

# **STUDII ȘI CERCETĂRI PRIVIND INFLUENȚA MICROADAOSURILOR ȘI TRATAMENTELOR TERMICE ASUPRA REFRACTARITĂȚII ALIAJELOR DE ALUMINIU**

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

**ing. Băețan Vasile Alin**

Conducător științific: prof.univ.dr.ing. Ion Sporea  
Referenți științifici: prof.univ.dr.ing. Mihail Constantin Mangra  
C.P.I.dr.ing. Doru Romulus Pascu  
prof.univ.dr.ing. Ion Mitelea

Ziua susținerii tezei: 12 martie 2013

Seriile Teze de doctorat ale UPT sunt:

- |   |  |
|---|--|
| 1. Automatică                               | 9. Inginerie Mecanică                      |
| 2. Chimie                                   | 10. Știința Calculatoarelor                |
| 3. Energetică                               | 11. Știința și Ingineria Materialelor      |
| 4. Ingineria Chimică                        | 12. Ingineria sistemelor                   |
| 5. Inginerie Civilă                         | 13. Inginerie energetică                   |
| 6. Inginerie Electrică                      | 14. Calculatoare și tehnologia informației |
| 7. Inginerie Electronică și Telecomunicații | 15. Ingineria materialelor                 |
| 8. Inginerie Industrială                    | 16. Inginerie și Management                |

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

Copyright © Editura Politehnica – Timișoara, 2013

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

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

## Cuvânt înainte

Utilizarea aliajelor de aluminiu pentru fabricarea unor piese turnate este larg răspândită în industrie. În particular aplicația de turnare a pistoanelor pentru motoarele autoturismelor reprezintă o problemă de interes. Pentru această aplicație este important ca aliajul de aluminiu din care este confecționat pistonul să posede proprietăți mecanice corespunzătoare. Între aceste proprietăți se remarcă rezistența mecanică. Problema care apare este că în timpul funcționării motorului temperatura pistonului crește până la 350 °C și de asemenea există cicluri de încălzire-răcire. În aceste condiții există schimbări în structura aliajului care modifică proprietățile mecanice ale aliajului. Pe de altă parte aliajele din care sunt confecționate pistoanele motoarelor autoturismelor sunt supuse la tratamente termice în scopul îmbunătățirii proprietăților mecanice. Se pune problema menținerii acestor proprietăți mecanice la temperatură ridicată în condițiile de funcționare a pistoanelor motoarelor autoturismelor. Capacitatea de menținere a proprietăților mecanice ale aliajului în condiții de temperatură ridicată poartă general denumirea de refractaritate. În acest context apare necesitatea studiului compoziției chimice a aliajului asupra proprietăților mecanice în corelație cu tratamentele termice aplicate aliajelor de aluminiu.

Teza de doctorat prezintă un studiu asupra proprietăților mecanice ale aliajelor de aluminiu în relație cu compoziția chimică a aliajului și tratamentului termic aplicat acestuia în condițiile existenței variațiilor de temperatură. Pentru valorile proprietăților mecanice se consideră rezistența mecanică la tracțiune, valoarea durtății HB și alungirea relativă. Dintre elementele definitorii ale lucrării se remarcă:

- considerarea structurii aliajului pe baza unui model-element principal de aliere (sau sistem de aliere) și elemente secundare de aliere (microadósuri);
- clasificarea și caracterizarea aliajelor de aluminiu turnate în piese la nivel de microstructură și proprietăți mecanice
- timp de stabilizare a valorilor proprietăților mecanice pentru o temperatură dată. Variația valorilor proprietăților mecanice cu temperatura;
- asocierea între prezența sau absența tratamentului termic inițial aplicat aliajelor de aluminiu cu proprietățile mecanice ale acestora în condiții de temperatură ridicată.

Întrucât la noi în țară au fost puțin studiate aliaje de aluminiu refractare, în special cele destinate turnării pistoanelor motoarelor termice în lucrare se fac studii privind influența elementelor (microadósurilor) de aliere din grupele de tranziție și a tratamentelor termice asupra refractarității aliajelor de aluminiu.

Doresc ca, în primul rând, să mulțumesc conducătorului de doctorat prof. dr. ing. Sporea Ion care a avut nu numai competența unei îndrumări profesionale dar chiar și părintești. Mulțumesc de asemenea universității și colectivului catedrei de Tehnologie Mecanică pentru sprijinul dat în realizarea părții experimentale a lucrării și în mod deosebit colegului Boboescu Remus pentru ajutorul și înțelegerea avută în decursul desfășurării stagiului de pregătire și elaborare a tezei. Mulțumesc familiei mele și în mod deosebit tatălui meu care m-a sprijinit și m-a încurajat permanent.

Timișoara, martie 2013

ing. Băețan Vasile Alin

**Băețan, Vasile Alin**

**Studii și cercetări privind influența microadaosurilor și tratamentelor termice asupra refractarității aliajelor de aluminiu**

Teze de doctorat ale UPT, Seria 11, Nr. 28, Editura Politehnica, 2013, 222 pagini, 142 figuri, 32 tabele, 150 ecuații/ formule, 204 referințe/ note bibliografice

ISSN:1842-7855

ISBN: 978-606-554-517-5

Cuvinte cheie: sudare laser, regim keyhole, transformare de fază, oțel carbon, experiment factorial, microstructuri

Rezumat,

Se prezintă elaborarea aliajelor de aluminiu având ca principale elemente de aliere cupru și siliciu. O serie de alte elemente în cantități mai mici constituie microadaosurile. Aliajele elaborate sunt utilizate pentru turnarea de piese care vor lucra la temperaturi de peste 300 °C, în particular pistoanele motoarelor termice utilizate pentru motoarele autoturismelor. Din aliajele elaborate s-au turnat în cochilă epruvete pentru care s-au determinat rezistența mecanică la tracțiune, duritatea și alungirea relativă. S-a studiat variația acestor mărimi cu temperatura. S-au determinat timpii de stabilizare a proprietăților aliajelor de aluminiu la temperaturi apropiate de temperatura de 300 °C. S-au studiat efectele unor tratamente termice asupra proprietăților aliajelor de aluminiu. A fost propus un model matematic pentru determinarea compoziției chimice optime.

## CUPRINS

<b>Cuprins.....</b>	5
<b>Lista notații.....</b>	7
<b>Introducere.....</b>	8
<b>Capitolul 1 Aliaje de aluminiu turnate în piese. Structură, Proprietăți mecanice.....</b>	13
1.1 Clasificarea generală a aliajelor de aluminiu.....	13
1.2 Elemente de caracterizare a proprietăților mecanice ale aliajelor de aluminiu.....	14
1.3 Structura și compoziția chimică a aliajelor de Al.....	16
1.3.1 Elemente care caracterizează sistemul de aliaje Al-Cu.....	16
1.3.2 Elemente care caracterizează sistemul de aliaje Al-Si.....	18
1.4 Aliaje de aluminiu turnate refractare destinate confecționării pistoanelor motoarelor termice.....	20
1.5 Încercări mecanice la temperaturi ridicate ale aliajelor de aluminiu.....	21
1.5.1 Încercări la tracțiune de scurtă durată a aliajelor de aluminiu turnate după metoda obișnuită.....	21
1.5.2 Încercările de lungă durată după metoda specială.....	33
1.6 Sinteză asupra caracteristicilor aplicațiilor de turnare a aliajelor de aluminiu	36
1.7 Refeactaritatea fazelor și constituienților ce se formează în aliajele de aluminiu.....	44
1.8 Cercetări asupra caracteristicilor mecanice ale aliajelor de aluminiu.....	47
1.9 Formularea obiectivelor tezei de doctorat și a programului de cercetare experimentală.....	51
<b>Capitolul 2 Efectul elementelor de aliere asupra refractarității aliajelor din sistemul Al-Cu.....</b>	52
2.1 Sistemul aliajului binar Al-Cu.....	52
2.2 Aliajele sistemului Al-Cu-Mn.....	57
2.3 Compoziția chimică și proprietățile mecanice ale aliajului ATCu5MnTi.....	64
2.4 Influența tratamentelor termice asupra refractarității aliajului ATCu5MnTi.....	73
2.5 Structura aliajelor ATCu4 și ATCu5MnTi după încercări la tracțiune de lungă durată.....	81
2.6 Rezistența de lungă durată a aliajului ATCu5MnTi.....	85
2.7 Refractaritatea reprezentată de aliajul ATCu6MnTiCr.....	90
2.8 Concluzii parțiale.....	93
<b>Capitolul 3 Efectul elementelor de aliere asupra refractarității aliajelor de aluminiu din sistemul Al-Si.....</b>	94
3.1 Sistemul de aliaje Al-Si ca sistem binar.....	94
3.2 Aliajele sistemului Al-Si-Mg.....	100
3.3 Aliajele sistemului Al-Si-Mg-Mn.....	107
3.4. Aliajele sistemului Al-Si-Zn-Mg.....	120
3.5. Refractaritatea aliajelor de aluminiu turnate de tipul siluminurilor cuprifere	121
3.5.1 Aliajele ternare ale sistemului Al-Si-Cu.....	122
3.5.2 Aliajele pluricomponente pe baza sistemului Al-Si-Cu.....	126
3.5.3. Aliajul ATSi9Cu2MgB.....	129
3.6. Concluzii parțiale.....	143

---

<b>Capitolul 4 Cercetări experimentale asupra proprietăților mecanice ale aliajelor de aluminiu turnate.....</b>	145
4.1 Definirea programului experimental.....	145
4.2 Elaborarea și turnarea probelor din aliaje de aluminiu.....	146
4.2.1 Elaborarea și turnarea probelor din aliajele de aluminiu.....	146
4.2.2 Turnarea probelor.....	147
4.2.3 Tratamentul termic de călire și revenire (îmbunătățire).....	148
4.2.4 Proprietățile mecanice.....	149
4.2.5 Determinarea durtății la cald.....	151
4.3 Influența temperaturii de încălzire continuă asupra durtății aliajelor turnate în cochilă și îmbunătățite.....	152
4.4 Influența temperaturilor și timpilor de menținere la aceste temperaturi până la stabilirea constanței durtăților aliajelor.....	154
4.5 Elemente de structură ale aliajelor turnate.....	159
4.6 Concluzii parțiale .....	163
<b>Capitolul 5 Turnarea în condiții de laborator a pistoanelor din ATSi12CuMgNi.....</b>	164
5.1 Încercări practice de elaborare-turnare tratate termic asupra pistoanelor autoturismelor.....	164
5.2. Confecționarea formei de turnare în semicochilă.....	165
5.3 Realizarea cochilei și asamblarea formei de turnare. Formarea exteriorului pistonului.....	166
5.4 Elaborarea aliajului și turnarea în formă.....	166
5.5 Aspecte de bilanț termic la turnarea pieselor.....	167
5.6 Modelarea procesului de turnare.....	171
5.7 Tratamentul termic aplicat pistoanelor.....	177
5.8 Influența stării și a tratamentului termic ale aliajului asupra stabilității dimensionale.....	177
5.9 Analiza dilatometrică .....	180
5.10 Concluzii parțiale.....	181
<b>Capitolul 6 Modelarea matematică pentru efectul elementelor de aliere asupra proprietăților mecanice ale aliajelor de aluminiu.....</b>	182
6.1. Metoda de modelare matematică și de analiză a variațiilor.....	182
6.2 Studiul efectelor elementelor de aliere asupra proprietăților aliajului de tip ATSi12CuNiMg.....	183
6.2.1 Analiza variațiilor fără interacțiuni între factorii de influență.....	185
6.2.2 Analiza interacțiunilor între factorii de influență.....	187
6.3 Concluzii parțiale.....	200
<b>Capitolul 7 Concluzii finale .Contribuții personale. Perspective.....</b>	202
7.1. Concluzii finale.....	202
7.2. Contribuții personale.....	206
7.3 Perspective.....	207
<b>Anexa.....</b>	208
<b>Bibliografie.....</b>	213

## LISTA CU NOTAȚII ȘI ABREVIERI

AA - Aliaje de aluminiu  
AAT - Aliaje de aluminiu turnate  
AATRefr - Aliaje de aluminiu turnate refractare  
A- Alungirea relativă [%]  
CI - Compuși intermetalici  
DE - Diagrame de echilibru  
Ea - Elemente de aliere  
FAFT - Forme din amestec de formare temporar  
FTO - Forme de turnare din amestec obișnuit  
HB - Duritatea Brinell [ $\text{daN/mm}^2$ ]  
N - Netratat termic  
TT - Tratament termic de îmbunătățire  
T.E.T. Tehnologie de elaborare-turnare  
R - Recoacere  
Sol.sol  $\alpha$  - Soluție solidă  $\alpha$  (s.s.  $\alpha$ )  
 $R_{cr}$  - Rețea cristalină  
Refr. - Refractoritatea  
PT - Piese turnate  
 $R_m$ - Rezistența de rupere sau la tracțiune [ $\text{daN/mm}^2$ ] (Denumită în lucrare rezistență mecanică)  
 $i$  -Entalpia [ $\text{kJ/kg}$ ]  
T - Temperatura [ $^{\circ}\text{C}$ ]  
t - Timpul  
 $\alpha$  - Coeficientul de dilatare termică [ $1/^{\circ}\text{C}$ ]  
 $\lambda$  - Conductivitatea termică [ $\text{W/mK}$ ]  
 $\sigma$  -Tensiunea aplicată pieselor încercate [ $\text{daN/mm}^2$ ]  
 $v_i, v_r$  - Viteze de încălzire, răcire  
C.I. Compus intermetalic  
ZGP- Zone Guinier-Preston (GP)  
E-eutectic  
 $v_{cr}$ - viteza de cristalizare

## INTRODUCERE

Aluminiul pur posedă o slabă rezistență mecanică (sub  $R_m=90 \text{ N/mm}^2$ ) motiv pentru care se aliază cu unele elemente care au menirea principală de a crește rezistența mecanică. Se cunosc acum aliaje de aluminiu (complex aliate) care ating  $R_m>400 \text{ N/mm}^2$  și care concură cu multe aliaje feroase obișnuite (fonte sau oțeluri). Între principalele elemente de aliere se amintesc 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 siliciul primind denumirea generică de SILUMIN.

Siluminurile binare Al-Si sunt însă rar folosite în construcția de mașini și aparate întrucât posedă o structură grosolană (prezent și Si primar), cu slabe proprietăți mecanice și din care cauză rezultă suprafețe rugoase după prelucrarea mecanică.

Proprietățile favorabile ale siluminurilor precum fluiditate ridicată, contracție redusă și greutate specifică mică fac ca aceste aliaje să aibă cea mai largă folosire la realizarea pieselor prin turnare. În mulțimea 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, aliajele cu denumirea de aliaje turnate din Al rezistente la temperaturi ridicate-termorezistente-aliaje de aluminiu refractare.

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 [1]. Prima dată, pentru fabricarea pistoanelor și a altor organe pentru motoarele de automobile, s-a încercat folosirea aliajelor Al-Zn [2]. 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 durtății reduse a zincului. Din această cauză au început să se elaboreze aliaje de aluminiu speciale AARef. Cum se precizează în [1] [3],[2], [4].

În decursul anilor 1908-1915 pentru pistoane s-au folosit cu succes aliajele cu 8-14% Cu (2L8 Anglia; Nr .12 și 122 firma americană Alcoa etc.). O mai mare refractaritate (termorezistența a AARef.) o posedă aliajele de aluminiu Al-Cu, aliate suplimentar cu Mg [5], cu Mn [6], cu Fe [6], și aliate cu Ni.

Aliajele enumerate au proprietăți slabe de turnare [1], [2], și nu se durifică prin tratament termic [1]. De aceea laboratorul fizic național din Anglia sub conducerea lui Rohsenhein [7], în decurs de 7 ani a lucrat intensiv la elaborarea AARef. În urma acestor studii a fost propus aliajul „Y” (sau „Yai”), care în SUA se notează cu 142, în Rusia AL1, la noi STAS 201/2-80 ATCu4Ni2Mg (compoziția chimică de bază **3,75-4,75%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 aliaje de aluminiu refractare, 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 AARef. turnate, cu rezistența mărită la temperaturi ridicate de forma [1], [2]: 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 soluția solidă  $\alpha$  complex aliată, Si liber, AlSiMn Fe, CuAl<sub>2</sub>, Mg<sub>2</sub>Si (faza W), Al<sub>3</sub>Ti,



AlB<sub>2</sub>. În aceste aliaje particulele de Si sunt sferoidizate, fazele CuAl<sub>2</sub> și Mg<sub>2</sub>Si reacționează complet cu soluția solidă  $\alpha$  la temperatura de călire în timp ce celelalte faze sunt stabile.

**b) Pentru grupa Al+Cu+Ea**, vom avea Mn, Ti cu formarea de  $\alpha$ +CuAl<sub>2</sub> și faze T(Al<sub>12</sub>Mn<sub>2</sub> Cu) sau Ni+Cr+Mn+Mg cu formare de  $\alpha$ +S(Al<sub>2</sub>MgCu)+T(Al<sub>6</sub>Cu<sub>3</sub>Ni)+Al<sub>3</sub>(CuNi)<sub>2</sub> cât și faze ce conțin Mn și Cr. Ca și în cazul primei grupe fazele CuAl<sub>2</sub> și S reacționează complet cu faza  $\alpha$  la călire, în timp ce celelalte nu. Aceste aliaje posedă  $R_m > 200 \text{ N/mm}^2$  și rezistență de durată, la 300°C timp de 100 ore, peste 65N/mm<sup>2</sup>, superioare aliajului Y [1] [8], [2]

Apariția și utilizarea aliajelor termorezistente a fost condiționată de constatarea că în cazul încălzirilor-răcirilor (căliri) repetate în exploatare materialele suferă o oboseală termică proprie aliajelor de aluminiu [1], [2].

Acțiunea însumată a tuturor factorilor fizico-chimici-structurali determină gradul de rezistență al aliajului la temperaturi și tensiuni ridicate, adică la „refractoritate”. Se subliniază influența foarte mare a factorilor tehnologici [2] (elaborarea, viteza de cristalizare, regimul de tratament termic etc.) asupra refractarității aliajelor de aluminiu turnate. Variind parametri tehnologici se poate acționa atât asupra structurii cât și a caracteristicilor chimice ale aliajelor ceea ce dă posibilitatea să poată să fie schimbată refractaritatea aliajelor în limite bine determinate. În problema refractarității aliajelor un rol substanțial îl joacă starea structurală metastabilă a aliajelor și deci se pot folosi și aliaje ce nu conțin Ni și posedă rezistențe comparabile cu celelalte aliaje, se toarnă însă mai ușor în cochilă față de aliajul Y [2]. Exemplul clasic este aliajul AT Si5 Cu1,5Mn.

Legat de ansamblul piston-cilindru „sufletul motorului” se cunoaște că toții conducătorii auto (șoferii), știu că înainte de a pleca „în cursă” motorul trebuie „încălzit!”; durată ce poate avea peste 5 minute. Această practică cu consecințe negative asupra consumului de carburant, poluării timpului de staționare etc., după cum se cunoaște acum se datorează proprietăților fizico-metalurgice ale cuplului piston-cilindru (cămașă). De regulă cele două componente sunt realizate din aliaje cu bază de aluminiu, respectiv fiero-aliaje care determină valoarea jocului la „rece” piston-cilindru.

Valoarea jocului la „rece” piston-cilindru este determinată de condiția impusă pentru evitarea „gripării piston-cilindru” în special la motoarele nerodate și a fost apreciată, fie din practică fie pe baza coeficienților de dilatare termică a materialelor cuplului piston-cilindru, fără a ține cont de transformările structurale ce au loc în timpul funcționării motoarelor termice (încălziri-răciri repetate). Aceste transformări influențează coeficienții de dilatare termică în special temperaturile apropiate de cele de funcționare a motoarelor termice (325 °C) [1], [2].

Ținând cont de considerentele de mai sus, cercetătorii, în urma unor studii și cercetări originale, pentru prima dată în literatura de specialitate, atrag atenția că:

**1.** Între compoziția chimică, tratamentele termice, refractaritate și coeficienții de dilatare termică ai aliajelor de aluminiu există o strânsă corelație, datorită influențe majore, asupra variației mărimii de dilatare termică; coeficienții care determină, de fapt, valorile jocurilor la „rece” și de exploatare;

**2.** Modificare cu sulf sau sulf+fosfor, cât și alierea cu elemente din grupele de tranziție, a aliajelor pistoanelor, conduc la creșterea stabilității proprietăților de turnare și de refractaritate pe seama apariției și separării fazelor secundare stabile la temperaturii superioare T(Al<sub>6</sub>Cu<sub>3</sub>Ni); W(Al<sub>x</sub>Mg<sub>5</sub>Cu<sub>4</sub>Si<sub>4</sub> ; Al<sub>4</sub>Si<sub>2</sub>FeMn; Al<sub>3</sub>Ti; Al<sub>7</sub>Cu<sub>2</sub>Fe; AlSiCuFe; Mg<sub>2</sub>Si; Al<sub>8</sub>Si<sub>6</sub>Mg<sub>3</sub>Fe etc.) a microeterogenității soluției solide  $\alpha$ , a eutecticilor ternari cu temperatură de topire ridicată etc.

**3.** Se poate reproduce relativ fidel, ciclul real de funcționare al motorului termic (încălziri-răciri repetate) prin tratamentul termic al aliajelor ce se toarnă în pistoane, folosind sistemul de încălzire continuă până la temperaturi de 325°C), menținere la această temperatură, în scopul obținerii constanței proprietăților mecanice pe seama desăvârșirii transformărilor de fază din aliajul pistoanelor [2]. Aceste încercări permit stabilirea tehnologiei "optime" de tratament termic a pistoanelor motoarelor termice.

**4.** Tratamentele termice (încercările de determinare a rezistențelor de durată la temperaturi ridicate) pot fi înlocuite cu determinările de duritate folosind instalația de încercări la cald, concepută de autori, întrucât există o strânsă corelație între rezistențele mecanice și duritățile aliajelor de aluminiu. Încercările de duritate simplifică mult cercetările, nu necesită epruvete speciale, sunt mai robuste și mai rapide etc.; [9],[10],[11], [2].

**5.** Tratamentele termice de obținere a proprietăților mecanice maxime (călire și revenire), aplicate aliajelor de aluminiu, destinate turnării pistoanelor motoarelor termice, s-au dovedit ineficiente, întrucât, la temperaturile de lucru ale pistoanelor, se obțin rezistențe mecanice cu de 3 ori mai reduse față de valorile inițiale și aproape identice cu cele ale aliajelor netratate termic.

**6.** Pentru eliminarea transformărilor de fază, din aliajele pistoanelor (excluderea influențelor acestor transformări asupra coeficientului de dilatare termică) se recomandă doar tratamentul termic de stabilizare-recoacere sau normalizare a pistoanelor turnate. Valoarea temperaturii și timpul de menținere este funcție de aliajul utilizat și nu pot fi mai mici de 250°C și 10 ore de menținere, urmate de răcire lentă [2];

**7.** Aliajele de aluminiu refractare, ținând cont și de proprietățile tehnologice pe care le posedă (fluiditate, sudabilitate etc.), sunt recomandate și pentru turnarea pieselor de mare importanță în industria constructoare de mașini și aparate.

**8.** Având în vedere consecințele favorabile ale elementelor de aliere din grupele de tranziție asupra proprietăților mecanice ale aliajelor de aluminiu cât și faptul că nu cantitatea acestor elemente joacă rolul principal în imprimarea acestor proprietăți ci numărul acestora, în studii au fost încercate elemente de aliere în cantități sub 0,5% care au primit denumirea (și de fapt joacă rolul) de microadaosuri.

**9.** Folosirea elementelor de aliere din grupele de tranziție, în cantități reduse (microadaosuri) și în combinații, a permis elaborarea unor aliaje de aluminiu refractare superioare celor folosite actualmente, chiar și în cazul înlocuirii nichelului; element deficitar și scump.

În concluzie, ținând cont de solicitările și transformările pe care le suferă aliajele de aluminiu din pistoanele turnate, destinate motoarelor termice, în cele ce urmează se prezintă rezultatele studiilor și cercetărilor efectuate în scopul optimizării proprietăților acestor aliaje în principal în privința refractarității, utilizând compoziția de bază a aliajelor binare Al-Si și Al-Cu.

Teza de doctorat abordează o problemă largă turnarea pieselor din aluminiu. Principalele părți ale tezei de doctorat sunt date după cum urmează:

- Generalități privind aliajele de aluminiu turnate;
- Structura și proprietățile mecanice ale aliajelor de aluminiu-sinteză bibliografică;
- Rezultate experimentale pentru studiul proprietăților mecanice ale aliajelor de aluminiu;
- Aplicații de turnării aliajelor de aluminiu în condiții de laborator.

Din problematica generală a turnării aliajelor de aluminiu în piese este abordată la nivel experimental partea de elaborare a aliajelor de aluminiu și realizarea de încercări mecanice asupra pieselor turnate. Lucrarea este structurată pe 7 capitole.

În Capitolul 1 se prezintă la nivel de sinteză bibliografică problemele legate de structura proprietățile mecanice ale aliajelor de aluminiu și de aplicația de turnare în piese a acestora. Piesele turnate în discuție sunt pistoanele motoarelor autoturismelor. Scopul capitolului este de a prezenta problematica abordată în teza de doctorat. Astfel se prezintă o clasificare a aliajelor de aluminiu ținând cont de elementul principal de aliere. Astfel se remarcă două sisteme de aliere Al-Cu și Al-Si care vor fi pe larg analizate în lucrare. Sunt prezentate principalele aliaje de aluminiu turnate în piese. Se introduce o caracterizare a aliajelor de aluminiu prin rezistența mecanică la tracțiune  $R_m$ [daN/mm<sup>2</sup>], duritatea HB[daN/mm<sup>2</sup>] și alungirea relativă  $A$ [%]. Refractoritatea aliajelor de aluminiu este definită prin capacitatea aliajelor de aluminiu de a păstra aceste caracteristici mecanice în condiții de temperatură ridicată specifică funcționării pistoanelor motoarelor termice. Obiectivele cercetării sunt definite în legătură cu determinarea caracteristicilor mecanice în condiții de temperatură ridicată. Se va studia stabilizarea și acestor proprietăți la temperatură ridicată peste 300°C și influența ciclurilor de încălzire-răcire asupra variației proprietăților mecanice.

