încercările probelor că:

Aliajul modificat obține proprietăți mecanice superioare, pe seama îmbunătățirii structurii [10], [129].

Stabilitatea dimensională (vezi tabelul 1) este mai mare în cazul aliajelor netratate termic ceea ce confirmă concluziile trase de peste 30 de ani [7], [8], [121], [126], [129] în care se susținea și inutilitatea tratamentului termic pentru aliajele de aluminiu ce lucrează la temperaturii ce depășesc temperatura de punere în soluție – călire, întrucât la temperatura de funcționare efectul pozitiv obținut prin călire se anulează.

Probele modificate și călite obțin o dimensiune mai mare (+0,005 mm) față de cele nemodificate și călite (+0,004 mm) pe seama modificării concentrației eutecticului în sensul reducerii concentrației de siliciu a eutecticului cu deplasare acestuia la stânga în diagrama de echilibru aluminiu-siliciu [75].

Variația dimensiunilor la lungimea de 100 mm a probelor, arată că după 4, 5 încălziri la 350°C, cu menținere de o oră, și răcire, dimensiunile inițiale ale probelor tratate și netratate termic se stabilizează ceea ce arată din nou inutilitatea TT de călire.

Concluziile trase din valorile înscrise în tab. 10.1 ne-au îndreptățit să încercăm în practică doar pistoanele modificate și recoapte **stabilizate** la temperatura de 350°C timp de 8 ore. Regimul ales este determinat de încercările și concluziile trase în cap. 6 – cap. 8 în care se arată clar că: la aceste valori de temperatură și timpii de menținere se asigură stabilitatea structurală și deci și dimensională a aliajelor de aluminiu care lucrează la temperaturi ce depășesc valoarea temperaturilor liniei solvus [122], [129].

10.4.4 Încercarea în exploatare a pistoanelor DACIA

Întrucât, multitudinea de încercări, verificări și concluzii a arătat că, asupra aliajelor de aluminiu destinate turnării în piese care lucrează la temperaturi ce depășesc valorile liniei solvus (fig. 7.2) au influențe favorabile:

a) modificările cu substanțe ce crează o structură ramificată [126], [137], [148] care asigură rezistențe mărite la temperaturile respective (refractaritate) și în același timp o bună calitate a suprafețelor cu repercursiuni pozitive asupra rodajului funcționării economice și nepoluante cât și a duratei în sarcini a motoarelor termice [61], [111].

b) tratamentul termic de stabilizare a structurii, structură care, oricum, în condițiile practice de funcționare a pistoanelor motoarelor termice, ajunge la un moment dat la structura stabilizată indiferent de tipul de tratament termic.

Aceste două considerente au determinat de a încerca în exploatare doar pistoane de DACIA modificate și stabilizate recoapte, nu și pe cele tratate termic (îmbunătățire).

Pentru a nu avea suspiciuni, atunci când se vor evidenția deosebiri în exploatare, în privința tehnologiei de prelucrare mecanică pistoanele au fost prelucrate în același condiții ca și pistoanele din producția curentă de la Slatina.

Pistoanele turnate și modificate au fost montate pe mașina DACIA 1300 și rezultatele măsurătorilor se prezintă în tab. 10.2 (vezi și Procesul Verbal de constatare prezentat în anexa 3).

Tab. 10.2

Comportarea în exploatare a pistoanelor DACIA

Compresia pe cilindri [daN/cm ²] la [Km]					Obs
5.000	10.000	15.000	30.000	Km	Conform
12,05	12,05	12,00	12,00	DaN/cm ²	RNTR1
Noxe CO/λ		2,38/1,04	1,14/1,103	Co[%]	CO<3,5 λ= 1±0,03

Concluziile comisiei de specialitate apreciază că în privința CO care se limitează la max. 3,5% în gazele de eșapament se încadrează ca foarte bun, iar λ ca bun. Motorul funcționează și după 30.000 Km fără galopări sau întreruperi și s-a înregistrat un consum de combustibil cu 0,4%/100Km mai scăzut. Pe de altă parte degradarea uleiului de ungere s-a redus, ceea ce conduce la reducerea uzurii pieselor care se freacă, adică conduce la prelungirea duratei de funcționare a motorului.

Valorile din tab. 10.2 arată avantajele economice și tehnice ale aliajelor nemodificate și stabilizate la temperaturi cât mai apropiate de temperaturile de funcționare ale motoarelor termice. Acest fenomen, cum sa văzut, se atribuie stabilizării structurii (deci și dimensiunilor pistoanelor), dar și calității suprafețelor pistoanelor în principal în perioada de rodaj.

Capitolul 11

OPTIMIZAREA PROPRIETĂȚILOR ALIAJELOR DE TURNARE

Optimizarea proprietăților aliajelor de turnare are ca problemă principală: **necesitatea găsirii**, într-un sens oarecare, **cea mai bună compoziție chimică** a aliajelor în prezența unor elemente de aliere date.

Datele problemei de optimizare a proprietăților aliajelor conțin în sine construirea unor modele matematice a tuturor proprietăților care influențează calitatea pieselor turnate. În literatura matematică termenul “**Optimizare**” se folosește pentru notarea procesului de căutare a optimului în cazul modelelor matematice date, însă în plan practic optimizarea conține în sine întreg procesul de căutare a “**cel mai bun**” într-un oarecare sens al compoziției aliajului.

În sensul punerii problemei este necesar a alege parametrii de studiu ai optimizării cât și variabilele independente ale procesului. Rezolvarea acestor probleme este într-un grad redus formală, de aceea, în acest caz rolul hotărâtor îl joacă cunoștințele profesionale, experiența și intuiția cercetătorului.

Următoarea etapă a optimizării este concepere modelului matematic. În principiu optimizarea poate avea loc fără model matematic, dar în acest caz este necesar a se efectua o mare cantitate de experiențe cu o fixare precisă a variabilelor independente și a parametrilor de optimizare, ceea ce nu poate totdeauna să se îndeplinească în practică, de aceea, în practică, optimizarea se face pe modele matematice. Acest fel de abordare a optimizării a primit denumirea de ciberneticizare, din cauză că modelul matematic al sistemului care conține descrierea acestuia (modelului) într-o limbă sau alta algoritmică, reprezintă de fapt conținutul (înțelegerea) ciberneticii.

La rezolvarea problemelor de optimizare prin metoda cibernetică, succesul optimizării este condiționat (determinat) de precizia modelului matematic obținut. Prin această situație, se explică faptul că rezolvarea practică a problemelor optimizării a obținut o răspândire largă, după ce a fost rezolvată problema nașterii preciziei modelelor matematice a analizei de regresie pe baza experimentului activ, deși metoda celor mai mici pătrate, care reprezintă baza analizei regresionale este cunoscută de peste 200 ani.

Să presupunem că, modelele matematice ale mărimilor de ieșire ale aliajului sunt elaborate și au aspectul următor [108]:

$$J_i = f_j(x_1, x_2, \dots, x_k); \text{ în care} \quad (11.1)$$

$$i = 1, 2, \dots, k \text{ și} \quad (11.2)$$

$$j = 1, 2, \dots, n \quad (11.3)$$

cu semnificația că j_i sunt parametrii ce caracterizează proprietățile mecanice (rezistența, duritatea, plasticitatea), tehnologice (fluiditatea, tendința aliajului spre albire-fonte-

ermeticitatea etc) sau speciale (electrice, magnetice și altele) ale aliajului, iar x_i în care $i = (1, 2, \dots, k)$ reprezintă conținutul elementelor din aliaj.

În practică problema optimizării este policriterială, adică, cel mai bun rezultat al optimizării ar fi acela, în care concomitent se ating extremele tuturor parametrilor studiați. Dar, întrucât punctele de extrem ai diferiților parametri de optimizare nu se suprapun (coincid) între ele, problema pusă în acest mod nu poate fi rezolvată, dar ieșirea din acest impas (situație) poate fi atins prin două metode de bază [26]:

a) Prima metodă și cea mai folosită constă în aceea că: se pune problema atingerii maximumului unuia dintre parametri iar pentru ceilalți se stabilesc unele valori de prag. Funcție de aspectul relației (1), (2), (3) rezolvarea problemei de optimizare se reduce la rezolvarea problemei programării liniare sau neliniare.

b) Cea de a doua constă în construirea printr-un procedeu oarecare a unui criteriu amestecat (comun) după care se efectuează optimizarea. Neajunsul acestei metode îl reprezintă acea situație că rezolvarea obținută este optimală în sensul criteriului construit amestecat, dar prin alte metode de construcție, de exemplu la construcția criteriului amestecat al combinației liniare ale criteriilor primare cu ajutorul multiplicatorilor de greutate, în care criteriul de amestecare are aspectul:

$$j = \alpha_1 j_1 + \alpha_2 j_2 + \dots + \alpha_n j_n; \quad (11.4)$$

rezultatele optimizării pot să difere esențial.

În ultimul timp s-au dezvoltat și alte sisteme de rezolvare a problemelor de optimizare multicriteriale, de exemplu metoda de rezolvare a problemelor de determinare nu a unui punct ci a domeniului din spațiul studiat urmat de căutarea succesivă a rezolvării de compromis. Trebuie spus însă că eficiența unor astfel de metode de rezolvare a problemelor de optimizare este greu de apreciat.

11.1 EXEMPLE DE OPTIMIZARE A PROPRIETĂȚILOR AAT

Să presupunem că trebuie optimizate proprietățile mecanice ale aliajului de aluminiu, în compoziția căruia conținutul elementelor de aliere (Ea): Cu, Si, Mn și Mg [%] sunt limitate în următoarele limite:

$$\begin{aligned} 4 &\leq Si \leq 6 \\ 1,5 &\leq Cu \leq 3,5 \\ 0,2 &\leq Mg \leq 0,8 \\ 0,2 &\leq Mn \leq 0,8 \end{aligned} \quad (11.5)$$

Rezistența de rupere R_m [daN/mm²], alungirea relativă A [%] și duritatea HB [daN/mm²], în cazul aliajului netratat termic este descris de următorul sistem de funcții, care a fost obținut în urma prelucrării planului de experimentării realizat de tipul 2^{4-1} :

$$R_m = 17,2 + 1,3 \cdot \frac{x_1 - 5}{1} - 0,4 \cdot \frac{x_2 - 2,5}{1} - 0,5 \cdot \frac{x_3 - 0,5}{0,3} - 0,7 \cdot \frac{x_4 - 0,5}{0,3} + 0,36 \cdot \frac{x_1 - 5}{1} - \frac{x_3 - 0,5}{0,3} \quad (11.6)$$

în care x_1, x_2, x_3, x_4 sunt concentrațiile în aliaj cu referire la Si, Cu, Mg și Mn [%].

Problema optimizării proprietăților mecanice o vom pune în felul următor. Să se găsească compoziția chimică optimă care răspunde limitărilor din (5), și în care

rezistența aliajului atinge cea mai mică valoare, în condițiile când valoarea plasticității aliajului să nu fie mai mare de 1,5 %, iar valoarea durtății $HB \geq 70$, adică să se rezolve problema:

$$\begin{aligned} Rm &\Rightarrow \max \\ A &\geq 1,5 \\ HB &\geq 70 \end{aligned} \quad (11.7)$$

Problema o vom rezolva prin metoda gradientului. În calitate de punct inițial să considerăm centrul planului experimentelor prin realizarea căruia au fost obținute ecuațiile (6), adică, punctul de coordonate:

$$x_1 = 5; x_2 = 2,5; x_3 = 0,5; x_4 = 0,5 \quad (11.8)$$

Pentru a calcula mai comod componentele gradientului, să simplificăm ecuația rezistenței aliajului, ceea ce conduce la aspectul următor:

$$Rm = 13,745 + 1,24x_1 - 0,4x_2 - 2,27x_3 - 2,33x_4 + 0,12x_1x_3 \quad (11.9)$$

Luând în considerare derivatele parțiale obținem:

$$\frac{\delta Rm}{\delta x_1} = 1,24 + 0,12x_3 \quad (11.10)$$

$$\frac{\delta Rm}{\delta x_2} = -0,4 \quad (11.11)$$

$$\frac{\delta Rm}{\delta x_3} = -2,27 + 0,12x_1 \quad (11.12)$$

$$\frac{\delta Rm}{\delta x_4} = -2,33 \quad (11.13)$$

prin urmare, vectorul gradientului rezistenței în spațiul studiat:

$$\text{grad } Rm = (1,24 + 0,12x_3; -0,4; -2,27 + 0,12x_1 - 2,33). \quad (11.14)$$

Pentru a găsi valoarea vectorului gradientului în punctul inițial în calitatea căruia este considerat centrul planului de experiențe realizat, introducem valoarea coordonatelor lui, de care depinde gradientului ($x_1 = 5$ și $x_3 = 0,5$) în ecuația (14) și în final obținem:

$$\text{grad } Rm = (1,3; -0,4; -1,67; -2,33) \quad (11.15)$$

Să verificăm îndeplinirea condițiilor (7) în punctul inițial.

Introducând coordonatele punctului în ecuațiile (6) se obține $Rm = 1,8$, $HB = 79,2$ adică limitările cerute se îndeplinesc. Limitările din (5) se îndeplinesc deasemenea automat prin alegerea corespunzătoare a punctului inițial.

Schema de optimizare în continuare este următoarea:

- ne deplasăm cu un pas și în acest caz de fiecare dată controlăm îndeplinirea condițiilor (5), (7). Dacă cel puțin una din aceste condiții pe punctul nou a spațiului factorial nu se îndeplinește, atunci procesul de optimizare se termină, iar valoarea obținută a coordonatelor pentru ultimul punct în care se îndeplinește sistemul de limitări (restricții) dat este de fapt rezolvarea problemei.

Pentru deplasarea din punctul inițial este necesar a alege valoarea pasului de lucru “h”. Să considerăm pentru problema studiată $h = 0,1$. Pasul de lucru se efectuează prin deplasarea din punctul inițial după formula:

$$x_{m+1} = x_m + h \text{ grad } f(x_m); \quad (11.16)$$

scrisă în forma vectorială. În formă de coordonate această formulă va fi:

$$x_{i,(N+1)} = x_{i,N} + h \left. \frac{\partial f(x)}{\partial x_i} \right|_N, i = 1, 2, \dots, k. \quad (11.17)$$

Calculând după această formulă valorile coordonatelor punctului 1, acolo unde se deplasează căutarea optimului, obținem:

$$x_{1,1} = x_{1,0} + 1,3 h = 5 + 0,1 \times 1,3 = 5,13;$$

$$x_{1,2} = x_{2,0} - 0,4 h = 2,5 - 0,4 \times 0,1 = 2,46;$$

În acest fel coordonatele punctului 1 vor fi $x_{(1)} = (5,13; 2,46; 0,333; 0,267)$. Verificăm satisfacerea condițiilor cerute în punctul dat. Nu este greu de observat, că condițiile (5) sunt satisfăcute. Pentru controlul satisfacerii condițiilor (7) vom calcula valorile parametrilor A și HB în punctul x_1 . Introducând coordonatele acestuia în formula (6), se obține $A = 2,44$ și $HB = 74,33$, adică, coordonatele punctului x_1 satisfac condițiile date (cerute) pentru acești parametri.

Pentru a trece din punctul spațiului studiat x_1 în următorul punct x_2 vom calcula valoarea gradientului în punctul x_1 . Introducând coordonatele punctului x_1 în formula (14), obținem în acest punct:

$$\text{grad } R_m = (1,28; -0,4; -1,655; -2,33).$$

Calculăm coordonatele punctului x_2 :

$$x_{1,2} = x_{1,1} + 1,28 \times 0,1 = 5,13 + 1,28 \times 0,1 = 5,26;$$

$$x_{2,2} = x_{2,1} - 0,4 \times 0,1 = 2,46 - 0,4 \times 0,1 = 2,42;$$

$$x_{3,2} = x_{3,1} - 1,67 \times 0,1 = 0,333 - 1,67 \times 0,1 = 0,168;$$

$$x_{4,2} = x_{4,1} - 2,33 \times 0,1 = 0,267 - 2,33 \times 0,1 = 0,034;$$

Controlul satisfacerii condiției (5) arată că, aceste condiții nu sunt satisfăcute prompt (concomitent) pentru două variabile x_3 și x_4 , de aceea procesul de căutare a optimului nu are sens mai departe. Rezolvarea formală care trebuie luată după acest pas, constă în aceea că, coordonatele punctului x_2 trebuiesc considerate în calitate de soluții (rezolvare) a problemei puse.

Calcululele efectuate ilustrează procedura metodei gradientului de optimizare, pentru rezolvarea problemei puse și pot fi folosite pentru alegerea pasului “h”, a cărui valoare determină precizia determinării optimului cât și cantitatea de pași pentru determinarea lui. Calcululele efectuate arată că valoarea $h = 0,1$, pentru problema dată este prea mare, de aceea este necesar a fi micșorată de câteva ori și, repetând calcululele cu pas redus, să se găsească mult mai precis poziția punctului optim. Calcululele pe mașina electrică de calcul (MEC) cu valoare redusă a pasului au arătat că punctul optimului, în condițiile (5) și (7) are coordonatele $x_1 = 5,41$; $x_2 = 3,51$; $x_3 = 0,2$; și $x_4 = 0,3$.

Calcululele efectuate ne ajută să explicăm de ce optimizarea are loc, de regulă, pe MEC și pe modele matematice. Folosirea MEC este de neînlocuit din cauza volumului mare de calcul pentru determinarea exactă (corectă) a poziției optimului.

Cum se observă din schema de calcule reproducă, algoritmul căutării optimului nu este complicat și nu este greu a fi realizat pe orice MEC.

Posibilitatea practică de determinare experimentală a poziției exacte a punctului optim cu ajutorul metodei gradientului se poate arăta în felul următor:

1) Presupunem că poziția punctului de optim este necesar a fi determinată cu eroare nu mai mare de $\ll(0,1)$. În acest caz în exemplul dat, modul valorii de deplasare pentru un pas pe axa x_1 nu trebuie să depășească 0,1, dar în acest caz este necesar a considera valoarea pasului “h”, care să nu depășească valoarea $h = \frac{0,1}{2,33} = 0,043$. În cazul valorii $h = 0,043$, modul de variație a variabilei x_2 va avea mărimea $\Delta x_2 = 0,043 \cdot 0,4 = 0,0172$, și la astfel de variație Δx_2 este imposibil să se determine experimental valoarea gradientului în punctul dat, așa cum cere procedura metodei din cauză că, o astfel de valoare a Δx_2 este cu mult mai mică față de greșelile de măsurare ale factorului.

11.2 DETERMINAREA COMPOZIȚIEI CHIMICE OPTIME A ALIAJULUI DE TIP ATSi12CuNiMg

După cum se știe din literatura de specialitate [61], [85] cât și din lucrări proprii [8], [78], [123], [125] aliajele de tip siluminii (eutectice sau hipereutectice) aliate cu elemente de aliere (Ea) Cu, Mn, Ni, Cr, Co și altele, au o largă răspândire la turnarea pistoanelor motoarelor termice. Din nefericire în literatura de specialitate sunt puține date referitoare la influența Ea de bază cât și a incluziunilor (Pb, Sn, Zn, Sb etc) în special asupra celei mai importante proprietăți-refractaritate [61]. În această situație, în [27], [139] pe baza unor modele matematice se fac unele optimizări ale proprietăților aliajelor turnate. Trebuie spus că stăpânirea (conducerea) proprietăților pieselor turnate (p. t.) cât și a procesului tehnologic de obținere a p. t. sănătoase (fără defecte de turnare) a constituit din cele mai vechi timpuri (și constituie încă) problema de bază a specialiștilor turnători. Rezolvarea problemei se poate realiza numai pe baza metodelor cibernetice (la un nivel mai înalt) datorită folosirii calculatoarelor electronice cât și a metodelor de optimizare [61].

11.2.1. Optimizarea proprietăților aliajului ATSi12CuNiMg

Optimizarea proprietăților aliajului de turnătorie constă în a găsi compoziția cea mai bună a aliajului (după un anumit criteriu) în cazul în care se cunosc Ea și chiar incluziunile. Se pune problema de a alege parametrii de optimizare studiați (funcțiile obiectiv) cât și variabilele independente (factorii de influență) ale procesului, după care se trece la explicitarea modelului matematic, care are de regulă o formă polinomială. Această metodologie poartă numele de metoda experimentelor factoriale și utilizarea ei permite reducerea constantă a numărului de măsurări ce trebuie să fie efectuate, în condițiile păstrării în limite rezonabile din punct de vedere al experimentatorului a preciziei de estimare a funcțiilor obiectiv alese [28], [100].

Pornind de la compoziția chimică recomandată de literatura de specialitate [61], [78], [84], [123], [125], pentru aliajul ATSi12CuNiMg în care se acceptă că elementele de aliere aparțin domeniilor de valori:

$$\begin{aligned}
 11 &\leq Si \leq 13 \\
 1,5 &\leq Cu \leq 3 \\
 0,8 &\leq Mg \leq 1,3 \\
 0,8 &\leq Ni \leq 1,3 \\
 0,3 &\leq Mn \leq 0,6 \\
 0,05 &\leq Ti \leq 0,2
 \end{aligned}
 \tag{11.18}$$

studiul își propune găsirea valorilor optime ale proprietăților mecanice: rezistența la rupere, R_m [daN/mm²], alungirea relativă, A [%], și duritatea HB [daN/mm²], privite ca funcții obiectiv, pentru aliajul netratat termic. Încercările experimentale au fost efectuate asupra unor probe având $\Phi = 12$ mm, turnate în amestecuri de formare temporare și apoi recoapte la 200⁰C, timp de 12 ore.

Pentru estimarea valorilor funcțiilor obiectiv, este conceput și realizat un experiment factorial fracționat EFF 2⁵⁻¹, în care ca factori de influență sunt considerate conținuturile în Si, Cu, Mg, Ni, și Mn. Matricea-program a experimentului factorial precum și valorile măsurate ale funcțiilor obiectiv, calculate ca medie aritmetică a trei valori măsurate sunt date în tab. 11.1.