Structura aliajelor de Al este descrisă la nivel de microstructură prin prezența soluției solide și a compușilor intermetalici. Duritatea acestora este analizată la diferite temperaturi. În prezentarea aliajelor de aluminiu se identifică fazele durificatoare legate direct de valorile proprietăților mecanice ale aliajelor. Se prezintă modalitățile de determinare a rezistenței mecanice pentru aliajele din aluminiu. Se prezintă tratamentele termice pentru aliajele de aluminiu.

În Capitolele 2 și 3 sunt descrise aliajele de aluminiu din sistemele Al-Cu și Al-Si la nivel de structură și proprietăți mecanice. Sinteza prezentată este orientată pe tipul de aliaje care au fost utilizate în experimentele realizate. Se prezintă structuri ale aliajelor obținute.

În Capitolul 4 se prezintă încercările asupra proprietăților mecanice efectuate asupra aliajelor de aluminiu elaborate. Pe epruvete de tip Amstel s-a determinat rezistența mecanică la tracțiune. A fost măsurată duritatea HB și alungirea relativă  $A$ , prin compararea lungimii epruvetei ruptă cu cea neruptă. Asupra aliajelor de aluminiu au fost realizate tratamente termice. S-a determinat timpul de stabilizare și durata de stabilizare a proprietăților mecanice rezistența mecanică la tracțiune și duritatea HB în condiții de temperatură ridicată, cu menținere la temperatura respectivă încercare denumită "la cald" și în atmosfera ambiantă încercare denumită "la rece". Prin încercările realizate s-a dorit analiza proprietăților mecanice pentru condiții de temperatură ridicată și în care se simulează ciclurile încălzire-răcire specifice funcționării pistoanelor autoturismelor.

În Capitolul 5 se prezintă experimente de turnare în condiții de laborator a pistoanelor din aliajul ATSi12CuMg. Se prezintă condițiile de turnare pentru piese turnate. Pentru aceste a fost realizată turnarea în cochilă. Pe epruvete turnate în amestec de formare și apoi tratate termic (respectiv netratate termic) este analizată dilatarea aliajului. Se prezintă probleme legate de modelarea analitică și numerică a procesului de turnare.

În Capitolul 6 se prezintă o aplicare de modelare experimentală pentru alegerea unei compoziții chimice favorabile din punct de vedere a proprietăților mecanice pentru aliajul ATSi12CuMg. Au fost realizate experimente după un plan experimental de tip factorial. Având ca punct central compoziția chimică a aliajului dată de standarde se realizează variații ale concentrației elementelor de aliere.

Concentrația elementelor de aliere constituie factorii de influență. Funcțiile obiectiv analizate sunt rezistența mecanică, duritatea HB și alungirea relativă a probelor.

În Capitolul 7 se prezintă principalele concluzii și contribuții personale prezente în teza de doctorat. Se arată că în cadrul general al problemelor legate de turnarea aliajelor de aluminiu a fost abordată partea de elaborare a aliajelor de aluminiu destinate pieselor turnate. Elaborarea aliajelor trebuie să țină cont de compoziția chimică a aliajelor și tratamentele termice aplicate acestora, în vederea obținerii unor caracteristici mecanice adecvate. Se arată că tratamentele termice trebuie să fie adaptate condițiilor de funcționare pieselor turnate.

Între contribuțiile prezentate se remarcă determinarea proprietăților mecanice în condiții de temperatură ridicată și a timpului de stabilizare a acestor proprietăți.

# 1. ALIAJE DE ALUMINIU TURNATE ÎN PIESE. STRUCTURĂ, PROPRIETĂȚI MECANICE

## 1.1 Clasificarea generală a aliajelor de aluminiu

În utilizarea aliajelor de aluminiu se remarcă două domenii importante li anume realizarea de semifabricate (table, benzi, folii, țevi) și realizarea de piese turnate. Importanța și rolul deosebit pe care îl au aliajele de aluminiu turnate, în construcția de mașini și aparate în momentul actual face ca în toată lumea să fie o mulțime de institute de cercetări, instituții de învățământ și chiar cercetători individuali să aibă preocupări majore în acest domeniu de cercetare și să caute asiduu noi mărci de aliaje, care, la prețuri convenabile să poseze proprietăți de utilizare mult mai bune față de cele standard. Una din preocupările majore în acest scop este creșterea refractarității aliajelor de Al turnate necesitate reclamată de industriile auto, aviativă, aerospațială și nu numai [1], [12], [13], [14], [15], [2].

Pentru a putea fi ușor recunoscute, Asociația Aluminiului și Institutul de Standard Național American a propus un sistem de simbolizare al aliajelor de aluminiu care a fost asimilat rapid de toate țările producătoare de aluminiu. Caracterizarea claselor aliajelor de aluminiu este redată în cele ce urmează [16]:

### - Aluminiu Nealiat: clasa 1xxx—aluminiu în proporție de peste 99%

Se caracterizează printr-o bună rezistență la coroziune, conductivitate electrică și termică ridicată, proprietăți mecanice scăzute și o foarte bună prelucrabilitate prin deformare (maleabilitate). Ultimele două cifre în simbolizare indică procentul minim de aluminiu.

**Exemplu:** 1070 (aluminiu min. 99,7%); 1050 (aluminiu min. 99,5%) A doua cifră diferită de zero indică un control special al unei sau al mai multor impurități.

**Exemplu:** 1100 (Si + Fe ≤ 0,95%); 1200 (Si + Fe ≤ 1,00%)

**Mărci uzuale:** 1050, 1050A, 1060, 1070, 1070A, 1100, 1200, 1350, 1350

Aceste mărci de aluminiu sunt disponibile, în principal, sub forma de **table groase, table, benzi, folii, bare și țevi**.

### - Aluminiu aliat: clasa 2xxx (DURAL)—aluminiu aliat cu Cupru (Seria 2xxx - aliajele acestei serii se mai numesc "duraluminiu")

Pe lângă cupru, care este elementul principal de aliere, aceste aliaje conțin în principal magneziu și mangan. Pentru obținerea caracteristicilor mecanice ridicate (similare sau chiar mai mari decât cele ale oțelurilor cu conținut scăzut de carbon), aceste aliaje trebuie supuse călirii (tratament termic de punere în soluție urmată de îmbătrânire naturală - la temperatura ambianță sau artificială la temperatura ridicată, în cuptor). Aliajele Seriei 2xxx au rezistență mecanică ridicată și o bună prelucrabilitate prin așchiere, în general nu sunt sudabile și nu au o bună rezistență la coroziune.

**Aliaje uzuale:** 2007, 2011, 2024, 2014, 2014A, 2017, 2017A

Aceste aliaje de aluminiu sunt disponibile, în principal, sub forma de **table groase, table, bare și țevi**.

### - Aluminiu aliat: clasa 3xxx —aluminiu aliat cu Mangan și Cupru

Seria 3xxx - aliaje în care manganul este elementul principal de aliere. Pe lângă mangan, aceste aliaje mai pot fi aliate cu magneziu sau cupru. Se caracterizează prin proprietăți mecanice (rezistențe) mai bune decât alumiul nealiat (Seria 1xxx),

comportare corespunzătoare la acțiunea diferiților agenți nocivi (rezistența la coroziune), o bună sudabilitate și prelucrabilitate prin deformare (maleabilitate).

**Aliaje uzuale:** 3003, 3103, 3004, 3005, 3105, 3019

Aceste aliaje de aluminiu sunt disponibile, în principal, sub formă de **table, benzi și folii groase**

**- Aluminiu aliat: clasa 5xxx —aluminiu aliat cu Magneziu (Seria 5xxx - aliaje în care magneziul este elementul principal de aliere)**

Pentru îmbunătățirea rezistenței, aceste aliaje mai pot fi aliate cu mangan și crom.

Aliajele acestei serii se caracterizează printr-o bună rezistență mecanică, prelucrabilitate mecanică corespunzătoare, foarte bune proprietăți de sudare și rezistență la coroziune, mai ales în mediul marin.

**Aliaje uzuale:** 5005, 5052, 5251, 5049, 5754, 5083, 5086, 5456

Aceste aliaje de aluminiu sunt disponibile, în principal, sub forma de: table groase (5083, 5086, 5754) table și benzi (5005, 5052, 5251, 5049, 5754), folii groase (5052), bare și țevi (5754, 5083, 5086)

**- Aluminiu aliat: clasa 6xxx —aluminiu aliat cu Magneziu și Siliciu (Seria 6xxx - aliaje aluminiu cu magneziu și siliciu)**

Pentru îmbunătățirea caracteristicilor mecanice, aceste aliaje se utilizează în general în stare tratată (călita). După tratament termic aliajele se caracterizează printr-o rezistență mecanică ridicată, rezistență bună la coroziune, sudabilitate, caracteristici bune de prelucrare mecanică, se pretează la finisarea suprafeței prin anodizare. Aliaje uzuale: 6005, 6060, 6063, 6061, 6082, 6066. Aceste aliaje de aluminiu sunt disponibile, în principal, sub forma de: table groase călite (6061, 6082), table călite (6061, 6082), bare, țevi, profile călite sau necălite (6005, 6060, 6063, 6061, 6082, 6066).

**- Aluminiu aliat: clasa 7xxx —aluminiu aliat cu Zinc și Magneziu (Seria 7xxx - aliaje aluminiu cu zinc)**

Pe lângă zinc, aceste aliaje conțin magneziu și cupru. Aliajul 7075 este cel mai rezistent aliaj de aluminiu, utilizat în industria aeronautică și constructoare de mașini. Pentru obținerea caracteristicilor mecanice ridicate, aceste aliaje trebuie supuse călirii (tratamentului termic de punere în soluție urmată de îmbătrânire artificială). Aliajele Seriei 7xxx au rezistență mecanică și la oboseală ridicată (solicitări dinamice), o bună prelucrabilitate prin așchiere, sudabilitate bună, rezistență bună la coroziune, în special la propagarea fisurilor.

**Aliaje uzuale:** 7175, 7075, 7050, 7022, 7021, 7020, 7010

Aceste aliaje de aluminiu sunt disponibile, în principal, sub forma de **table groase, bare și țevi**.

## **1.2 Elemente de caracterizare a proprietăților mecanice ale aliajelor de aluminiu**

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

## 1.2- Elemente de caracterizare a proprietăților mecanice ale aliajelor de aluminiu<sup>15</sup>

concomitent, întrucât, de regulă, acești factori sunt legații între ei și se intercondiționează.

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 legații între ei și se intercondiționează.

Dependența refractarității aliajelor funcție de compoziția chimică, structura și tipul diagramei de echilibru a fost redată încă de mult pentru aliajele de tipul Al-Mg.

Neajunsul acestor cercetări consta 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 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 deformarea plastică o vor avea soluțiile solide ce posedă o rezistență mare a legăturii interatomice și o deformare minimă a rețelei cristaline. 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 cu elementele din grupa 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.

Drept principali factori de influență asupra refractarității aliajelor de aluminiu sunt: fizico-chimici; structurali; natura; cantitatea, forma și repartitia eutecticilor, idem a fazelor secundare; tehnologici, viteza de cristalizare a topiturii, tratamentele termice îmbătrânirea și coagularea.

Noțiunea de refractaritate în cazul aliajelor de aluminiu turnate (AAT), a apărut ca o necesitate de a folosi aliaje cu bază de aluminiu care să răspundă următoarelor cerințe la temperaturii de utilizare de peste 300°C:

- 1-** Să posedă o rezistență mecanică  $R_m$ ,  $R_{p0,2}$  cât mai mare;
- 2-** Să-și păstreze pe cât posibil densitatea obținută la temperatura ambiantă de 20°C;
- 3-** Să nu își modifice dimensiunile sub acțiunea temperaturii și sarcinilor la care sunt supuse piesele turnate, pe durata timpului de acțiune a temperaturilor și sarcinilor;
- 4-** În cazul în care se folosesc și la turnarea pistoanelor motoarelor termice (chiulase, pompe, carcase etc.) să posedă un coeficient de transmitere a căldurii cât mai înalt pentru a evacua cât mai repede căldura produsă de arderea carburantului.
- 5-** Pentru același motiv ca la punctul 4, să posedă un coeficient de dilatare termică cât mai redus care permite alegerea unui joc termic (joc de proiectare piston-cilindru sau la "rece") cât mai mic, pe această bază obținându-se un consum de carburant și noxe la nivel cât mai scăzut [2].

Dintre tratamentele termice aplicate aliajelor de aluminiu se enumără următoarele.

**T4** - Călire de punere în soluție și îmbătrânire naturală până la obținerea unei stări stabile-reprezintă starea corespunzătoare produselor ce nu sunt deformate la rece după tratamentul de călire de punere în soluție. Starea T-4 este aplicată cu prioritate aliajelor din grupele ASTM 2xxx și ASTM 6xxx [17].

**T6** - Pus în soluție și îmbătrânit artificial se aplică produselor care nu sunt deformate la rece după tratamentul de punere în soluție și sunt îmbătrânite artificial [18].

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

Pentru aliajele la care se aplică un tratament termic de supraîmbătrânire acesta este simbolizat cu o cifră în plus (Exemplu T61,T71)

### 1.3 Structura și compoziția chimică a aliajelor de Al

În vederea simplificării studiului aliajelor de aluminiu turnate arătăm că toate aliajele de aluminiu de turnătorie, larg utilizate în industrie, sunt elaborate (studiate) pe baza următoarelor aliaje binare de bază:

- 1-Al-Cu;
- 2-Al-Si;
- 3-Al-Mg;
- 4-Al-Zn.

De subliniat că aliajele grupelor 3 și 4 se pot folosi la temperaturi ridicate numai în condițiile unei acțiuni singulare, întrucât în condițiile unei acțiuni prelungite de temperatură ridicată au refractaritate redusă, de aceea nu se vor studia.

În condițiile acțiunii prelungite a temperaturii și a sarcinilor exterioare, în primul rând, se vor folosi aliaje cu bază Al-Cu și în al doilea rând sisteme multicomponente pe baza aliajelor Al-Si. De aceea ne vom ocupa de aliajele Al-Cu și Al-Si în care se vor adăuga elemente de aliere (microadaosuri) care schimbă radical structura aliajelor, finisând-o de regulă.

Deși toate elementele de aliere (Ea) din aliaje de aluminiu turnate au diferența dimensiunilor atomice cu 10% față de Al (Mg mai mari, iar Cu și Si mai mici) la același grad de suprasaturație a soluției solide  $\alpha$  proprietățile sunt mult diferite, în special refractaritatea. Acest fapt se explică prin: diferența valorilor forțelor legăturii interatomice, coeficientului de difuzie în Al solid, transformărilor fazice la temperaturi ridicate, cât și structuri fine a soluției solide  $\alpha$ .

#### 1.3.1 Elemente care caracterizează sistemul de aliaje Al-Cu

Dimensiunile rețelei cristaline de Al se reduc prin introducerea în aliaj a unor cantități variabile de Cu [1] (figura 1.1), putem spune direct proporțional. Solubilitatea maximă a Cu în Al este dată în tabelul 1.1.

**Tabelul 1.1 Solubilitatea Cu în Al [%] funcție de temperatură și de presiune**

Presiunea	Temperatura [°C]			
	400	450	500	550
10000daN/c m <sup>2</sup>	1,1	1,4	2,5	3,6
atmosferică	1,7	2,5	4,0	5,6



Din figura 1.2,a diagramei de echilibru a sistemului Al-Cu se vede că în condițiile de echilibru (linii pline) solubilitatea Cu în Al este aproximativ 5,7%, dar în condițiile în afară de echilibru solubilitatea, în funcție de temperatura (T) și structura inițială, diferă mult față de cea din diagrama de echilibru din figura 1.2.

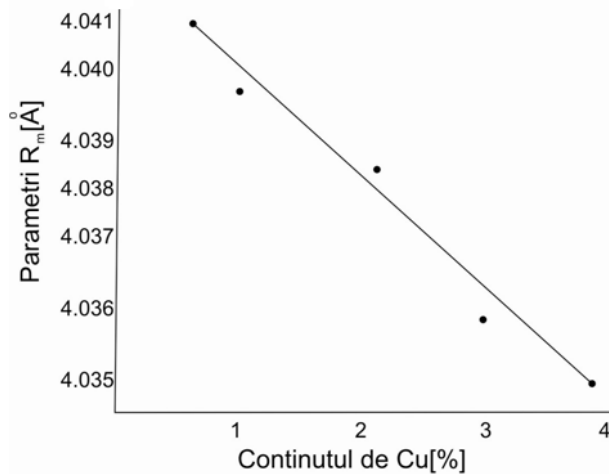


Fig.1.1 Variația parametrilor rețelei cristaline a soluției solide a de Al funcție de conținutul de Cu

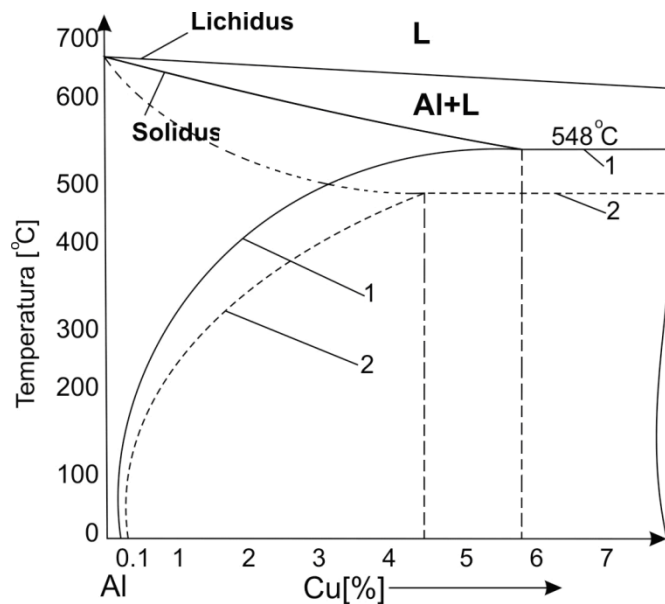


Fig.1.2 Diagrama de stare a sistemului Al-Cu 1-starea de echilibru (răcire lentă la cristalizare); 2- - - starea metastabilă (răcire rapidă)

În [1],[2] se arată că odată cu creșterea vitezei de răcire ( $v_r$ ) la cristalizare se reduc temperaturile liniilor solidus și lichidus (linii întrerupte) cu atât mai intens cu cât aliajul conține mai puțin Cu (sub 5,7%).

După [20]  $v_r$  (viteza de răcire) influențează structura aliajelor în sensul că, cu creșterea gradului de subrăcire se modifică punctul eutectic și structura: din grosolană lamelară devine cu grăunți fini iar, particulele de  $\text{CuAl}_2$  din eutectic sunt de formă sferică (figura 1.3). În imagine avem:  $\alpha$  - soluție solidă  $\alpha$  de Cu în Al; E - eutecticul format din  $\alpha_E + \text{CuAl}_{2E}$ .

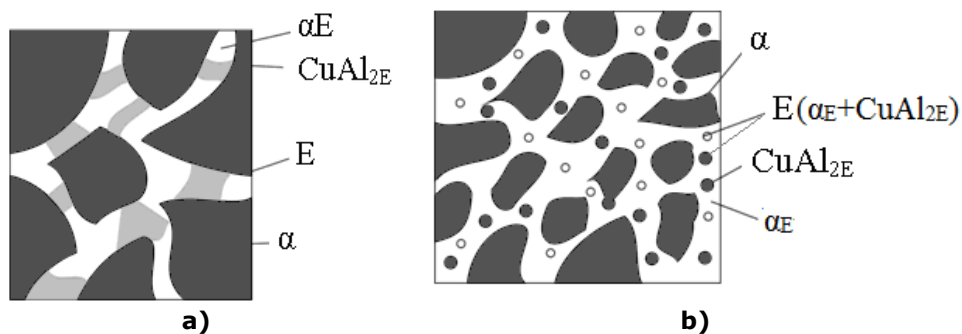


Fig.1.3 Forma structurii aliajelor Al-Cu în cazul răcirii: a- lente; b-rapide

Mai mult, în structura aliajelor Al-Cu cu până la 5% Cu eutecticul (în afară de echilibru) se observă la orice viteză de cristalizare (solidificare) a aliajelor turnate (50,5 și 0,8 grad/s). Cantitatea de eutectic din aliajele ce solidifică în condiții în afară de echilibru crește cu creșterea vitezei de răcire ( $v_r$ ).

Microdunitatea cristalelor primare ale soluției solide  $\alpha$  este funcție de conținutul în Cu din aliajele de aluminiu turnate [21]: astfel avem:

**Tabel 1.2 Microdunitatea soluției solide  $\alpha$  în funcție de conținutul de Cu**

Cu[%]	5,5	8,0	10	15	20	25	28
$H_p$ [N/mm <sup>2</sup> ]	720	820	940	1100	1400	1530	1590

Fenomenul este atribuit creșterii microeterogenității de ordinul doi a grăunților de soluție solidă  $\alpha$  [21], dar și de structura mai fină a soluției solide  $\alpha$  comparativ cu cea a aliajelor binare Al-Si, Al-Mg.

### 1.3.2 Elemente care caracterizează sistemul de aliaje Al-Si

Aliajele de aluminiu în care se conține ca element de aliere și siliciu (chiar dacă nu el constituie elementul de aliere principal) sunt, practic vorbind, cele mai mult folosite în turnarea pieselor din construcția de mașini și aparate. Cauzele principale care determină acest lucru, sunt arătate în multe lucrări și în principal pentru că sunt mult mai tehnologice, dau rebuturi mult mai puține, pot fi supuse sudării, și în unele cazuri chiar deformărilor plastice, formarea aliajelor un necesită introducerea de Al pur, fapt ce contribuie la reducerea costurilor, etc. În plus precizăm că aceste aliaje se folosesc foarte mult și la turnarea pieselor ce se toarnă din aliaje de Al refractare în speță și pistoanele de motoare cu combustie internă. Pentru studiu se va porni de la aliajele binare Al-Si și apoi se va studia aliaje polinare Al-Si+Ea.

Din diagrama de echilibru a sistemului Al-Si (figura 1.4) se observă că solubilitatea Si în Al solid este 1,65% la T de 557°C; 1,3% la 550°C; 0,1% la 200°C și 0,05% la 25°C [1].

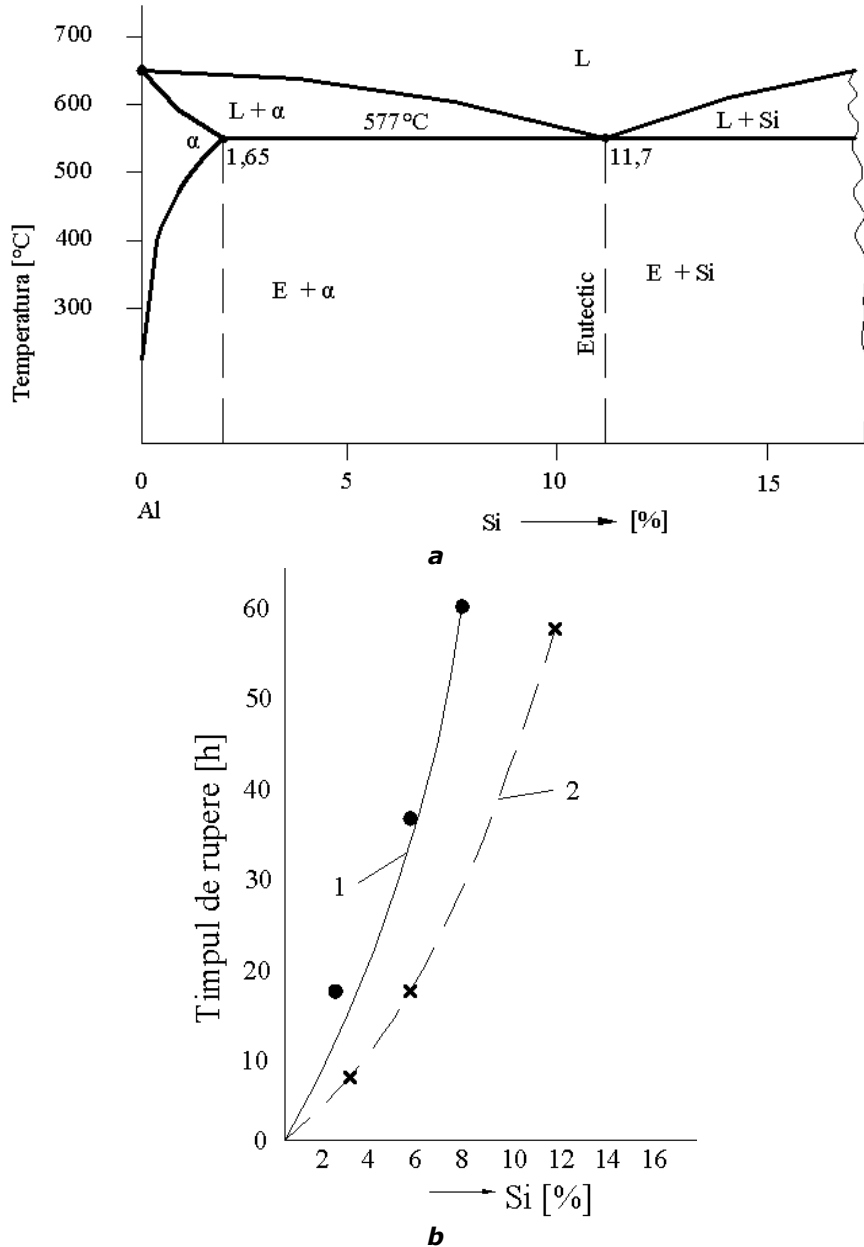


Fig.1.4 Diagrama de stare a sistemului Al-Si-a și b-influența Si asupra rezistenței de durată pentru tensiunile de încercare: 1- 5daN/mm<sup>2</sup> la 200°C; 2 -3daN/mm<sup>2</sup> la 300°C

Întrucât dimensiunile atomilor de Si sunt cu 10% mai mici decât cei ai Al și solubilitatea Si în Al la temperatura de călire 565°C este 1,45% față de cea la temperatura ambiantă 0,05% (ambele fenomene, favorizând întărirea în general) este de așteptat o situație favorabilă a creșterii proprietăților mecanice aplicând

tratamente termice de călire și revenire. În realitate efectul după călire și îmbătrânire este neînsemnat de aceea și refractaritatea aliajelor binare-siluminurilor-este mult mai mică față de cele binare Al-Cu.