Tab. 11.1

Matricea-program a programului experimental și valorile măsurate ale funcțiilor obiectiv

Nr. măs.	Factori de influență					Funcții obiectiv		
	Si [%]	Cu [%]	Ni [%]	Mn [%]	Mg [%]	Rm [daN/mm ²]	A [%]	HB [daN/mm ²]
1.	11	1,5	0,8	0,3	1,3	20,0	0,5	99,0
2.	13	1,5	0,8	0,3	0,8	19,7	0,6	99,8
3.	11	3	0,8	0,3	0,8	21,2	0,5	97,2
4.	13	3	0,8	0,3	1,3	22,0	0,4	96,1
5.	11	1,5	1,3	0,3	0,8	19,6	0,5	101,0
6.	13	1,5	1,3	0,3	1,3	20,5	0,55	103,0
7.	11	3	1,3	0,3	1,3	21,6	0,6	98,2
8.	13	3	1,3	0,3	0,8	22,1	0,5	97,3
9.	11	1,5	0,8	0,6	0,8	19,4	0,6	92,5
10.	13	1,5	0,8	0,6	1,3	18,7	0,5	98,7
11.	11	3	0,8	0,6	1,3	20,2	0,6	97,3
12.	13	3	0,8	0,6	0,8	19,8	0,6	96,5
13.	11	1,5	1,3	0,6	1,3	19,1	0,5	102,7
14.	13	1,5	1,3	0,6	0,8	18,9	0,5	93,7
15.	11	3	1,3	0,6	0,8	20,8	0,55	99,4
16.	13	3	1,3	0,6	1,3	21,2	0,5	103,2

11.2.2 Prelucrarea datelor experimentale.

Prelucrarea rezultatelor experimentale se face după metodologia din literatura de specialitate [28], [100] iar calculele pentru determinarea efectelor produse de către fiecare dintre factorii de influență asupra celor trei funcții obiectiv, a coeficienților polinoamelor de regresie, precum și a adecvantei modelelor experimentale, sunt efectuate cu ajutorul programului “STATGRAPHICS” [141]. Forma polinoamelor de regresie găsite în urma prelucrării datelor experimentale este:

$$y_i = b_0 + \sum_{j=1}^k x_{ij} \cdot b_j + \sum_{j=1}^k x_{ij} \cdot x_{iu} \cdot b_{ju}, i = 1, \dots, 3, j \neq u \quad (11.19)$$

iar valorile estimate ale coeficienților de regresie, precum și precizia de estimare a modelelor (materializată prin valoarea coeficientului de concordanță R^2) apare în tab. 11.2, ..., tab. 11.4, în vreme ce în fig.11.1, ..., fig. 11.3 sunt reprezentate efectele produse de factorii de influență (concentrații în elementele de aliere) asupra funcțiilor obiectiv, sub formă liniară, iar în fig. 11.4-11.6 aceleași efecte sub formă de histogramă.

Tab. 11.2

Valorile coeficienților modelului regresional pentru funcția obiectiv R_m

Coef.	Valoare	Coef.	Valoare	Coef.	Valoare	Coef.	Valoare
b_0	26,18	b_4	10,417	b_{14}	-1,167	b_{25}	nesemn.
b_1	-0,515	b_5	-5,55	b_{15}	0,5	b_{34}	nesemn.
b_2	0,313	b_{12}	nesemn.	b_{23}	0,733	b_{35}	nesemn.
b_3	-7,55	b_{13}	0,55	b_{24}	nesemn.	b_{45}	nesemn.
Valoare coeficient de concordanță $R^2 = 0,9743$							

Tab. 11.3

Valorile coeficienților modelului regresional pentru funcția obiectiv A

Coef.	Valoare	Coef.	Valoare	Coef.	Valoare	Coef.	Valoare
b_0	-0,44525	b_4	0,408	b_{14}	nesemn.	b_{25}	nesemn.
b_1	0,1225	b_5	0,43	b_{15}	-0,075	b_{34}	-0,6667
b_2	0,155	b_{12}	-0,025	b_{23}	0,0687	b_{35}	0,4
b_3	-0,295	b_{13}	nesemn.	b_{24}	0,1667	b_{45}	nesemn.
Valoare coeficient de concordanță $R^2 = 0,9620$							

Tab. 11.4

Valorile coeficienților modelului regresional pentru funcția obiectiv HB

Coef.	Valoare	Coef.	Valoare	Coef.	Valoare	Coef.	Valoare
b_0	117,294	b_4	-73,117	b_{14}	-0,25	b_{25}	-4
b_1	0,67	b_5	-30,83	b_{15}	1,65	b_{34}	11
b_2	-3,1433	b_{12}	0,0833	b_{23}	0,2	b_{35}	10,6
b_3	16,42	b_{13}	-2,3	b_{24}	12,667	b_{45}	31,33
Valoare coeficient de concordanță $R^2 = 0,9992$							

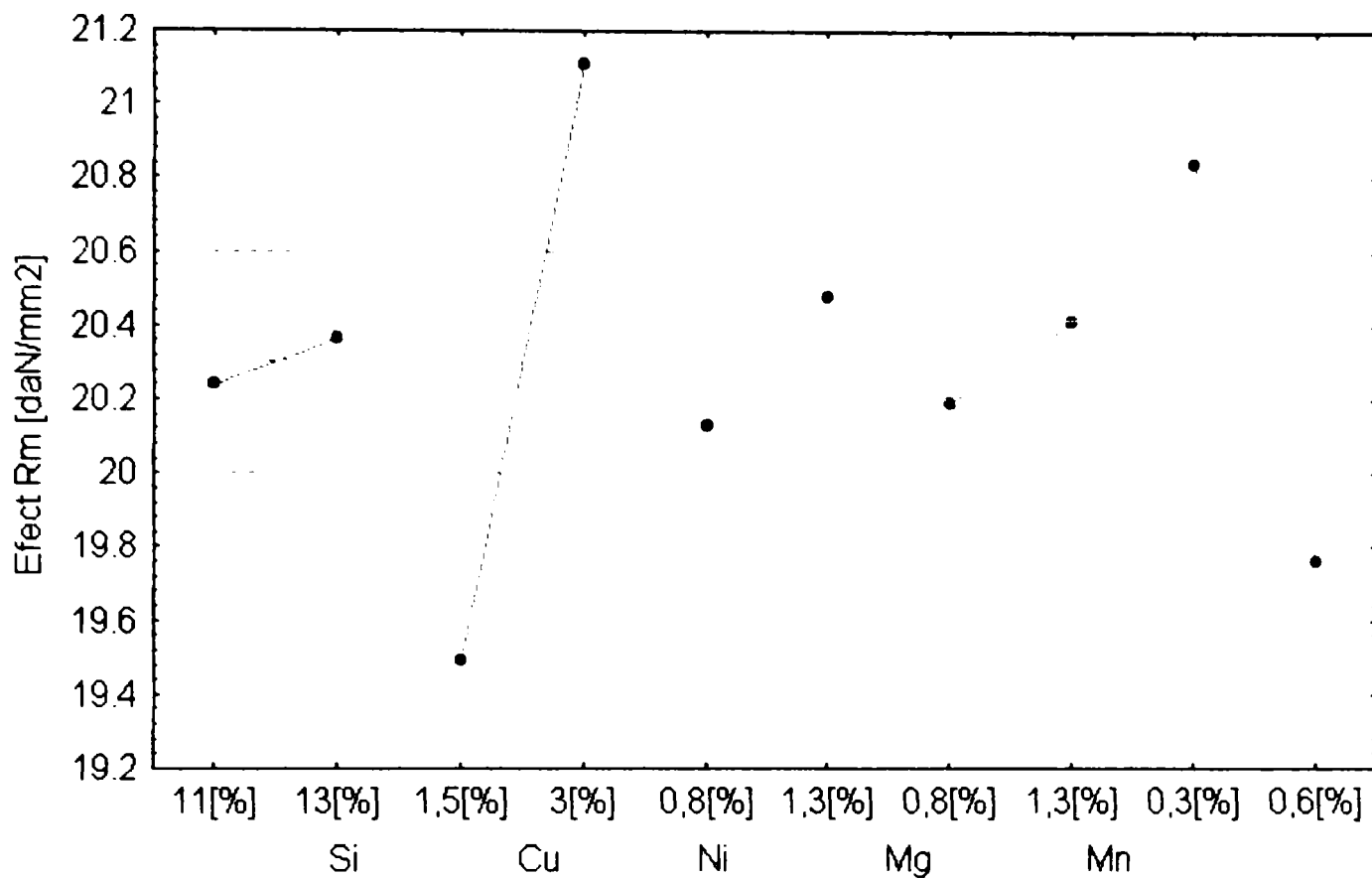


Fig. 11.1 Amplitudine efect produs asupra Rm [daN/mm²]

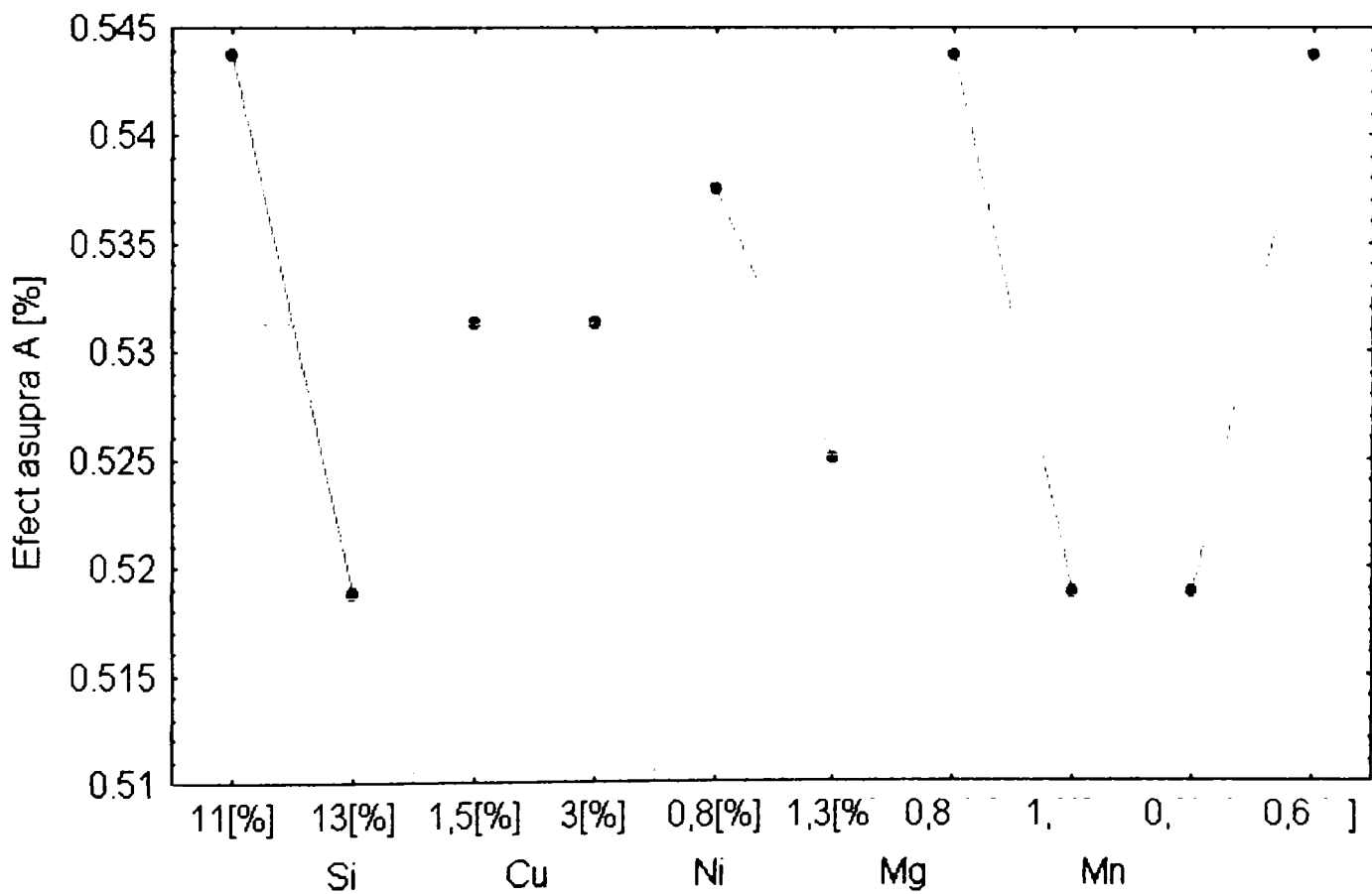


Fig. 11.2 Amplitudine efect produs asupra A [%]

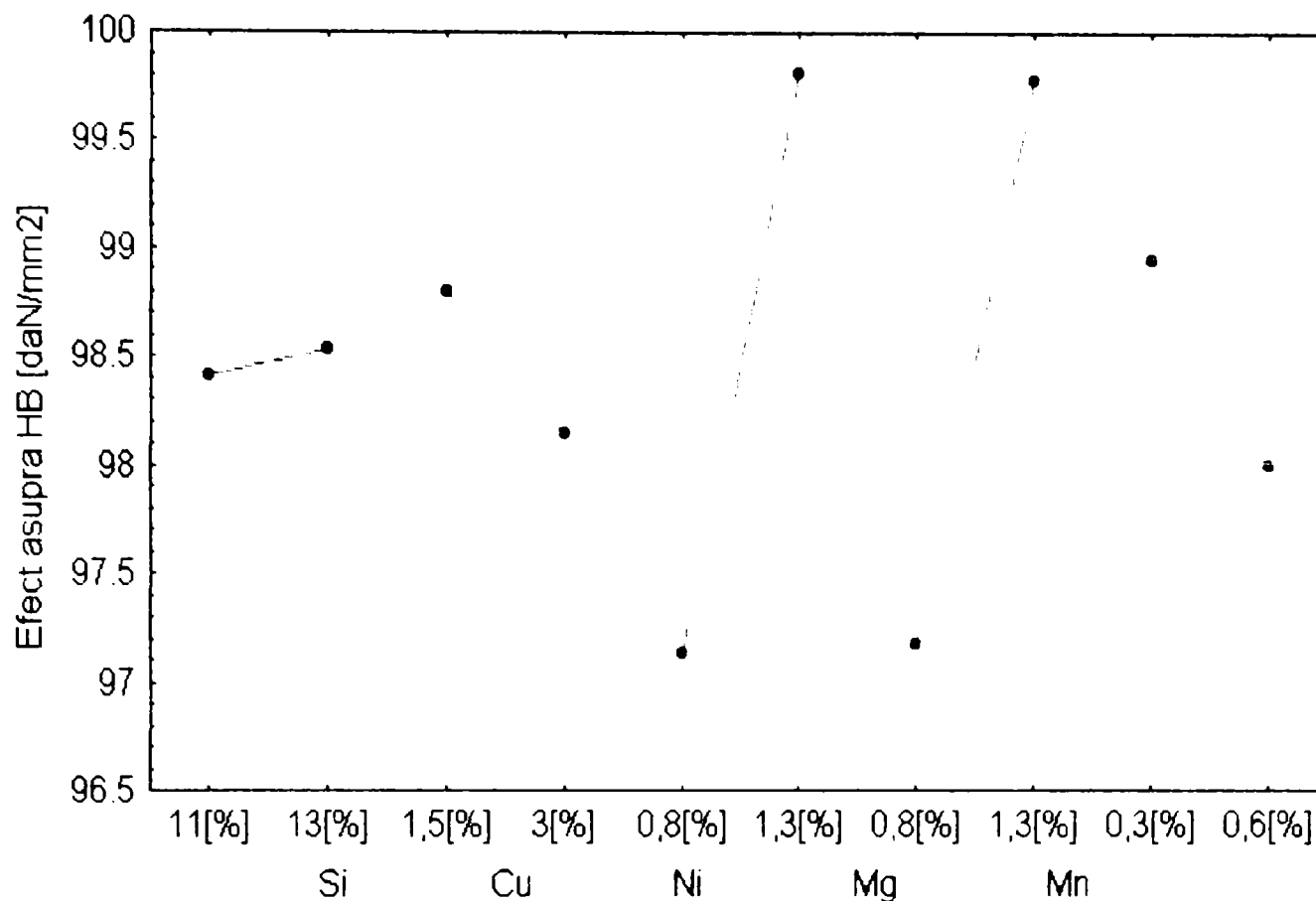


Fig. 11.3 Amplitudine efect produs asupra HB [daN/mm²]

Analizând reprezentările grafice din fig. 11.1, fig. 11.2, și fig. 11.3 se constată următoarele aspecte:

a). Domeniile de variație procentuală ale celor cinci elemente au valori foarte diferite: Cu și Mn variază într-un interval procentual de 100%, dublându-și valorile minime (Cu 1,5 – 3, Mn 0,3 – 0,6) Ni și Mn variază cu 62,5% (0,8 – 1,3) pe când Si variază cu doar 18,1% (11 – 13). Cum mărimea intervalului de variație are influență puternică asupra efectelor pe care le produce, toate afirmațiile care urmează sunt strict variabile în cazul conținuturilor respective de elemente de aliere, adică în cazul aliajului ATSi12CuNiMg, neextrapolându-se și la alte aliaje de aluminiu ce conțin aceleași elemente, dar în alte procentaje.

b). Rezistența mecanică este puternic influențată de Cu, direct procentual și de Mn, invers proporțional, celelalte elemente nu au o influență semnificativă. Patru din cele cinci elemente influențează hotărâtor alungirea specifică: Si, Ni și Mg invers proporțional, iar Mn direct proporțional. Cu nu influențează deloc alungirea specifică. Duritatea este influențată direct proporțional de Ni și Mg, iar celelalte trei elemente Si, Cu și Mn au o influență redusă asupra durității. Sintetizând se poate afirma că fiecare element de aliere are influențe semnificative asupra unor indicatori de performanță și nesemnificative asupra altora: Si influențează A, Cu influențează R_m, Ni și Mg influențează A și HB, iar Mn influențează R_m și A.

c). Efectele prezentate în fig. 11.1...11.3 au permis tragerea unor concluzii pertinente privind influențele singulare ale elementelor de aliere asupra celor trei indicatori de

performanță, nepermițând, însă, evidențierea influențelor pe care le-ar putea reprezenta interacțiunile, fericite sau nu, ale celor cinci factori de influență.

Pentru aceasta se propune studierea histogramelor din fig. 11.4, fug. 11.5 și fig. 11.6 ce redau și influențele interacțiunilor de ordinul unu a celor cinci factori (Si-Cu, Si-Ni, Si-Mn, Cu-Ni, Cu-Mn, Cu-Mg, Ni-Mn, Ni-Mg și Mn-Mg) asupra celor trei indicatori de performanță (R_m , A și HB). Se pot trage următoarele concluzii:

1. Se regăsește concluzia anterioară cu privire la influența semnificativă a Cu și Mn asupra R_m . Nici un tip de interacțiune nu influențează hotărâtor R_m .

2. Interacțiunile factorilor sunt mai puternice asupra alungirii specifice decât factorii înșiși. Cele mai puternice interacțiuni le prezintă Ni (Ni-Mg, Ni-Mn). Cu toate că Cu nu influențează deloc alungirea, trei dintre interacțiunile cuprului (Cu-Mn, Cu-Si și Cu-Ni) au influențe foarte puternice, fiind situate pe locurile 3, 5 și 7.

3. Duritatea este influențată de toate combinațiile posibile de factori: 15 (10 interacțiuni + 5 factori). Cea mai puternică influență o are interacțiunea Mn-Cu cu toate că factorii Mn și Cu nu prezintă influențe semnificative, ocupând locuri modeste în ierarhia factorilor: 8 și 11. Se regăsește o concluzie anterioară: influența puternică a Ni și Mg, situați pe locurile 2 și 3.

Este aliniat pentru evidențierea grafică a influenței simultane a doi factori asupra indicatorilor de performanță se prezintă suprafețele de răspuns din următoarele figuri. Spre exemplificare s-au ales influențele prezentate de cuplurile Si-Cu și Ni-Mg asupra: R_m (fig. 11.7 și fig. 11.8); A (fig. 11.9 și fig. 11.10); și HB (fig. 11.11 și fig. 11.12);

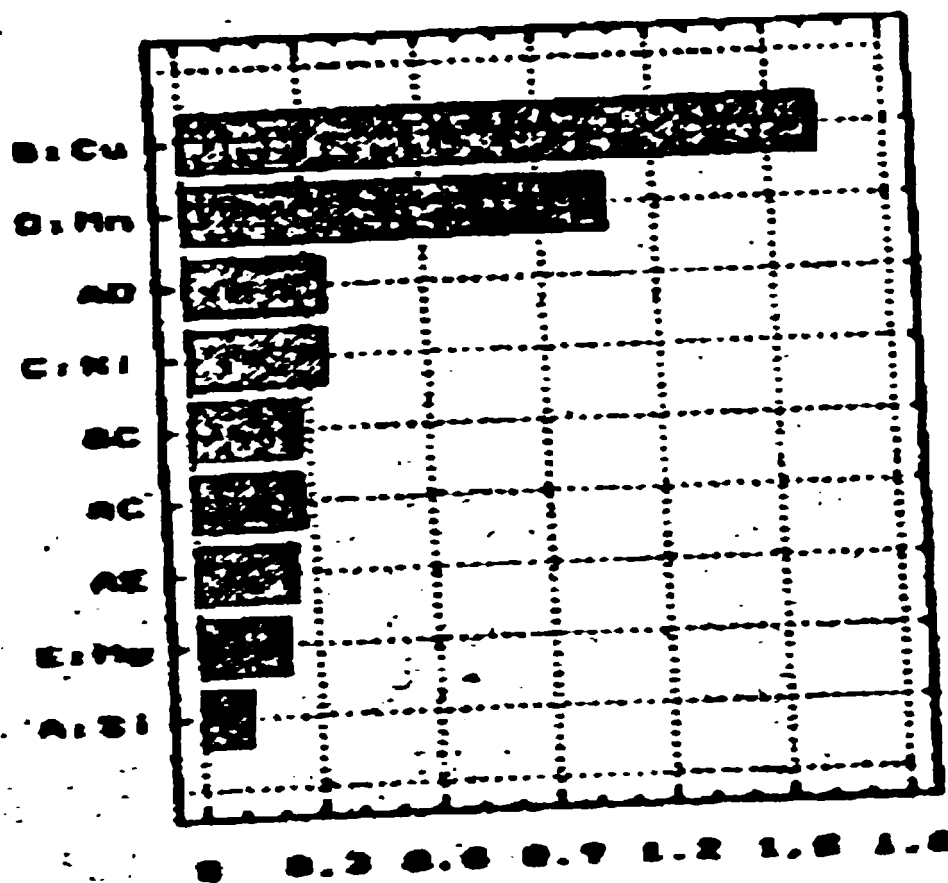


Fig. 11.4 Efectele elementelor de aliere asupra R_m



Fig. 11.5 Efectele elementelor de aliere asupra A

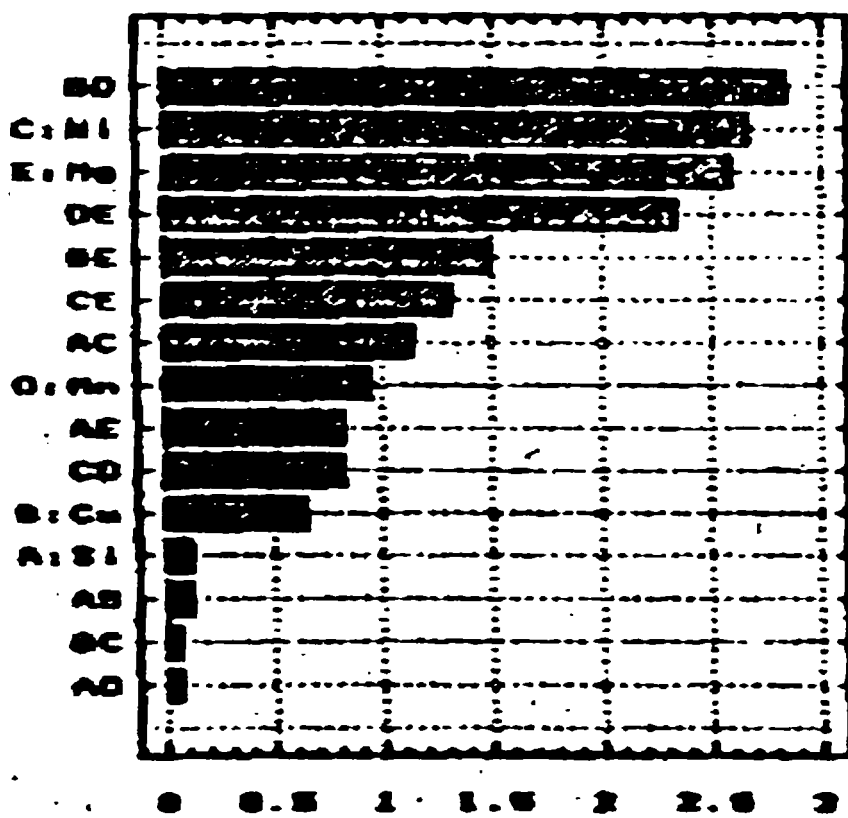


Fig. 11.6 Efectele elementelor de aliere asupra HB

Efectele elementelor de aliere asupra proprietăților mecanice se redau în fig. 11.4; fig. 11.5; fig. 11.6;

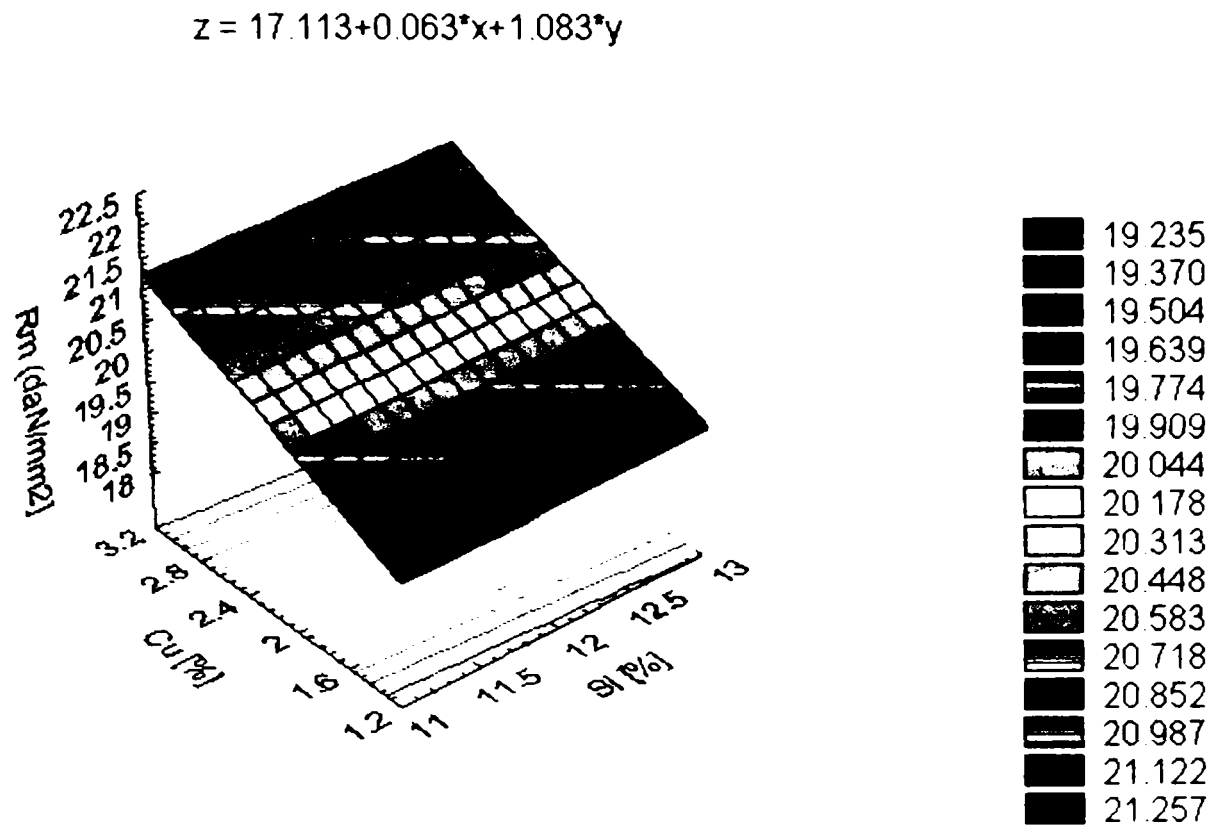


Fig. 11.7 Variația Rm funcție de Si și Cu

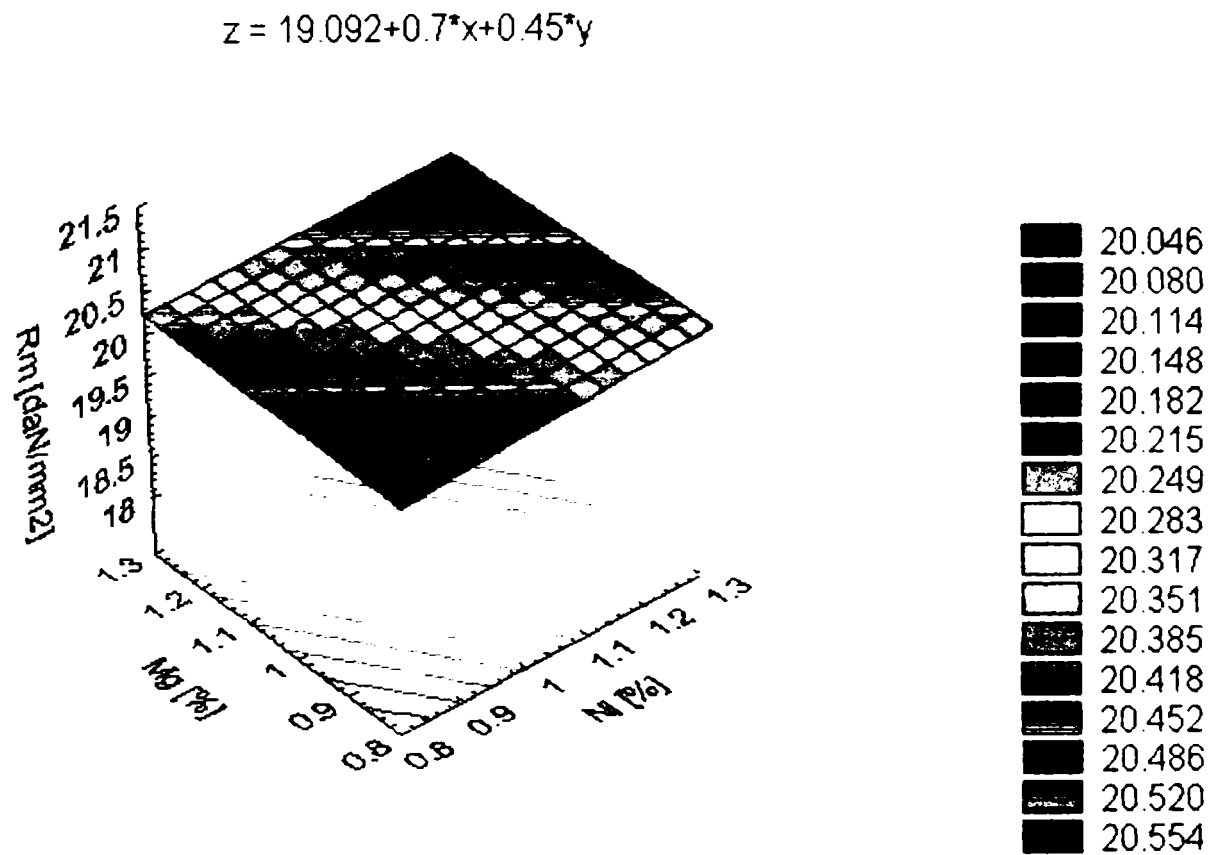
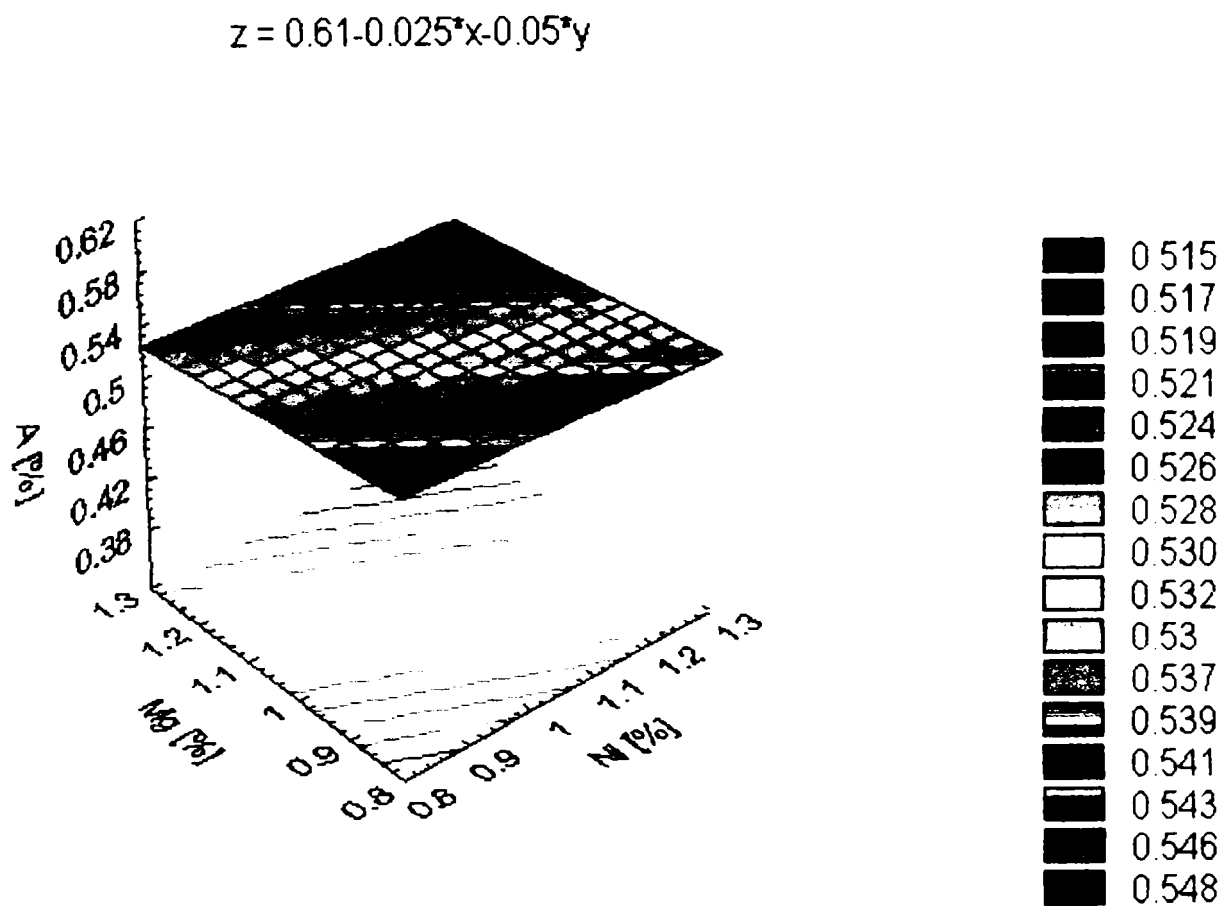
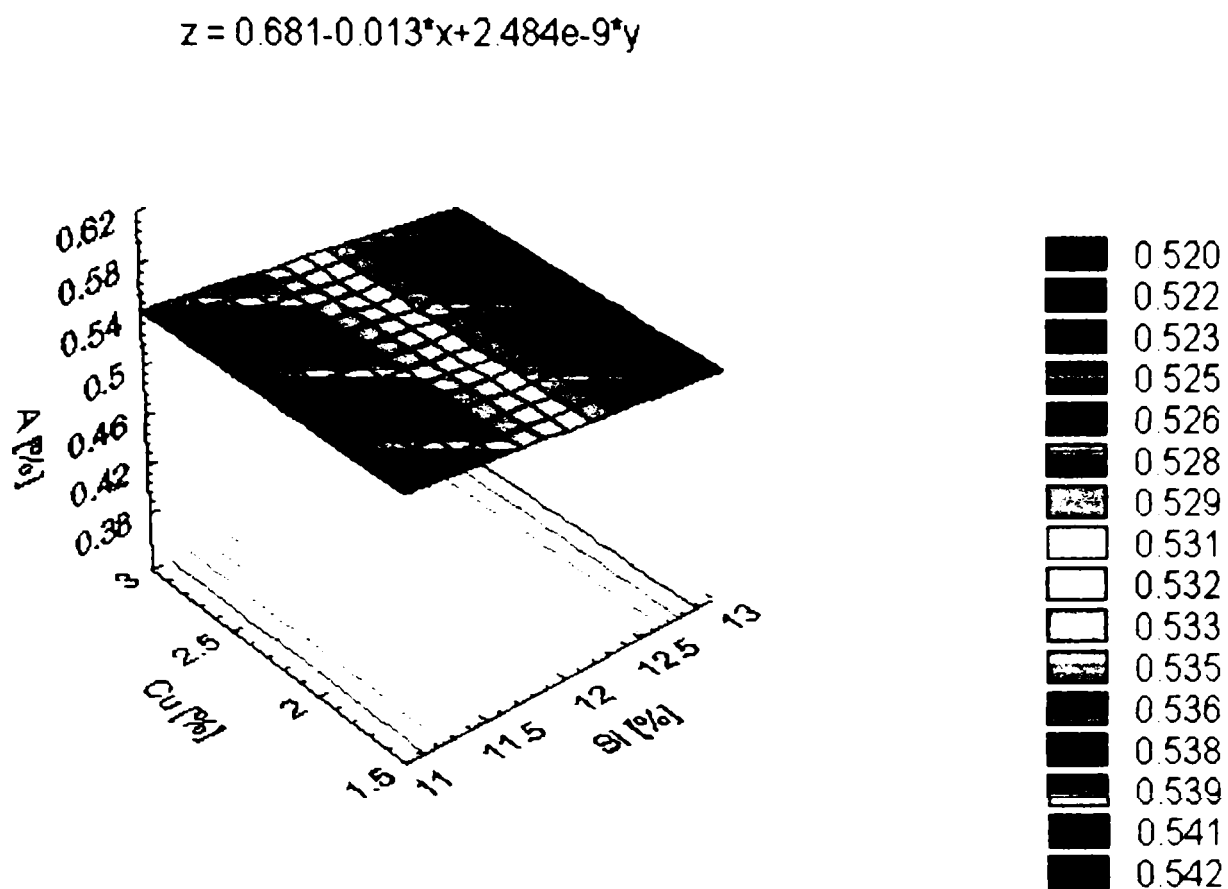


Fig. 11.8 Variația Rm funcție de Ni și Mg



$$z = 98.7 + 0.063 \cdot x - 0.433 \cdot y$$

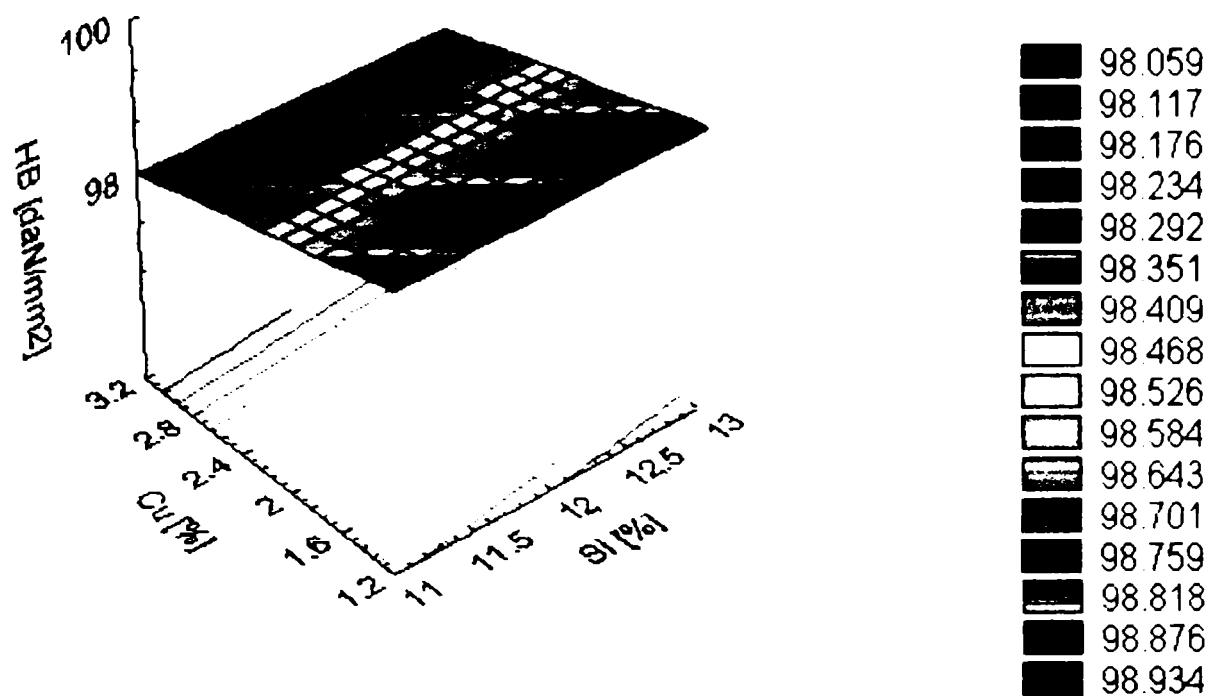


Fig. 11.11 Variația HB funcție de Si și Cu

$$z = 87.398 + 5.35 \cdot x + 5.2 \cdot y$$

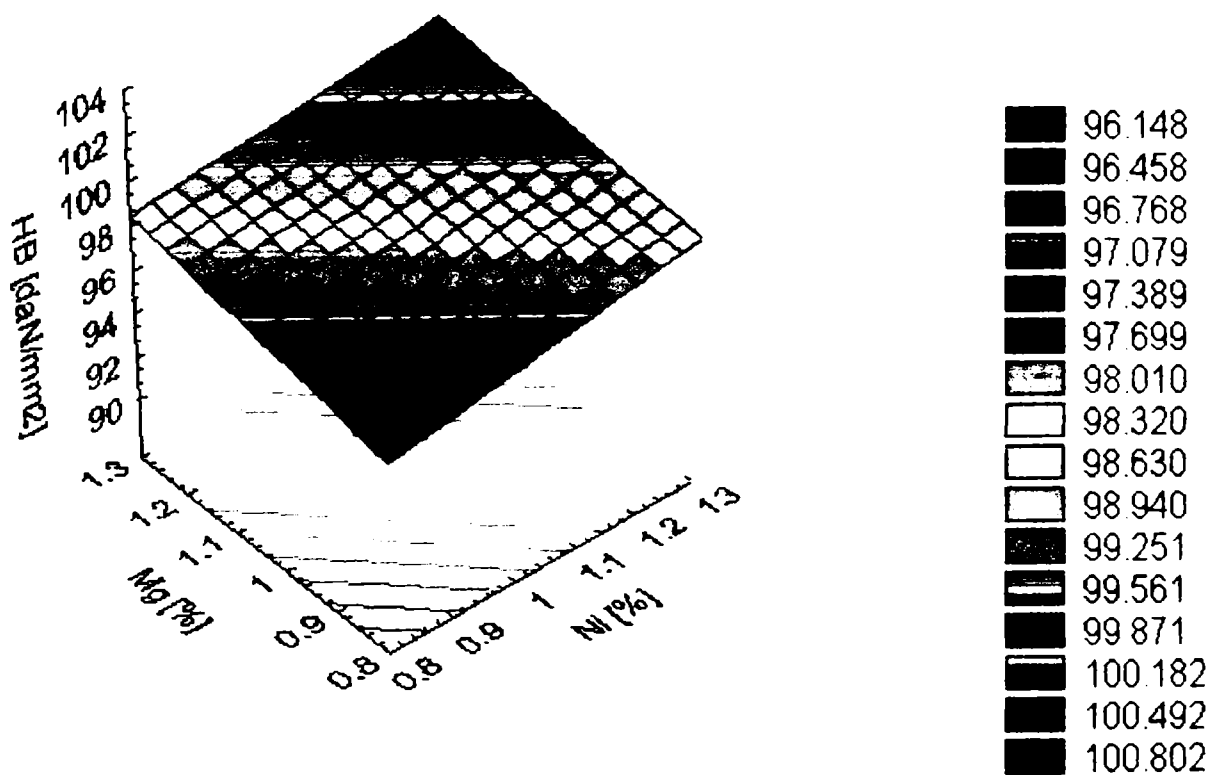


Fig. 11.12 Variația HB funcție de Ni și Mg

Studierea acestor suprafețe de răspuns regăsește unele concluzii prezentate anterior.