Pentru a se putea explica caracterul de variație a refractarității aliajelor de aluminiu turnate (în funcție de natura, compoziția lor chimică și a componenței fazelor ce le posedă, cât și, de asemenea, a tratamentului termic (TT) aplicat, este absolut necesar a se studia:

- schimbările structurii fine a soluției solide  $\alpha$  a bazei aliajului; formată din elemente de aliere (Ea) dizolvate în Al;
- cinetica de descompunere a soluției solide  $\alpha$  în funcție de compoziție, temperatură și tensiunile de încercare ale aliajelor;
- a se explica gradul de influență a mărimii grăunților soluției solide  $\alpha$  asupra refractarității aliajelor turnate - AAT.

Acestor trei deziderate majore, legat și de faptul că aliajele de aluminiu turnate refractare se folosesc și pentru turnarea pistoanelor de mașini termice, se încearcă în lucrarea de față a se da răspuns, cu scopul manifest de a putea fi și un îndreptar în alegerea aliajele de aluminiu turnate refractare celor mai corespunzătoare scopului/locului de utilizare.

#### **1.4 Aliaje de aluminiu turnate refractare destinate confecționării pistoanelor motoarelor termice**

Cerințele ce se impun aliaje de aluminiu turnate în pistoane impun ca necesitate folosirea doar a aliajelor ce posedă proprietăți mecanice așa numite de lungă durată adică să posede rezistență mecanică la temperaturi superioare (200-300°C și chiar 350°C) [1] [22], [14], [15], [2] etc. Aceste lucruri se apreciază prin încercare la aceste temperaturi de referință sub sarcină și la timpi îndelungații. Se dă așa numita rezistență de durată  $R_t^T$  (deci la timpi  $t$  și la temperatura  $T$ ) uneori și sub tensiuni notate cu  $G'$  de încercare [2]. Aprecierea valorii refractarității aliajului se face prin mărirea duratei de rupere [h] a produselor la temperaturi, timpi și tensiuni de încercare variabile.

Trebuie precizat că din cantitatea de peste 41 de aliaje de aluminiu turnate (STAS 201/2-80) redată în tabelul 1.3 pentru piese turnate ce trebuie să lucreze la temperaturi de peste 250°C, deci și pentru turnarea pistoanelor denumite generic refractare, se pot folosi doar câteva. Figurile 1.4.1 și 1.4.2 prezintă variația rezistenței mecanice pentru două grupe de aliaje care vor fi analizate în lucrare.

După cum remarcă literatura de specialitate [1], [2] aceste aliaje se pot reda în tabelul 1.4 după o prelucrare minuțioasă a autorului a mulțimii de date din literatura de specialitate. Din păcate cu excepția a două aliaje ce se folosesc de multă vreme la turnarea pistoanelor motoarelor termice (aliajul Nr.1 și aliajul Nr.13) de mici puteri, în literatură sunt mai puține informații legate de comportamentul unor aliaje mult mai refractare, cele care conțin elemente de aliere Ea din grupele de tranziție știut fiind faptul că acestea au o acțiune deosebit de favorabilă asupra proprietăților mecanice, în special asupra refractarității aliajelor turnate în pistoane de motoare termice [1], [2].

Datorită acestui deziderat autorii lucrării și-au propus să efectueze un studiu detaliat legat de găsirea celor mai propice aliaje de aluminiu, aliaje care să devină refractare, adică, apte de a se utiliza la piese turnate ce lucrează la temperaturii peste 300°C, printre care și pistoanele motoarelor termice.

Întrucât în literatura de specialitate se arată că aliajele din grupele binare(Al-Mg și Al-Zn) nu corespund cerințelor ce se impun pistoanelor turnate ce lucrează la

temperaturi superioare timpi îndelungații [1] în lucrare se vor prezenta doar cercetările teoretice și experimentale efectuate pe grupele de aliaje binare (Al+Cu și Al+Si) cărora li se adaugă o seamă de elemente de aliere al căror scop nedisimulat este creșterea refractarității aliajelor studiate.

**Observații la tabelul 1.3 (STAS 201/2-80) [23]**

Valorile  $R_m$ , HB scad de la turnarea sub presiune, în cochilă și normal (turnare în amestec de formare).

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

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

I - are în vedere ambele îmbunătățiri  $\frac{C + In + C + Ia}{2}$

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:

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

## 1.5 Încercări mecanice la temperaturi ridicate ale aliajelor de aluminiu

În construcția de mașini se folosesc foarte mult piese turnate din aliaje de aluminiu în condiții de temperatură și tensiuni ridicate pe durate scurte de timp (destinație singulară). Pentru asemenea condiții nu sunt atât de necesare aliaje de aluminiu turnate cu refractaritate ridicată cât aliaje cu rezistență mecanică inițială mare, întrucât piesele turnate, se pot încălzi pentru scurt timp la temperaturi ridicate fără a suferi schimbări esențiale de proprietăți.

Întrucât în literatura de specialitate pentru aliajele de aluminiu turnate destinate acestui scop sunt puține date în continuare se vor reda rezultatele unor încercări de scurtă durată pentru  $R_m$  (10s...60min) la temperaturile de 100, 200, 300, 400°C. Aceste date au o extraordinară importanță pentru constructori și tehnologi, care creează piese turnate pentru o singură utilizare (destinație) singulară.

### 1.5.1 Încercări la tracțiune de scurtă durată a aliajelor de aluminiu turnate după metoda obișnuită

În încercările de determinare a proprietăților mecanice se prezintă proprietățile aliajelor următoare: ATSi10MnMg (notat 1) ATSi5CuMg (notat 2) ATSi7Mg (notat 3) ATCu4 (notat 4) ATZnMg (notat 5) ATCu4MgSiFeTiCr (notat 6)

**Tabel 1.3-Paartea I Aliaje de aluminiu turnate în piese (AAPT).- Element principal de aliaza Cu**

Nr. crt.	Marca	Sistemul de aliere	Elemente chimice componente							Turnat/terat	Valori medii ale proprietăților mecanice			Așchabilitate	Retenabilitate	
			Cu	Si	Mg	Mn	Fe	Zn	Ni		Rm [daN/mm <sup>2</sup> ]	A [%]	HB [daN/mm <sup>2</sup> ]			
1.	ATD*	TCu	4.5	-	-	-	-	-	-	-	-	-	-	-	-	-
2.	ATI*		4.5	-	-	-	-	-	-	-	-	-	-	-	-	-
3.	ATCu4		3.5	1.6	0.3	0.6	1.2	1.1	0.3	Ni-Cr	23	2.50	90	B	Sf	Sf
4.	ATCu4Si		3.5-5.5	0.7-1.5	0.05	0.5	1.1	0.5	0.05	Ni-Cr	21	3.00	65	B	Sf	Sf
5.	ATCu4Si4		3.5-5.0	3.5-5.0	0.5	0.20-6	1.4	2.0	0.5	Ni-Cr	20	2.00	65	B	Sf	Sf
6.	ATCu4MgTi		4.5	0.4	0.1-0.35	0.15	0.5	0.2	0.1	Ni-Cr-Cr	27	3.00	89	B	Sf	Sf
7.	ATCu4MgZnMg		3.5-4.5	0.8	1.2-1.8	0.6	0.8	0.2	1.7-2.3	Ni-Cr-Cr	24	0.50	88	B	B	B
8.	ATCu6Si5		5-7.5	0.20-5	0.20-5	0.9	1.6	0.9	-	Ni-Cr-Cr	20	1.00	75	B	S	S
9.	ATCu8		7-8-8.5	1.1	0.2	0.6	0.8	0.6	0.2	Ni-Cr-Ti	12	1.50	52	Md	Sf	Sf
10.	ATCu10		9-11	2.1	0.2	0.6	1.6	0.9	0.5	Ni-Cr-Ti	13	1.00	65	Md	Sf	Sf
11.	ATCu10Mg		9-11	2.1	0.20-6	0.6	1.1	0.9	0.5	Ni-Cr-Cr	19	0.50	102	Sf	B	B

Încercările la temperaturi superioare s-au divizat în încercări de scurtă durată și lungă durată și s-au efectuat pe probe de  $\phi 10\text{mm}$  în stare turnată. Încercările de scurtă durată s-au efectuat la temperaturile: 100, 150, 175, 200 și 250°C și s-au desfășurat astfel; încălzirea probei fără sarcină timp de 30min apoi tensionarea treptată a probei până la distrugere. (Înainte de turnare probele au fost tratate termic după regimurile folosite în industrie).

Tabel 1.3-Paartea II Aliaje de aluminiu turnate în piese (AAPT).- Element principal de aliere Si

Nr. crt.	Marca	Sistemul de aliere	Elemente chimice componente								Valori medii ale proprietăților mecanice			Ape habilitate	Refractaritate		
			Si	Cu	Mg	Mn	Fe	Zn	Ni	Turmat /licrat	Rm[da]N/mm <sup>2</sup>	A [%]	HB[da]N/mm <sup>2</sup>				
12.	ATS2Mg	II Si	1.8-2.3	0.1	0.5-0.75	0.6-0.8	0.6	0.2	0.05				22	1.00	85	B	S
13.	ATS4		3.5-5	0.2	0.15	0.7	0.9	0.4	0.1				16	1.50	60	B	S
14.	ATS4Mg		3.5-5	0.1	0.4-0.9	0.4-0.9	0.7	0.2	0.05				21	1.00	82	Sf	S
15.	ATS5Cu1		4.5-5.5	1-1.5	0.3-0.6	0.6	0.8	0.6	0.3				20	0.75	80	B	S
16.	ATS5Cu2		4.6	1.5-3.5	0.2-0.8	-	1.4	0.6	0.3				22	1.00	68	Mdc	S
17.	ATS6Cu4		5-7	3-5	-	0.2-0.6	1.1	0.2	0.3				22	1.00	75	B	B
18.	ATS7Mg		6.5-7.5	0.2	0.2-0.5	0.6	0.6	0.4	0.05				21	1.00	78	B	Sf
19.	ATS7MgCu		6-8	0.5-2	0.2-0.5	0.6	1.4	0.6	0.3				13	0.50	53	B	Sf
20.	ATS7Cu2		6.5-8	1.5-2.5	0.2-0.6	0.2-0.5	1.0	1.2	0.3				13	0.75	52	B	S
21.	ATS8Cu3		7-9.5	2-4	0.15	-	1.1	1.1	0.3				16	0.50	68	B	S
22.	ATS8Cu3Fe		7-9	2-4	0.2	0.5	1.4	1.2	0.3				21	0.50	75	B	B
23.	ATS8Cu3Ni		7.5-9.5	2-4	0.5	0.5	1.3	0.5	0.5-1.5				19	0.50	70	B	B
24.	ATS9		9-10	0.6	0.4-0.6	0.1	1.4	0.5	0.1				15	1.30	56	S	Sf
25.	ATS9Cu3Mg		8-9.5	3-4	0.1-0.5	0.5	0.9	1.0	0.5				17	1.00	68	Mdc	Sf
26.	ATS10Mg		9-11	0.1	0.2-0.5	0.2-0.6	0.7	0.3	0.1				21	1.00	78	Sf	S
27.	ATS10Cu2Mg		9.5-11.5	3-4	1-1.5	0.2-0.5	0.9	1.0	0.6				20	0.50	110	Sf	Sf
28.	ATS10Cu4		9.5-11.5	3-4.5	0.1	0.5	1.4	3.0	0.5				15	0.50	70	Mdc	Mdc
29.	ATS12		11-13	0.1	0.1	0.2-0.5	0.8	0.2	0.1				17	2.50	48	Sf	Mdc
30.	ATS12Fe		11-13	0.5	0.1	0.3	1.4	0.5	0.5				20	1.00	60	Mdc	Mdc
31.	ATS12MnFe		11-13.5	0.2	0.3	0.2-0.5	1.4	0.5	0.2				22	1.00	60	Mdc	Mdc
32.	ATS12MgFe		11-13	-	0.2-0.6	0.2-0.6	1.1	0.5	0.1				22	1.00	60	Mdc	Mdc
33.	ATS12CuMgNi		11-13	0.8-1.5	1-1.5	0.2-0.5	0.8	0.2	0.8-1.3				17	1.00	84	Md	Sf
34.	ATS18CuMgNi		16-19	0.8-1.5	0.8-1.3	0.1-0.3	0.6	0.3	0.8-1.3				16	-	103	S	B

Tabel 1.3-Paartea III Aliaje de aluminiu turnate în piese (AAPT).- Element principal de aliere Mg

Nr. crt.	Marca	Sistemul de aliere	Elemente chimice componente						Turnat/litrat	Valori medii ale proprietăților mecanice			Ape habilitate	Refractaritate	
			Mg	Cu	Si	Mn	Fe	Zn		Ni	R <sub>m</sub> [daN/mm <sup>2</sup> ]	A [%]			HB[daN/mm <sup>2</sup> ]
35.	ATMg3Si	III	2.5-4.5	0.1	1-2	0.3-0.6	0.6	0.2	0.05	N+C/H	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/H	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

Tabel 1.3-Paartea IV Aliaje de aluminiu turnate în piese (AAPT).- Element principal de aliere Zn

Nr. crt.	Marca	Sistemul de aliere	Elemente chimice componente						Turnat/litrat	Valori medii ale proprietăților mecanice			Ape habilitate	Refractaritate	
			Zn	Mg	Cu	Si	Mn	Fe		Ni	R <sub>m</sub> [daN/mm <sup>2</sup> ]	A [%]			HB[daN/mm <sup>2</sup> ]
39.	ATZn3Mg	IV	4.5-6	0.3-0.5	0.4	0.3	0.4	0.8	0.05	N+C/H	18	3.00	60	B	S
40.	ATZn10Si7	Zn	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



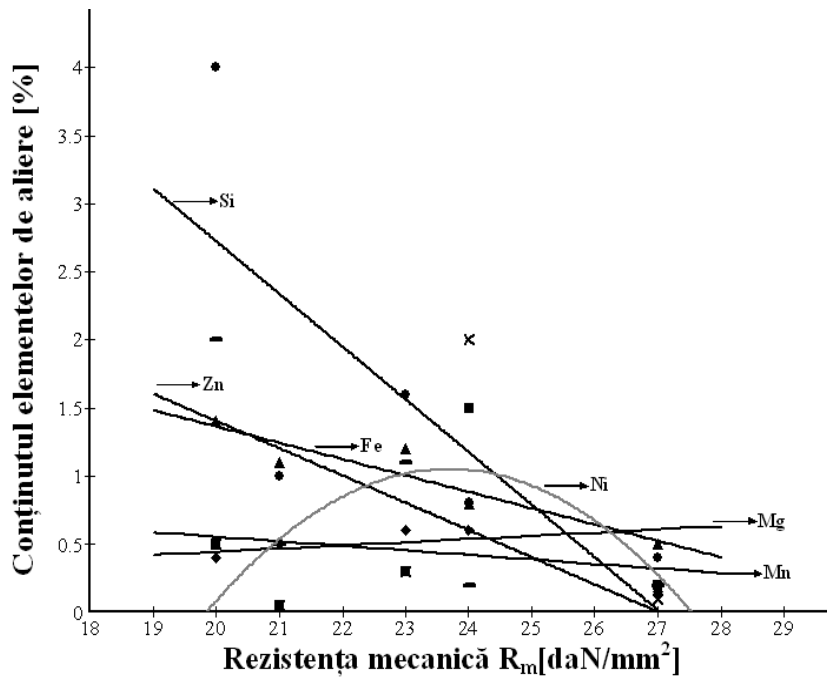


Figura 1.4.1 Efectul Elementelor de aliere asupra Rezistenței mecanice pentru aliajele de tipul ATCu4

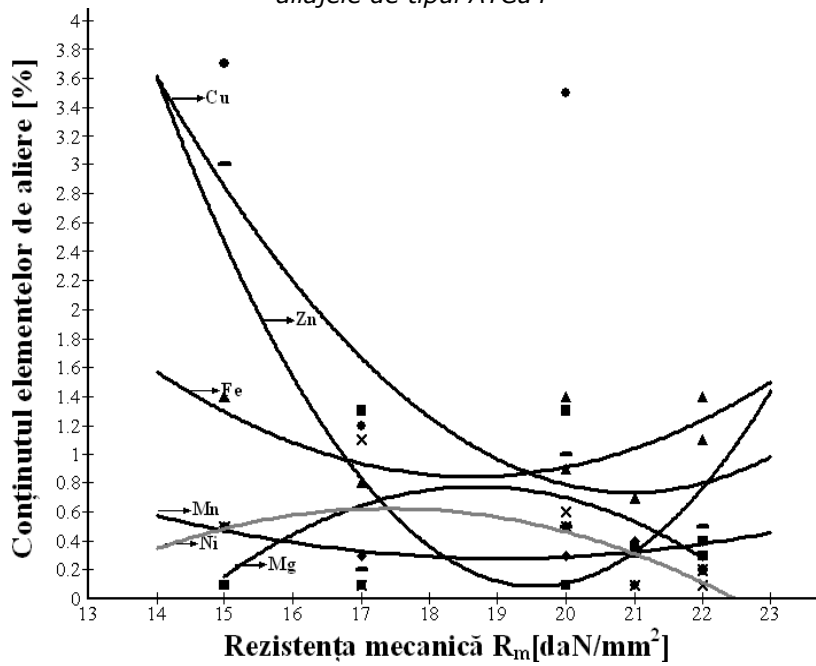


Figura 1.4.2 Efectul Elementelor de aliere asupra Rezistenței mecanice pentru aliajele de tipul ATSi 9-13

Tabel 1.4 Aliaje des folosite la turnarea pistoanelor de motoare termice

Nr.	Notatia aliajului	Țara	Compoziția chimică [%]							Obs.
			Cu	Si	Mg	Ni	Mn			
<b>A Tip solutie solidă a având ca principal element de aliere Cr</b>										
1	ATCu4MgNi2		3,75-4,50		1,25-1,75	1,75-2,25				Numit „Y”
2	ATCu3Si5MgMn		1,5-3,5	4,0-5,0	0,35-0,60	0,6-0,8			0,6-0,8	
3	ATCu5Ni3MgMnCr		4,5-6,0		1,25-1,75	2,6-3,5			0,2-0,3	Cr 0,2
4	ATCu6Si <sub>2</sub> MnNiTi + Ce+Zr		5,5-6,5						0,8-0,6-1	
5	AL10V	Fosta URSS	6,8-7,1	4,0-4,8	0,3-0,36	1,2			0,33-0,48	
<b>B Tip siluriniu (eutectice) cu aproximativ 12% Si</b>										
6	KS245	Fosta RFG	0,5-1,5	11,0-13,0	0,7-1,3	2-3				Ti 0,25
7	GAISI12CuNi	Fosta RDG	1,0-1,5	11,5-13,5	1,0-1,5	0,8-1,1			0,3-0,5	Ti 0,15
8	CGMn24336	Cehia	0,8-1,3	11,5-13,0	0,85-1,30	1-2			0,3-0,5	
9	LM13	Anglia	0,5-1,3	11-13	2-3					
10	ASI12GCN	Italia	0,5-1,1	12,4-13,0	1-1,4	2,0-2,4				Ti 0,1-0,2
11	SAE321	USA	1,1-1,3	11-13	0,7-1,3	-			0,5-0,9	Ti 0,25
12	AL25	Fosta URSS	1,0-3,0	11-13	0,8-1,0	0,8-1,3			0,3-0,8	Ti 0,2
13	ATSi12Cu2MgNi	România	0,8-1,5	11-13	1-1,5	0,8-1,3			0,2-0,5	
<b>C Bogate în Si &gt;22%</b>										
14	GAISI26CuNi	Fosta RDG	0,8-1,1	24,5-27,5	0,6-0,9	0,8-1,1				Ti 0,1-0,3
15	KS283	Fosta RDG	3,7-4,3	17,0-19,0	0,4-0,6	2,8-3,2			0,6-0,8	Co 0,3
16	Niural 2361	Fosta RFG	0,8-1,2	22,0-25,0	0,7-1,2	1,3				Cr 0,4-0,6
17	AL26	Fosta URSS	1,6-1,8	21,0-21,5	0,6-1,0	1,6-2,0			0,65-0,75	Cr 0,3
18	Vavsil 160	USA	0,9-1,2	21,0-23,0	0,75-1,25	2,0-2,5				V 0,1

Rezultatele încercărilor (figura 1.5) au arătat că:

**a** – La temperatura de 100°C  $R_m$  a aliajelor ATSi5CuMg și ATCu5 (T5), practic, nu s-a schimbat dar cea a aliajului ATCu5 (T4) s-a redus;

**b** – O oarecare creștere s-a semnalat și la aliajul ATZnMg probabil pe seama tendinței acestui aliaj spre îmbătrânire;

**c** – Reducerea  $R_m$  a celorlalte aliaje a început de la temperatura de 100°C.

**d** – Alungirea relativă a tuturor aliajelor până la 200°C crește neesențial, dar la temperaturi mai înalte ea crește vertiginos;

**e** – Valorile obținute pe aliajul ATCu4 (T5) arată că  $R_m$  se poate mări pe seama îmbătrânirii.

Întrucât o seamă de piese turnate sub presiune din aliajele notate cu 2; 5 și 6, lucrează la temperaturi ridicate s-a încercat comportarea acestor aliaje sub sarcină la temperaturile de 200, 300, 350, 400, 450°C în timp de 5; 30 și 60min cât și la sarcini ciclice (în stare turnată).

Probele tuturor aliajelor au fost încercate în stare turnată, fără tratament termic, lucru tipic pentru piese turnate sub presiune.

În vederea determinării avantajului pieselor ce vor funcționa la temperaturi superioare, s-au efectuat încercări de determinare a rezistenței la tracțiune și la temperaturi de 100-400°C, cu timp de menținere, înainte de încercare, la această temperatură, de 30min.

Datele obținute din încercări au permis să se aprecieze mai corect utilitatea aliajelor pentru fabricarea pieselor ce lucrează în agregate și condiții de temperaturi ridicate în timpul câtorva (și uneori chiar zeci) minute.

Rezultatele încercării, prezentate în tabelul 1.5 arată că aliajul 6 la temperatura de 20°C are proprietăți mecanice superioare.

**Tabel 1.5 Proprietățile mecanice la temperatura ambientă a probelor turnate sub presiune (valorii medii)**

Aliajul Nr.	$R_m$ [daN/mm <sup>2</sup> ]	Alungirea [%]
6	25,0	2,81
4	20,10	1,70
2	17,20	0,56

Încercările de scurtă durată (figura 1.6) se deosebesc prin aceea că probele nu au fost supuse unei stabilizări preliminare de lungă durată, dar au fost menținute timp de 5,30 și 60 min la temperatura de încercare, după care s-a efectuat încercare de rupere la întindere la aceste temperaturi. Temperatura în cuptor s-a egalizat în ~ 15min, după care a avut loc menținerea de 5, 30 și 60min și apoi s-a produs (efectuat) încercarea de rupere.

Din încercări a rezultat că:

**a** – cea mai mică rezistență și cea mai înaltă fragilitate au arătat-o probele din aliajul 2;

**b** – la temperatura de 200°C după 5min de menținere aliajele 2 și 6 au o rezistență egală dar după menținere de 60min avantajul trece de partea aliajului 6;

**c** – la temperaturile 300-350°C, cel mai stabil s-a dovedit a fi aliajul 6, apoi aliajul 4 – aliajul 2 este aliajul cel mai puțin rezistent din cauza mobilității ridicate a Mg în Al;

**d** – la temperatura de 445°C aliajul 6 are cea mai mică rezistență, ceea ce se poate explica prin marea nestabilitate a atomilor de magneziu;

**e** – la temperaturile de 400 și 445°C cea mai mare rezistență și o mică alungire relativă o posedă aliajul 4 fapt ce îl recomandă ca aliaj REFRACTAR.