Spre exemplu, din fig. 11.7 se observă că creșterea conținutului în Si conduce la o creștere ușoară a R_m , iar creșterea conținutului în Cu are drept rezultat o creștere pronunțată a R_m . Din fig. 11.9 rezultă că A se datorează creșterii procentajului de Si, iar Cu nu are nici un fel de influență. Din fig. 11.11 rezultă o proporționalitate directă a Si și inversă a Cu în raport cu HB. Toate aceste concluzii au rezultat din interpretările anterioare, conferind astfel un grad sporit de relevanță.

Suprafețele de răspuns permit și evaluarea foarte rapidă, cu un grad de precizie destul de ridicat a valorilor indicatorilor de performanță, atunci când se cunosc valorile a 2 factori de influență. De asemenea, programul STATGRAPHICS permite stabilirea ecuațiilor ce fac legătura între aceste elemente, ce dă posibilitatea calculării valorilor indicatorilor de performanță (funcții de răspuns) cu precizie mai mare decât în situația precedentă.

Concluzii:

Din încercările efectuate asupra probelor de $\Phi 12\text{mm}$ turnate în amestecuri de formare temporare și recoapte la 200°C , timp de 12 ore, a reieșit că:

- ❖ pentru optimizarea compoziției chimice a aliajului eutectic/hipereutectic de tip ATSi12CuNiMg cel mai convenabil este să se pornească de la compoziția chimică amintită mai sus și atestată și în lucrările de specialitate [61], [107];

- ❖ se constată că în cazul funcției obiectiv y_1 și R_m de primă importanță sunt factorii de influență: conținut în Cu și în Mn, primul influențând direct proporțional, iar al doilea invers proporțional creșterea valorii lui R_m ;

- ❖ Pentru funcția obiectiv $y_2 = A$, se constată o mai mică influență a unui anumit element de aliere, cele mai puternice efecte provocându-le interacțiunile Ni-Mg și respectiv Ni-Mn, ceea ce confirmă studiile din [61], [121], [123], [125];

- ❖ Pentru funcția obiectiv $y_3 = \text{HB}$, de primă importanță sunt conținutul în Ni și Mg precum și interacțiunea Cu-Mn, toate influențând direct proporțional creșterea valorilor funcției obiectiv;

- ❖ Modelarea experimentală pe baza experimentelor factoriale oferă bune rezultate din punct de vedere practic, o măsură a gradului de concordanță între valorile estimate ale celor trei funcții obiectiv analizate și cele măsurate sunt date de valorile coeficientului R^2 , care în toate cazurile depășește valoarea de 0,96, pentru o siguranță a afirmației de 95 %.

- ❖ Se observă că nu există nici o variantă care să asigure, simultan maximizarea funcțiilor obiectiv R_m și HB și respectiv minimizarea lui A, utilizatorul trebuind să-și aleagă criteriul de optim dorit, acceptând implicit valori mai slabe ale performanțelor privind celelalte funcții obiectiv;

- ❖ Polinoamele de regresie pot fi utilizate cu succes în interpolarea, în intervalele de concentrații în elemente de aliere precizate în ipotezele de modelare, respectiv cu ajutorul acestora se pot estima cu o precizie satisfăcătoare valorile funcțiilor obiectiv

analizate, astfel încât, să nu mai fie necesară efectuarea de determinări experimentale suplimentare.

❖ Pentru determinarea valorilor optime absolute ale fiecărei funcții obiectiv este necesară continuarea cercetării (de ex. prin metoda gradientului [28], [100] și eventual realizarea ulterioară a unui experiment factorial de grad superior.

11.3 SINTEZA ALIAJELOR DE TURNARE DIN ALUMINIU

O particularitate caracteristică a dezvoltării tehnice este: **creșterea** continuă a **cerințelor** față de **proprietățile** materialelor folosite în construcția de mașini și aparate, în categoria acestora cuprinse fiind și **piesele turnate**. Pentru a satisface aceste cerințe mereu crescânde este necesar a crea noi aliaje de turnare, care să posede proprietăți mai redicate: mecanice, tehnologice, de exploatare și chiar speciale. În momentul de față în fiecare țară există peste 600 de unități de aliaje (în întreaga lume peste 2500), și cantitatea acestora crește progresiv la fiecare 10-15 ani.

Știința materialelor rezolvă problema studiului legitațiilor în triunghi “**compoziția chimică-structură-proprietăți**”, de aceea problema sintezei aliajelor a fost formulată, nu de mult, de prof. B. B. Guliaev pe baza folosirii metodelor de analiză: cibernetice, metalografice, metalo-fizice și tehnico-economice ale proprietăților aliajelor. Un rol mare în sinteza aliajelor o joacă matematizarea științei metalelor pe baza metodelor cibernetice de construcție a modelelor matematice a proprietăților aliajelor în funcție de compoziția lor chimică și a regimurilor tehnologice de obținere a lor.

Astfel, dacă în momentul de față elaborarea unui nou aliaj necesită, în medie, muncă de doi ani a unei grupe, în cel mai bun caz, de cinci specialiști și studierea unui număr de 30...100 de șarje elaborate, atunci folosirea metodelor de modelare împreună cu experimentul activ, permite a găsi o rezolvare optimă, pentru un aliaj cu 6...8 componenți la pierderi minime de muncă și un număr de șarje elaborate de numai 8...16.

11.3.1 Sistemul problemei sintezei aliajelor.

Să cercetăm sistemul punerii problemei sintezei aliajelor, caz în care avem în calitate de date inițiale:

- a) Elementul de bază al aliajului (Fe, Al, Ti etc)
- b) Proprietatea de bază a aliajului care trebuie să aibă o valoare optimă (rezistența, plasticitatea, refractaritate, rezistență la creștere, rezistență la uzare etc);
- c) Limitele altor proprietăți, de exploatare, tehnologice (duritate, coroziune, magnetice, elastice etc).

Se necesită a determina compoziția chimică a aliajului și deasemenea valoarea altor parametri tehnologici (regimul trat. termic, parametri de topire și turnare), care să asigure proprietățile cerute aliajului.

În formulare matematică, această problemă are următorul aspect

- a) sunt dați parametrii

$$y_j \quad (j = 1, 2, \dots, n); \quad (11.20)$$

care sunt funcții oarecare recunoscute ale variabilelor independente $x_1, x_2, \dots, x_k: 1, 2, \dots, n$

adică:

$$y_j = \varphi_j(x_1, x_2, \dots, x_k), j = 1, 2, \dots, n \quad (11.21)$$

Se necesită ca pe mulțimea dată a variabilelor să se reducă funcțiile necunoscute (21), și apoi a găsi un asemenea punct în spațiul variabilelor x_1, x_2, \dots, x_k , în care unul din parametrii atinge extremul:

$$y_1 = \varphi(x_1, x_2, \dots, x_k) \Rightarrow \text{extr}, \quad (11.22)$$

iar restul corespunde restricțiilor de tipul egalităților sau inegalităților:

$$y_1 = \varphi_1(x_1, x_2, \dots, x_k) \Rightarrow \text{extr} \quad (11.23)$$

Problema formulată (11.22) și (11.23) formal este o problemă de optimizare, însă în această problemă este o particularitate, din cauza căreia ea poate fi atribuită domeniului problemelor care se rezolvă prin succesul operațiilor. Particularitatea problemei constă în aceea că nu este dat dinainte nici conținutul variabilelor problemei, nici cantitatea acestora, și este necesar a fi alese în procesul rezolvării.

Dacă în calitate de variabile independente se numai elementele chimice folosite practic în momentul de față, atunci numărul acestora este de 62. Din această cantitate de variabile este necesar a alege, de regulă, nu mai mult de 8 și pe această combinație de elemente se va rezolva problema (11.22) și (11.23).

Formularea problemei sintezei aliajului sub aspectul (11.22) și (11.23) nu este mică. Problema se poate formula deasemenea, sub aspect de problemă unioextremală dacă din criteriile separate y_j se compune un criteriu amestecat în afară de aceasta, aceeași problemă poate fi formulată uniextremală în acel caz, dacă ea se va rezolva ca o problemă economică, determinând, ca urmări economice la fabricarea și exploatarea pieselor din aliajul considerat (dat) este legat de fiecare parametru y_j .

În concluzie:

❖ Problema sintezei aliajelor trebuie rezolvată pe baza analizei legităților mecanismului fizic de formare a proprietăților aliajelor, prin metoda de modelare cibernetică și a prognozei, și deasemenea pe baza analizei tehnico-economice a condițiilor de fabricare și utilizare a pieselor din aliajul elaborat (prelucrat);

❖ **Problema sintezei aliajelor cu proprietăți cerute**, este, se pare, problema de bază, a studiului a metalelor (cu referire la aliajele turnate) și rezolvarea acestei probleme, în totalitate nu este încă rezolvată;

❖ Etape separate de rezolvare a acestei probleme unele probleme legate de fundamentarea economică a alegerii elementelor de aliere pentru aliaje, cât și metodica de construcție a modelelor matematice cât și rezolvarea problemelor de optimizare a aliajelor, sunt elaborate și prelucrate, în momentul de față, foarte detaliat.

Capitolul 12

CONCLUZII FINALE, CONTRIBUȚII ORIGINALE, PERSPECTIVE

Studiile teoretice și experimentale efectuate în/cu scopul determinării (stabilirii) unor tehnologii adecvate “optime” pentru realizarea (fabricarea) pistoanelor din aliaje de aluminiu au condiționat (au condos la) studierea multor laturi (aspecte) principale pe care le conturam în rezumat.

A – CONCLUZII FINALE.

Pistoanele motoarelor cu ardere internă, turnate din aliaje de aluminiu, funcționând în medii agresive (apă și gaze), la temperaturi de peste 300⁰C, asupra cărora acționează forțe de peste 10.000 t, și, fiind în contact permanent cu cilindri din aliaje feroase (oțel sau fontă), trebuie să îndeplinească (satisfacă) o seamă de condiții (proprietăți) care se pot realiza în fazele principale ale procesului de fabricare a pistoanelor precum:

A1 – Elaborarea, alierea și turnarea aliajelor.

❖ Elaborarea aliajelor destinate turnării pistoanelor motoarelor termice făcându-se, de regulă, din aliaje de aluminiu, care sunt foarte averse de oxigen, pentru a preveni formarea peliculei de Al₂O₃ (mai densă decât aluminiu) necesită protecție. Întrucât turnarea se face (timp îndelungat) în cochilă protecția topiturii cu straturi acoperitoare fiind imposibilă (infecare cu zgură), se necesită modificarea cu substanțe care conțin Na, P, S și alierea cu elemente mai averse de oxigen decât aluminiu și formarea peliculei Al₂O₃ este îngreunată.

❖ Alierea aliajelor de aluminiu binare, turnate în pistoane de motoare cu ardere internă, indiferent dacă fac parte din tipul (grupa) soluțiilor solide α, în care drept element de aliere principal este Cu (în jur de 5,8%), sau de tipul eutecticilor, în care drept element principal de aliere este Si (în jur de 12%), necesită o aliere suplimentară cu elemente care pot forma compuși intermetalici complecși de forma: T(Al₂Mn₂Cu), T(Al₆Cu₃Ni), Al_xMn₅Cu₄Si₄, Al₈CeCu₄, Al₃Zn, mult mai stabil (față de compusul CuAl₂) în special la temperaturi ridicate.

❖ Turnarea se face în matriță (cochilă metalică) din considerente tehnico-economico-ecologice, dar, structural se recomandă turnarea în semicochilă sau chiar în forme temporare din amestec de formare obișnuit întrucât formațiile intermetalice (secundare) sunt mai favorabil repartizate între grăunții cristalini ai structurii de bază ai aliajului, sunt mai greu solubili la temperaturi ridicate și nu coagulează pe limita de separație a grăunților cristalini. Aceste afirmații au fost concretizate prin turnarea pistoanelor în semicochilă, după o tehnologie proprie, pistoane care au fost montate în autoturismul DACIA 1300 și care au arătat o bună funcționare (presiune în cilindri, economie de carburant, noxe mai puține etc).

Pentru îmbunătățirea și optimizarea procesului de turnare a pistoanelor în lucrare se prezintă unul dintre cele mai eficiente (moderne) modele de simulare MAGMASOFT.

A2 – Tratatamentul termic aplicat pistoanelor din aliaje de aluminiu.

❖ Pistoanele motoarelor cu ardere internă funcționând la temperaturi de 300–350^oC (cel puțin la capul pistonului), depășind linia SOLVUS din diagrama de echilibru Al-Ea, este firesc să sufere procesele de dizolvare-separare a fazelor secundare în timpul funcționării motorului, adică, în timpul încălzirii-răcirii acestuia.

❖ Încălzirile-răcirile repetate ale motoarelor (deci ale pistoanelor), în cazul când structura aliajelor pistoanelor nu este “stabilizată”, adică în echilibru, poate conduce la “umflări” mărimi de volum (dimensiuni), ceea ce conduce la: durate lungi de rodare, gripări, înțepeniri care scot din uz ansamblul piston-cilindru.

❖ Evitarea neajunsurilor semnalate se poate face numai prin tratamente termice care să aducă structura cât mai aproape de echilibru stabil-cu alte cuvinte “RECOACERE” la temperaturi de $\approx 325^{\circ}\text{C}$.

❖ Structura stabilizată (stabilă) a aliajelor, turnate în pistoane, permite realizarea (calcularea) unui joc piston-cilindru de mărimi mai reduse, cu consecințe favorabile asupra consumului de carburant, unguent, durată de exploatare, noxe etc, (vezi anexa 4).

B – CONTRIBUȚII ORIGINALE.

Contribuțiile originale ale autorului pot fi desprinse fie și numai din “Concluziile Finale” de aceea pot fi grupate în domeniile de bază:

B1 – Elaborare.

❖ Plecând de la clasificarea aliajelor de aluminiu conform STAS, în lucrare se face, întrun mod original, divizarea aliajelor binare (în care componentul de bază este Al iar elementul de aliere principal poate fi Cu, Si, Mn, Zn etc) în care se precizează care sunt elementele de aliere suplimentare, elemente ce aduc îmbunătățiri substanțiale chiar în limite de concentrație, foarte reduse (Mn, Ti, Cr, Co, Zr, Ce, B etc). Se consideră că acest sistem de clasificare, după influențele principale pe care le au asupra proprietăților aliajelor, este mult mai practic (folositor) pentru practica turnării aliajelor de aluminiu.

B2 – Aliere.

❖ Bazându-ne pe studii teoretice și experimentale se arată că elementele de aliere din grupele de tranziție conduc la formarea de compuși intermetalici complecși, compuși mult mai stabili, legați coerent de soluția solidă α (Al în care sunt dizolvați acești compuși) și care nu coagulează la temperatura de încălzire a pistoanelor. Menținând pe această bază, o rezistență mecanică superioară, de lungă durată, în stare caldă, adică posedând o înaltă REFRACTARITATE.

B3 – Modificare.

❖ Folosirea ca modifikator a aliajelor de aluminiu sulfur, în special cele ce se toarnă în cochilă (sau sub presiune), reprezintă o noutate în ROMÂNIA iar folosirea pentru modificare a aliajelor de aluminiu pentru turnarea în pistoane, chiar o premieră mondială. Modificarea cu S conduce la păstrarea efectului modificării timp îndelungat și nu infestază topitura cu oxizi așa cum este cazul modificărilor pe bază de oxizi și cloruri ale metalelor alcaline sau chiar Na.

B4 – Turnare.

❖ Tehnologia de turnare a pistoanelor în semicochilă reprezintă o noutate, ceea ce a determinat înaintarea la OSIM a cererii de invenție în vederea obținerii unui Brevet de invenție.

B5 – Transformări de fază (faze).

❖ Având în vedere fenomenele complexe ce au loc prin încălziri-răcirii repetate și la timpi extrem de variabili în jurul curbei SOLVUS din diagramele de echilibru Al-Ea, se stabilește (determină), în premieră, care sunt cele mai favorabile compoziții chimice, în cazul aliajelor ce fac parte din grupele, soluții solide și eutectice, aliaje folosite des la turnarea pistoanelor. Pentru aliajul eutectic tip SILUMIN se fac și determinări, teoretice și experimentale, care au menirea de a stabili compoziția chimică și tratamentul termic ce au menirea de a optimiza proprietățile mecanice și tehnologice ale acestui aliaj.

B6 – Tratamentelor termice.

Încercările efectuate asupra probelor turnate din aliaje de aluminiu destinate turnării pistoanelor au arătat că:

❖ Tratamentul termic ce urmărește obținerea de proprietăți maxime la temperatura ambiantă (rezistențe mecanice), duritate în speță călire și revenire (îmbătrânire) nu au relevanță întrucât la temperatura de funcționare a pistoanelor posedă (mențin) aceleași proprietăți ca și aliajele netratate termic.

❖ Studiul dilatometric a arătat că tratamentele termice care nu asigură o structură stabilă, în aliajele ce funcționează la temperaturi în jurul temperaturii curbei SLVUS (în afara structurilor de recoacere sau stabilizare), vor suferi transformări de fază ce au menirea de a mări volumul aliajelor (pistoanelor) și de a obliga la stabilizarea unui joc (la rece) piston-cilindru mai mare pentru a preîntâmpina griparea. De aici apare un consum ridicat de carburant și lubrifianț, noxe mai mari, durată mai mică în exploatare motoarelor cu ardere internă.

❖ Calculele legate de determinarea jocului piston-cilindru efectuate la rece, nu sunt fundamentate științific întrucât coeficientul de dilatare $\alpha_i \neq \alpha_m$ și obligă la stabilirea unui joc mai mare, de aceea se va recomanda calculul să se facă cu coeficientul de dilatare ce se stabilizează la temperaturi de aproximativ 320-350⁰C.

❖ Încercarea pistoanelor pe mașina DACIA 1300 după tehnologia propusă în lucrarea de dizertație, a arătat superioritatea pistoanelor respective față de tehnologia (de turnare, tratament termic) aplicată la uzinele din SLATINA.

B7 – În domeniul inovării.

S-au efectuat două cereri de Brevet față de OSIM:

- ❖ Utilaj și tehnologie pentru turnarea din aluminiu a pistoanelor mașinilor termice în semicochilă.
- ❖ Instalație de determinare la cald a durităților aliajelor de aluminiu.

C – PERSPECTIVE, PROPUNERI.

C1 – Folosirea aliajelor de aluminiu pentru turnarea pistoanelor au cea mai largă perspectivă de a fi turnate din siluminuri cu peste 13% Si, siluminurile supereutectice. În această situație se impune găsirea unor modifikatori care să asigure o structură de mare finețe, cel puțin a Si_1 și eutecticului, structurii care să asigure rezistențe mecanice mărite la temperaturi superioare (și de durată) adică REFRACTARITATE.

C2 – În scopul creșterii refractarității acestor aliaje este necesar a găsi elementele de aliere suplimentare (Ea),- în afară Si,- cele mai potrivite care să asigure prezența în structură a fazelor secundare stabile la temperaturile de funcționare ale pistoanelor.

C3 – Trebuie conceput un stand de încercare a aliajelor destinate turnării pistoanelor cu combustie internă, stand care să dea indicații referitoare la uzura acestor aliaje prin încercarea la temperaturi de peste 250⁰C. Ar fi bine dacă s-ar putea determina concomitent rezistența și duritatea la temperaturile de încercare respective.

Bibliografie

- 1 Agachi, N. – Metalul în economia modernă E. Soc. Nr. 21, 1973, pag. 26.
- 2 Alexandru, I. ș.a – Alegerea și utilizarea materialelor metalice E.D.P, Buc. 1997, pag. 35-41.
- 3 Altman, M.B. i.dr.,- Plavka i litio leogkih splavov. GNTI, Moskva, 1969.
- 4 Altman, M.B.,- Nemet. vklucenia v aliuminievah splavah. Moskva, "Metallurghizdat", 1965.
- 5 Apostolescu, N. Bătagă, N. – Motoare cu ardere internă E.D.P. Buc. 1967.
- 6 Bagiu, L. ș.a. – O nouă metodă de tratament termic pentru durificarea aliajelor complexe de aluminiu. BSt.TIPT-șoara, Tom 3 (17) 1958, pag. 28-33.
- 7 Bagiu, L., Sporea, I. – Cercetări teoretice și experimentale asupra pistoanelor motoarelor cu combustie internă. BSt.TIPT-șoara, Tom 7 (21) 1962.
- 8 Bagiu, L., Sporea, I. – Cercetări teoretice și experimentale cu privire la înlocuirea aliajele pentru pistoanele motoarelor cu combustie internă BSt.TIPT-șoara, Tom 7 (21) 1962, pag. 87-92.
- 9 Bagiu, L. – Metode de calcul a proporției constituenților și fazelor aliajelor neferoase polinare. Rezumatul Tezei de Doctorat. I.P."Tr. V" Timișoara 1971, pag. 19-24.
- 10 Barmic, V. P. – Vibrații i rejimî rezania. Izd "Mașinostronie", Moskva 1972, pag. 185-189.
- 11 Bănărescu, M. – Motoare cu ardere internă. E.T, Buc. 1967.
- 12 Beerwold, A. Z. - Elektrochem., 1943, bd. 45, S.789.
- 13 Belousov, N. N. - Miheeva, E.N., Sarafanova, M.P.,- Novie liteinie aliominievae splavi. Izd. Leningradskogo doma tehniceskoi propagandi, 1964.
- 14 Bocivar, A. A. – Metallovedenie, Metallurghizdat, 1956.
- 15 Bocivar, A. A. – Izv. ANSSSR. ONT, 1948, Nr. 5, pag. 89.
- 16 Bocivar, A.A. - Sviderskaia, Z.A.,- V sb. "Issledovanie splavov tverdah metallov", No.2, Izd-vo AN SSSR, 1960.
- 17 Boinbridge, D.W., Lic, H., Edwards, E.H.,- Acta Metallurgica, 1954.
- 18 Bokstein, S.Z., i dr.,- Sbornik, posviasennai 80-letio akad. N.N. Davidenkova. Izd-vo AN SSSR, 1959.
- 19 Bokstein, S.Z., Kiskin, S.T., Moroz, L.M.,- Isledovanie stroenia metallov metodom radioaktivnah izotopov. Oboronghiz, 1959.
- 20 Bordeașu, I., Sporea, I., ș.a – Study of the forced vibrations influence and of the port-tool material on the surface anality of the splintered Pigirons. A –V-a Conf. tehnico – șt Internațională TNTiTS, Penza 1999, Rasia, pag. 201-203.
- 21 Buckle, H.Z.,- Elektrochem., 1943, Bd 49, S.238.
- 22 Buckle, H.Z.,- Aluminium Archiw, 1938, pag.13.
- 23 Calciu, Gh. – Stadiul optimizării regimului de rodaj al motoarelor de autovehicule. Teză de Doctorat, Univ. "Transilvania" Brașov 1977, pag. 89-92.