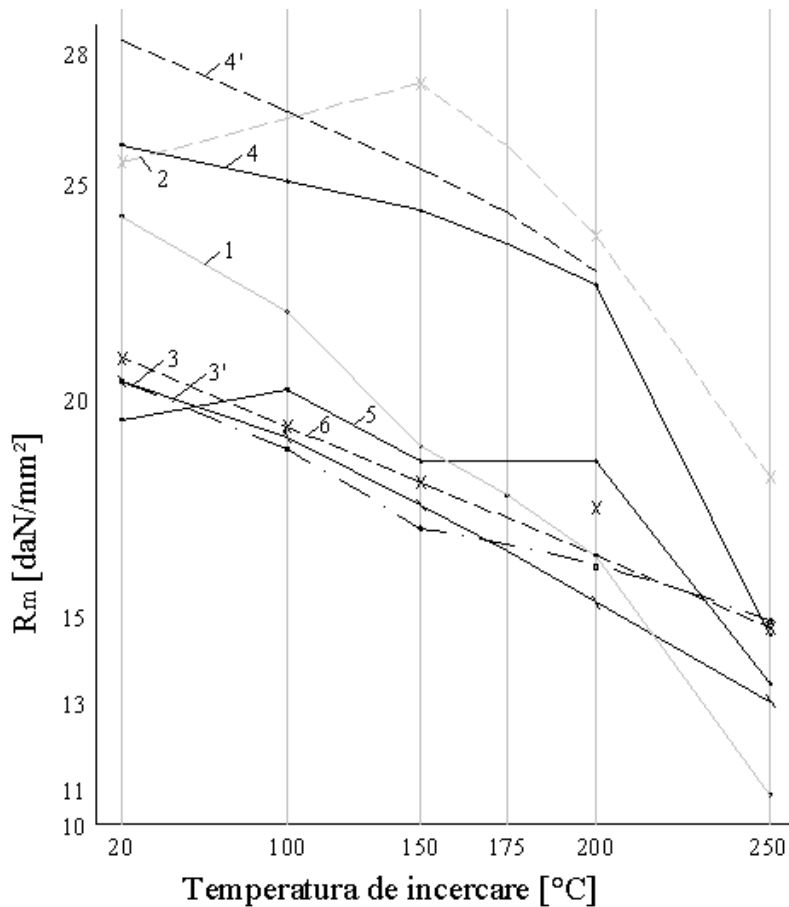


Fig. 1.5. Influența temperaturii de încercare asupra rezistenței aliajelor tratate termic: 1- T6; 2- T5; 3- T4; 3'- T4; 4'- T5; 5- Netratat și 6- T4

Pentru că în literatura de specialitate se afirmă că starea de deformare plastică față de cea din turnare, este superioară în privința durabilității (economicității) în exploatare, în figura 1.7 redăm rezultatele încercărilor analoge pentru aliaje deformate plastic, din care rezultă că:

**1** – la toate temperaturile de încercare cea mai mare rezistență o posedă (o păstrează) aliajul deformat plastic;

**2** – comparând rezultatele din figura 1.6 și 1.7 se poate observa clar că aliajele turnate 2, 4 și 6 la temperaturi ridicate au o rezistență mecanică mai mare față de cele deformate. (de remarcat că acest avantaj aliajele de aluminiu turnate îl păstrează (posedă) și la încercarea de fluaj în intervalul aceluiași temperaturi [24]);

**3** – alungirile specifice în cazul aliajelor deformate plastic sunt mult mai mari față de cele obținute la turnare (figura 1.7,b) la orice nivel de temperaturi. Acest fapt se datorează structurii obținute după deformare plastică: grăunți mai fini și mai omogeni, fără mișcare (distrugerea continuității) eutecticului, densificarea structurii etc.

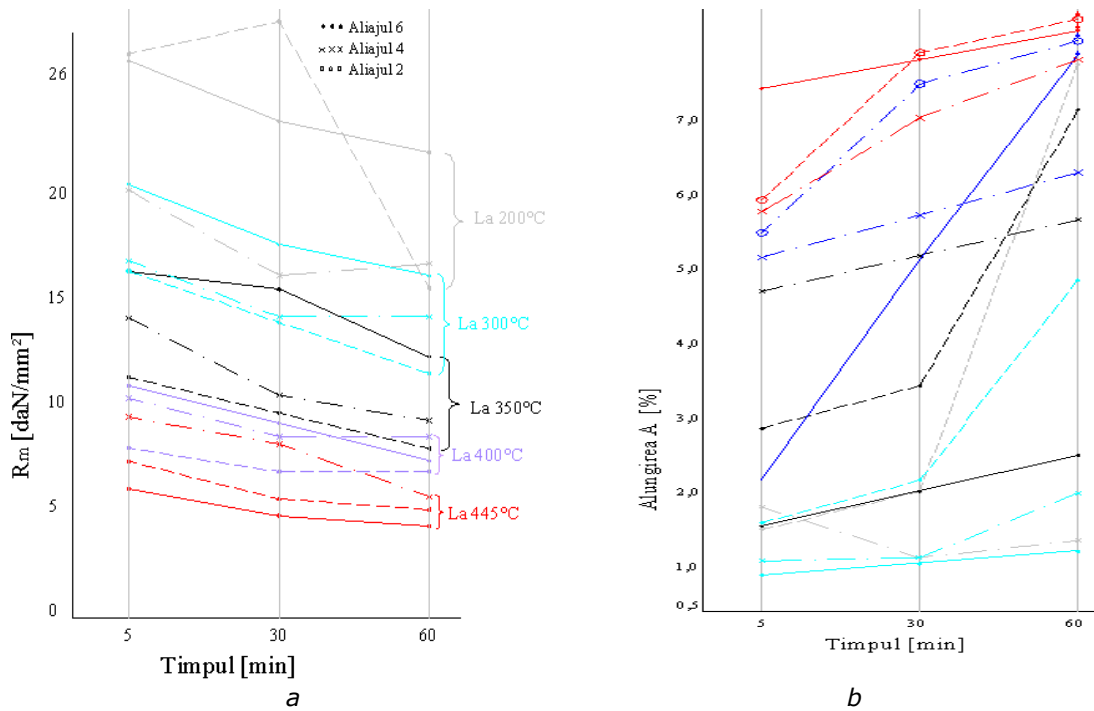


Fig. 1.6 Valorile medii ale rezistenței de rupere la tracțiune ale aliajelor funcție de temperatură și timpul de menținere: a-  $R_m$  și b-  $A$

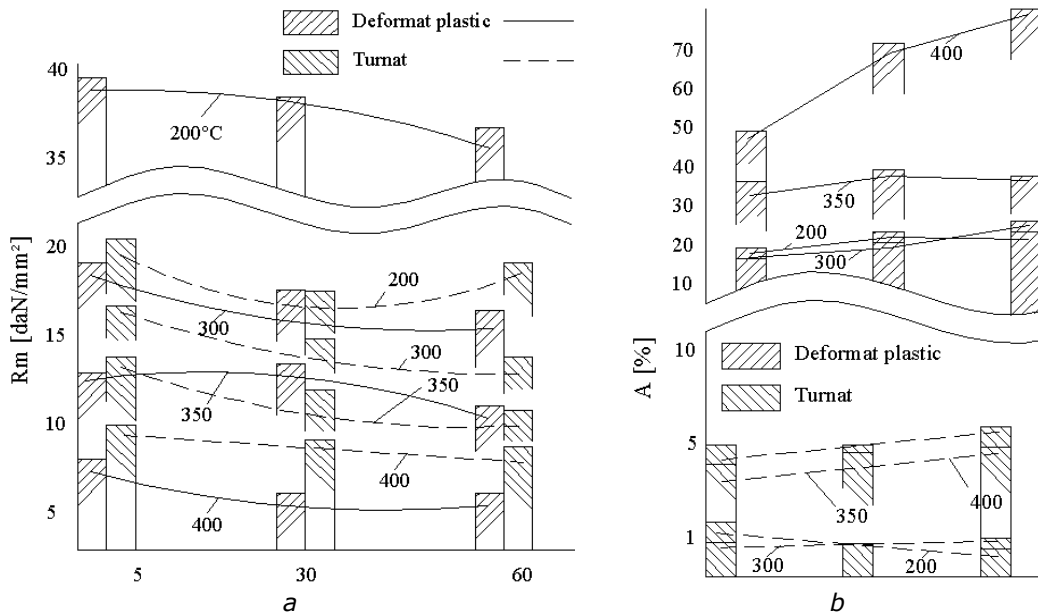


Fig. 1.7 Proprietățile mecanice ale aliajelor de aluminiu de compoziție chimică apropiată: stare turnată; stare deformată plastic la diferite temperaturi și timpi de menținere

Cele enunțate se pot observa și din comportarea proprietăților determinate în principal la temperaturi superioare cum ar fi bunăoară la temperaturile de 350-400°C (figura 1.8) având imaginea celor mai reprezentative aliaje Nr. 4 și cel deformat plastic (alungirea nu a fost semnificativă trecând de 70%).

Așa cum se cunoaște aliajele de aluminiu turnate destinate pistoanelor (și nu numai) nu au voie să-și schimbe dimensiunile în timpul funcționării [2] de aceea s-au făcut încercări asupra aliajelor AlMg10 și Nr. 6 (figura 1.8) care arată influența schimbului de căldură (încălzire până la 350°C, menținere 30min, răcire în apă la 25°C). Din figura 1.9,a și b reiese că aliajul Nr. 6 nu are tendință accentuată de variație a volumului cu temperatura în timp ce aliajul ce conține Mg (figura 1.9,a).

Încercările ciclice s-au făcut cu sarcini multiple (repetate) ale probei la 200, 300, 400, 445°C după cum urmează: proba s-a încărcat la temperatura la tensiunea  $R_{p0,2}/30\text{min}$  și s-a menținut 3min, după care s-a descărcat, s-a răcit și s-a măsurat deformarea remanentă. După care proba s-a reintrodus în cuptor, s-a menținut 15min până la încălzirea completă (egală) și din nou s-a încărcat (tensionat); acest lucru s-a făcut de 10ori. Rezistențele încercărilor ciclice sunt redată în tabelul 1.6 pentru aliajele Nr. 2; 4 și 6.

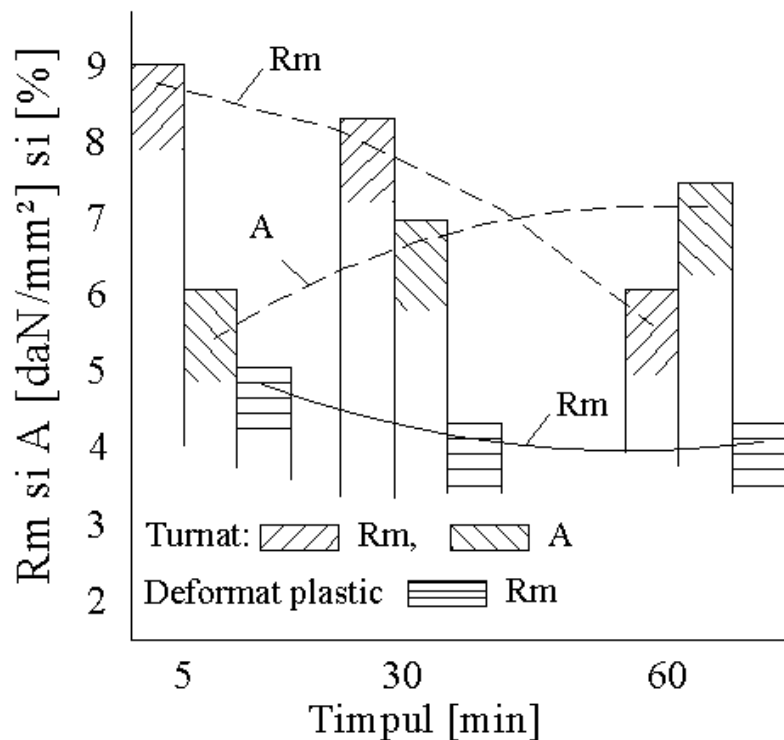


Fig. 1.8 Proprietățile mecanice în stare turnată ..... și deformată plastic \_ \_ \_ la diferiți timpi de încălzire

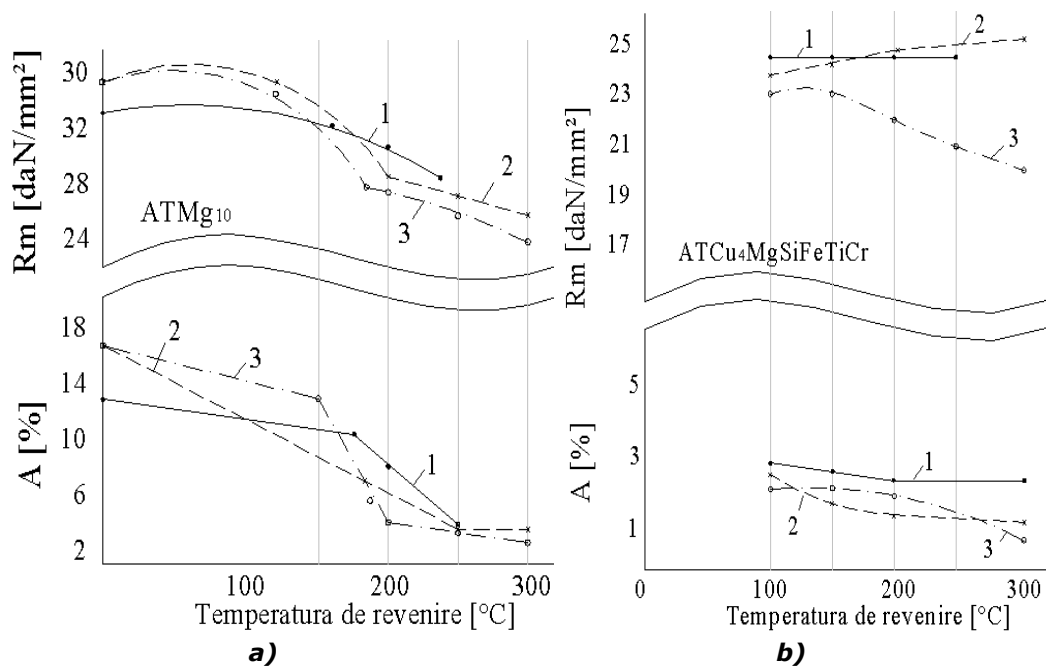


Fig. 1.9 Proprietățile mecanice ale aliajelor: a- AlMg<sub>10</sub> și b- Nr. 6 pentru: 1- călire izotermică, 2- recoacere timp de 3h și 3- îmbătrânire timp de 6h

**Tabel 1.6 Deformațiile aliajelor [%] după încercările ciclice**

Aliajul	Ciclurile										Temperatura de încercare [°C]
	I	II	III	IV	V	VI	VII	VIII	IX	X	
6	0,00	0,03	0,04	0,04	0,05	0,08	0,10	0,11	0,125	0,13	200
4	0,09	0,12	0,137	0,146	0,16	0,17	0,18	0,19	0,19	0,20	
2	0,142	0,17	0,186	0,19	0,20	0,21	0,22	0,23	0,251	0,276	
6	0,07	0,09	0,09	0,09	0,107	0,11	0,12	0,12	0,14	0,144	300
4	0,09	0,10	0,10	0,107	0,115	0,12	0,143	0,171	0,183	0,183	
2	0,08	0,09	0,09	0,09	0,10	0,13	0,17	0,173	0,173	0,22	
6	0,126	0,146	0,20	0,06	0,24	0,26	0,26	0,27	0,27	0,28	360
4	0,14	0,14	0,165	0,173	0,193	0,195	0,206	0,33	0,33	0,36	
2	0,134	0,19	0,227	0,23	0,247	0,30	0,33	0,39	0,39	0,398	
4	0,113	0,117	0,26	0,313	0,373	0,446	0,513	0,706	0,706	0,83	400

Din valorile obținute în tabelul 1.6 reiese că:  
 - aliajul Nr. 6 supus la încercări ciclice (încălziri și răciri repetate) are o mai redusă tendință față de fluaj, comparativ cu aliajul Nr. 2, care la toate temperaturile

de încercare posedă cea mai înaltă tendință de fluaj, în special la ultimele cicluri de încercări.

În figura 1.10 se dau proprietățile mecanice ale aliajului Nr. 6 din care se observă că:

**a** – limita de rezistență a aliajului crește puțin, dar alungirea și duritatea rămân neschimbate;

**b** – începând de la temperatura de 150°C, rezistența scade spectaculos, alungirea scade până la 250°C și, după aceea din nou crește. O astfel de tendință de reducere a rezistenței se explică prin creșterea gradului de suprasaturație a soluției solide  $\alpha$ , adică, prin creșterea mobilității atomilor cât și prin întărirea (rezistența mecanică) redusă a limitelor de separație dintre grăunții soluție solidă  $\alpha$

În ceea ce privește variația refractarității aliajelor se poate aprecia după datele analizei metalografice, după încercarea la refractaritate cât și, de asemenea, după proprietățile mecanice ale probelor la temperatura ambiantă, după diferite regimuri de tratament termic (figura 1.11).

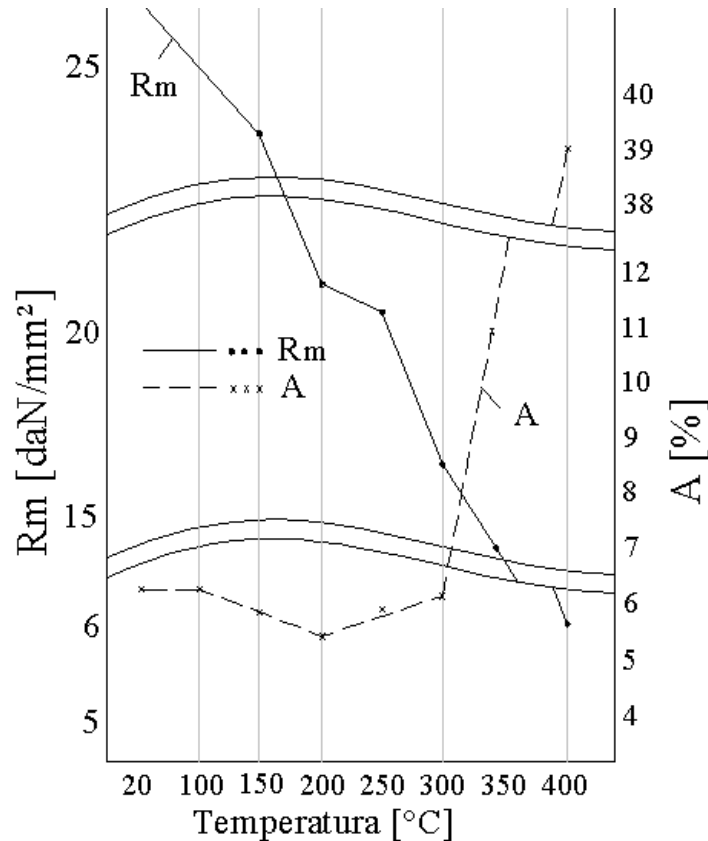


Fig. 1.10 Proprietățile mecanice la diferite temperaturi ale aliajului Nr. 6



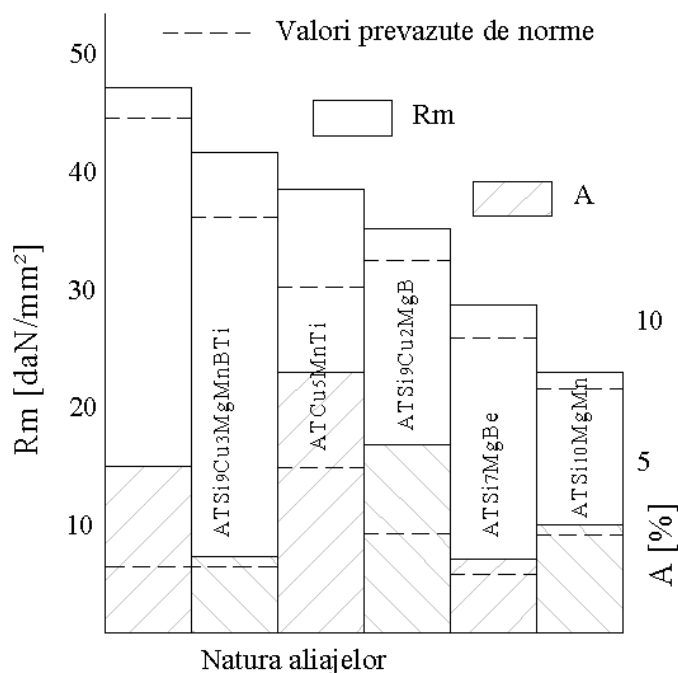


Fig. 1.11 Proprietățile mecanice ale probelor  $\phi 12\text{mm}$  la temperatura ambiantă

În structura aliajelor cu Si se găsesc uniform repartizate construcții sub formă de schelet (pânză de păianjen) a eutecticilor complecși în care locul dominant îl ocupă faza  $\text{Mg}_2\text{Si}$ . O astfel de repartiție a eutecticului ajută creșterii refractarității aliajelor întrucât împiedică deformațiile grăunților soluției solide  $\alpha$ . Rezistența tehnică de fluaj a aliajelor Nr. 2 și Nr. 6 la toate temperaturile sunt practic egale. În cazul încercărilor ciclice aliajelor de aluminiu turnate se comportă mai bine decât cele deformabile.

### 1.5.2 Încercările de lungă durată după metoda specială

Încercările de lungă durată s-au făcut la 100, 150, 175, 200 și 250°C după următoarea metodă: Probele s-au menținut 200h sub sarcină egală cu 25% din valoarea  $R_m$  la 20°C, după care încă 1h sub sarcină egală cu 50% din  $R_m$  la temperatura de 20°C.

În acest fel, toate aliajele s-au încercat la temperaturi egale, dar cu diferite tensiuni, în funcție de rezistența lor inițială la temperatura ambiantă (tabelul 1.7).

Aliajele care au rezistat la aceste sarcini au fost supuse în continuare, încercărilor de scurtă durată (tabelul 1.8).

#### **Concluzii generale**

**1.** La temperatura de 250°C probele tuturor aliajelor s-au distrus la tensiunea de 25% din  $R_m$ , după încercarea în ore [h] (figura 1.12).

Probele aliajului 6 la tensiunea  $\sigma = 0,25 \cdot R_m$ , nu s-au distrus (rupt), dar la supraîncărcare s-au distrus.

**2.** La temperatura de 225°C toate probele aliajelor 1...5 au rezistat la tensiunea  $\sigma = 0,25 \cdot R_m$  dar s-au distrus instantaneu la încărcarea  $\sigma = 0,5 \cdot R_m$  (50%). Probele

aliajului 6 la tensiunea  $\sigma = 0,25 \cdot R_m$  nu s-au distrus, dar la supraîncărcare s-au distrus după 10-20min. De aceea datele obținute din încercările de la temperaturile de 225 °C și 250°C nu sunt redată în tabelul 1.8.

**Tabel 1.7 Proprietățile mecanice ale aliajului la temperatura ambiantă și tensiuni diferite**

Nr. aliaj	Marca aliajului și regimul de TT	Proprietăți mecanice la 20°C		Tensiunea la încercările de durată $\sigma$ [daN/mm <sup>2</sup> ]	
		Tensiunea 1	Tensiunea 2	Tensiunea 1	Tensiunea 2
1	ATSi10MnMg (T6)	24,0	2,4	6,0	12,0
2	ATSi5CuMg (T5)	25,1	0,79	6,25	12,5
3	ATSi7Mg (T4)	20,2	4,70	5,0	10,0
3'	nemodificat	20,2	8,80	5,0	10,0
4	ATSi7Mg (T4)	26,4	7,3	6,5	13
5	nemodificat	19,5	2,9	5,0	10
6	ATCu4 (T4) ATCu5Ni3MgMnCrZn ATCu4MgSiFeTiCr	20,2	0,75	5,0	10

**Tabel 1.8 Variația limitei de rezistență  $R_m$  [daN/mm<sup>2</sup>] în funcție de temperaturile de încercare pentru diferite aliaje.**

Nr. aliajului	$R_m$ La 20°C	Încercările de scurtă durată la temperatura de [°C]							
		100		150		170		200	
		$R_m$	Variații	$R_m$	Variații	$R_m$	Variații	$R_m$	Variații
1	24,0	21,8		19,2		s-a		s-a	
2	25,1	27,9	-9,2	27,7	-20	24,3	rupt	7	rupt
3	20,2	19,3	-11,1	23,0	+10,4	5	-3	s-a	-25,5
3'	20,2	3	-4,4	5	+13,8	13,9	-31,1	s-a	rupt
4	26,4	19,5	-3,46	18,7	-7,4	18,0	-10,9	22,	rupt
5	19,5	5	+7,95	28,1	+6,4	27,3	+3,4	8	-13,6
6	20,2	5	-	-	-	-	-	16,	-15,8
		5	-	-	-	-	-	5	-15,8
		-						16,	
		-						5	

**3.** La temperatura de 200°C au rezistat în totalitate, la încercări la tensiunile de 25 și 50% din  $R_m$  numai probele aliajelor 2, 4, 5 și 6. Aliajele 1, 3 și 3' s-au distrus la tensiuni de 50%.

Probele aliajelor 2, 4, 5 și 6 care nu s-au distrus în aceste încercări, au fost supuse la încercarea de tracțiune de scurtă durată la temperatura de 200°C, în scopul determinării schimbării rezistenței în urma acțiunii de lungă durată a sarcinii și temperaturii.

**4.** La încercările de la 175°C și tensiune de 50% din  $R_m$  au rezistat toate aliajele în afară de aliajul 1. (Aliajele 5 și 6 nu s-au încercat la această temperatură).

**5.** Încercările standard repetate pentru rezistența de scurtă durată la temperatura de 175°C, după încercările prelabile cu două sarcini, au arătat o

reducere de rezistență pentru aliajele: 2 cu 3%; 3 nemodificat cu 31% iar 3' (modificat) cu 10,9%, în schimb rezistența aliajului 4, la această temperatură a crescut cu 3%, fenomen care se atribuie prezenței efectului de îmbătrânire. Încercări analoage la temperatura de 150°C a probelor din aliajul 1 au arătat o scădere a rezistenței cu 20%.

În aceleași condiții de încercare s-a observat o reducere cu 7,4% la probele 3' ale aliajului modificat, în timp ce la probele 2, 4 și 3 nemodificat s-a observat o creștere a rezistenței cu 10,4; 6,4 și 13,8% corespunzător. Acest fenomen se poate explica, din punct de vedere al întăririi disperse în procesul de îmbătrânire (datorită precipitării fazelor din soluția solidă  $\alpha$ ).

În aceleași condiții de încercare, dar la temperatura de 100°C, aliajele 2 și 4 au avut un oarecare surplus de rezistență față de încercarea la 150°C și anume cu 11,1 și 7,95% corespunzător.

Comparând rezultatele încercărilor cu datele obținute după întinderea de scurtă durată la 200°C (figura 1.5 și tabelul 1.8) se poate trage concluzia că reducerea rezistenței la temperatura respectivă a aliajelor 2, 3 și 4, după încercări de scurtă durată, este mai mare, decât după încercări de durată lungă. Acest fenomen se poate explica prin aceea că la încercarea de scurtă durată (durata încercării nu este mai mare de 45min) la temperatura de 200°C, aliajele nu reușesc să se întărească complet în urma proceselor de îmbătrânire sau întărire prin ecrusare.

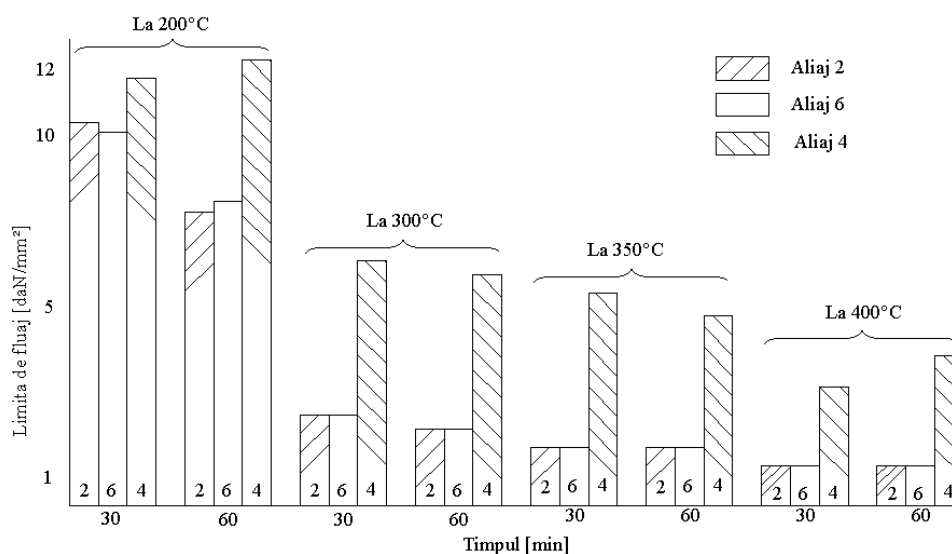


Fig. 1.12 Limitele de fluaj  $\sigma_{0,2}$  ( $R_{0,2}$ ) [daN/mm<sup>2</sup>], la diferite temperaturi și timpi de încercare

Concomitent cu rezistențele de scurtă și lungă durată s-au determinat, de asemenea, și duratele de fluaj pentru timp scurt de încercări. Determinarea limitelor de fluaj pentru 30 și 60min a constat în alegerea tensiunilor în care deformația remanentă în acest timp nu a depășit 0,2%. Limitele de fluaj au fost determinate la temperaturile de 200, 300 și 400°C.

În figura 6.12 se redau valorile medii ale limitei de fluaj a trei probe. După valorile limitei de fluaj obținute la temperaturi și timpi diferiți, aliajul 4 depășește aliajele 2 și 6.

## 1.6 Sinteză asupra caracteristicilor aplicațiilor de turnare a aliajelor de aluminiu

În urma studiului multitudinii de titluri și a publicațiilor bibliografice date în lucrare și în [2] se poate afirma că pe plan mondial s-au afirmat aliajele de aluminiu refractare, cu precădere folosite la turnarea aliajelor de mașini termice, din grupele Al-Cu, Al-Si, Al-Mg și parțial Al-Zn.

1. Aceste aliaje (după o clasificare făcută de autor pentru prima dată) în vederea ușurării percepției legăturii dintre compoziția chimică, structură, proprietăți s-au altfel spus legătura cauză-efect, se redau în tabelul 1.9, în care se precizează și proprietățile medii pe care le posedă la temperaturile ambiantă și la cea de funcționare a piesei sau cea a agregatului în care se găsește montată piesa de aluminiu. Rezultatele prezentate concis în acest tabel permite atât constructorilor cât și tehnologilor din industria automobilistică să aleagă judicios grupa de aliaje cea mai propice pentru atingerea celor mai bune performanțe ale motorului termic proiectat, funcție de: putere, regim de funcționare și chiar durată în exploatare etc.

2. Întrucât s-a demonstrat că în structura aliajelor de aluminiu și în special între fazele secundare ce se separă la călire și soluția solidă  $\alpha$  (complex aliată) există o puternică interacțiune, care condiționează, în mod firesc proprietățile aliajului respectiv, în tabelul 1.10 se prezintă, pentru aliajele din tabelul 1.9, structura și interacțiunea fazelor secundare cu soluția solidă  $\alpha$  complex aliată, la temperatura de călire a acestor aliaje. Acest tabel generalizator are, de asemenea, menirea de a explica cauzele care conduc la comportamente deosebite în exploatare a aliajelor de aluminiu refractare turnate în pistoane de motoare termice.

3. Din încercările efectuate (asupra aliajelor de aluminiu turnate) în cele mai diverse condiții s-a observat că regimul de tratament termic are o importanță hotărâtoare asupra proprietăților. De asemenea, o influență foarte mare asupra proprietăților mecanice ale aliajelor de aluminiu turnate o exercită și condițiile de încercare (temperatură, durată, tensiune aplicată etc.), motiv pentru care în tabelul 1.11 poziția 7 se redau succint aceste mărimi pentru principalele aliaje clasificate de autori și prezentate în tabelele anterioare. Se observă că regimurile  $T_4$ ,  $T_5$  și  $T_7$  se dovedesc a fi cele mai eficiente la temperaturi ridicate în timp ce regimurile  $T_2$  și  $T_6$  sunt mai puțin eficiente.

Se înțelege că pentru un specialist practician, fie tehnolog fie constructor sau chiar proiectant (dacă nu cel mai mult) prezintă o deosebită importanță să se cunoască cele mai importante proprietăți (cele tehnologice) cât și domeniul de folosire ale aliajelor de aluminiu refractare. De aceea în tabelul 1.12 se redau aceste informații pentru cele mai des folosite aliaje refractare. Din acest tabel 1.12 se poate spune că aliajele Nr. 1,3,5,20 sunt cele mai recomandate spre folosire ca piese turnate ce trebuie să reziste timp îndelungat la temperaturi și eforturi superioare. Acest fapt se datorează în principal elementelor de aliere Mn, Ti, Ni, Zr, Mg care produc în structura aliajului separări stabile la temperaturi superioare.

**Tabel 1.9 Concentrațiile de bază ale aliajelor de aluminiu (AA) des folosite la turnarea pistoanelor, grupate după elementul de aliere principal**

Nr.	Aliajul	Compoziți a chimică [%], rest Al	Componenta fazăică tipică (în afară de soluția solidă α)	Proprietăți mecanice [daN/mm <sup>2</sup> ]		
				R <sub>m</sub> la 20°C	Limita de durată la 100h la temperatura R <sub>r/100</sub> <sup>T</sup>	
					250	300
<b>GRUPA Cu</b>						
3	ATCu5MnTi	4,5-5,3 Cu 0,6-1,0 Mn 0,2-0,4 Ti	CuAl <sub>2</sub> T(Al <sub>12</sub> Mn <sub>2</sub> Cu)	30-34	8-10	6,5-7
4	ATCu5	4-5 Cu (la turnarea în cochilă se adaugă Si)	CuAl <sub>2</sub> Al <sub>7</sub> Cu <sub>2</sub> Fe	24-30	4,2- 5,5	3,0- 3,25
5	ATCu4MgNi2	3,75-4,5 Cu 1,25-1,75 Mg 1,75-2,25 Ni	S(Al <sub>2</sub> MgCu) T(Al <sub>6</sub> Cu <sub>3</sub> Ni)	23-28	6-8	5-6
6	ATCu4MgSiFeTiCr Mn	3,6-4,5 Cu 0,7-1,2 Mg 1,5-2,0 Si 1,3-1,5 Fe 0,05-0,1 Ti 0,15-0,25 Cr 0,15-0,25 Mn	Si, CuAl <sub>2</sub> , Al <sub>3</sub> Ti Mg <sub>2</sub> Si (sau) W, Al <sub>5</sub> SiFe sau Al <sub>8</sub> Si <sub>6</sub> Mg <sub>3</sub> Fe și faze ce conțin Mn și Cr	21-26	7-8	5-6
<b>GRUPA Si</b>						
7	ATSi12	10-13 Si	Si <sub>I</sub> primar, (Al <sub>4</sub> Si <sub>2</sub> Fe)	16-18	3,5-4	2,5-3 (cochilă)
8	ATSi10MnMg	8-10,5 Si 0,17-0,3 Mg 0,25-0,5 Mn	Si <sub>I</sub> , Mg <sub>2</sub> Si, Al <sub>4</sub> Si <sub>2</sub> Fe	23-27	4-5	2,6-3 (cochilă)
9	ATSi9Cu2MgB	8,5-10 Si 0,4-0,7 Mg 1,3-2,5 Cu 0,01-0,1 B	Si, Mg <sub>2</sub> Si, CuAl <sub>2</sub> , AlB <sub>2</sub> , AlSiMnFe, Al <sub>4</sub> Si <sub>2</sub> Fe	30-36	5,5-6 cochil ă	3,2-3,5 (cochilă)

**Tabelul 1.9 Continuare**

Nr.	Aliajul	Compoziți a chimică [%], rest Al	Componenta fază tipică (în afară de soluția solidă a)	Proprietăți mecanice [daN/mm <sup>2</sup> ]		
				R <sub>m</sub> la 20°C	Limita de durată la 100h la temperatura R <sub>r/100</sub> <sup>T</sup>	
					250	300
<b>GRUPA Si</b>						
10	ATSi9Cu3MgBTi	8,5-10 Si 3-4 Cu 0,1-0,3 Mg 0,1-0,3 Mn 0,01-0,1 B 0,1-0,2 Ti	Si, AlSiMnFe, CuAl <sub>2</sub> , Mg <sub>2</sub> Si, (sau W), Al <sub>3</sub> Ti, AlB <sub>2</sub>	40-42 Posedă R <sub>0,2</sub> >36 !	5,5- 6,5	3,5- 3,75
11	ATSi8Cu3MgBZr	7,5-8,5 Si 2,5-3,2 Cu 0,1-0,3 Mg 0,01-0,1 B 0,1-0,3 Zr	Si, CuAl <sub>2</sub> , Mg <sub>2</sub> Si, (sau W), AlSiMnFe, AlB <sub>2</sub> , Al <sub>3</sub> Zr	30-42	5,5- 6,5	3,5-4,0
12	ATSi7Cu4	6,5-7,5 Si 3,5-4,5 Cu	Si, CuAl <sub>2</sub> , Al <sub>7</sub> Cu <sub>2</sub> Fe, Mg <sub>2</sub> Si	24-28	5-6	3-3,5
13	ATSi7Mg	6-8 Si 0,2-0,4 Mg	Si, Mg <sub>2</sub> Si, Al <sub>4</sub> Si <sub>2</sub> Fe	18-25	4	2,5-3
14	ATSi7MgTiBe	4,5-5,5 Si 0,2-0,4 Mg +Ti+Be	Si, Mg <sub>2</sub> Si, Al <sub>4</sub> Si <sub>2</sub> Fe			
15	ATSi5CuMg	4,5-5,5 Si 1-1,5 Cu 0,35-0,6 Mg	Si, CuAl <sub>2</sub> , Mg <sub>2</sub> Si, AlSiCuFe	24-30	5-6	3,5-4,0
16	ATSi5Cu3MgMn	4-5 Si 1,5-3,5 Cu 0,35-0,6 Mg 0,6-0,8 Mn	Si, Mg <sub>2</sub> Si, W(Al <sub>x</sub> Mg <sub>5</sub> Cu <sub>4</sub> Si <sub>4</sub> ), AlSiMnFe	23-28	5-6	3,5-4,0
17	ATSi4Cu3	4-5 Si 2-3 Cu	Si, CuAl <sub>2</sub> , Al <sub>7</sub> Cu <sub>2</sub> Fe	17-20	4-5,5	2,8-3,2
<b>GRUPA Mg</b>						
18	ATMg10	9,5-11,5 Mg	β(Al <sub>3</sub> Mg), Mg <sub>2</sub> Si	30-40	3,0	1,2-2,0
19	ATMg5SiMn	4,5-5,5 Mg 0,8-1,3 Si 0,1-0,4 Mn	β(Al <sub>3</sub> Mg), Mg <sub>2</sub> Si, Al <sub>10</sub> Mg <sub>2</sub> Mn	17-27	4-4,5	2,5-3,0

Obs(la tabelul 1.9):

- conținutul de Fe din toate aliajele (AAT) se consideră impuritate – excepția doar aliajul Nr. 6 din grupa elementului de aliere principal Cu;
- cele mai utilizate sunt aliajele de tip siluminii datorită proprietăților lor tehnologice bune: fluiditate, lipsa crăpăturilor (fisurilor) la cald, contracție mică la solidificare și coeficient de dilatare termică redus etc.
- în afara acestor aliaje se mai folosesc încă multe alte aliaje de aluminiu turnate, parte dintre acestea sunt descrise în **lucrarea** de față. De regulă aceste aliaje au destinație (scop) bine precizată.

**Tabel 1.10.- Structura și interacțiunea fazelor secundare cu soluția solidă  $\alpha$  la temperatura de călire**

Aliajul Nr.	Gradul de interacțiune a fazelor secundare cu soluția solidă $\alpha$ la temperatura de călire	Caracteristicile structurii aliajului	Obs.
<b>GRUPA Cu</b>			
1	Faza $\text{CuAl}_2$ reacționează (se dizolvă) complet. Faza T este mai multă în stare călită față de cea turnată.	Microeterogenitatea din interiorul grăunților de soluție solidă $\alpha$ este mai puternic exprimată decât în alte aliaje	
2	Faza $\text{S}(\text{Al}_2\text{CuMg})$ reacționează cu soluția solidă $\alpha$ complet. Celelalte faze nu reacționează practic.	Structură omogenă. Grăunții de soluție solidă $\alpha$ sunt aproape în totalitate blocați de către fazele stabile.	
3	Faza $\text{CuAl}_2$ reacționează (se dizolvă) complet. Faza T este mai multă în stare călită față de cea turnată.	Microeterogenitatea din interiorul grăunților de soluție solidă $\alpha$ este mai puternic exprimată decât în alte aliaje	
4	$\text{CuAl}_2$ reacționează complet; $\text{Al}_7\text{Cu}_2\text{Fe}$ este stabilă. Particulele de Si se sferoidizează	Structură omogenă. Limitele grăunților soluției solide $\alpha$ sunt slab consolidați (reduce refractaritatea.)	
5	Faza S reacționează complet cu soluția solidă $\alpha$ , iar faza T doar parțial	Eterogenă. Fazele secundare cristalizează sub aspect de straturi lamelare eutectice. Faza T ( $\text{Al}_6\text{Cu}_3\text{Ni}$ ) are formă ramificată – împiedică deformarea grăunților soluției solide $\alpha$ .	A fost cel mai folosit aliaj pentru turnarea pistoanelor.
6	Fazele $\text{CuAl}_2$ și $\text{Mg}_2\text{Si}$ reacționează complet, celelalte faze sunt stabile	Conține faze bogat aliate, foarte stabile	

**Tabel 1.10 Continuare**

Aliajul Nr.	Gradul de interacțiune a fazelor secundare cu soluția solidă $\alpha$ la temperatura de călire	Caracteristicile structurii aliajului	Obs.
<b>GRUPA Si</b>			
7	Si <sub>I</sub> sferoidizează rapid	Structura nemodificată este mai Refr. decât cea modificată	
8	Particulele de Si <sub>I</sub> se sferoidizează. Mg <sub>2</sub> Si reacționează complet cu soluția solidă $\alpha$ . Faza AlSiMnFe este foarte stabilă.	Eterogenă. Si <sub>I</sub> în aliajul nemodificat este foarte grosier. Faza cu Mn are formă ramificată și mărește refractaritatea	
9	Si sferoidizează. Mg <sub>2</sub> Si și CuAl <sub>2</sub> reacționează complet, iar Al <sub>4</sub> Si <sub>2</sub> Fe și AlB <sub>2</sub> sunt foarte stabile (rezistente)	Microstructura este eterogenă	
10	Si sferoidizează. Mg <sub>2</sub> Si și CuAl <sub>2</sub> reacționează complet. Fazele AlSiMnFe, Al <sub>3</sub> Ti și AlB <sub>2</sub> sunt stabile	Este mai eterogenă decât la aliajele Nr. 2, 3 și 8	
11	Si sferoidizează. Mg <sub>2</sub> Si și CuAl <sub>2</sub> reacționează complet. Fazele AlSiMnFe, Al <sub>3</sub> Zr și AlB <sub>2</sub> sunt stabile	Structură eterogenă ca și la aliajul Nr. 4	
12	CuAl <sub>2</sub> reacționează complet. Si coagulează. Al <sub>7</sub> Cu <sub>2</sub> Fe este stabilă.	Structură eterogenă.	
13	Si sferoidizează. Mg <sub>2</sub> Si reacționează complet. Faza Al <sub>4</sub> Si <sub>2</sub> Fe este stabilă.	Puternic eterogenă. Si se găsește puțin în eutecticul $\alpha_E + Si_E$ . Particulele de Mg <sub>2</sub> Si sunt neobservabile chiar la 500:1	Mg <sub>2</sub> Si sunt extrem de fine
14	Si sferoidizează. Mg <sub>2</sub> Si reacționează complet. Faza Al <sub>4</sub> Si <sub>2</sub> Fe este stabilă.	Puternic eterogenă. Si se găsește puțin în eutecticul $\alpha_E + Si_E$ . Particulele de Mg <sub>2</sub> Si sunt neobservabile chiar la 500:1	Mg <sub>2</sub> Si sunt extrem de fine
15	Si sferoidizează. Mg <sub>2</sub> Si și CuAl <sub>2</sub> reacționează complet, iar faza Al <sub>4</sub> Si <sub>2</sub> Fe este stabilă	Soluția solidă $\alpha$ este stabilă. Structura multifazică asigură o Refr mai multă față de aliajul Nr. 2.	La conținut mai ridicat de CuSiMg cresc proprietățile
16	Si sferoidizează, AlSiMnFe se schimbă puțin. Mg <sub>2</sub> Si și CuAl <sub>2</sub> reacționează total, iar faza W parțial.	Structura conține multe faze decât aliajul Nr. 9	La 3,5% Cu se formează și faza CuAl <sub>2</sub>
17	Si sferoidizează, CuAl <sub>2</sub> reacționează incomplet, iar faza Al <sub>7</sub> Cu <sub>2</sub> Fe se schimbă practic	Eterogenă. În afara eutecticului $\alpha_E + Si_E$ există și unul ternar eutecticul $\alpha_E + Si_E + Al_2Cu_E$	Faza Al <sub>7</sub> Cu <sub>2</sub> Fe apare dacă aliajul conține și Fe
<b>GRUPA Mg</b>			
18	Faza $\beta$ reacționează complet. Mg <sub>2</sub> Si este stabilă.	Structura omogenă soluția solidă $\alpha$ are limite slab consolidate (întărite)	
19	Faza $\beta$ reacționează complet. Mg <sub>2</sub> Si este stabilă, iar faza Al <sub>10</sub> Mg <sub>2</sub> Mn	Structura este suficient de omogenă	



**Tabel 1.11. Proprietățile mecanice ale aliajelor de aluminiu turnate (vezi tabelul 1.9) funcție de regimul de tratament termic și condițiile de încercare**

Nr. aliaj	Regimul TT	La 20°C			R <sub>m</sub> [daNmm <sup>2</sup> ] la temperatura [°C]			R <sub>p0,2</sub> [daNmm <sup>2</sup> ] la temperatura [°C]			A de 0,2% la tensiunea R <sub>100</sub> <sup>300</sup>
		R <sub>m</sub>	HB	A	200	250	300	200	250	300	
		[daNmm <sup>2</sup> ]		[%]							
1	T5	28	100	2	25	20	15	18	15	10	2-6
2	T2	21	65	1,2	-	-	-	-	-	-	-
	T6	30	100	0,7	-	-	-	-	-	-	-
	T7	22	75	1,5	21	19	16	18	12	7-8	5
3	T4	32	70	8	26	19	14	16	12	6,5	-
	T5	36	100	4	26	19	14	16	12	6,5	4
4	T4	24	65	7	18	14	11	10	6	3	-
	T4	26	85	3	-	-	-	-	-	-	-
5	T5	25	100	0,6	18	16	14	13	7	5,5	3,7
	T7	22	90	1,2	-	-	-	-	-	-	
6	T4	26	90	4	20	16	10	9	5	2	1,0
7	T2	16	50	5	15	13	8	7	4	2,8	1,2
8	T4	18	65	2	-	-	-	-	-	-	-
	T5	22	70	4	-	-	-	-	-	-	-
	T6	24	75	3,6	16	14	10	8	5	2,8	1,25
9 cochilă	T5	36	100	4	26	20	12	8,5	5,5	3,5	-
10 cochilă	T6	40	110	2	31	21	15	12	6	4	2,5
13	T4	19	50	5	-	-	-	-	-	-	-
	T5	22	75	3	14	11	9	6	4,5	2,5	1
14	T5	34	90	3	23	14	11	9	4,5	-	-
15	T1	18	65	-	-	-	-	-	-	-	-
	T6	24	75	0,8	17	15	10	9	5,5	3,5	2,4
	T7	20	70	1,5	-	-	-	-	-	-	-
16	T1	20	70	1,0	-	-	-	-	-	-	-
	T2	18	65	1,5	-	-	-	-	-	-	-
	T5	26	85	0,8	18	15	12	10	6	3,75	2,5
	T7	21	70	1,0	-	-	-	-	-	-	-
17	T2	17	55	2	-	-	-	-	-	-	-
18	T4	30	90	1,0	22	14	9	8	4	1,5	0,8
19	T2	17	65	3,0	-	-	-	-	-	-	-

**Obs la tabel 1.11**

- aliajele au fost turnate în forme din amestecuri de formare temporare
- la conținuturi ridicate de Mg în aliajele Nr. 8, 13, 15 și 16 se obțin proprietăți maxime de rezistență și duritate dar la valori minime de A
- la conținuturi inferioare de Mg imaginea este inversată
- în funcție de forma de turnare (metoda) proprietățile pot varia mult: R<sub>m</sub> până la 30% și A până la 100% ;aliajele Nr. 7, 8 și 13 s-au încercat în stare modificată
- aliajele Nr. 9 și 10 s-au turnat în cochilă

**Tabel 1.12 Proprietățile tehnologice și domeniul de folosire ale aliajelor de aluminiu refractare**

Aliaj Nr.	Temperatura [°C]		Contractia de turnare [%]	Fluiditatea [mm]	Conportarea la sudare	Prelucrarea prin aşchiere	Domeniile recomandate pentru folosirea îndelungată
	Topire	Turnare					
1	540	750	1,25	350	Bună	Bună	Pistoane și piese turnate ce lucrează la $T < 350^{\circ}\text{C}$
2	550	750	1,2	360	Bună	Bună	Pistoane și piese turnate ce lucrează la $T < 325^{\circ}\text{C}$
3	548	750	1,25	205	Bună	Bună	Piese turnate solicitate puternic (și la vibrații) la $T < 300^{\circ}\text{C}$
5	535	740	1,35	260	Sat.	Bună	Pistoane
6	525	730	1,10	320	Sat.	Sat.	Piese turnate ce lucrează la $T < 275^{\circ}\text{C}$ dar care necesită o mare ermeticitate
8	570	730	1,0	259	Sat.	Bună	Piese turnate ce lucrează la $T < 200^{\circ}\text{C}$ corpuri de pompe
9	525	700	1,15	355	Sat.	Mărită	Pistoane pentru motoare cu puteri sub 100 CP
15	535	730	1,10	344	Sat.	Sat.	Piese turnate ce lucrează până la $T = 250^{\circ}\text{C}$
16	527	750	1,15	340	Sat.	Sat.	PT ce lucrează la $T < 275^{\circ}\text{C}$ dar necesită ermeticitate (capete de cilindri)
20	603	750	1,20	360	Bună	Sat.	Piese turnate ermetice ce lucrează la $T < 400^{\circ}\text{C}$

În literatura de specialitate [2] se arată că aliajele refractare, în special cele destinate turnării pistoanelor mașinilor termice trebuie să posedă o densitate cât mai mare și un coeficient de dilatare termică cât mai mic, în tabelul 1.9 se redau pentru comparare câteva valori pe care le posedă cele mai des folosite aliaje de aluminiu turnate în piese ce lucrează la temperaturi ridicate. Se observă că din acest

1.6 Sinteză asupra caracteristicilor aplicațiilor de turnare a aliajelor de aluminiu 43

punct de vedere cele mai recomandabile aliaje sunt Nr. 1, 2, 3 și 9 în privința densității și aliajele Nr. 5, 6, 9, 15, 16 în privința coeficientului de dilatare termică.

**Tabel 1.13 Proprietățile fizice ale principalelor aliaje refractare de aluminiu turnate**

Aliaj Nr.	Temperatura [°C]		Contractia de turnare[%]	Fluiditatea [mm]	Comportarea la sudare	Prelucrarea prin așchiere	Domeniile recomandate pentru folosirea îndelungată
	Topire	Turnare					
1	540	750	1,25	350	Bună	Bună	Pistoane și piese turnate ce lucrează la T < 350°C
2	550	750	1,2	360	Bună	Bună	Pistoane și piese turnate ce lucrează la T < 325°C
3	548	750	1,25	205	Bună	Bună	Piese turnate solicitate puternic (și la vibrații) la T < 300°C
5	535	740	1,35	260	Sat.	Bună	Pistoane
6	525	730	1,10	320	Sat.	Sat.	Piese turnate ce lucrează la T < 275 °C dar care necesită o mare ermeticitate
8	570	730	1,0	259	Sat.	Bună	Piese turnate ce lucrează la T < 200 °C corpuri de pompe
9	525	700	1,15	355	Sat.	Mărită	Pistoane pentru motoare cu puteri sub 100 CP
15	535	730	1,10	344	Sat.	Sat.	Piese turnate ce lucrează până la T = 250°C
16	527	750	1,15	340	Sat.	Sat.	PT ce lucrează la T < 275 °C dar necesită ermeticitate (capete de cilindri)
20	603	750	1,20	360	Bună	Sat.	Piese turnate ermetice ce lucrează la T < 400°C

În consecință la alegerea unui aliaj într-un caz concret, este necesar a se face un „compromis” în privința proprietăților.