- 24 Calancia, I., Sporea, I., ș.a. – Researches concening tre driving-piston obtainment by squeeze-casting from aluminium ATSiCuMgNiAlPoy. B/P Iași Tom XLII Nr, 3-4, 1996, secțiunea IX-a, pag. 124-128.
- 25 Chausin, C., Hilly, G. – “Metalurghie”, Paris, Dunod 1953.
- 26 Cialmers, B.,- Fiziceskoe metallovedenie. Metallurghizdat, 1963.
- 27 Cicală, E. – Metode de prelucrare statistică a datelor experimentale. E.P. Timișoara 1999, pag. 183-186.
- 28 Clausen, R. – Studio attuale della tornitura a caldo. In Machine, Italia, nr. 3, 1970.
- 29 Colan, H. – Studiul Metalelor. Ed. I.P Cluj 1977.
- 30 Crivacucea, O., Sporea, I. – Influența vibrațiilor asupra rezistenței mecanice a formelor confecționate. VCM, Timișoara 1993, pg. 59-64.
- 31 Danieli, E.,- V.sb."Stroenie metallicieskih tverdih rastvorov".Izd.-vo "Metallurghia", 1955.
- 32 Deniels, S. D.,- J. Inst.of.Met., 1936, v.36, pag.601.
- 33 Dilthei, U. – Verringerung der Porenanfalligkeit beim Mettal-SchutzgasschweiBen durch Anwendung des Impulslichtbogens. Schw. Schn. 38 (1985), nr. 8, pag. 361-365.
- 34 Dix, E.H., Richardson, H.H.,- Trans. AIMME, 1926, v. 73, pag. 560.
- 35 Domșa, A., Chișu, A., Treborius, I. – Pistoane, ETB, 1961, pag. 11-80.
- 36 Dorn, D.E.,- Sb."Polzucesti i vozvrat". Metallurghizdat, 1961.
- 37 Dreucean, A., Sporea, I., Paulescu, Gh. – Studiul prelucrărilor prin așchiere a aliajelor de tip silumin. BSt. IPT-șoara. Tom 22 (36), 1977, pag.45-49.
- 39 Dragomir M., - Contribuții la sinteza optimală a sistemelor de fabricație robotizată în turnătorii. Teză de Doctorat, Univ. Politehnica din Timișoara 2005.
- 40 Dubinin, N.P. i.dr.,- Kokilinoe litio. Moskva, Masinostroenie, 1967.
- 41 Edwards, I.D.,- Gammon H. T. Chem. Met. Eng., 1921, v. 424, pag. 338.
- 42 Gâdea Suzana, Protopopescu, M. – Aliaje neferoase. Et, Buc. 1965.
- 43 Ghiță, M., Sporea, I. – Influența vibrațiilor asupra calității suprafețelor materialelor metalice strunjite. BSCST, Vol. IV, Hunedoara 1997, pag.204-208.
- 44 Ghiță, M., Sporea, I., Sporea, O. – Vlianie vibrații na serohovatasti poverhnasti pri obrabatec serâh eingunov. NIPM, TAP-97, Nr. 3-4, PENZA Russia, pag.21-23.
- 45 Grigorovici, V.K.,- Jaroprocinosti i diagrammi sostoiania. Izd.-vo "Metallurghia", 1969.
- 46 Gudkova, T.I., i dr.,- Zavodskaia laboratoria, 1957, No 12, pag. 15.
- 47 Haos, B. – SchutzgasschweiBen von Aluminium-qualitatsrelevante EinfluBfactoren. DVS-Bericht 170, pg. 9-12. DVS-Verlag, Dusseldorf 1995.
- 48 Haos, B. - SchutzgasschweiBen von Aluminium. Jahrbuch Schweißtechnik 1994, pg. 114-123. DVS Verlag, Dusseldorf 1994, pag.114-123.
- 49 Haritonova, L.D.,- Metallovedenie tvetnah metallov i splavov. Truda in-ta "Ghiprotvetmetobrabotka", vap. XVIII. Metallurghizdat, 1960, pag.50.
- 50 Hrenov, K. K. Idr – Teoria Svarocinâh proțessov, Izd. “Vâșcia școla” Kiev, 1977.
- 51 Iakynin, A.A., Varic, N.I.,- Sb. "Fizika tverdogo tela", Izd. DGU, 1968, pag.76.

- 52 Iașceritân, P.I. – Povasenie eksploataionnah svoistv slitovannah poverhnastei. “Nauka I tehnika”, Minsk, 1966.
- 53 Ilie, D.- Turnarea sub presiune a aliajelor neferoase. E.T. Buc. 1966.
- 54 Io m - Rozeri, U.V.,- V sb.“Electronnaia structura perehodnih metallov i himia ih splavov”. Izd.-vo “Metallurghia”, 1966.
- 54.a. Iordache, O., Smigelschi, O., - Ecuatiile fenomenelor de transfer de masă și căldură. E. T. Buc. 1985.
- 55 xxx Injenernaia monografia “Tvetnoe lite”. Pod red. I.F. Kolobneva. Izd-vo “Masinostroenie”, 1966.
- 56 Kelli, A., Nikolson, R.,- Dispersionnoe tverdenie. Izd-vo “Metallurghia”, 1966.
- 57 Killind, R. – Ce este altfel la sudarea prin topire a aluminiului față de sudarea oțelurilor. Buletin ISIM, Nr. 1, Timișoara 1997, pag. 17-19.
- 58 Kimura, H., Hasiguti, R.,- Acta.Met., 1961, v.9. pag.1076.
- 59 Kiskin, S.T., V knighe Umanskii Ia.S.i dr.,- Fiziceskoe metallovedenie, gl. H. Metallurghizdat, 1955.
- 60 Kohnert, H. I. – Kolberwerk stoffe und ihre Entwicklung. Mai 1973 Bad Connstatt Stuttgart.
- 61 Kolobnev, I.F.,- Jaroprocinosti liteinah aliuminievah splavov Moskva “Metallurghia”1973, pag. 21-42.
- 62 Kolobnev, I.F.,- Sb. “Legkie splava”, Izd. AN.SSSR, 1960, vap.1, pag.123.
- 63 Kolobnev, I.F., Kramov, V.V., Polianskii, A.P.,- Spravocnik liteisika. Masghiz, 1957, pag. 5, 32, 87.
- 64 Kolobnev, I.F.,- V sb.“Liteinie aliominievie splavi”. Odoronghiz, 1961, pag.52.
- 65 Kolobnev, I.F., - Sb. “Fasonnoe litio aluminievâh splavov Masghiz 1963.
- 66 Konobeevskii, S.T., Tarasova, V.A.,- JETF, 1934, t.4., vap.3; 1943, t.13, vap. 6 si 12.
- 67 Kornilov, I.I.,- Fiziko-himiceskie osnovi jaroprocinosti splavov. Izd-vo AN SSSR, 1961, pag.258.
- 68 Korotkov, V.G.,- Rafinirovanie liteinah al. splavov, Moskva, Masghiz, 1963.
- 69 Kottrell, A. H. – Stroenie metallov I splavov “Metallurghizdat” 1961.
- 70 Lea, F., Royal Y. Aeronaut, 1925, v. 29. pag. 176, 338.
- 71 Lebedev, V.M. i.dr.,- Otlivki iz aluminievah splavov. Izd.“Masinostroenie”. Moskva, 1970, str.3...33.
- 71.a. Lebedev, M., Melnikov, V., - Turnarea pieselor din aliaje de aluminiu. E. T. Buc. 1983.
- 72 Lemihov, L.K., Samsonov, G.V.,- Tvetnae metalli, 1964, No.8, pag.38.
- 73 Levi, I. I. – Liteinâe splavî, “ Vassaia škola” Moskva 1967.
- 74 xxx Magmasoft.
- 75 Maltev, M.V.,- Modificarea structurii metalelor si aliajelor. Ed.Tehnica Bucuresti, 1966.
- 76 Mandek, Fr. – Dizlocațiile și refractaritatea aliajelor de aluminiu turnate în pistoane.

- 77** Mandek, Fr., ș.a. – Influența modificării aliajului ATSi12CuMgNi asupra proprietăților pistoanelor tip Dacia. Anal of the Univ. of Oradea, vol. III (XIII), 2004, Fascicle of MTE, pag. 182-186.
- 78** Mandek, Fr., ș.a. – Considerații privind folosirea cochilelor din aliaje de Al fabricate prin turnare. Anal of the Univ. of Oradea, vol. III (XIII), 2004, Fascicle of MTE, pag. 187-191.
- 79** Mandek, Fr., ș.a. – Încercări practice de folosire a aliajelor de Al modificate turnate în pistoane. Univ. Tehnică Cluj-Napoca, TSMA 2004, pag. 134-138.
- 80** Mandek, Fr., Galea, I., Sporea, I. – Influența imperfecțiunii rețelelor cristaline asupra refractarității AA turnate în pistoane. A – IX-a ses. MAN AFT “Nicolae Bălcescu” Sibiu 2004, pag. 201-205.
- 81** Mandek, Fr., Sporea, I. – Transformări structurale la depunerea materialelor rezistente la uzare. Conf. internațională ISIM, Timișoara 2004, pag. 28-34.
- 82** Mandek, Fr. – Posibilitatea realizării matrițelor din turnare destinate modelelor ușor fuzibile. Arad 2000, pag. 67-72.
- 83** Mandek, Fr. – Contribuții la realizarea din turnare a cochilelor (matrițelor) de turnare a pieselor de configurație complexă. Univ. Tehnică Cluj-Napoca, TSMA 2004, pag. 139-145.
- 84** Mandek, Fr., Sporea, I. – Optimizarea tehnologiei de obținere a matrițelor direct din turnare. Acad. Rom. ARTN 1999, Ed. Augusta, pag. 209-214.
- 85** Mandek, Fr., Sporea-Iacob, I. Cr. – Studiul proprietăților nisipului de râu Timiș folosit în amestecurile de formare. Univ. Tehnică Cluj-Napoca, TSMA 2004, pag. 87-91.
- 86** Mandek, Fr., ș.a. – Variațiile compoziției chimice și durtăților pe direcție radială a cilindrilor de laminare de tip ADAMIT, calitatea RA-2. Anal of the Univ. of Oradea, vol. III (XIII), 2004, Fascicle of MTE, pag. 117-121.
- 87** Mandek, Fr. Sporea, I., Bordeășu, I., Sporea-Iacob, I., Marta, C-tin. - Variante tehnologice simulate la turnarea bilelor de Ø 100 mm din oțel austenitic manganos “Hadfield” destinate măcinării minereurilor, folosind programul MAG-MASOFT. Analele Univ. “Aurel Vlaicu” Arad, 2004, pag. 114-118.
- 88** Mandek, Fr. Sporea, I., Bordeășu, I., Sporea-Iacob, I., Marta, C-tin. - Influența sistemului de turnare asupra caracteristicilor bilelor turnate din oțel austenitic manganos T120CrMn130. Analele Univ. “Aurel Vlaicu” Arad, 2004, pag. 119-123.
- 88.a.** Mandek, Fr. s.a. – Influence of Alloying elements on Mechanical properties of some Aluminium Alloys. Sc. Conf. Tg. Jiu. 2005, pag. 9 – 12.
- 88.b.** Mandek Fr., - Corelarea structurii fontelor nodulare sudate prin topire în lumina diagramelor de transformări fazice la răcirea continuă. A III conf. Internațională a construcțiilor sudate 2005.
- 88.c.** Mandek Fr., - Influența compoziției chimice a siluminurilor des folosite la turnarea pistoanelor motoarelor termice. A X Ses. Știn. AFT, Sibiu 2005, pag. 115 – 119.

- 88.d.** Mandek Fr., -The influence of the polarization of the anode and of the cathode of the corrosion pair upon the value of de contact current. SIPA Timisoara 2005, pag.9–12.
- 88.e.** Mandek Fr., - Contribuții la realizarea din turnare a cochilelor de turnare a pieselor de configurație complexa. Annals of the Oradea, 2006, pag.25–30.
- 88.f.** Mandek Fr., - Studiul influenței starilor aliajelor de aluminiu turnat în pistoane de motoare termice asupra coef. De dilatare., Academia Forțelor Terestre H. Coandă Brașov 2006, pag.211–218.
- 89** Mărcușanu, A., Sporea, I. – Aspecte privind transf. din mat. pistoanelor motoarelor cu ardere internă. BST. IPT Tom 27(41) Timișoara 1982, pag.62–68.
- 90** Marcov, A. I. – Ultrazvukavoe rezanie trudnoobrobat materialov. Izd “Mașinostronie” Moskva, 1968.
- 91** Marta, C-tin. Studii teoretice și experimentale privind turnarea bilelor din oțel cu conținut ridicat de mangan pentru morile de măcinat minereu. Teză de Doctorat Univ. Politehnică Timișoara 2003, pag.135–137.
- 92** Marta, C-tin., Sporea, I. – Compatibility between simulation and test of 100 mm balls from austenitic manganese steel (OAM) of hotfield. 3 International conference “Research and development în mechanical industry” RaDMI 2003, pag. 1553-1556.
- 93** Marta, C-tin., Sporea, I. – Influența sistemului de turnare și a vitezelor de răcire asupra poziției, mărimii și formei retasurii de contracție din bilele turnate în OAM T120Mn130 de ϕ 100 mm. Anal of the Univ. of Oradea, vol. III (XIII), 2004, Fascicle of MTE, pag.122–126.
- 94** Matalin, A. A. – Povašenje dolgovecinosti detalei v protsesse obrabotki. Vsb, Odessa, 1966.
- 95** Matalin, A. A. – Tehnologhia mehaniceskaia obrabotki “Mașinostronie” Leningrad 1977.
- 96** Melamedov, - V.I.K voprosu otenki cacestva obrabotannah poverhnastei Leningrad, 1950.
- 97** Mott, N. F. – Philos. Mag., 1953, v.44, pag.742.
- 98** Nanu, A. Sporea, I., – Einfluss von Mikrozusätzen zu Hochofenroheisen auf das Gefuge und die ERGusseisen. NeueHutte, 1970, pag.34–38.
- 99** Nemnonov, S.A.i.dr.,- FMM, 1960, t.9., pag.15.
- 100** Nichici, Al., ș.a. – Preflucrarea datelor experimentale IPT, Timișoara 1996, pag.99–105.
- 100.a.** Nicoară, M., - Contribuții la studiul compozițiilor metalice acumulate în particulele ceramice. Teză de doctorat U.P.T, 1998,pag.129–139.
- 101** Nosova, E. M. – “Idr. Spravocinik liteișcika, Kiev, 1965.
- 102** Novikov, I.I.,- Defecti cristalliceskoi resetki metallov. Izd-vo “Metallurghia”, 1968.
- 103** Olariu, M., Spore, I. – Influența fluxurilor asupra calității sudurilor din Al realizate din flacăra de gaze. Acad. Univ. “Eftimie Murgu”, fasc. II, Reșița, 1996,pag.65–69.
- 104** Olariu, M., Spore, I., Sporea, O. – Influența naturii și grosimilor de perete la aliajele de Al asupra proprietăților pieselor turnate. BST. Vol. 6, Acad. AAA “Henri Coandă” Brașov 1996, pag. 80-83.

- 105 Osipov, K.A.,- Voprosa teorii jaroprocinosti metallov i splavov. Izd.-vo AN SSSR, 1960.
- 106 Panceri, C., Federighi, T.,- Phil. mag., 1958, v.3, pag.45.
- 107 Paulescu, Gh. – Studiul influenței vibrației sculei în direcția avansului longitudinal asupra calității suprafețelor obținute la strunjirea aliajelor cu baza aluminiu. BST IPT „Traian Vuia” Timișoara, Tom 24 (38), Fasc. 1, 1979, pag. 73-78.
- 108 Pelâh, S. G., Semesenko, M. P. – Optimizația liteinâh protessov, Vita-Scola Kiev 1977.
- 109 Petrov, D. A. – Voprosî teorii splavov aluminiâ. Oboronghiz, 1951.
- 110 Picoș, C., s.a – Calculul adaosurilor de prelucrare și a regimurilor de așchiere ET Buc.1972.
- 111 Popa, B. – Motoare pentru autovehicule. Ed. Dacia Cluj-Napoca 1982.
- 112 Popescu, I. – Așchiera aliajelor de Al. E.T. Buc. 1974.
- 113 Popescu Rodica, Sporea, I., Crivacucea, Oct. – Influența vibrațiilor asupra proprietăților aliajelor de aluminiu. Acad. Univ. “Eftimie Murgu”, sect. V, Reșița, 1993.
- 114 Postnikov, N.S. s.a.,- Topirea aliajelor de aluminiu. Ed."Metallurgia" Moskva, 1969, pag. 97-99.
- 115 Radu, D-tru. Sporea, I. - Studiul influenței compoziției chimice și a TT a aliajelor de tip silumin asupra comportării la sudare. SCST Omagială “Cântarea României”. Timișoara 1977, pag. 204-210.
- 116 Raica, Tr. – Contribuția și calculul motoarelor cu ardere internă Lit. I.P.T-Șoara 1977, pag. 22-225.
- 117 xxx Report of the Light Alloys Sybcommittee, Ind., 1921, p.136-211.
- 118 Savițkii, E. M. – Vlianie temperaturî na meh. Sv-va metalov. Izd. AN SSSR, 1957.
- 119 xxx Sb. "Issledovanie po jaroprocnam splavam", t.II. Izd.-vo AN SSSR, 1957, vap.7.
- 120 Sosnenko, M.N.,- Sovremennae liteinae forma. Moskva, Masinostroenie, 1967.
- 121 Sofroni, L., - Bazele teoretice ale turnării E. D. P. Buc. 1980.
- 122 Sporea, I. – Cu privire la influența T.T. asupra comportării unor aliaje de pistoane la temperatura de funcționare. BST 8 (22), 1963, Fasc. 1, pag. 187-194.
- 123 Sporea, I. – Influența temperaturii de încălzire și a timpului de menținere asupra valorilor coef. BST 8 (22), 1963, Fasc. 2, pag. 28-34.
- 124 Sporea, I., Bagiu, L. – Cercetări experimentale pentru înlocuirea aliajului “SILAFONT” din import. BSTIPT, Tom 10 (24), Fasc. 1., 1965.
- 125 Sporea, I. - Studiul prelucrabilității prin așchiere. BSTIPT, Tom 22 (36), Fasc. 1., 1977.
- 126 Sporea, I., ș.a. – Asupra eficacității modificării aliajelor de tip silumin. BSTIPT, Tom 22 (36), Fasc. 1., 1997.
- 127 Sporea, I., ș.a. – Studiul influenței vibrației sculei. BSTIPT, Tom 24 (38), Fasc. 1., 1997.
- 128 Sporea, I., ș.a. – Influența oscilațiilor asupra calității suprafețelor așchiate BSCST, vol II, Hunedoara 2002.

- 129 Sporea, I., ș.a. – Studii privind stabilitatea efectului de T.T la piesele turnate din AA. Metalurgia, 19 (1967), Nr. 1, Buc. Pag. 11-15.
- 130 Sporea, I., ș.a. – Studiul prelucrabilității prin așchiere a aliajelor de tip silumin. BSTIPT, Tom 22 (36), Fasc. 1., 1977.
- 131 Sporea, I., Dreucean, A., Paulescu, Gh. – Contribuții la studiul așchiabilității prin strunjire a unor aliaje de tip silumin. Conf. a-III-a de PUPR, Timișoara, 1978.
- 132 Sporea, I., Ghiță, M., Uroșu, D. – Ovlıanii poperecinâh vânujdennâh kolebanii na kacestvo obrabotki rezaniem aluminiévâh splavov. TT și TS – 98, Nr. 7-8, Penza, 1998, Russia.
- 133 Sporea, I., Mehedințeanu, M. – Tehnologie mecanică și mașini unelte. EDP, Buc. 1982.
- 134 Sporea, O. s.a.,- Influenta fluxurilor asupra calitatii sudurilor din aluminiu realizate cu flacara de gaze. Analele Univ."Eftimie Murgu", Fasc.II, Anul III, Resita, 1996 pag. 53-58.
- 135 Sporea, O., Ghiță, M., Sporea, I. – Vlianie vibrații na serohovatasti poverhnasti pri obrabotve ciugunov. TAP. Nr. 3-4 Penza 1997, Russia, pg 109-110.
- 136 Sporea, O., ș.a. – Determinarea compoziției de optime a aliajului ATSi12CuNiMg, Secomar, Vol I, C-ța 1999, pg. 119-124.
- 137 Sporea, O., Bagiu, L. – Studii privind efectul TT asupra comportării în exploatare a AATP. A XVI-a SCS, SECOMAR 1999, Vol. 1, Constanța 1999.
- 138 Sporea, O., Sporea, I. – The tehnology of Aluminium Alloys Refering to the Pistons casting for the ICE. BIP Iasi. Tom XLII, Sctiunea a-IX-a, 1977.
- 139 Sporea, O., ș.a. - Determinarea compoziției chimice optime a aliajelor de tip ATSi12CuNiMg, Acad. Navală “Mircea cel Bătrân” vol. I, SECOMAR 1999, Vol. 1, Constanța 1999.
- 140 xxx Spravocinic svarșcika. “Mașinostronie” Moskva 1974.
- 141 xxx Statgraphics Referance Manual, Manugistic, Inc. Combridge, 1992.
- 142 Sisokin, V.P., i.dr.,- Tvetnae metalli, 1930, No.4, c.11; 1933, No.2, pag.18.
- 143 Templin, Payl.,- Symposium of Effect of Temperature and Reports of Metals, 1931, No 4, pag.46.
- 144 Turnbull, D.,- Defects in Crystalline Solids, Physical Society, 1955.
- 145 Tvetkov, V. G. – Motoare cu ardere internă. E.T, 1965.
- 146 Uroșu, D., Sporea, I. – Influența vibrațiilor asupra calității suprafețelor fontelor cenușii strunjite. BSCȘT, Vol IV, Hunedoara 1997.
- 147 Vorognov, G.M., Gradusov, P.I.,- Spravocnik po svoictsm i primenenio tvetnih metallov i ih splavov. ONTI IKTP SSSR, 1936.
- 148 Vatnagar, S.S. s.a.,- Noua metoda de modificare a aliajelor de aluminiu. Lucrare prezentata la cel de-al 31-lea Congres International de Turnatorie Amsterdam 1964. Ed."Constructia de masini", 1964.
- 149 Vanici, N.I.,- V sb."Fizica tv.tela" Izd. Dnepropetrovskovo Gos. Universiteta, 1968.
- 150 Vulf, A. M. – Rezanie metallov “Masinostroenie” Leningrad 1973.
- 151 Zarecniok, O.S., Kolobnev, I.F., Tesliok, M.Io.,- JIH, 1963, t.VIII, No.7, pag.1668.