## 1.7 Refractoritatea fazelor și constituenților ce se formează în aliajele de aluminiu

Refractoritatea aliajelor de aluminiu depinde de refractoritatea elementelor de aliere (Ea), a fazelor și constituenților ce se formează în aliaj (duritate de durată). Datele obținute după încercări și prezentate în tabelul 1.14 și figura 1.13 arată că Mg are indicele de refractoritate cel mai mic  $H_{\mu}=44,3$  iar Si posedă indicele cel mai înalt  $H_{\mu}=1230$ .

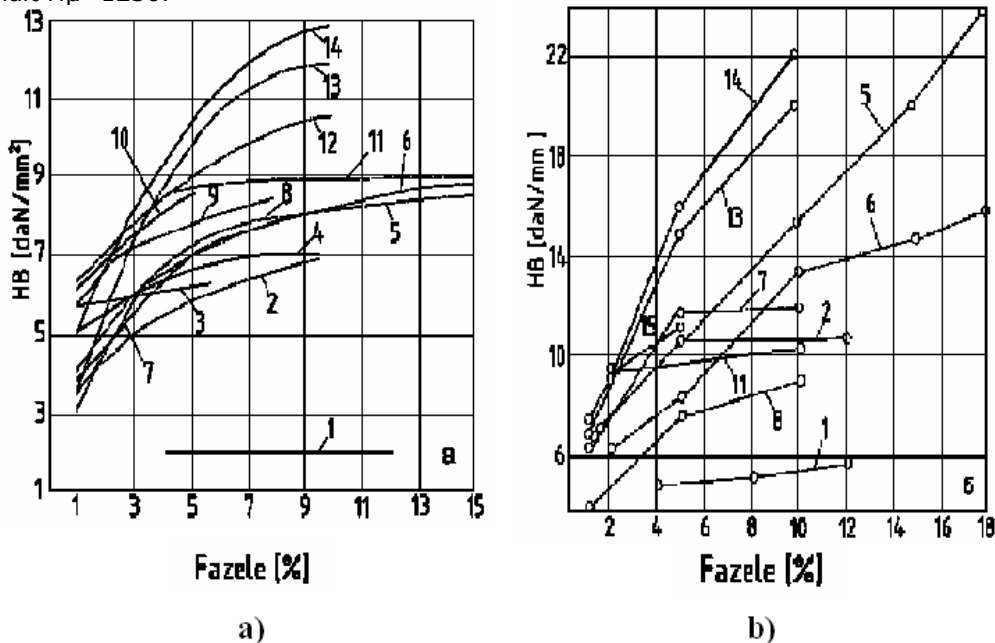


Fig. 1.13 Duritatea aliajelor Al-Cu la 350°C în stare călită și stabilizată funcție de conținutul fazelor a)- menținere sub sarcină 60 min; b)- menținere sub sarcină 30 sec.;

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 -  $Mg_2Si$ ;

Trebuie precizat însă că duritatea înaltă a Si, asupra refractorității aliajelor, nu joacă un rol însemnat întrucât asupra refractorității aliajului influențează (în afară de duritatea fazei secundare) alți factori, precum și marea mobilitate a atomilor de Si, care ajută coagulării și sferoidizării particulelor sale ceea ce conduce la reducerea refractorității. Același fenomen se regăsește și în cazul combinațiilor în care intră Si. Așa de exemplu dacă siliciu posedă  $H_{\mu}=1230$  20°C, pe măsură ce se găsește în formațiuni cu alte elemente de aliere, acești compuși intermetalici posedă valori mai reduse, precum  $Mg_2Si$ -536,  $Al_xMg_5Si_4Cu_4$  - 580 $H_{\mu}$ , dar  $Al_{10}Mn_2Si$ -880, respectiv  $\alpha(Al_4Si_2Fe)$ -1097  $H_{\mu}$ .

Pentru a ilustra acest fapt redăm (fig.1.6) influența conținutului fazelor asupra caracteristicilor aliajelor de aluminiu în diferite stări.

Privirea de ansamblu, din tabelul 1.3 și fig. 1.6, ne arată că formațiile (fazele, constituenții) din structură, ce conțin siliciu și alte metale, ce posedă durități

ridicate atât la 20°C cât și la 300°C depind direct de proprietățile pe care le posedă elementele însăși. Se observă însă că în compuşii intermetalici, ce conțin elemente cu  $H_{\mu}$  mai ridicată ( de exemplu Mn) și duritatea acestuia este mai ridicată ( $Al_{10}Mn_2Si$ ).

**Tabel 1.14 Microduratele metalelor și compuşilor intermetalici din aliajele de aluminiu la 20 și 300°C sub sarcina 10g la diferite mențineri.**

Denumire	$H_{\mu}$ la 20°C și 30 sec.	$H_{\mu}$ la 300°C cu menținere de:		
		30[s]	30[min]	60[min]
<b>Metale</b>				
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
<b>Compuși intermetalici</b>				
<b>I grupă (65-120 [daN/mm<sup>2</sup>])</b>				
( $Al_3Mg_2$ )	281	269	109,6	64,7
$MgZn_2$	433	380	134	98,7
$T(Al_2Mg_3Zn_3)$	422	350	156,5	117
<b>II grupă (150-200 [daN/mm<sup>2</sup>])</b>				
$Mg_2Si$	536	403	240	177
$CuAl_2$	531	481	266	201
$T(Al_6Mg_4Cu)$	414	400	191	146
<b>III grupă (250-260 [daN/mm<sup>2</sup>])</b>				
$Al_7Cu_2Fe$	595	571	287	259
$S(Al_2CuMg)$	564	476	310	253
$W(Al_xMg_6Si_4Cu_4)$	580	430	314	262
<b>IV grupă (350-550 [daN/mm<sup>2</sup>])</b>				
$P(Al_8Si_6Mg_3Fe)$	585	570	467	376
$T(Al_{10}Mn_2Si)$	880	780	588	465
$T(Al_{12}Mn_2Cu)$	628	628	534	452
$Al_4Mn$	835	794	634	476
$Al_6Mn$	686	628	545	412,5
$Al_7Cr$	520	528	458	371,5
$Al_3Ni$	595	585,5	417	354
$Al_4Si_2Fe$	1097	861	650	517,5
<b>V grupă (550-800 [daN/mm<sup>2</sup>])</b>				
$T(Al_6Cu_3Ni)$	987	857	639	580
$Al_5SiFe$	1147	1058	880	785
$Al_3Fe$	1147	1075	769	561

Semnificativ este faptul că prezența manganului, în diferiți compuși intermetalici:  $Al_{10}Mn_2Si$ ,  $Al_4Mn$ ,  $Al_{12}Mn_2Cu$ , posedă  $H_{\mu}$  de valori 880, 835, 686 și 628, ceea ce ne arată posibilitatea înlocuirii conținutului de Ni din pistoane [10] [11] cu adaosuri de mangan [11], [2], fapt ce s-a demonstrat a fi mai economic și mai benefic pentru buna funcționare a motoarelor termice.

**Concluzii**

Din punct de vedere al refractarității (la 300°C, 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 soluția solidă  $\alpha$  a bazei aliajului. Deci prezența acestor formații în aliaje de aluminiu nu poate să mărească refractaritatea aliajelor.

**Grupa a-II-a:** - Cuprinde combinațiile ce se caracterizează de o mai mare microduritate remanentă și care interacționează activ cu soluție solidă  $\alpha$  numai la temperaturi mai înalte de îmbătrânire față de combinațiile din grupa a I-a. Prin urmare refractaritatea aliajelor ce conțin combinații din grupa a II-a va fi mai mare față de cea a aliajelor de aluminiu 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 soluție solidă  $\alpha$  la temperaturi mai înalte față de combinațiile din grupa a II-a. În afară de acest fapt, la descompunerea soluție solidă  $\alpha$ , în acest caz, se formează particule ultradisperse a acestor combinații, particule ce participă la crearea în interiorul grăunților soluția solidă  $\alpha$  a unei microeterogenități de gradul doi, o astfel de microeterogenitate este suficient de stabilă până la temperatura de 275-300°C. Prin urmare refractaritatea aliajelor de aluminiu ce conțin asemenea componente în structura este mai mare față de cea a aliajelor de aluminiu ce conțin combinații din gr. 1 și 2.

**Grupa IV și V:** - Conțin combinații care se remarcă prin cele mai înalte microdurități remanente. În majoritatea lor în aliaje, aceasta se repartizează pe limita de separație a grăunților de soluția solidă  $\alpha$  și interacționează activ cu soluția solidă  $\alpha$  la temperaturi mai ridicate față de combinațiile primelor 3 grupe.

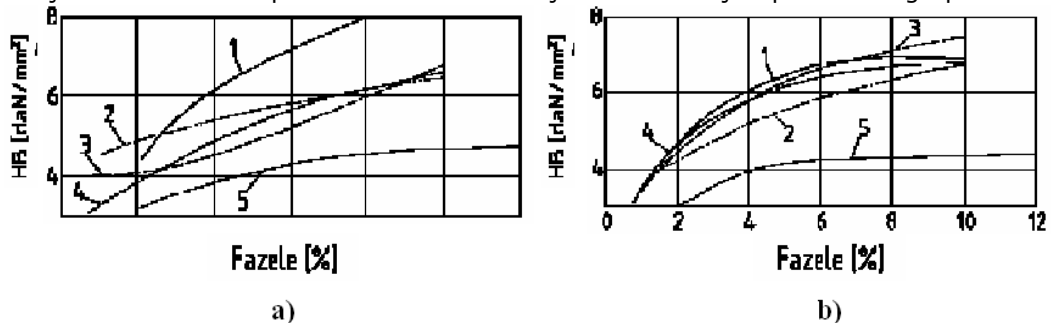


Fig. 1.14 Macroduritatea de durată a aliajelor de aluminiu la 350°C funcție de cantitatea de faze (sarcina 100daN, bila 10 mm, menținere 60 min): a-după turnare și stabilizare; b-după călire și stabilizare;

1-Al<sub>6</sub>Mn; 2 - T(Al<sub>12</sub>Mn<sub>2</sub>Cu); 3 - S(Al<sub>2</sub>CuMg); 4 - Si; 5 - CuAl<sub>2</sub>;

Prin urmare prezența lor în aliaje de aluminiu conduce la frânarea proceselor de difuzie și a deformației plastice a grăunților de soluția solidă  $\alpha$ . Într-adevăr, cele mai refractare aliaje de aluminiu 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 pe deplin cum se vede din fig. 1.13 și 1.14, grafice ce caracterizează dependența refractarității funcție de cantitatea **fazelor** (gr. 4 și 5) ce se găsesc în aliajele de aluminiu [2]

## 1.8 Cercetări asupra caracteristicilor mecanice ale aliajelor de aluminiu

Procesele de elaborare a aliajelor de aluminiu și analiza caracteristicilor mecanice ale acestora în vederea obținerii de piese turnate. În cele ce urmează se vor prezenta astfel de studii:

În lucrarea [25] se prezintă probleme de realizare a procesului de turnare. În lucrarea [26] se prezintă probleme legate de tensiunile termice care rămân în material în urma procesului de turnare. În lucrarea [27] se prezintă condițiile de fracturare a materialului. Pentru îmbunătățirea proprietăților mecanice ale aliajelor de aluminiu turnate se folosesc diferite tipuri de tratamente termice. Metodele de tratament termic și influența lor asupra proprietăților mecanice ale aliajelor de aluminiu turnate sunt prezentate în lucrarea [28]. Modul particular de tratare termic al aliajelor turnate sub presiune în cochilă este prezentat în lucrarea [29]. Îmbătrânirea artificială și influența asupra structurii aliajului de aluminiu a fost arătată în lucrarea [30]. Modificări ale durității și compoziției chimice a aliajului de Al în procesul de solidificare au fost arătate în lucrarea [31]. În lucrarea [32] sunt oferite soluții pentru reducerea tratamentului termic prin folosirea căldurii din procesul de solidificare. Influența tratamentului termic asupra proprietăților mecanice ale unor piese din aluminiu sunt prezentate în lucrarea [33]. Aplicații directe ale turnării pistoanelor de motoare din aliaje de aluminiu sunt prezentate în lucrarea [34]. Se prezintă comportarea aliajelor de Al relativ la ciclul termic la care este supus pistonul în timpul funcționării.

Studiile și încercările efectuate asupra ansamblului cilindru-piston de la motoarele termice arată că temperaturile la care ajung diferitele zone ale pistonului depășesc 300°C. În general temperatura de peste 300°C este atinsă doar la capul pistonului de aceea studiile experimentale pe aliajele elaborate au fost efectuate până la temperatura de 300°C.

În lucrarea [35] se prezintă efectul tratamentului termic asupra aliajului de aluminiu 7050. Zn este principalul component al aliajului și acesta este utilizat în industria aviatică. Pentru aliajele de Al din seria 7000 tratamentul termic T6 produce o bună rezistență dar o slabă rezistență la coroziune. Cu supraîmbătrânirea se obține o bună rezistență la coroziune dar scade rezistența mecanică. Se propune obținerea rezistenței mecanice prin tratamentul termic T6 și obținerea rezistenței la coroziune prin tratamentul T73. Se propune un tratament termic în trei pași, tratament de îmbătrânire, revenire și re-îmbătrânire. Autorul arată că viteza de revenire de 57°C/min este favorabilă pentru creșterea proprietăților mecanice. Fazele durificatoare în matrice sunt în principal fazele  $\eta'$  și zonele GP, limitele grăunților, precipitări localizate și faze discontinue  $\eta$ .

Efectul tratamentului termic asupra proprietăților mecanice ale pistoanelor turnate din aliaje de aluminiu a fost investigat de [36] pentru aliajele AlCu4MgNi și AlSiCuMgNi cu conținut de siliciu de 10.5%, 12%, 18% și 24%. După topire aliajele la 800°C au fost turnate în cochilă metalică. Tratamentul de punere în soluție a avut loc la 500 °C pentru 5 h și apoi a fost urmat de călire. Probele au fost îmbătrânite la 180°C pentru 9 h pentru a se observa efectul îmbătrâniri asupra proprietăților de duritate.

Răspunsul tratamentului termic T6 asupra probelor de aliaj de aluminiu 2014 și supus procesului „thixoforming” a fost investigat de către [37]. Maximul durității a fost obținut la temperatura de îmbătrânire de 160 °C urmată de tratament de punere în soluție la 500 °C. Timpul de obținerea a maximului de duritate a fost același s-a observat însă că întârzierea în obținerea maximului de duritate poate fi

asociată cu creșterea capacității de durificare. Efectul favorabil al procesului „thixoforming” se datorează schimbării limitelor grăunților. Segregare Si și Cu la limitele grăunților în timpul absorției procesului „thixoforming” facilitează formarea eutecticului ternar Al-Si-Cu cu punct de topire relativ scăzut la limitele grăunților. Este ușor a se dizolva rețeaua eutectică la limitele grăunților și a tripla joncțiunile particulelor  $Al_2Cu$  prinse în interiorul grăunților. Aliajul tixofomed are mult Cu dizolvat după tratamentul de punere în soluție și bune proprietăți de durificare.

În lucrarea [38] se prezintă imagini ale structurilor aliajelor de aluminiu înainte și după tratamentele termice.

Lucrarea [39] prezintă aplicații ale tratamentului termic (RRA) (retrogresiune și reîmbătrânire) cu scopul de a îmbunătăți rezistența la coroziune în timp ce sunt menținute proprietățile mecanice obținute prin tratamentul termic T6. S-a arătat că în primul stadiu de revenire redizolvarea zonelor GP și fazelor  $\eta'$  scad rezistența mecanică. Odată cu creșterea în volum a fazelor  $\eta$  și  $\eta'$  va fi o creștere a rezistenței mecanice dar pe ansamblu va fi o descreștere a proprietăților mecanice.

Structura și compoziția chimică a aliajelor de Al tratate termic a fost analizată în lucrarea [40]. Lucrarea [41] a investigat efectul tratamentului termic în doi pași de punere în soluție asupra unui aliaj de aluminiu bogat în Si de tip 332. Tratamentul termic tradițional T6 de punere în soluție ( $495^\circ C/6h$ ) crește duritatea aliajului cu 5,96 % crește rezistența mecanică cu 20.4 % și reduce elongația cu 3.9%. Tratamentul termic de punere în soluție în doi pași ( $495^\circ C/2h$ , urmat de  $514^\circ C/4h$ ) crește duritatea aliajului cu 6.64%, rezistența mecanică la tracțiune cu 16.01% și reduce elongația cu 4.67% prin comparație cu proba turnată. Ambele tratamente de punere în soluție au fost urmate de călire în apă caldă și îmbătrânire artificială  $250^\circ C$  pentru 4h. Diferența în proprietățile mecanice după tratamentul termic se explică prin rafinarea și sferoidizarea fazei bogate în siliciu a aliajului.

În lucrarea [42] s-a arătat că rezistența mecanică a aliajelor din sistemul Al-Si-Cu este maximizată de temperatura soluției  $273^\circ C$  care este cu  $16^\circ C$  mai ridicată decât temperatura eutecticului ternar. Tehnica de obținere a imaginilor spațiale divizare dual-energy K-edge a fost utilizată pentru a obține distribuția spațială a Cu și modificarea acesteia în timpul tratamentului termic. Se obțin interpretări asupra proprietăților mecanice și se analizează durificarea la îmbătrânire și efectul spațial al acesteia. S-a arătat apariția topiri incipiente locale însoțită de creșterea microporilor în jurul zonelor topite efect legat de apariția fracturilor. S-a arătat că efectele pozitive ale tratamentului termic depășesc pe cele negative chiar peste temperatura eutecticului, prin urmare se realizează rezistență mecanică la temperaturi ridicate.

În lucrarea [43] se studiază efectul tratamentului termic T7 asupra proprietăților de formare și durificare a aliajului A319. Este analizată microstructura și ruperea aliajului datorită acumulării fisurilor interne.

În lucrarea [44] se studiază diferite tipuri de tratamente termice asupra aliajelor de aluminiu de tip 6063. S-a arătat că timpul de menținere și temperatura utilizată în tratamentul termic cresc proprietățile mecanice dar scad plasticitatea.

În lucrarea [45] s-au studiat trei tipuri de tratamente termice de îmbătrânire aplicate aliajului de aluminiu 7010.

În lucrarea [46] se prezintă studii asupra tratamentelor termice aplicate aliajului AA2618. Acest aliaj conține Cu și Mg. Acest aliaj este utilizat pentru pistoanele automobilelor, piese care lucrează la temperaturi peste  $300^\circ C$ . Tratamentul de îmbătrânire crește rezistența mecanică. Acesta constă din tratament de punere în soluție urmat de tratament de îmbătrânire. Tratamentul de punere în soluție are loc la  $530^\circ C$  pentru o perioadă de până la 24 ore în funcție de grosimea materialului iar apoi urmează o recoacere la  $385^\circ C$  pentru 4 h urmată de o răcire



lentă. Tratamentul de îmbătrânire T61 este realizat prin tratamentul de punere în soluție descris anterior urmat de încălzire în apă la 200°C pentru minimum 5h. S-a observat că temperatura la care are loc punere în soluție are efect asupra durtății. Creșterea temperaturii la care are loc tratamentul de punere în soluție duce la o reducere semnificativă a durtății.

În lucrarea [47] se prezintă experimente asupra aliajelor de aluminiu tratate prin tratamentul termic T6 și acoperite cu un strat de TiN cu grosime de 3 $\mu$  prin metoda de depunere fizică a vaporilor (PVD). Prin aceasta se intenționează îmbunătățirea proprietăților mecanice ale aliajelor și reducerea riscului de fracturare la oboseală.

În lucrarea [48] se prezintă influența tratamentului termic asupra aliajelor de aluminiu din seria 2024 pe probe cilindrice și plate cu grosime de 0.3 mm.

În lucrarea [49] se prezintă studii asupra efectelor de stabilizare a microstructurii aliajului de aluminiu ZL114A. Acesta aparține sistemului de aliaje Al-Si-Mg obținut prin adăugarea unei cantități de Mg în aliajul ZL101A. Acest aliaj conține soluția solidă  $\alpha$ , faza eutectică Mg<sub>2</sub>Si și compuși de fier.

În lucrarea [50] se prezintă tratamentul de omogenizare al aliajelor de Al pentru a investiga deformarea și recristalizarea la rece. A fost aplicat tratamentul de recoacere la 450 °C, 500 °C și 550°C. Se prezintă structura aliajelor obținute.

În lucrarea [51] s-a studiat efectul tratamentului termic asupra microstructurii aliajului A356(Al-7% Si-0.3mg). În aliaj a fost adăugat stronțiu. A fost aplicat tratamentul termic T6 (tratament de punere în soluție la 535 °C pentru 4h și tratament de îmbătrânire la 150 °C pentru 15h).

În lucrarea [52] s-a prezentat tratamentul de omogenizare a microstructurii aliajului de aluminiu 7B04. S-a pornit de la temperatura de topire a eutecticului primar 470°C. A fost aplicată o încălzire cu 10°C/h pentru 64h și apoi o menținere la temperatura de 500 °C după care s-a aplicat o încălzire cu 1°C/h, urmată de topirea fazei eutectice.

În lucrarea [53] se prezintă tratamentul termic de recoacere la 413°C pentru 2.5 h, a studia probleme de tensionare și relaxare în aliaj. Curba tensiune deformații a fost determinată la temperatura camerei. S-a arătat că maximul barierei pentru energia intrinsecă pentru mișcarea dislocațiilor este de ordinul de mărime cu cea utilizată în procesul de revenire.

În lucrarea [54] se prezintă efectul tratamentului termic DAT (aging treatment deformation) asupra microstructurii și proprietăților mecanice ale aliajului de aluminiu 2618. Tratamentul termic include tratament de punere în soluție la 535°C, călire în apă la temperatura camerei și o deformare plastică de 1% urmată de atingerea maximului de duritate la 200°C.

În lucrarea [55] se prezintă tratamente termice pentru table de aluminiu deformate la rece. S-a aplicat tratamentul de recoacere la temperatură scăzută 200°C pentru 1h. Au fost analizate teoretic și experimental rezistența mecanică și alungirea.

Obiectivele principale ale tezei reies chiar din titlul acesteia „Studii și cercetări privind influența microadaosurilor și tratamentelor termice asupra refractarității aliajelor de aluminiu” adică (tehnologic) simplu și eficace să se aplice un sistem de îmbunătățire a proprietăților mecanice ale aliajelor destinate turnării pieselor din aliaje de aluminiu ce trebuie să reziste timp îndelungat, să-și păstreze proprietățile mecanice, în cazul utilizării în agregate ce lucrează la temperaturi ridicate adică să fie refractare [2]. În această situație este important de a decela câteva criterii importante care să stea la baza alegerii aliajelor binare ce se folosesc la turnarea aliajelor de aluminiu refractare.

Pretențiile mereu crescând față de calitatea pistoanelor motoarelor termice [1], [2] (ca să ne referim la cele mai simple pretenții) trebuie să satisfacă câteva cerințe de bază :

- funcționarea îndelungată la sarcini și temperaturi ridicate, în medii foarte agresive [1];
- asigurarea unui joc piston-cilindru cât mai redus [2];
- stabilitatea dimensională pe tot parcursul funcționării ansamblului piston-cilindru [10] [11] [2]
- reducerea noxelor din gazele de eșapament [2] și multe altele.

Se pare că toate aceste se pot rezolva cel puțin în cea mai mare parte printr-un singur criteriu (proprietate)-REFRACTARITATEA aliajelor din pistoanele turnate, [56], [2]. Întrucât s-a dovedit că asupra refractarității au influență hotărâtoare natura aliajelor de aluminiu turnate, tehnologiile de elaborare turnare și de tratamente termice în cele ce urmează prin respectarea unor precepte enunțate anterior se redau studiile teoretice și experimentale ce au avut menirea de a îmbunătăți calitatea aliajelor de aluminiu turnate în pistoane de mașini termice. Pentru studiu s-au luat în considerare aliaje de aluminiu în a căror structură se formează faze și constituenții ce posedă nemijlocit o refractaritate ridicată [2].

**1.** Ținând cont de scopul propus în teză de reacțiile Al cu elemente de aliere cât și de cerințele ce se impun aliajelor de aluminiu ce se toarnă în piese ce lucrează la temperaturi ridicate vom efectua studii amănunțite asupra aliajelor din grupele binare Al-Si, Al-Cu sisteme de aliaje cu cea mai mare utilizare la turnarea pieselor din aluminiu datorită combinațiilor reușite de tehnologicitate și durabilitate în exploatarea la temperaturi ridicate și medii agresive.

**2.** Aliajele de Al-Cu sunt preferate întrucât au cea mai bună refractaritate și cele mai bune proprietăți de turnare. Acest fapt se datorează fazei secundare (sub formă de sită) care întărește limitele grăunților de soluție solidă  $\alpha$ . Trebuie precizat că rezistența de legătură interatomică cu Al este superioară, de exemplu valorile acestei rezistențe pentru unele elemente de aliere este  $Zn < Mn < Cu$ . În sfârșit descompunerea soluției solide  $\alpha$  de Cu în Al are acțiune benefică asupra refractarității aliajelor datorită formării  $CuAl_2$  și trecerii prin mai multe stadii [1].

**3.** Aliajele de aluminiu standard cele mai folosite în industrie alese pentru studiul și îmbunătățirea refractarității vor fi tratate cu elemente de aliere din grupele de tranziție. Aceste elemente vor fi introduse în cantități foarte mici de aceea au primit denumirea de microadaosuri. Microadaosurile se vor încerca sub formă de unicomponent și multicompenți. Știut fiind că refractaritate se îmbunătățește simțitor în funcție de natura și numărul elementelor de aliere (microadaosurilor) și nu de cantitatea acestora.