ANEXA 1

Calculul simulării în MAGMASOFT [74]

A.1 Observații generale

Pe lângă geometria turnării, pentru a realiza simularea, MAGMASOFT necesită informații mai multe despre proces și trebuie stabilii parametri procesului de turnare.

Se poate simula tot procesul sau una dintre fazele alese ale procesului de turnare. Simularea poate fi limitată la etapa de umplere, la cea de răcire și solidificare sau doar la faza de alimentare.

În timpul modelării geometriei s-au definit componentele sistemului de turnare: aliaj, formă, rețea de turnare, alimentator, jet. . Această denumire stabilește funcția de bază a componentei în sistemul de turnare și nu caracteristicile fizice ale acesteia.

Acum trebuie să se atribuie fiecărei componente o clasă și un grup de materiale selectate dintr-o bază de date existentă sau materiale nou create.

Numărul materialelor care trebuie atribuite corespunde numărului de grupuri de material. Care a fost definit în preprocessor. Clasa de materiale semnifică aliajul lichid, forma, jetul, rețeaua, alimentatorul. Grupul de materiale apare de exemplu dacă se utilizează două tipuri de răcitoare sau mai multe miezuri.

În baza de date sunt prezentate toate materialele incluse și care se pot selecta după necesități.

Componentele sistemului de turnare definite după clasa de materiale este în cazul nostru următorul:

- cast alloy - aliaj turnat și anume siluminu $ATSi12CuMgNi$;
- forma de turnare, (sand mold) care este realizată din nisip cu 98% SiO_2 ,

În scopul de a calcula procesele de transfer termic, va trebui să se cunoască transferul termic între clasele și grupurile de material, separat. Acest coeficient de transfer termic este măsura în care la un moment căldura este transferată dintr-un domeniu în altul. Transferul de căldură se alege tot din baza de date și stabilește tipul de transfer de căldură ce există între grupurile particulare de material.

În cazul formei de nisip, conductivitatea termică este foarte mică. În timpul solidificării HTC (coeficientul de transfer termic) se micșorează datorită spațiului de aer care se formează între piesă și peretele formei. Baza de date MAGMA utilizează un coeficient de transfer termic între piesă și forma de nisip a cărui valoare este între 400 și 1000 W/m^2K . În cazul de față valoarea coeficientului de transfer termic s-a stabilit la o valoare de 500 W/m^2K , valoare recomandată de baza de date din magmasoft.

A.2 Introducerea parametrilor umplerii

Pentru simularea umplerii este necesar introducerea parametrilor de umplere a formei de turnare. Procesul de umplere poate influența puternic procesul următor de solidificare. Ordinea de introducere a parametrilor umplerii este următoarea (figura A.1):

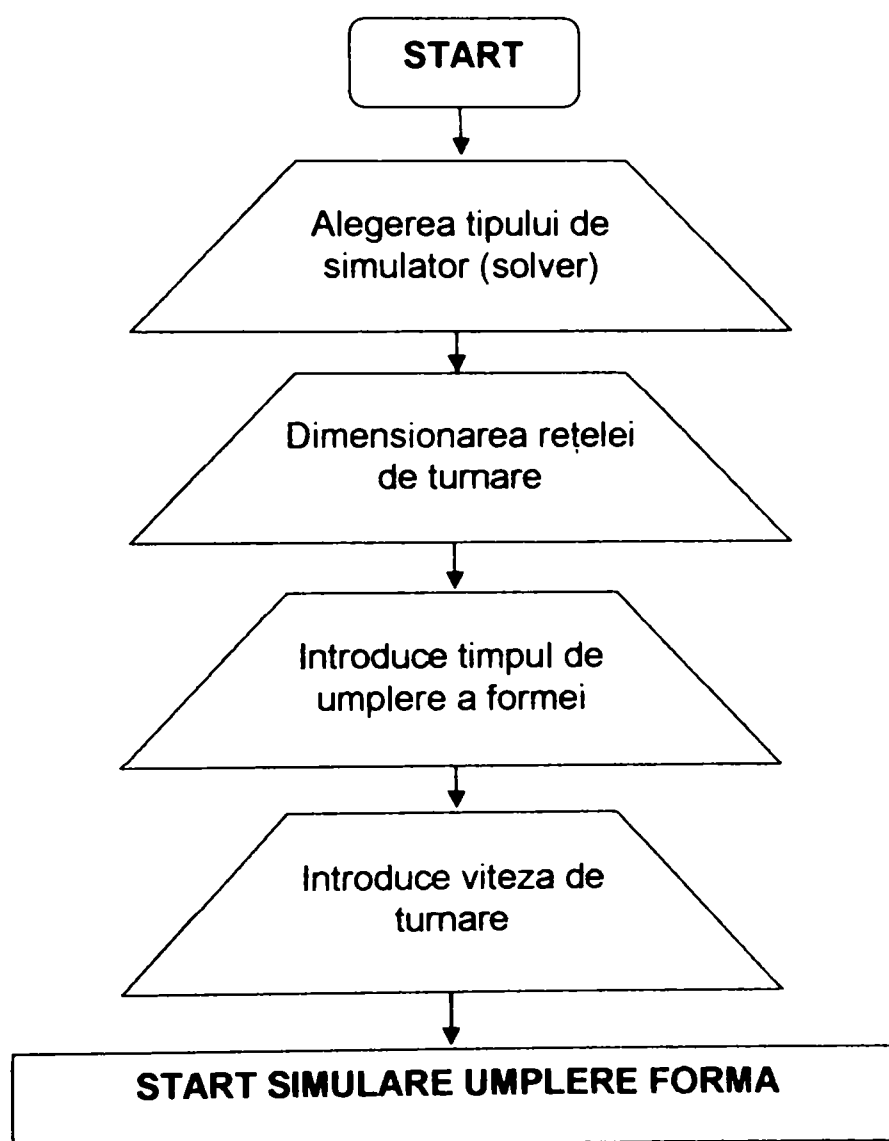


Figura A.1. Schema logică a introducerii parametrilor umplerii.

A.3 Introducerea parametrilor solidificării

Introducerea parametrilor solidificării se face după următoarea schemă logică (figura A.2) :

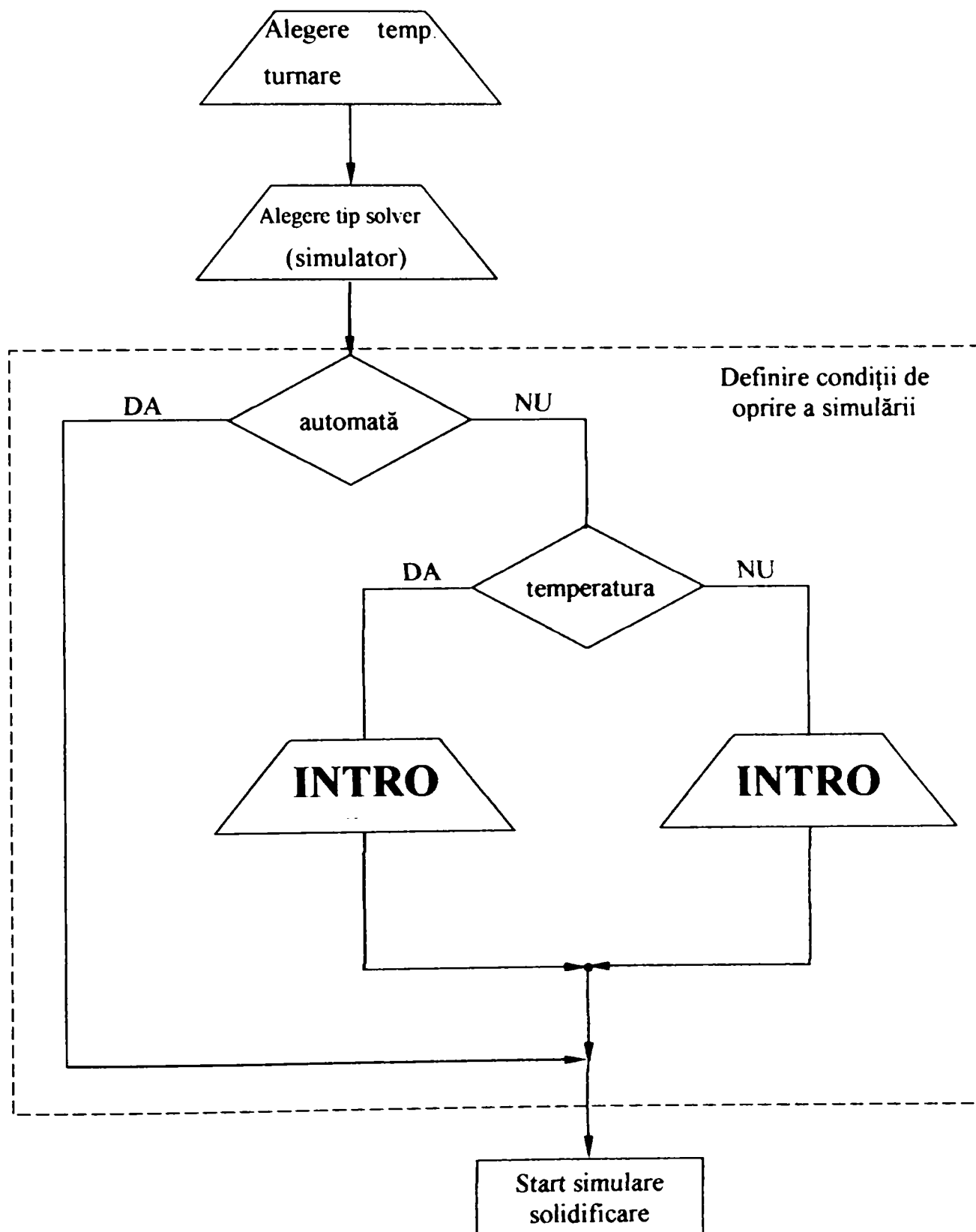


Figura A.2. Schema logică a introducerii parametrilor solidificării.

A.4 Simularea umplerii și solidificării

După introducerea parametrilor umplerii și solidificării se dă comanda START, având posibilitatea de a vizualiza rezultatele parțiale, opri procesul la momentul dorit, modificarea anumitor parametri și continuarea simulării umplerii și solidificării (figura A.3) din acel moment.

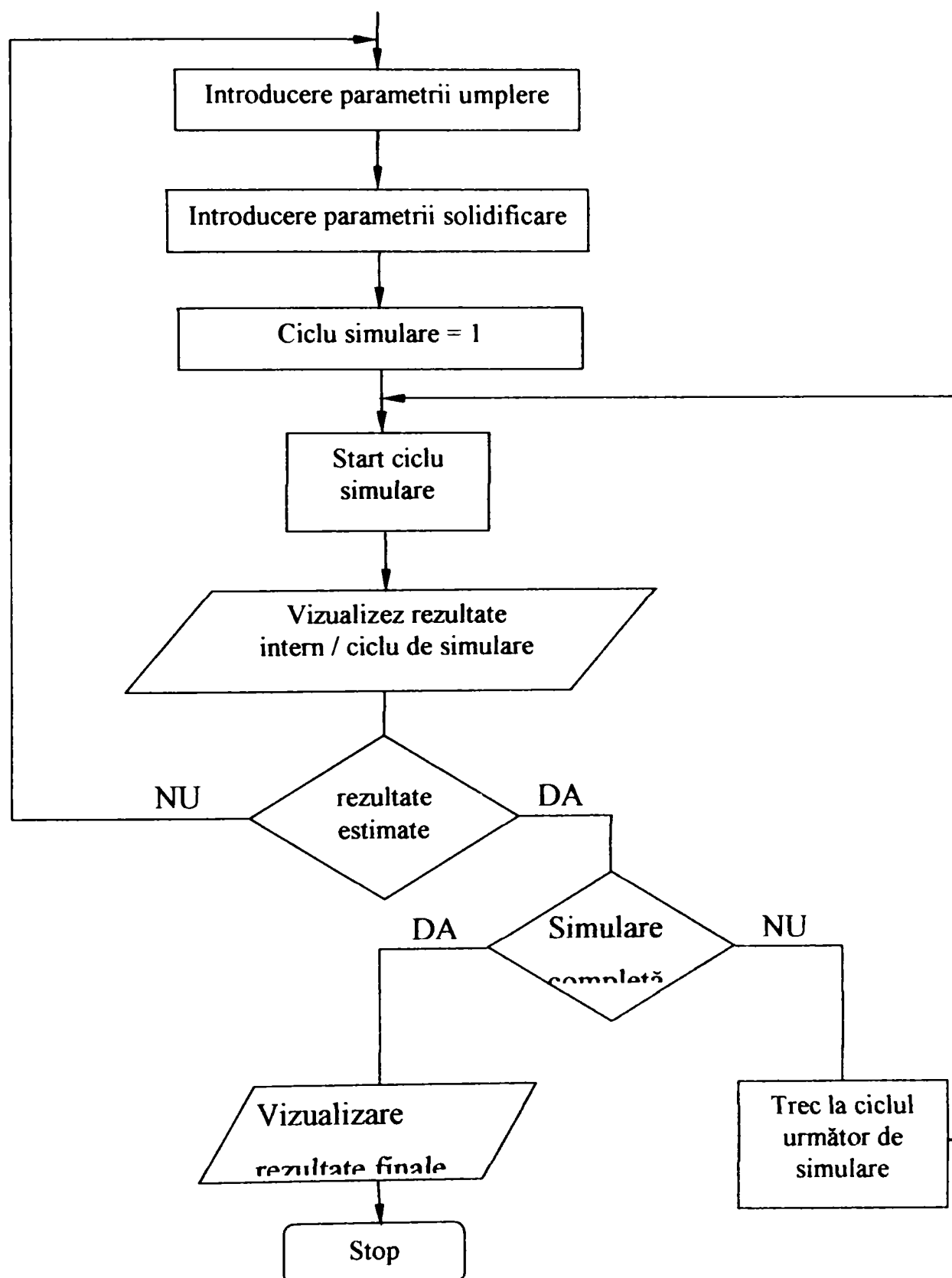


Figura A.3. Schema logică a simulării umplerii și solidificării.

A.5. Postprocesarea. Prezentarea rezultatelor. Funcțiile pentru solidificare după criterii (solid criterion)

După terminarea simulării, programul calculează automat criteriile alese în momentele definite. Rezultatele permit identificarea defectelor în interiorul piesei turnate și a analiza comportamentul la solidificare.

Tabelul A.1. Criteriile de analiză a solidificării și a rezultatelor simulării

Criteriul	Unitatea de măsură
GRADIENT - GRADIENT TERMIC	$^{\circ}\text{C}/\text{mm}$
COOLRATE – RATA DE RĂCIRE	$^{\circ}\text{C}/\text{s}$
LIQTOSOL – TRECEREA DE LA LICHID LA SOLID	S
SOLTIME – TIMPUL DE SOLIDIFICARE	cm
FEEDMOD – MODULUL TERMIC	s
FSTIME – VALOAREA CRITICĂ DE SOLIDIFICARE	s
HOTSPOT – PUNCTE CALDE	s
FEEDING – CALITATEA UMPLERII FORMEI	%
POROSITY – POZIȚIA DEFECTELOR DE TURNARE	%
FILLED – UMPLERE	%
SOLIDIFIED – SOLIDIFICARE	%

Criteriile după care se analizează solidificarea sunt prezentate în tab. 1:

OBS:

De precizat că: GRADIENT are în vedere criteriul de temperatură de peste 2°C față de (temperatura lichidus a materialului ce se toarnă).

Nodul termic (FEEDMODE)

Acest criteriu poate ajuta la înțelegerea condițiilor termice în cadrul turnării și să se aleagă alimentatorul/alimentatoarele adecvate. Acest criteriu a fost special conceput pentru procesele de turnare în nisip. Pentru a vedea dacă se poate obține solidificare direcționată înspre alimentator, trebuie observate modificările din feedmod (modulul termic al piesei).

Cele mai mari valori ar trebui să apară în alimentatoare și să descrească treptat în timpul turnării. Se recomandă o comparare a modulul alimentatoarelor folosite în mod obișnuit (datele tehnice oferite de furnizor) cu valoarea maximă a modulului termic (feemod) în piesa turnată. Acest lucru permite luarea unei decizii și anume ce sistem de alimentator trebuie folosit pentru a obține rezultate optime. Bineînțeles că există o diferență între modulul termic și unul geometric. În comparație cu modulul geometric (V/A), modulul termic ia în considerare limita (geometrică) formei (efect de colț și muchie) și răcirea, ceea ce duce la o scădere sau creștere a suprafeței efective de turnare

disponibilă pentru răcire și la timpi de solidificare diferiți. De aceea modulul termic permite o evaluare mai precisă a condițiilor solidificării decât volumul geometric.

Puncte calde (HOTSPOT)

Utilizând criteriul hotpot se pot determina regiunile izolate cu lichid rezidual în toate momentele în timpul solidificării.

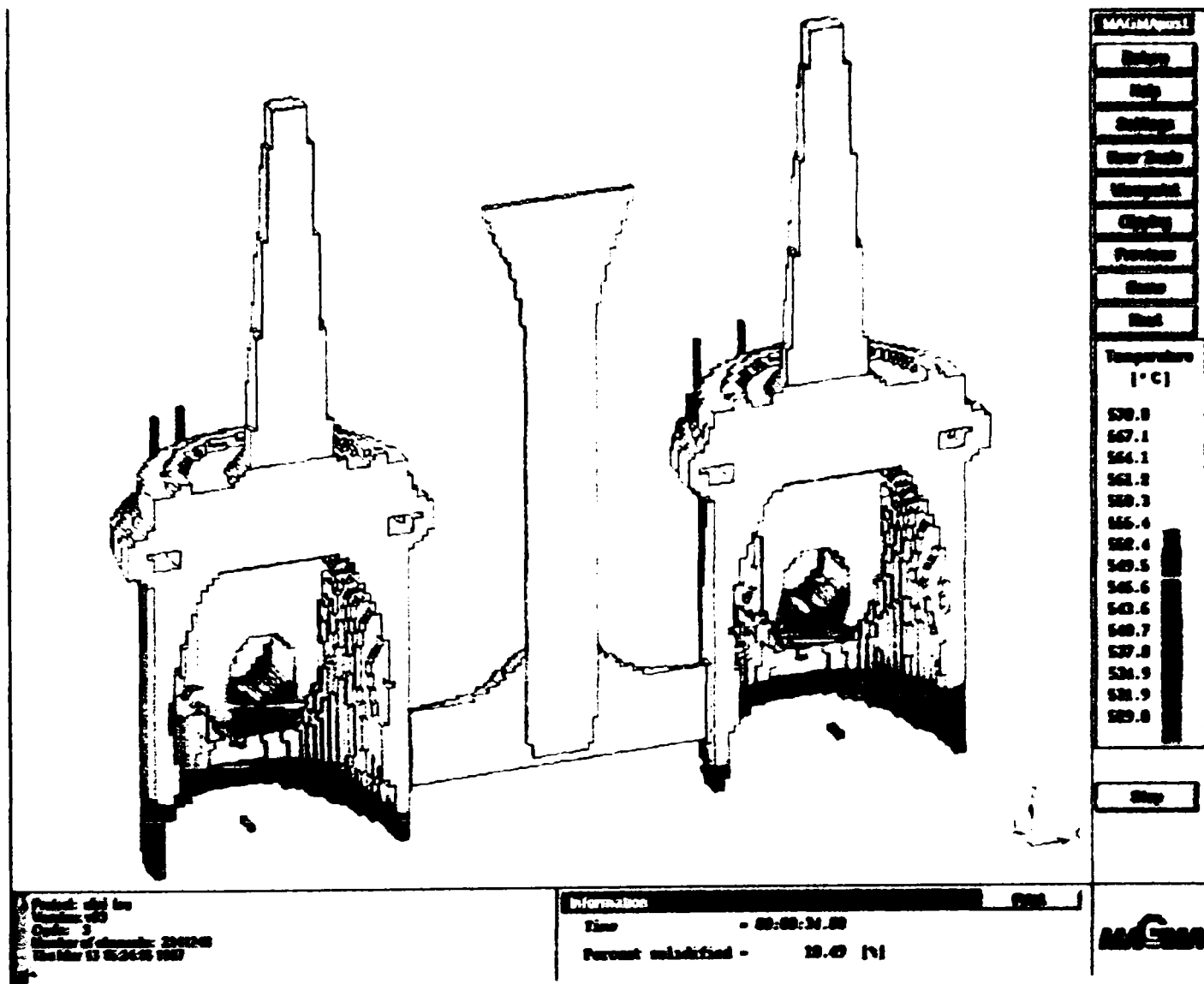
Calitatea alimentării (FEEDING)

Reprezintă calitatea alimentării piesei (gradul de umplere a golului formei) și este de fapt inversul porozității adică partea de metal la sfârșitul solidificării piesei. Unitatea de măsură % (după scala de culori) 100% feeding corespunde la 0% porozitate și invers.