**4.** Aliajele care au obținut cele mai bune performanțe în privința refractarității vor fi supuse tratamentelor termice de stabilizare a structurii, echilibru fazic, atât pentru încălzire continuă și revenire la aproximativ 300°C până la separarea totală a fazelor secundare din soluției solide  $\alpha$ , cât și la diferite temperaturi între 220-300°C este condiționată de faptul că pistoanele motoarelor cu ardere internă au temperaturi diferite pe înălțime și deci stabilitatea structurală se obține în timpi diferiți la diferite temperaturi: cu cât temperatura de funcționare este mai redusă cu atât va fi mai mare timpul până la stabilizarea structurii (desăvârșirea procesului de separare a fazelor secundare din soluția solidă  $\alpha$  și relaxarea rețelei cristaline).

## **1.9 Formularea obiectivelor tezei de doctorat și a programului de cercetare experimentală**

În Capitolul 1 s-au prezentat principalele elemente care duc la definirea programului experimental. Astfel se clasifică la nivel de compoziție chimică și prezentare comercială a aliajelor de aluminiu. Se arată că alierea aluminiului și tratamentul termic al aliajelor de aluminiu se realizează cu scopul îmbunătățirii caracteristicilor mecanice. Se arată ca aceste caracteristici mecanice sunt date, definite legat de trei mărimi măsurabile, rezistența mecanică la tracțiune, duritatea HB și alungirea relativă. Proprietățile mecanice sunt dependente de structura aliajelor astfel fazele durificatoare sunt zonele GP și combinațiile intermetalice Cu Al<sub>2</sub> și Mg<sub>2</sub>Si. Se prezintă structura aliajelor de Al ca fiind formată din soluția solidă și din combinații intermetalice. O parte importantă a studiului este alocată condițiilor de determinare a rezistenței mecanice a aliajelor de aluminiu. O parte din aceste tehnologii de încercări mecanice vor fi utilizate în partea experimentală a lucrării.

Structura aliajelor de aluminiu se modifică în urma aplicării pentru acestea a tratamentelor termice. Acestea au scopul de îmbunătății caracteristicile mecanice ale aliajelor. Pentru piesele turnate rezistența mecanică este principala caracteristică care necesită a fi îmbunătățită. S-a arătat că nu există posibilitatea maximizării simultane a tuturor caracteristicilor mecanice. Mai mult îmbunătățirea caracteristicilor mecanice înseamnă în multe cazuri scăderea rezistenței la coroziune. Realizarea și determinarea efectului tratamentelor termice în condiții controlate nu rezolvă o problemă importantă și anume efectul asupra structurii și proprietăților mecanice a condițiilor concrete de funcționare a pieselor turnate din aliaje de aluminiu. Funcționarea pieselor turnate se realizează în condiții de solicitări termice (temperaturi ridicate, cicluri încălzire răcire) și mecanice. În aceste condiții efectul structurii, tratamentelor termice și tehnologia de turnare produc variații ale proprietăților mecanice. Analiza acestor variații reprezintă un domeniu deschis. Păstrarea caracteristicilor mecanice în condiții de temperatură ridicată se descrie prin termenul de refractaritate a aliajelor de aluminiu turnate. Între piesele turnate din aliaje de aluminiu se remarcă pistoanele autoturismelor, datorită producerii și utilizării pe scară largă a acestui tip de piese. Studiul problemei elaborării și turnării acestor piese a fost realizat de autor în lucrării [76-83]. Prin aceste studii s-au continuat și completat studii similare realizate la Universitatea Politehnică din Timișoara [86-118]. Pentru teza de doctorat s-au propus următoarele obiective specifice:

O1. Determinarea eficacității tratamentelor termice în condiții de temperatură ridicată asupra proprietăților mecanice ale aliajelor de aluminiu.

O2. Stabilirea efectului compoziției chimice a aliajelor de aluminiu asupra proprietăților mecanice ale aliajului de aluminiu.

O3. Aplicarea procesului de turnare a aliajelor de aluminiu în condiții de laborator.

Partea experimentală a lucrării este susținută de o importantă sinteză asupra problematicii studiate care oferă posibilitatea comparării și interpretării rezultatelor experimentale obținute.

## 2.EFECTUL ELEMENTELOR DE ALIERE ASUPRA RFRACTARITĂȚII ALIAJELOR DIN SISTEMUL Al-Cu

### 2.1 Sistemul aliajului binar Al-Cu

Structura aliajelor din sistemul Al-Cu este în principal alcătuită din soluția solidă  $\alpha$  și din combinația intermetalică  $\text{CuAl}_2$ . În vederea determinării influențelor tratamentelor termice asupra structurii în figura 2.1(după [1]) se redă microstructura aliajului Al+5%Cu în diferite stări:

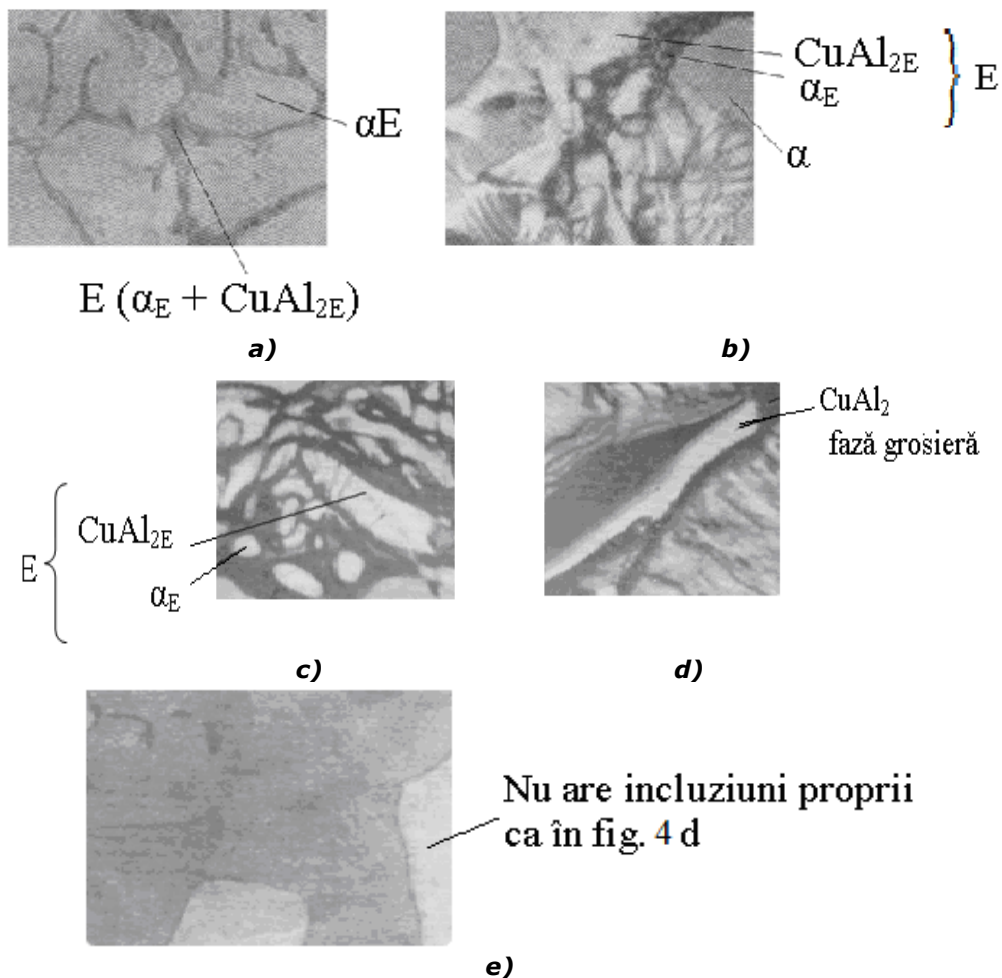


Fig.2.1 Structura aliajului Al+5%Cu: a- stare turnată (100:1); b-eutecticul  $\alpha_E + \text{CuAl}_{2E}$  (1000:1); c-eutecticul  $\alpha_E + \text{CuAl}_{2E}$  (10000:1); d-fază grosieră  $\text{CuAl}_2$  (12000:1); e-stare călită (500:1)

Astfel, se observă că grăunții de soluției solide  $\alpha$  sunt înconjurați de pelicule de eutectic. Structura eutecticului (figura 2.1.b, c) format din  $\alpha_E + \text{CuAl}_{2E}$  permite a se

trage concluzia că o astfel de structură ajută curgerii elastice în cazul acțiunii sarcinilor exterioare. În figura 2.1.d se remarcă faptul că apare particula lamelară grosieră a fazei  $\text{CuAl}_2$  care apare în procesul de cristalizare. Astfel de particule, așezate pe limita grăunților soluției solide  $\alpha$  (în special dacă sunt în cantități mari) constituie concentratori de tensiuni și duc la formare de crăpături sub influența forțelor exterioare.

În cazul călirii (figura 2.1,e) limita de separare a grăunților soluției solide  $\alpha$  nu conține incluziuni grosiere, de aceea aliajul va poseda proprietăți superioare de tenacitate, alungire relativă și limită de oboseală mai ridicate.

Proprietățile mecanice maxime, la temperatura ambiantă obțin probele ce posedă mai multe ZGP2 în structura soluției solide  $\alpha$  zone care asigură un grad mare de distorsionare a rețelei cristaline a soluției solide  $\alpha$ . Același lucru se întâmplă dacă în structura soluției solide  $\alpha$  se găsesc multe particule  $\theta'$ , densitatea mare de  $\theta'$  din soluția solidă  $\alpha$  conduce la creșterea rezistenței mecanice.

După încălzirea la  $350^\circ\text{C}$  dominând în principal procesul de dizolvare a particulelor fine și coagularea particulelor de fază stabilă  $\text{CuAl}_2$ , lucru ce se observă foarte clar nu numai la microscopie electronică [2] dar și la cea optică (figura 2.2, după [1]).

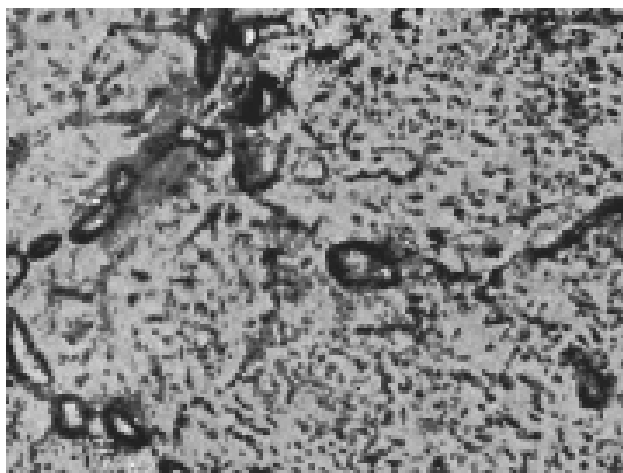


Fig.2.2 Microstructura aliajului ATCu5 după 5h de revenire la temperatura de  $350^\circ\text{C}$  (mărire 500:1)

În această stare rezistența de durată la 100 ore și temperatura de  $350^\circ\text{C}$  este de numai  $1,5\text{daN/mm}^2$ . Acest fapt se datorează proceselor de difuzie foarte intense în sensul formării fazei grosiere de  $\text{CuAl}_2$  și sărăcirii în Cu a soluției solide  $\alpha$ . Pe baza rezultatelor cercetărilor efectuate de mulți autori [57], [58], dar și proprii [59], cinetica de descompunere a soluției solide  $\alpha$  se poate prezenta în cazul aliajului ATCu 4,5 în felul următor:

**1.** În rețeaua cristalină a soluției solide suprasaturate, la început, se formează depuneri (concentrații locale) de atomi ai elementelor de aliere (de exemplu atomi de Cu) sub formă de ZGP1. Ei apar, în principal, sub formă de puncte în limitele rețelei soluției solide  $\alpha$  și în majoritatea lor se așează pe limitele sub micromozaicului (la  $20^\circ\text{C}$  diametrul ZGP1 este  $5\text{-}20\text{\AA}$ , la  $80^\circ\text{C}$  crește).

ZGP1 îmbogățite în atomi de Cu pe seama sărăcirii soluției solide  $\alpha$  în Cu, pot să apară: fie în procesul de călire a aliajelor, fie în procesul de îmbătrânire îndelungată

la temperatura camerei (îmbătrânire naturală) și prin îmbătrânire artificială la temperaturi ridicate. Cu cât este mai mare temperatura de îmbătrânire cu atât se transformă mai repede ZGP1 în ZGP2 ( $\theta''$ ). Formarea ZGP mărește puternic gradul de distorsionare a rețelei cristaline a soluției solide  $\alpha$  ceea ce conduce la creșterea rezistenței aliajelor. ZGP1 se separă sub formă de puncte de culoare albă, iar ZGP2 ( $\theta''$ ), pe măsura creșterii temperaturii, apar sub formă alungită de pete albe [2]

**2.** ZGP2 în cazul îmbătrânirii artificiale se formează mai multe față de îmbătrânirea naturală. Aceste formații pot să apară atât prin transformare treptată din ZGP1 sau direct din soluția solidă  $\alpha$  de bază. După dimensiune ZGP2 este de câteva ori mai mare decât ZGP1, adică, grosimea poate avea câteva zeci de Å, iar diametrul câteva sute de Å. Astfel francezii [58] cât și sovieticii [57] consideră că diametrul ZGP2 poate fi 400Å la o grosime de până la 100Å. Mai înainte s-a arătat că ZGP2 se deosebesc principial de ZGP1 posedă structură ordonată de tip tetragonal (în care  $a \approx 4\text{Å}$  și  $c \approx 8\text{Å}$ ) legată coerent de matrice. Cu cât sunt mai mari depunerile cu atât într-un mai mare grad se apropie compoziția lor de compoziția  $\text{CuAl}_2$  și cu atât mai intens distorsionează rețeaua cristalină a soluției solide  $\alpha$  și cu atât mai puternic influențează creșterea rezistenței mecanice a aliajului. În [1] se arată că dacă coeficientul de difuzie al elementelor de aliere este mai mic decât al bazei aliajului, atunci ZGP sunt stabile. Gradul de stabilitate al ZGP se poate mări prin introducerea celui de-al 3-lea element de aliere [2] care posedă coeficient redus de difuzie în soluția solidă  $\alpha$  și invers, să scadă, prin aliere cu elemente de aliere cu coeficient mare de difuzie (ex. Zn). Dacă cel de-al 3-lea element de aliere se repartizează uniform în volumul grăunților soluției solide  $\alpha$  și atomii lui posedă dimensiuni mai mari față de atomii bazei aliajului, atunci în acest caz el ajută ca și când ar "rarefia" cristalină a soluției solide  $\alpha$  și prin aceasta înlesnește procesele de difuzie în sensul formării fazelor. Astfel de cel de-al 3-lea element, este clar, pot fi: Cd, In și Sn.

**3.** Formarea fazelor stabile, în particular  $\text{CuAl}_2$ , are loc prin formarea fazelor metastabile, de ex  $\theta'$ . Faza  $\theta'$  se formează la temperaturi mai înalte (180-300°C) sau temperaturi joase de îmbătrânire, dar la mențineri mult mai îndelungate în comparație cu formarea ZGP2. Faza  $\theta'$  ce are formă lamelară poate să apară atât prin îngroșarea și rearanjarea ZGP2 cât și nemijlocit din soluția mamă. Cu cât este mai înaltă temperatura de îmbătrânire și mai îndelungat timpul de menținere la această temperatură, cu atât decurge mai intens procesul de formare a fazei  $\theta'$ . După structura sa faza  $\theta'$  diferă de faza  $\text{CuAl}_2$ , dar are aceeași compoziție chimică. De aceea fazei  $\theta'$  îi este dată formula  $\text{CuAl}_2$ , dar are următoarele deosebiri (particularități):

- a)** Faza  $\theta'$  este metastabilă față de  $\text{CuAl}_2$  care este stabilă;
- b)**  $\theta'$  este legată coerent de soluție solidă  $\alpha$ , adică nu are complet limite de separație;
- c)** Faza  $\theta'$  are rețea cristalină de tip tetragonal cu alți parametri ai rețelei cristaline ( $a=5,71\text{Å}$  și  $c=5,8\text{Å}$  în timp ce faza  $\text{CuAl}_2$  are  $a = 6,07\text{Å}$  și  $c = 4,87\text{Å}$  [1]);
- d)** La temperaturi înalte și timpi suficienți de menținere, faza metastabilă  $\theta'$  are tendința de creștere în dimensiuni cu reconstruirea structurii în structura fazei stabile  $\text{CuAl}_2$ .

Prin urmare, la temperaturi înalte pot să COEXISTE ambele faze  $\theta'$  și  $\text{CuAl}_2$ . Cantitatea și viteza de trecere a  $\theta'$  în  $\text{CuAl}_2$  depind de: temperatura de îmbătrânire, timpul de menținere la această temperatură și de concentrație Cu în soluției solide  $\alpha$  de Al.

**Tabel 2.1 Influența îmbătrânirii asupra structurii fine (dimensiunilor ZGP,  $\theta'$  și  $\text{CuAl}_2$ ) și a refractarității aliajului ATCu5**

Temperatura [°C] de îmbătrânire la menținere nu mai puțin de 2h	Caracteristica tipică a structurii aliajului reprezentată prin fotografiere	Dimensiunile orientative ale ZGP, $\theta'$ și $\text{CuAl}_2$	$R_m$ [daN/mm <sup>2</sup> ] și rezistența de durată la 100[h] la temperatura de îmbătrânire
Temperatura camerei 20°C	Soluția solidă $\alpha$ are o mare cantitate de ZGP1 a căror creștere este limitată. Uneori se observă și ZGP2	Grosimea ZGP1 5-10Å iar diametrul $\Phi \approx 50\text{Å}$ . ZGP2 are dimensiuni ceva mai mari	Pe măsura creșterii cantității de ZGP crește rezistența și duritatea aliajelor $R_m = 22-26$ $R_{100} = 18-20$
100 - 130°C	Depunerile de ZGP1 se măresc, crește și cantitatea de ZGP2	$\Phi$ crește până la 70Å iar a ZGP2 până la 400Å	$R_m = 25-30$ $R_{100} = 20-22$ , Cresc rezistența mecanică și HB
150 - 175°C	Cu creșterea timpului de menținere la îmbătrânire, scade cantitatea de ZGP1, iar ZGP2 crește. Poate să apară $\theta'$ . De regulă ZGP2 are formă lamelară	ZGP2 este de câteva ori mai grosieră față de ZGP1. Cu cât este mai lung timpul de menținere de îmbătrânire cu atât sunt mai multe ZGP2 cât și fază $\theta'$	Rezistența și HB cresc întrucât crește gradul de distorsionarea a rețelei cristaline a soluției solide $\alpha$ $R_m = 28-33$ , dar scade $R_{100} = 15-22$ Cauze: -grad mare de distorsiune a rețelei cristaline; -creșterea proceselor de difuzie
190 - 225°C	Cantitatea de ZGP1 și ZGP2 sunt foarte mari, multe sunt și $\theta'$ . În cazul unor mențineri foarte îndelungate pot să apară și particule de $\text{CuAl}_2$	Grosimea ZGP2 atinge 100Å iar $\Phi$ chiar 100Å. Particulele $\theta'$ devin și mai grosiere	La mențineri scurte $R_m$ și HB sunt relativ înalte, dar cu creșterea timpului de menținere se reduc din cauza: - reducerii gradului de distorsionare a rețelei cristaline a soluției solide $\alpha$ ; $R_m = 23-26$ și $R_{100} = 8-6$
250-300°C	Cu creșterea temperaturii, cantitatea de ZGP1 și ZGP2 se reduce puternic, iar cantitățile de $\theta'$ și $\text{CuAl}_2$ cresc	Grosimea fazei $\theta'$ atinge 400Å, iar particulele de $\text{CuAl}_2$ devin mai grosiere	Rezistența și HB se reduc puternic, crește plasticitatea, scade domeniul de tensionare a soluției solide $\alpha$ : $R_m = 20-25$ și $R_{100} = 6-3$
300-350°C	Cu creșterea T și t de îmbătrânire crește cantitatea de particule $\text{CuAl}_2$ pe seama reducerii cantității de fază $\theta'$	Crește cantitatea fazei grosiere de $\text{CuAl}_2$ și coagulează-cele mici dispar. La 350°C timp de 100h faza $\theta'$ dispăre	Rezistența scade catastrofal, crește plasticitatea $R_{cr}$ a soluției solide $\alpha$ este tensionată la minim. $R_m = 15-20$ ; $R_{100} = 3-1,5$

În [57] și nu numai, se arată limitarea creșterii în grosime a ZGP2 și fazei  $\theta'$  ceea ce este condiționat, pe de o parte, de sărăcirea soluției solide  $\alpha$  în Cu în domeniile vecine, iar pe de altă parte, tendinței aliajului de scădere (reducere) a

energiei deformării elastice, ce apare în procesul de îmbătrânire. De asemenea se arată că energia deformării elastice a matricei va fi minimă, dacă plăcile vor crește nu în grosime ci pe diametru.

Faze metastabile au fost observate și în alte aliaje: de exemplu,  $\beta'$  în aliaje din sistemul Al-Si-Mg;  $\gamma$  în aliaje Al-Ag;  $S'$  în Al-Cu-Mg etc.

De regulă, în TOATE aliajele în care în timpul procesului de ÎMBĂTRÂNIRE se formează faze METSTABILE, legate coerent de matrice, întărirea, creșterea rezistenței mecanice a aliajelor va avea loc nu atât pe seama creșterii fazelor, cât pe seama RECONSTRUIRII (trecerii) ZGP2. în faze METASTABILE, adică, pe seama schimbării în așezarea atomilor și a creșterii cantităților acestora.

**4.** Formarea fazei stabile este legată de transformările structurale ale fazei metastabile și de separarea ei de rețeaua cristalină a soluției solide  $\alpha$  mamă cu o reducere substanțială (bruscă) a cantităților ZGP și a fazei metastabile  $\theta'$ , ceea ce reduce puternic rezistența aliajelor. Prin urmare, pierderea de rezistență a aliajelor în timpul îmbătrânirii este legată în primul rând de reducerea concentrației de Cu din soluției solide  $\alpha$  a Al și reducerii stării tensionate a rețeaua cristalină în legătură cu ruperea legăturilor coerente între rețeaua cristalină a fazei metastabile și rețeaua cristalină a soluției solide  $\alpha$  mamă.

În tabelul 2.1 sunt prezentate datele cineticii de descompunere a soluției solide  $\alpha$  și variația proprietăților mecanice ale aliajului Al+5%Cu funcție de temperatura T și timpul de acțiune a temperaturii. Se observă că procesul de reducere a rezistenței mecanice, se termină prin coagularea particulelor fazei stabile  $\text{CuAl}_2$  și, prin urmare, cu o reducere substanțială a caracteristicilor de rezistență și cu creșterea proprietăților de plasticitate ale ATCu4,5, care este cel mai reprezentativ aliaj dintre toate aliajele sistemului binar Al-Cu.

**Tabelul 2.2. Variația rezistenței de durată[h] a aliajelor în funcție de temperatură și tensiunea de încercare.**

Aliajul	Temperatura [°C]	Tensiunea [daN/mm <sup>2</sup> ]	Durata încercării [h]
Al+5%Cu	250	10	78
	250	5	149
	300	5	16
	300	4	43
	300	3	126
	350	3	Rupt
	350	2	26
	350	1	160
Al+5%Cu+0,8%Mn	250	10	271
	250	12	143
	300	10	21
	300	7	85
	300	6	189
	300	6,5	128
	350	5	63
	350	4	94
	350	3	146

De o deosebită importanță este faptul că dacă se aliază complex soluției solide  $\alpha$  a aliajului ATCu4,5 prin adaosuri de elemente de aliere din grupele de tranziție, cu coeficienți mici de difuzie, se va mări stabilitatea soluției solide  $\alpha$ . De exemplu



adaosul de numai 0,8% Mn în aliajul Al+5%Cu conduce la o creștere a refractarității lui de două ori [1], [2]. În cazul aliajului ATCu5Mn după îmbătrânirea artificială la 250-300°C nu s-a găsit faza  $\text{CuAl}_2$  [2].

În soluției solide  $\alpha$  a aliajului se conțin multe ZGP cât și particule grosiere de fază T ( $\text{Al}_{12}\text{Mn}_2\text{Cu}$ ), ce se formează în procesul de cristalizare a aliajului. În acest mod în soluției solide  $\alpha$  a aliajului binar cu 5%Cu, prelucrat termic și îmbătrânit după regim analog, se găsesc nu numai particulele fazei  $\theta'$ , dar și particule de fază stabilă  $\text{CuAl}_2$ .

Trebuie subliniat faptul că dimensiunile ZGP în aliajul Al-Cu-Mn sunt mult mai mici decât în aliajul sistemului binar Al-Cu. Acest lucru arată că în prezența Mn (care are un coeficient de difuzie mic în soluției solide  $\alpha$ ) apare legătura fizico-chimică cu Cu și Al, legătură care ajută frânării proceselor de difuzie în soluției solide  $\alpha$  și prin urmare, schimbă cinetica de descompunere a soluției solide  $\alpha$  de Cu în Al.

Se arată că structura aliajului Al+5%Cu+0,8%Mn, după îmbătrânirea la 350°C timp de 3 ore conține o cantitate mare de fază stabilă  $\theta$  cât și particule fine de fază T ( $\text{Al}_{12}\text{Mn}_2\text{Cu}$ ), care creează o microeterogenitate relativ stabilă în interiorul grăunților soluției solide  $\alpha$ . Pe limitele de separație a acestor grăunți sunt repartizate particule de fază T mult mai grosiere, ce apar în procesul de cristalizare, în timp ce în aliajul Al+5%Cu îmbătrânit după același regim ca și aliajul ternar cu Mn, pe limita de separație a soluției solide  $\alpha$  sunt mult mai multe particule grosiere de  $\text{CuAl}_2$ , ceea ce condiționează o refractaritate redusă a aliajului ATCu5 comparativ cu cea a aliajului ternar ATCu5Mn, a cărui rezistență de durată este de două ori mai mare temperatura de 300°C după 100 h menținere tabelul 2.2.