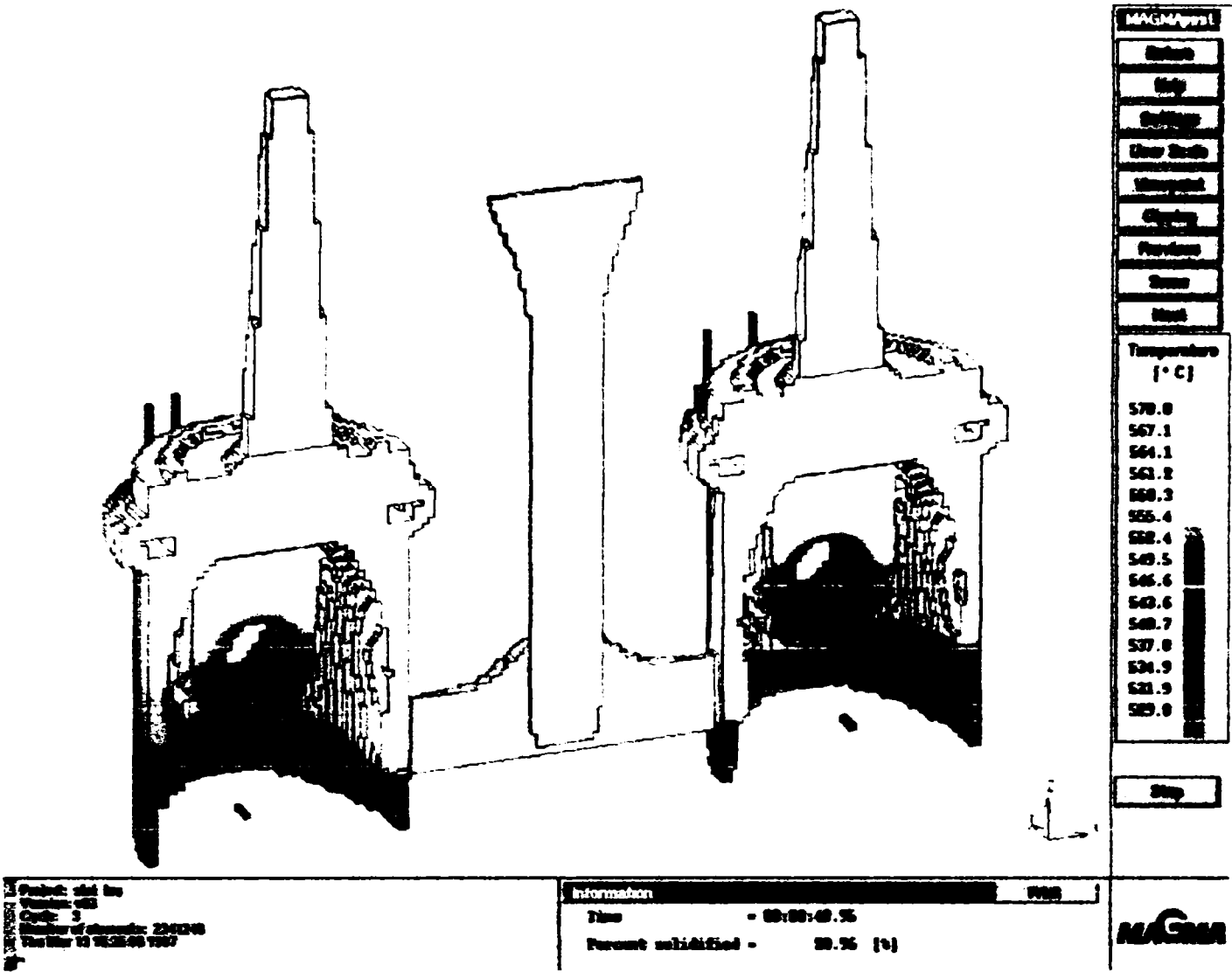
Porozitatea sau poziția defectelor de turnare (POROSITY)

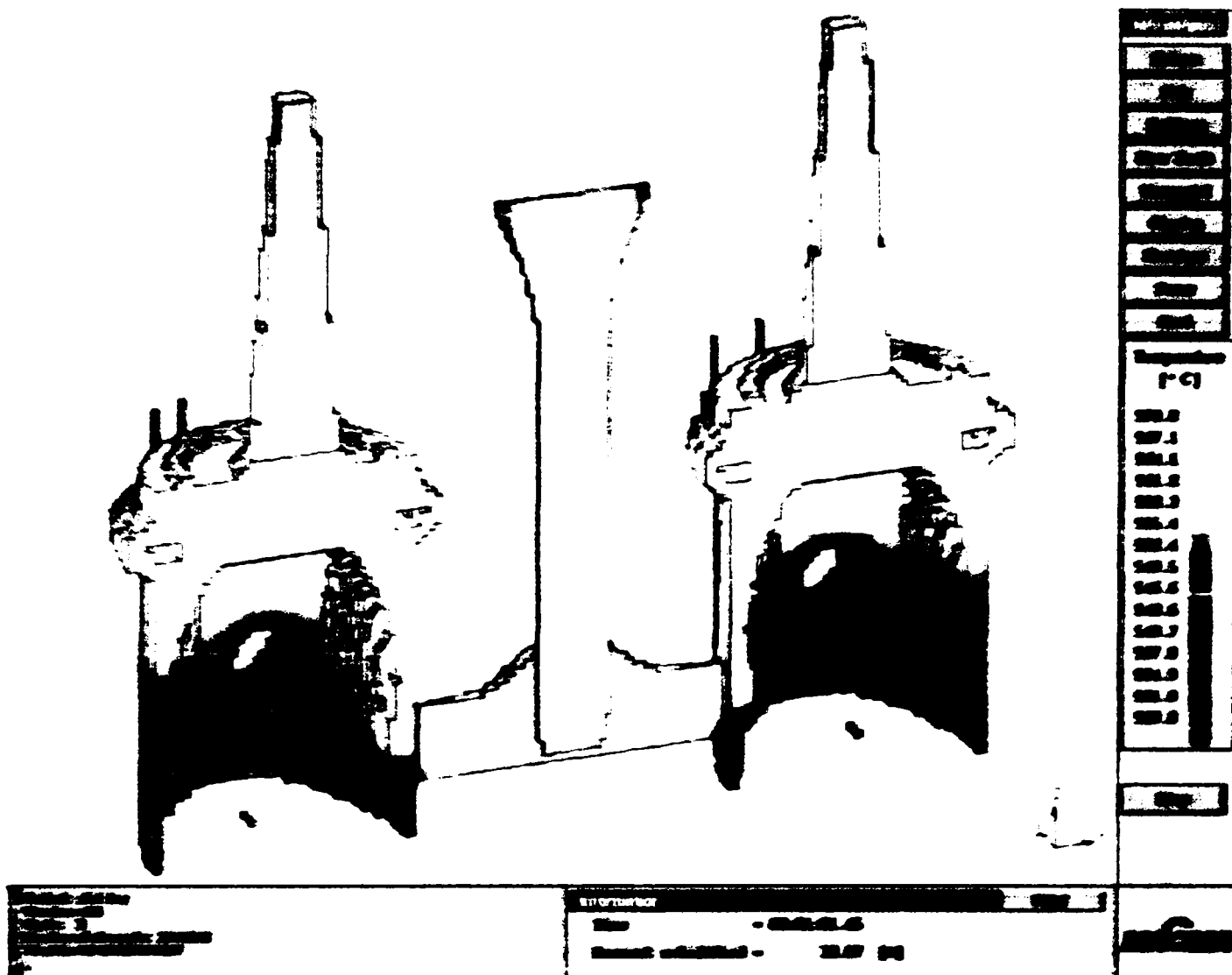
Utilizând criteriul porosity se pot vizualiza porozitățile în piesă, fiind arătată partea de porozități de la sfârșitul solidificării. Unitatea de măsură este în % (scala de culori). Golurile și regiunile poroase sunt arătate de asemenea în alb. Pentru a obține acest criteriu trebuie să activați în simulare calculul de alimentare în instalația de simulare.

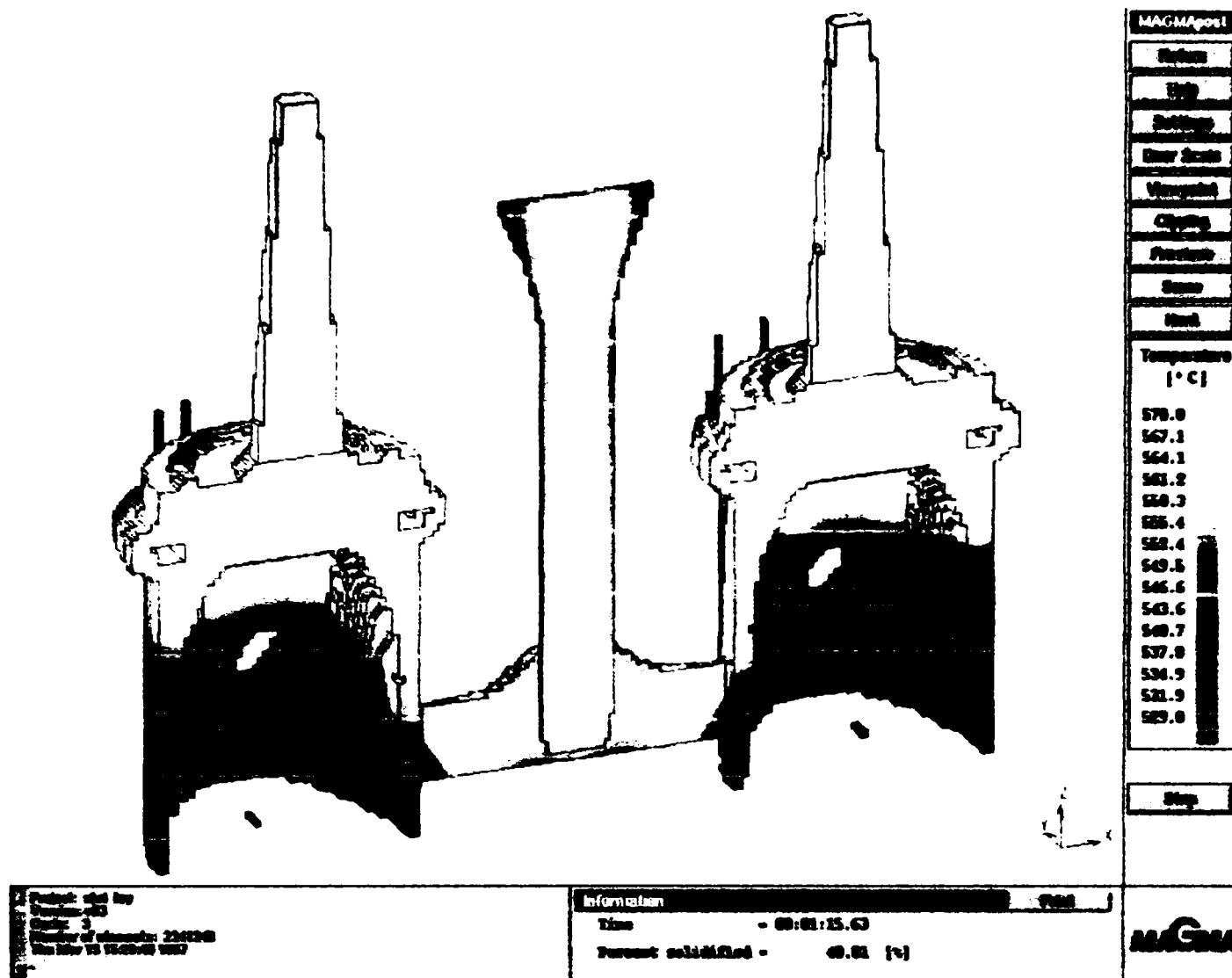
ANEXA 2

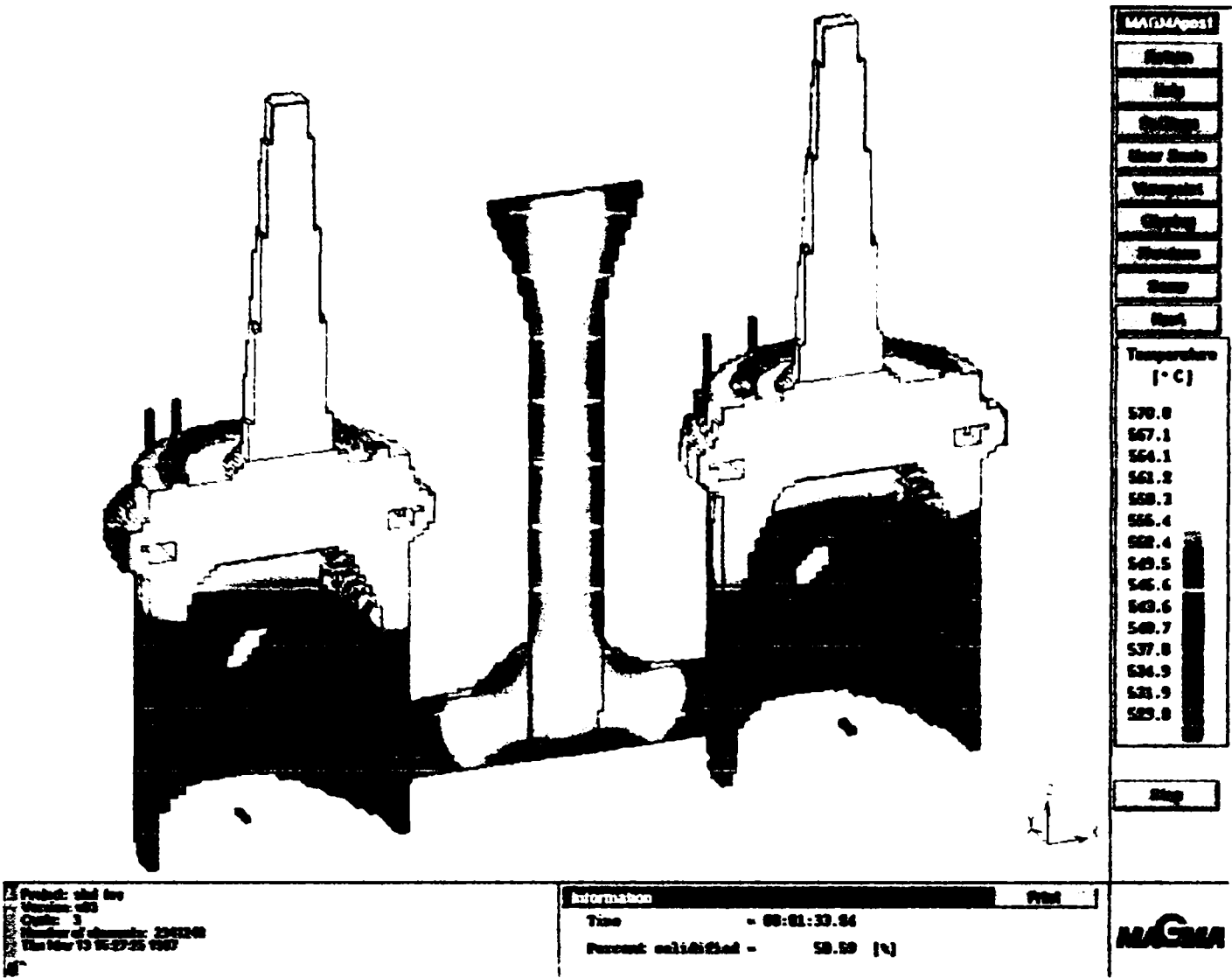


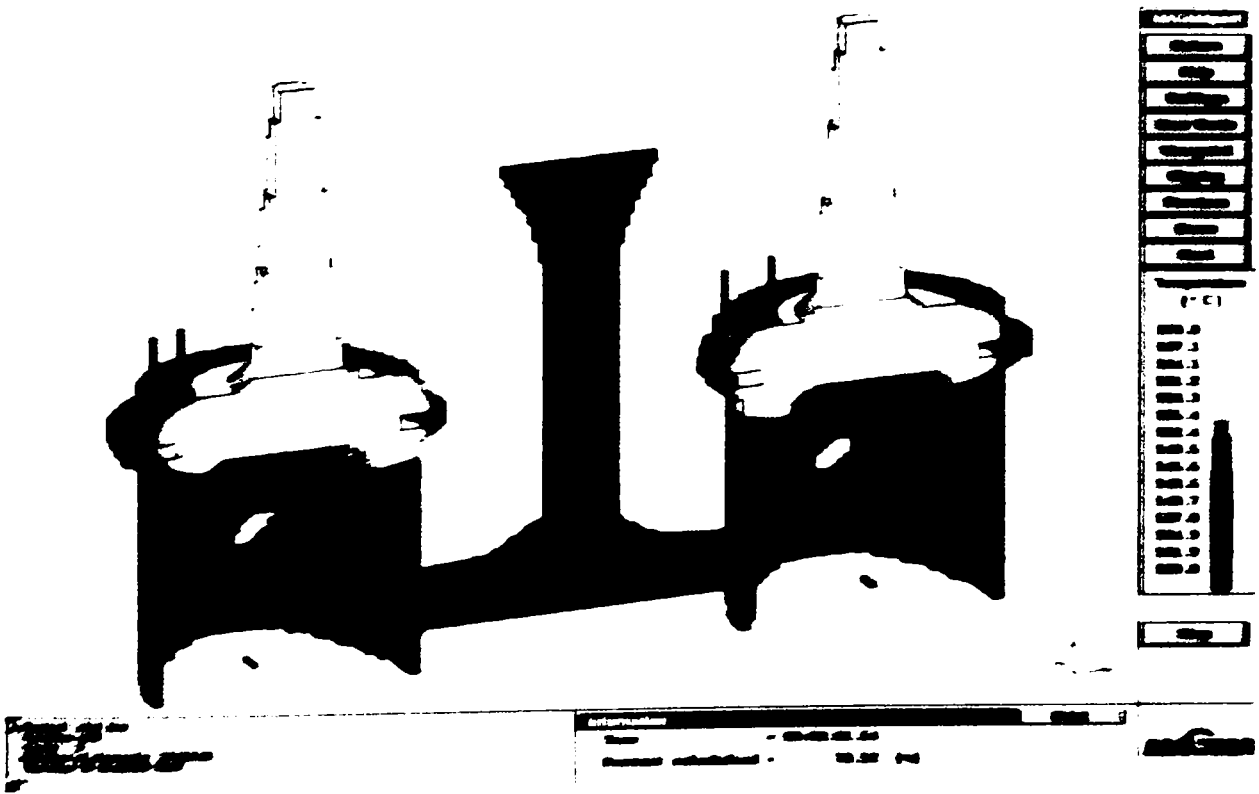
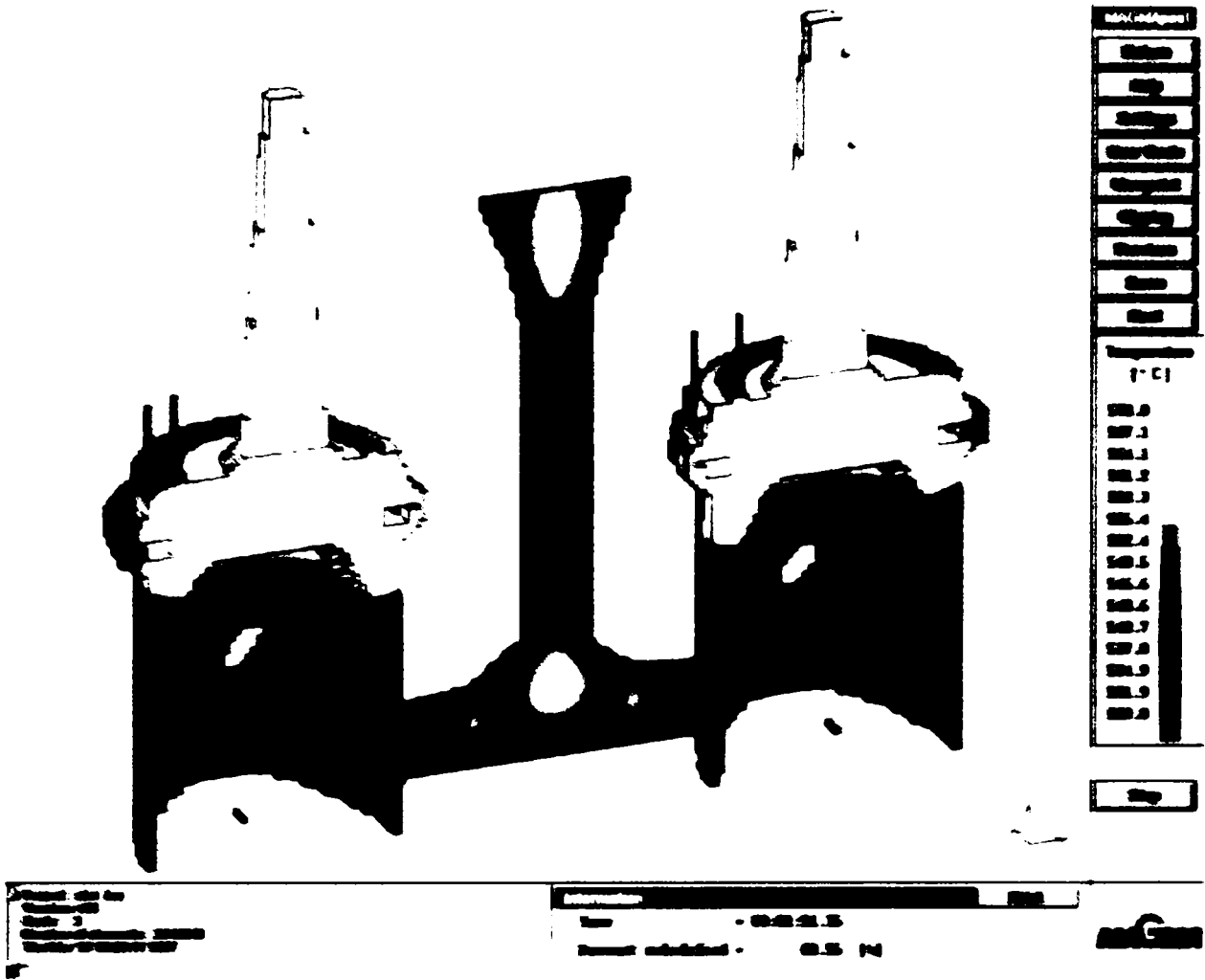
Simularea solidificării pistoanelor turnate (după MAGMASOFT)

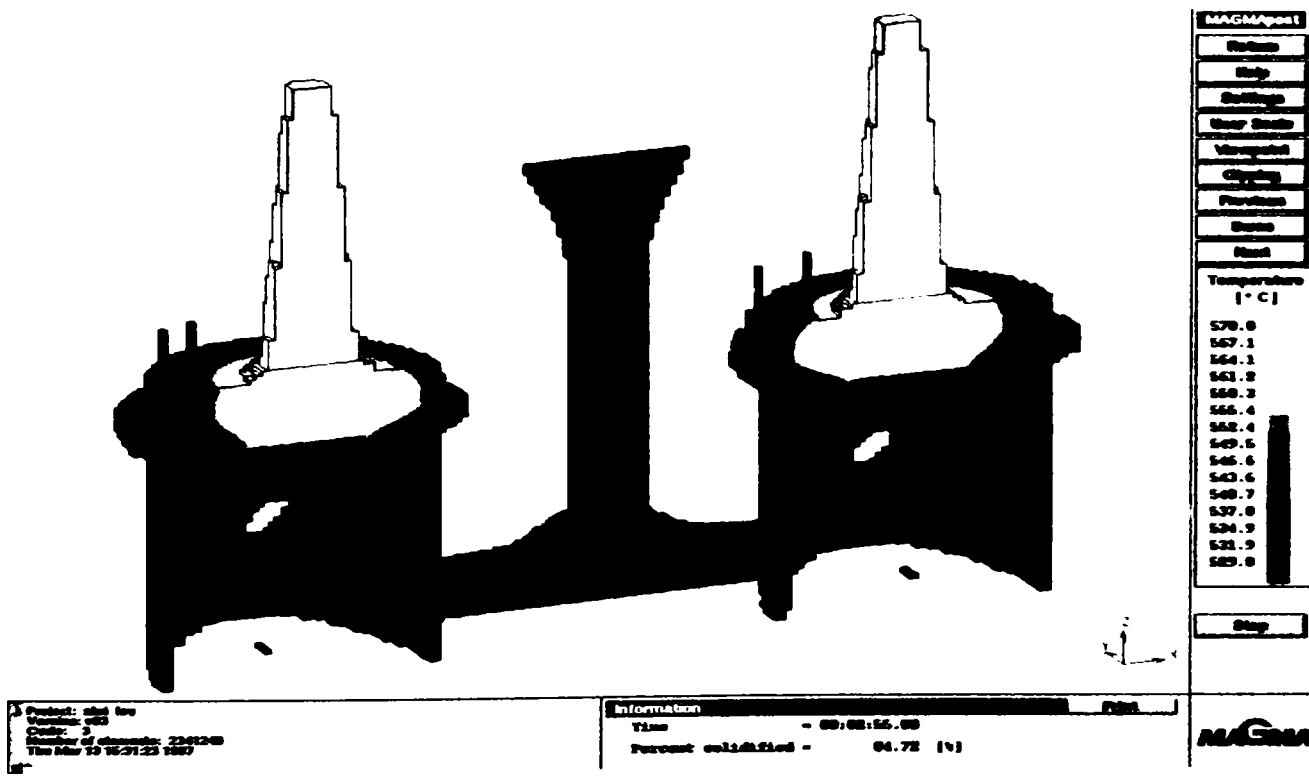
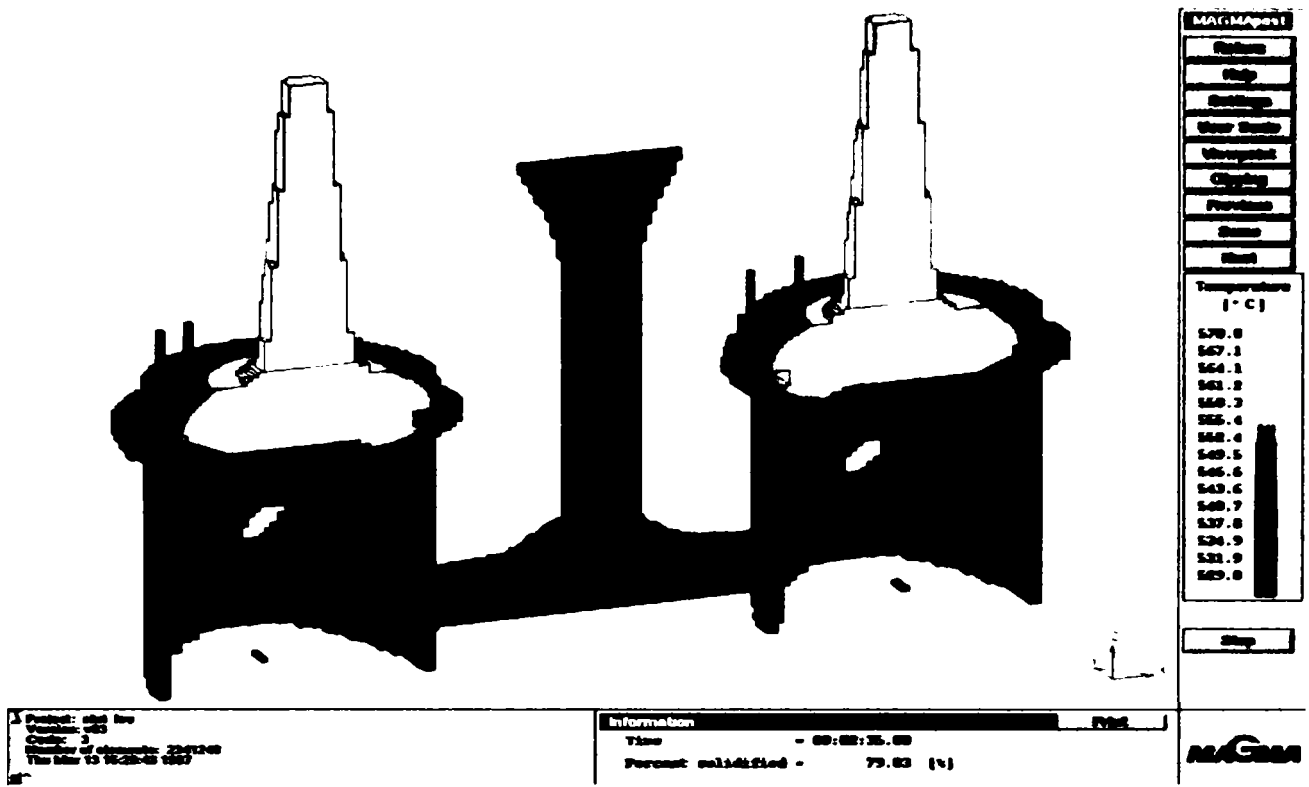


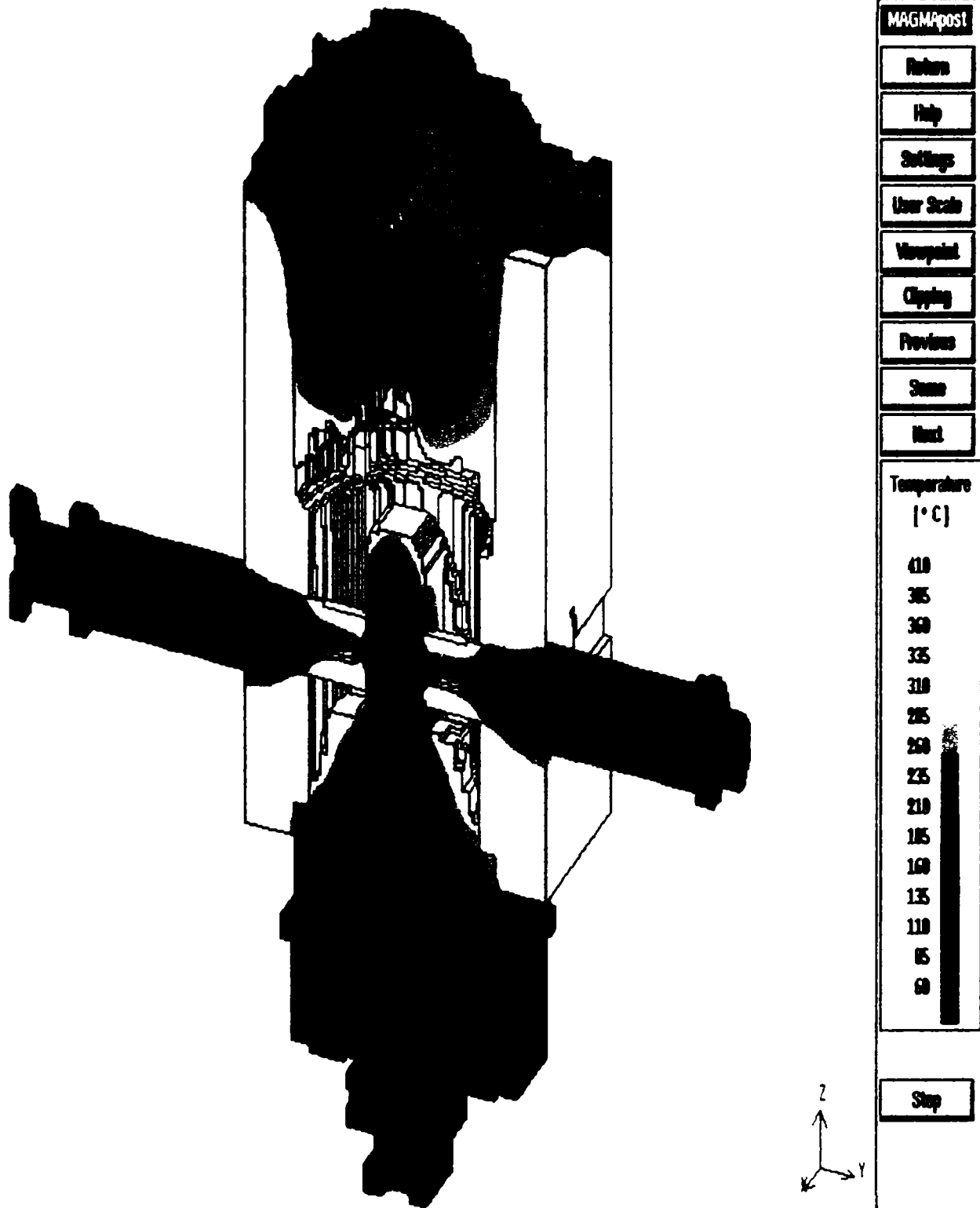












Project: alai_lev
Version: v02
Cycle: 4
Number of elements: 2445768
Tue Oct 22 14:29:34 1996

Information

Time = 00:00:00.99

Percent filled = 100.00 [%]

MAGMA

PROCES - VERBAL DE CONSTATARE

Incheiat azi, 28.09.2005 cu ocazia analizei finale a masuratorilor efectuate asupra motorului cu aprindere prin scanteie care echipa autocamioneta Dacia AR – 02 – ZGS, proprietatea SC COMPANIA DE TRANSPORT PUBLIC SA Arad in care au fost montate doua pistoane (respectiv cilindru 1 ; 3) care se afla in studiu in lucrarea elaborata de ing. Mandek Francisc privind – Imbunatatirea compozitiei aliajului de pistoane privind cresterea rezistentei la temperaturi ridicate - .

Cele doua pistoane au fost montate concomitent cu doua pistoane noi din comert intr-un motor de Dacie de capacitate 1600 cm , pistoanele turnate de noi cu aliaj de aluminiu imbunatatit au fost montate in cilindrii nr. 1 si 3 iar cele din comert in cilindrii nr. 2 si 4.

Dupa montare a inceput urmarirea rezultatelor in conditii de exploatare intrucat autocamioneta lucreaza in productie la SC COMPANIA DE TRANSPORT PUBLIC SA Arad , deci sant indeplinite conditiile de exploatare in cadrul unei unitati de profil (transport marfa si persoane).

Montarea pistonelor s-a facut in luna iunie 2004 cu ocazia reparatiei efectuata la motor , ocazie cu care au fost inlocuite camasile , segmentii , garniturile de etansare , garnitura de chiuloasa , precum si bolturile pistoanelor.

In concluzie motorul a inceput functionarea in conditii de exploatare in productie, fiind intrunite toate elementele care pot influenta comportamentul pistoanelor.

Rezultatele obtinute in cursul functionarii motorului sant :

1. Compresia pe cilindrii

- la 5.000 km – 12,05 daN / cmp / fiecare cilindru
- la 1.000 km – 12,05 daN / cmp / fiecare cilindru
- la 15.000 km – 12 daN / cmp / fiecare cilindru
- la 30.000 km – 12 daN / cmp / fiecare cilindru

2. Rezultatul masuratorilor de noxe

a)Test de noxe la 15.00 km ; noxele se incadreaza in parametrii normali.

Conform RNTR 1 CO mai mic de 3,5 %

$\lambda - 1 \pm 0,03$

In cazul nostru CO – 2,38 % - F bun

$\lambda - 1,04 - \text{Bun}$

b) Test de noxe la 30.000 km .

CO – 1,14 – F bun

$\lambda - 1,103 - \text{Bun}$

Avand in vedere rezultatul fisei de calculator toti parametrii sant in limite normale, mai precis sant rezultate mai bune decat un autovehicul de acelasi tip si aceasi vechime.

Din verificarile efectuate de comisia de specialitate rezulta faptul ca motorul functioneaza perfect si dupa 30.000 km , avand un mers regulat fara galopari sau intreruperi.

Totodata s-a constatat faptul ca motorul pe care am experimentat cele doua pistoane imbunatatite, inregistrand un consum mai scazut cu cca 0,4 % / 100 km .

Nu in ultimul rand s-a constatat o reducere la degradarea uleiului de ungere care implicit conduce la micșorarea uzurii pieselor in frecare si conduce la prelungirea duratei de fuctionare a motorului.

In incheiere, de precizat este faptul ca la demontarea pistoanelor 1 si 2 s-a constatat ca la pistonul nr. 1 exista o uzura periferica mai uniforma si fara rugozitati pronuntate, in timp ce la pistonul nr. 2 exista o uzura neuniforma si cu rugozitati.

Comisia de specialitate ;

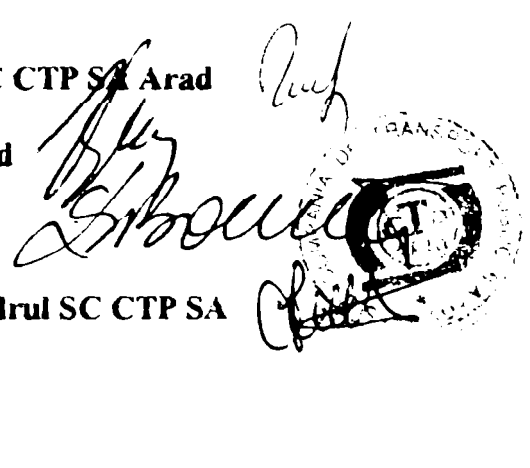
Ing. Radu Torsin – Director General in cadrul SC CTP SA Arad

Ing. Voicu Sandru – Șef Reprezentant a "A" Arad

Prof. Dr. ing. Liviu Bocîi – profesor U.A.V. Arad

Tripsa Simion – sef statie ITP in cadrul SC CTP SA

Drd. Ing. Francisc Mandek - doctorant

The image shows several handwritten signatures in black ink. To the right of the signatures is a circular official stamp. The stamp contains the text 'ROMANIA' at the top and 'SC CTP SA ARAD' in the center, with a star in the middle. The stamp is partially obscured by the signatures.

ANEXA 4

Supliment la concluziile finale

1. Trebuie subliniat faptul că în lucrare s-a determinat și capacitatea de suprasaturare a aliajelor la diferite temperaturi de încălzire-răcire prin coeficientul de suprasaturare a aliajului C_s . Valorile coeficientului C_s sunt în strânsă legătură cu parametrii tratamentului termic și cu proprietățile aliajelor de aluminiu solicitate în regimul termic de funcționare, deoarece acești coeficienți reflectă, sub aspect cantitativ, posibilitățile de punere în soluție a fazelor care participă la tratamentul termic de durificare dispersă.

2. Aliajele complexe de aluminiu, utilizate la confecționarea pistoanelor motoarelor cu ardere internă, atât cele tratate termic cât și cele netratate, suferă transformări în regimul termic de funcționare al motorului. Aceasta deoarece, după cum este arătat în lucrare, valorile temperaturilor de funcționare ale pistoanelor, ating sau depășesc valorile critice ale temperaturilor de separare a fazelor dizolvate în soluția solidă α .

3. Standardele în vigoare pretind, în scopul certificării calității aliajelor utilizate anumite valori ale proprietăților la rece. În lucrare se dovedește că aceștia sunt pseudo-proprietăți și că este absolut obligatori introducerea normelor care să condiționeze funcționarea la cald a aliajului de piston. Se necesită de asemenea și stabilirea normelor pentru proprietățile redobândite la rece, după solicitarea repetată în regimul de funcționare a motorului întrucât aceste proprietăți scad proporțional cu creșterea temperaturii, timpului și numărul de cilindri (încălziri-răciri).

4. Proprietățile mecanice studiate, măsurate la cald, scad în valoare chiar la prima încălzire continuă, începând chiar la valori relativ mici ale temperaturii 100-150⁰C. Acest fapt se datorează începutului de reducere a coeziunii atomilor.

5. Proprietățile mecanice continuă să scadă, treptat, la menținerea pînă la un timp critic, la temperaturi care depășesc valorile temperaturilor critice de menținere în soluție (linia dB fig. 7.2). Timpul critic este în funcție de starea și natura aliajului și de temperatura la care se menține aliajul.

6. Scăderea proprietăților la menținerea la o anumită temperatură se face pînă la timpul critic de la care apare stabilizarea proprietăților. Stabilizarea proprietăților intervine deodată definitivarea procesului de transformare. Natura acestei transformări precum și aspectul cantitativ al ei sunt date de starea aliajului, tipul de aliaj și temperatura de încălzire la menținere.

7. Aliajele tratate termic din punct de vedere al proprietăților mecanice sunt superioare celor netratate, comparația făcându-se numai până la temperatura de 300°C . În preajma temperaturii și timpului critic de menținere, (325°C și $t_m > 30 \text{ min/mm}$) proprietățile tind să se egaleze indiferent de starea inițială a aliajului și compoziția lui chimică.

8. Se consideră indicat tratamentul termic (mai ales la aliajele de tip 1, 3 și 4), deoarece aliajele tratate păstrează o superioritate evidentă a fazelor chiar și la 300°C . Această superioritate se manifestă și în privința valorilor proprietăților redobândite la rece. Superioritatea aliajelor tratate termic este mai accentuată în cazul solicitărilor la temperaturi mai mici. Aici, ținând seama de faptul că pistonul este solicitat la valori de temperatură mai mici decât 300°C , în zone importante cum ar fi regiunea segmentilor și în special a bosajelor, se remarcă superioritatea aliajelor tratate termic.

9. Tratamentul termic nu este obligatoriu a fi complet (încălzirea pentru punere în soluție și răcire rapidă pentru menținere în soluție urmată de revenire). Pentru a realiza valor optime în regimul termic de funcționare (la cald și redobândite la rece) consideră drept factori determinanți: compoziția chimică a aliajului; condițiile de turnare; tratamentul termic adecvat.

10. Începând de la 300°C între proprietățile aliajelor tratate și a celor netratate, diferențele devin neglijabile. Această temperatură este hotărâtoare în privința anihilării diferențelor valorilor de duritate măsurate la cald, proprii stării tratate și celei netratate.

11. Analiza dilatometrică este de asemenea concludentă în privința transformărilor calitative și cantitative pe care le suferă aliajele studiate, la menținerea la 300°C . Coeficientul de dilatare termică liniară cu valoarea maximă îl obține aliajul de tip 4, consacrat sub titlul de “aliajul y”.

12. La încălzirea continuă, până la 300°C se produc, peste temperatura de 220°C atât separări cât și redizolvări în stare de echilibru metastabil care determină un coeficient de dilatație termică liniară la valori care au suferit influențe cumulate a celor două naturi de transformare. Aceste transformări de natura separărilor urmate instantaneu de o redizolvare, sub formă de echilibru metastabil, stabilesc o rezultantă cu caracter preferențial spre un aspect cantitativ favorabil separărilor, atât la încălzire continuă și mai ales la menținere.

13. Influența mai evidenă, atât sub aspect calitativ cât și sub aspect cantitativ, o suferă aliajele tratate termic. Dintre acestea cele mai vizate sunt cele care prezintă un coeficient de suprasaturare mai mic. Aliajele netratate nu suferă aceiași măsură cantitativă a rigurilor solicitărilor la cald. Din această cauză acestea prezintă un coeficient de dilatație termică liniară mai mic.

14. La aliajele recoapte, în timpul încălzirii continue, nu intervin decât fenomenul de dizolvare treptată în soluția solidă a fazei secundare polinare, conform variației limitei de solubilitate a soluției solide (curba dB fig. 7.2).

15. Jocul termic de exploatare suferă transformări după solicitarea în regimul termic de funcționare a pistonului, datorită diferenței între $\alpha_m < \alpha_i$.

16. Calculul jocului termic de exploatare nu este indicat a se face cu coeficientul de dilatație stabilit la încălzire continuă α_i .

17. Valoarea coeficientului de dilatație termică liniară, obținută la încălzire continuă, neinfluențată fiind de aspectul integral al transformărilor care intervin, nu reprezintă valoarea efectivă a acestuia. Din această cauză, această valoare participă în calculele jocului termic ca o pseudoproprietate. Ea are un caracter metastabil. Stabilitatea coeficientului de dilatație termică liniară apare după menținere, când acesta dobândește o valoare finală mai mică decât cea inițială instabilă ($\alpha_m < \alpha_i$).

18. Datorită scăderii coeficientului de dilatație termică liniară, până la valoarea stabilă a acestuia, se impune un calcul al jocului termic de funcționare real, în funcție de valoarea finală a acestui coeficient.

19. Ținând seama de cele de mai sus, jocul termic de exploatare are tendința de creștere fapt pentru care se impune o restabilire a valorii raportului dimensiunilor de contact, a ajustajului piston-cilindru. Această eroare sistematică este mai mare la aliajele tratate termic. Cea mai mare valoare a lui α are aliajul 4 (de tip 4) tratat termic. Cea mai mică valoare a lui α prezintă aliajul de tip 2 netratat.