Se poate spune că în aliajele ternare (comparativ cu aliajul binar ATCu5) procesele de difuzie au loc mult mai lent (de câteva ori) și refractaritatea este de 2 ori mai mare.

## 2.2 Aliajele sistemului Al-Cu-Mn

Aliajele binare de aluminiu se folosesc în industrie de foarte mult timp. În acest caz se pot aminti aliajele de tip ATCu10 (cu 9-12%Cu și se admite până la 1%Si iar la turnarea în cochilă chiar 1,5%Fe), care se cunoaște în turnătorie de la a doua jumătate a secolului XIX, iar aliajul ATCu4 (prezintă structura soluției solide  $\alpha$ ,  $\text{CuAl}_2$ ,  $\text{Al}_7\text{Cu}_2\text{Fe}$  și la turnarea în cochilă se adaugă Si) a început să fie folosit după asimilarea tratamentelor de durificare dispersă ale aliajelor de turnătorie; începând din 1907). Această mare diferență în folosirea aliajelor de aluminiu pentru turnare se explică prin aceea că, aliajele ce conțin 4-6%Cu posedă proprietăți de turnare reduse (tendință ridicată pentru formarea fisurilor și crăpăturilor, fluiditate redusă, concentrație liniară și volumică ridicate, etc.). De subliniat că aliajele de aluminiu cu conținut de 4-6%Cu (capabile de a fi durificate dispers fără tratament termic) nu au nici un avantaj față de aliajul ATCu10. După elaborarea și aplicarea metodelor de tratamente termice corespunzătoare care au drept scop creșterea rezistenței mecanice, într-adevăr, valorile acestor proprietăți sunt cu peste 80% mai ridicate în cazul aliajelor de tip ATCu4 (cu sau fără Si) față de aliajul ATCu10.

Aliajele cu conținut ridicat de Cu posedă o fluiditate satisfăcătoare și o mai redusă tendință față de apariția fisurilor, dar posed proprietăți mecanice reduse din cauza prezenței unei cantități ridicate de fază fragilă și dură  $\text{CuAl}_2$ . Din această cauză aliajele de tip ATCu4 se folosesc numai în stare călită, la fabricarea pieselor mici de forme geometrice simple, în timp de aliajele de tip ATCu10 se folosesc în stare turnată de regulă pentru pistoane de motoare termice (automobile și

motociclete). În momentul de față aliajele de tip ATCu10 sunt înlocuite de aliaje mult mai tehnologice și mai refractare.

În ceea ce privește proprietățile de turnare și coroziune aliajele Al-Cu sunt mult mai slabe față de aliajele de tip siluminii (ATSi10MgMn, ATSi5CuMg, ATSi7Mg) însă posedă o înaltă refractaritate și o bună prelucrabilitate prin așchiere.

Aliajele de tip ATCu4 (fără siliciu) au un coeficient mare de contracție și o înaltă tendință față de fisurarea la cald, de aceea nu se recomandă turnarea lor în cochilă, sub presiune cât și în formele de turnare obișnuite în cazul pieselor turnate de forme complexe sau masive.

Pentru îmbunătățirea proprietăților de turnare ale aliajelor, în special pentru creșterea fluidității lor, reducerea tendințelor de fisurare și creșterea densității (ermeticității) pieselor turnate în secțiunile lor masive, în aliajul ATCu4 se introduce Si până la 3%. În acest caz  $\alpha$  este ermeticitatea aliajului din cauza formării eutecticului ternar  $\alpha + \text{Si} + \text{CuAl}_2$  (6%Si, 26%Cu rest aluminiu), care completează (umple) ușor golurile de contracție intercrystalină.

Introducerea Si reduce puternic REFRACTARITATEA aliajelor aluminiu-cupru, de aceea pistoanele motoarelor de mică putere (motociclete și automobile) se fabrică din aliaje ATCu7Si5MgMn iar pistonul pentru motoare puternice (mari) din aliaje de tipul ATCu4Mg1,5Ni2.

Aliajul ATCu10 conține 9-12%Cu, în care se admit ca incluziuni până la 1%Si și 1%Fe, în cazul turnării în FAT (forme din amestecuri de formare temporare) și până la 1,2%Fe în cazul turnării în forme metalice. De subliniat că Si înrăutățește refractaritatea, iar Fe reduce tendința de fisurare la cald și mărește refractaritatea aliajului. În acest fel, adaosul de Fe în aliajul cu conținut ridicat de Cu este mai puțin dăunător față de prezența lui în aliaje de tip siluminii. Însă, Fe reduce plasticitatea aliajului, lucru ce se explică prin aceea că faza ce se formează  $\text{Al}_7\text{Cu}_2\text{Fe}$  are o structură mult mai compactă față de fazele  $\text{Al}_5\text{SiFe}$  sau  $\text{Al}_4\text{Si}_2\text{Fe}$  din aliaje de tip siluminii (în afară de aceasta faza  $\text{CuAl}_2$  participă la crearea în interiorul grăunților a microeterogenității de gradul doi).

Fierul poate forma cu aluminiu și cupru faza pseudoternară pe baza compusului chimic  $\text{Al}_3\text{Fe}$ , care poate dizolva în sine până la 15%Cu. Această fază pseudoternară nu se dizolvă în Al solid și în cazul răcirii lente cristalizează sub formă grosieră. O astfel de formă de cristalizare are o influență negativă asupra proprietăților pieselor turnate. Trebuie avut în vedere faptul că și faza cristalină  $\text{AlCuSiFe}$  cristalizează într-o formă relativ grosieră.

Influența negativă a Fe (reducerea plasticității aliajelor) este cu atât mai redusă cu cât microstructura posedă grăunți mai fini (mai reduși ca dimensiune). De aceea, la turnarea în cochilă se admite o cantitate mai mare de Fe, față de turnarea în FAT (forme amestec de turnare).

Aliajele binare Al-Cu posedă în structură soluției solide  $\alpha$  de Cu în Al și faza  $\text{CuAl}_2$ , iar aliajele ternare cu Si conțin și faza de Si elementar, notată obișnuit  $\text{Si}_1$ .

Din figura 2.3 reiese că Al cu Si și Cu nu formează compuși ternari. Dizolvabilitatea Cu în Al solid este foarte redusă. Siliciul nu influențează esențial proprietățile mecanice ale aliajelor la temperatura ambiantă. Însă, în aliajele ternare Si intra în eutecticul ternar  $\alpha + \text{CuAl}_2 + \text{Si}$  și prin aceasta îmbunătățește proprietățile de turnare (mărește fluiditatea aliajelor).

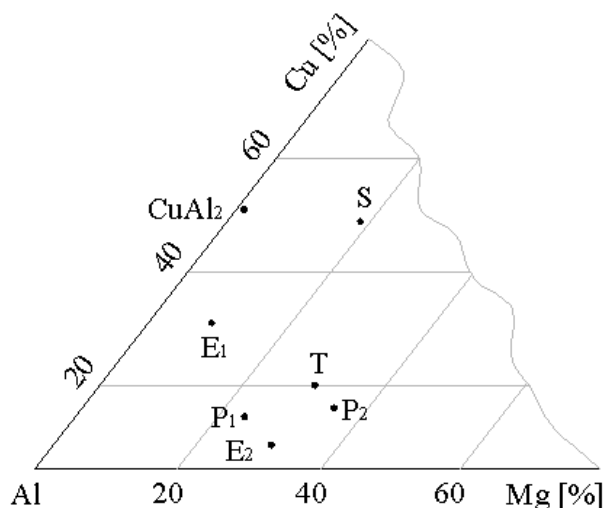


Fig.2.3 Diagrama de stare a sistemului ternar Al-Cu-Mg (unghiul aluminiului)

Întrucât aliajele conțin totdeauna Fe, în acest caz, în privința Si în procesul de cristalizare se poate forma compusul cuaternar AlCuSiFe.

Introducerea în aliajul de tip ATCu4 a manganului ajută foarte puternic creșterea rezistenței prin crearea unui înalt grad de suprasaturare a soluției solide  $\alpha$ .

Introducerea Mg în aliaje conduce la formarea fazei S ( $\text{Al}_2\text{CuMg}$ ). Soluția solidă  $\alpha$ , formațiile fazelor  $\text{CuAl}_2$  și S (vezi figura 2.3) formează eutecticul ternar  $\alpha + \text{CuAl}_2 + \text{Al}_2\text{CuMg}$  care are o temperatura de topire de doar  $507^\circ\text{C}$ . Mg conduce la creșterea refractarității aliajelor cu Cu de asemenea și proprietățile mecanice la temperatura ambiantă, dar scade plasticitatea și sudabilitatea. Întrucât Mg conduce la creșterea proprietăților mecanice la temperatura ambiantă, dar reduce plasticitatea acestora și înrăutățește sudabilitatea, în aliajele de tip ATCu4 introducerea de Mg nu trebuie să depășească 0,05%.

În stare călită aliajele de tip ATCu4 au tendința de îmbătrânire naturală care în prezența unei cantități reduse de Fe (0,03%) se reduce puternic [1], [2]. Aproximativ la fel acționează Nb, Ti, Ni, Co, Mo și alte metale greu fuzibile (temperatură mare de fuziune).

Refractaritatea relativ înaltă a aliajului ATCu10 se asigură, după toate probabilitățile, de către stabilitatea mai ridicată a microeterogenităților din interiorul grăunților de soluție solidă  $\alpha$  cât și de stratul compact de  $\text{CuAl}_2$ , care blochează limitele de separație ale grăunților și prin aceasta frânează procesul de fluaj.

Pentru o seamă de sectoare industriale (ale industriei) a apărut necesitatea unui aliaj de turnare cu bază aluminiu cu caracteristici mai înalte față de cele standardizate.

Compararea proprietăților aliajelor din diferite sisteme binare Al-Ea (elemente aliene) numai aliajele din sistemul Al-Cu poate să devină bază pentru elaborarea unor aliaje care să aibă înalte: refractaritate, rezistență mecanică și plasticitate. Din această cauză sistemul Al-Cu a stat la baza elaborării aliajului ATCu5MnTi, aliaj care posedă proprietățile mai sus arătate și având compoziția chimică: Cu 4,5-5,3; Mn 0,6-1,0; Ti 0,2-0,4%

Conform cu diagrama de stare (figura 2.4) a sistemului Al-Cu, conținutul de Cu din aliaj trebuie să fie sub limita de solubilitate a Cu în Al, adică  $\text{Cu} < 5,7\%$ , întrucât

la concentrații mai ridicate apare faza  $AlCu_2$  ceea ce reduce plasticitatea și refractaritatea aliajului. La conținut de Cu <4,5% rezistența aliajului la temperatura ambiantă este relativ scăzută, figura 2.4

Cel de-al treilea component al aliajului trebuie să aibă: un grad înalt de solubilitate la temperatura ambiantă și la temperatura de lucru (300-350°C); relativ o valoare ridicată a legăturii interatomice; un coeficient minim de difuzie în aluminiu solid cât și capacitatea de a forma faze complexe după structură și compoziție chimică și care să participe la formarea unui eutectic complex și greu fuzibil (cu temperatură mare de fuziune); să durifice (întărească) limitele de separație ale grăunților de soluției solide  $\alpha$ , cât și, deasemenea, să creeze o stabilă microeterogenitate în interiorul grăunților de soluției solide  $\alpha$ .

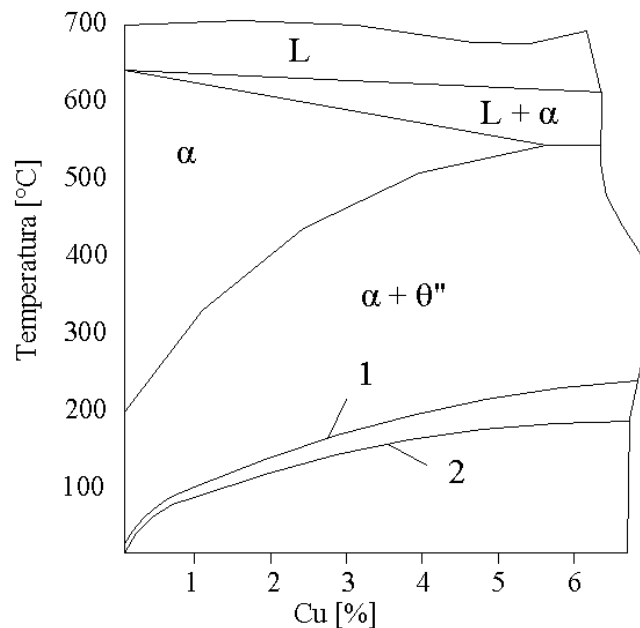


Fig.2.4 Diagrama de stare a sistemului Al-Cu:  
1- linia de dizolvare a fazei  $\theta''$ ; 2- linia de dizolvare a ZGP

Un astfel de complex de proprietăți le posedă manganul. Dizolvabilitatea Mn în Al la 300-350°C este de 0,3-0,4%. Coeficientul de difuzie al Mn în Al este cu mult mai redus decât al Cu, Mg, Zn și și altor elemente folosite la alierea aliajelor cu bază Al, figura 2.5.

Manganul participă la formarea fazei complexe  $T(Al_{12}Mn_2Cu)$ , care posedă o înaltă duritate și o tendință redusă de coagulare la acțiunea prelungită a temperaturilor ridicate. Particulele cele mai fine ale acestei faze, care se formează în procesul de descompunere al fazei soluția solidă  $\alpha$ , se așează în mod omogen (egal) în interiorul acestei soluții solide  $\alpha$  și prin aceasta conduce la creșterea rezistenței mecanice la temperatura ambiantă și la temperaturi ridicate. Faza  $T(Al_{12}Mn_2Cu)$  participă și la formarea Eutecticului Ternar ( $\alpha + CuAl_2 + Al_{12}Mn_2Cu$ ) care are o ÎNALTĂ temperatură de topire 547,5°C, lucru ce are de asemenea o influență benefică asupra creșterii refractarității.

Studiul influenței altor elemente de aliere (Ea) precum Ti, Mg, Si și Fe au arătat că cele mai bune proprietăți le posedă aliajul cuaternar Al-Cu-Ti-Mn cu conținut limitat de incluziuni de Fe, Si și Mg. A fost elaborat aliajul ATCu5MnTi.

Din diagrama de stare a aliajelor (vezi figura 2.5) din sistemul Al-Cu reiese că diagrama de echilibru aparține tipului eutectic cu solubilitate limitată a Cu în Al solid. Faza este caracterizată de o compoziție variabilă, domeniul ei de omogenitate la temperatura de 548°C este de la 52,5 până la 53,8%Cu, iar la 400°C de la 53,25 până la 53,0%Cu. La temperatura ambiantă faza  $\text{CuAl}_2$  posedă rețea cristalină tetragonală cu volum centrat cu parametri  $a = 6,054\text{Å}$  și  $c = 4,86\text{Å}$ .

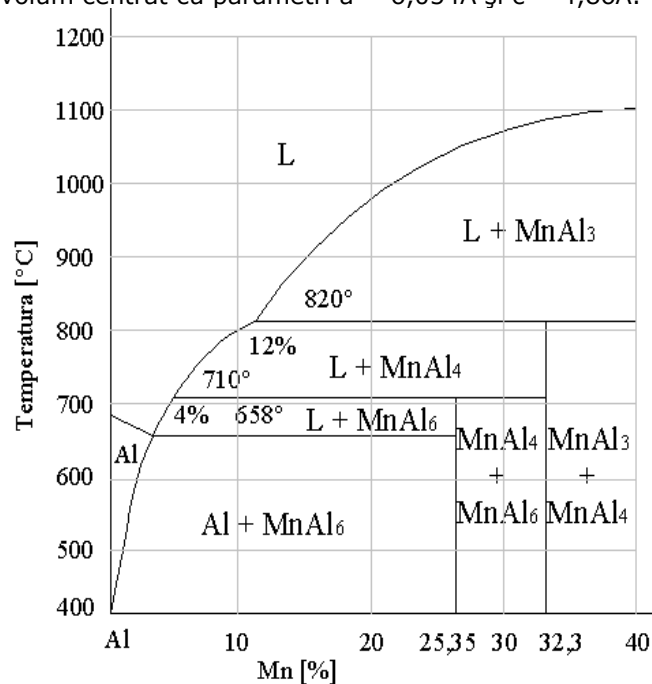


Fig.2.5 Diagrama de stare a sistemului Al-Mn

Diagrama de stare a aliajelor din sistemul Al-Mn arată că există încă contradicții în privința solubilității (dizolvabilității) Mn în Al solid cât și a compoziției eutecticului.

După o seamă de autori partea de diagramă cu până la 4%Mn (vezi figura 4.3) aparține la diagrama de stare de tip cu eutectic, iar la conținut mai ridicat de Mn, aparține la diagrama de stare cu peritectic și cu solubilitate (dizolvabilitate) limitată a Mn în Al. Eutecticul de la 1,95%Mn are o temperatură de topire destul de ridicată (658°C).

Asupra dizolvării Mn în Al influențează puternic Fe care o reduce puternic. Așa de exemplu [61] dau următoarele valori: la temperatura de 658,5°C și la conținut de 0,007%Fe solubilitatea Mn în Al este 1,82%, iar la 0,03%Fe scade de 3 ori (0,6%). Alții autori ca de exemplu [2] au obținut alte rezultate. După acești autori la conținut de 0,003%Fe, solubilitatea Mn în Al la 657°C este de 1,32%.

În afară de aceasta, asupra solubilității Mn în Al are influență și viteza de cristalizare.

După modificarea parametrului rețelei cristaline a soluției solide  $\alpha$  de Mn în Al, s-a determinat în [7] că la cristalizarea aliajelor cu viteza de 50.000grad/sec

solubilitatea Mn este de 10,2% în loc de 0,5% cât este la turnarea în forme temporare de nisip (FAT).

Viteza de cristalizare influențează puternic nu numai asupra solubilității Mn în Al solid dar și asupra componenței fazelor aliajului,

Astfel [62] arată că, unii autori (ce au folosit metoda analizei structurale în raze X în aliajele ce cristalizează rapid și care conțin până la 3%Mn, după recoacerea la temperatură ce nu a depășit 600°C, au remarcat prezența unei faze metastabile  $G(Al_{12}Mn)$ . Această fază a fost observată în aliajele călite la temperatura de 640°C după recoacerea la 350-550°C. Compoziția și structura acestei faze nu sunt încă studiate.

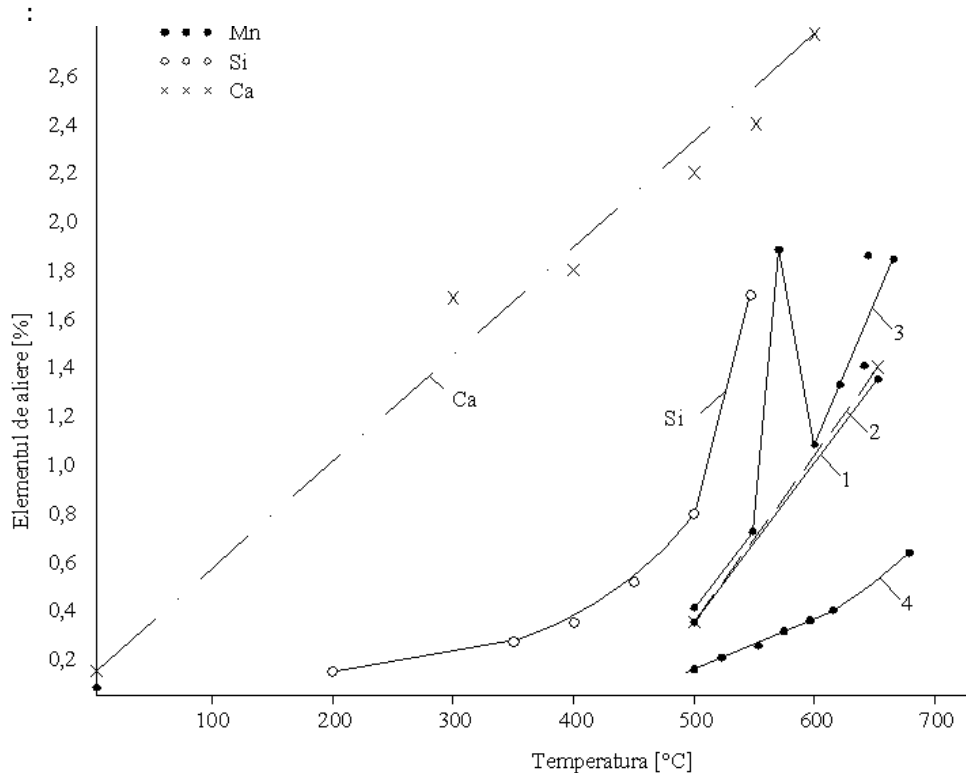


Fig.2.6 Solubilitatea Mn, Si și Ca (elemente cu capacitate mică de dizolvare) în Al după diferiți autori: 1- [2]; 2 - [2]; 3 - [61] (prin rezistență electrică); 4 - [61] (metalografic)

Formarea de faze metastabile se pot manifesta puternic asupra rezistivității electrice și a rezistenței mecanice ale aliajelor.

Un compus (fază) mai apropiat de Al în sistemul Al-Mn este faza  $Al_6Mn$  care posedă o rețea cristalină de tip rombic cu următorii parametri:  $a = 6,51\text{Å}$ ;  $b = 7,54\text{Å}$  și  $c = 8,87\text{Å}$ . Această fază în aliajele ce conțin până la 4%Mn, cristalizează primar iar în aliajele cu conținut mai mare de Mn apare (se formează) sub formă peritectic la temperatura de 710°C:



Faza  $Al_4Mn$ , care are rețea cristalină hexagonală cu parametri:  $a = 28,35\text{\AA}$ ;  $c = 12,36\text{\AA}$  în aliajele de aluminiu cu conținut de 4-12%Mn se formează primar, iar după aceea peritectic după reacția la temperatura de  $820^\circ\text{C}$



În condiții în afară de echilibru, la o viteză de cristalizare suficient de mare, în aliajele de Al, ce conțin sub 3%Mn, uneori se pot forma ambele faze  $Al_4Mn$  și  $Al_6Mn$ . Cu cât procesul de cristalizare decurge mai lent cu atât în mai mare măsură se formează faza  $Al_6Mn$  pe seama reducerii conținutului de fază  $Al_4Mn$ . În figura 2.6 se dă dependența solubilității Mn în Al funcție de temperatură, date incluse de diferite surse bibliografice, figura 2.6.

Pentru a compara capacitatea de dizolvare a elementelor de aliere, frecvent folosite la alierea aliajelor cu bază de Al, figura 2.7 se dau 2 curbe de dizolvare a elementelor Cu și Li în Al cu capacitate medie de dizolvare față de figura 2.6. În figura 2.8 se prezintă elemente de aliere cu capacitate foarte mare de dizolvare în aluminiu între care Zn deține locul fruntaș, urmat de Ag și Mg. (Acest lucru arată de ce aliajele de aluminiu turnate ce conțin Zn și Mg au proprietăți mecanice foarte ridicate la temperatura ambiantă).

După cum se știe Cu și Mn sunt elemente de aliere ale celor mai multe aliaje de aluminiu. Până în prezent o diagramă completă ternară a sistemului Al-Cu-Mn nu s-a publicat și, de fapt, se cunoaște doar unghiul din partea aluminiului.

După datele din literatură, în unghiul aluminiului din diagrama de stare Al-Cu-Mn, se găsesc două faze ternare:

- faza T(AlCuMn) ce posedă rețea cristalină rombică ce posedă parametri cristalini ( $a = 7,69\text{\AA}$ ;  $b = 24,06\text{\AA}$  și  $c = 12,44\text{\AA}$ ), fază ce conține 19%Cu, 25%Mn, rest aluminiu;

- faza Y, de asemenea cu rețea cristalină rombică cu parametri  $a = 14,79\text{\AA}$ ,  $b = 12,6\text{\AA}$  și  $c = 12,43\text{\AA}$  și care conține 5,9%Cu, 32,5%Mn rest aluminiu (figura 2.9).

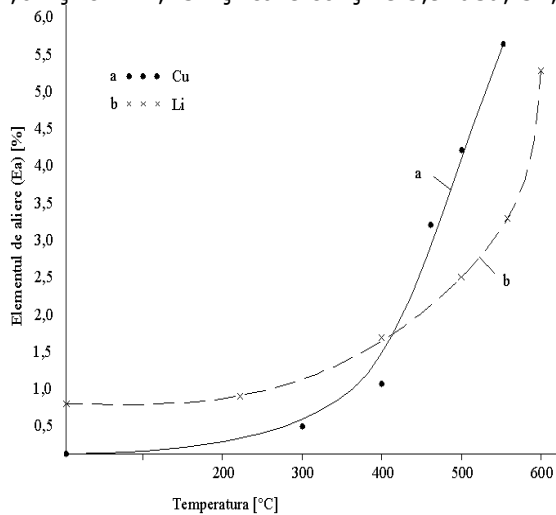


Fig.2.7 Solubilitatea elementelor de aliere în Al cu capacitate medie de dizolvare

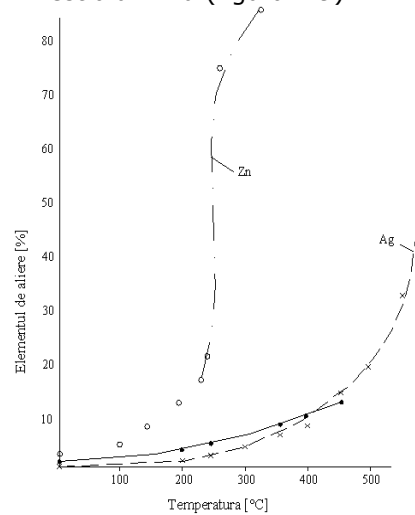


Fig.2.8 Solubilitatea elementelor de aliere în Al cu capacitate foarte mare de dizolvare

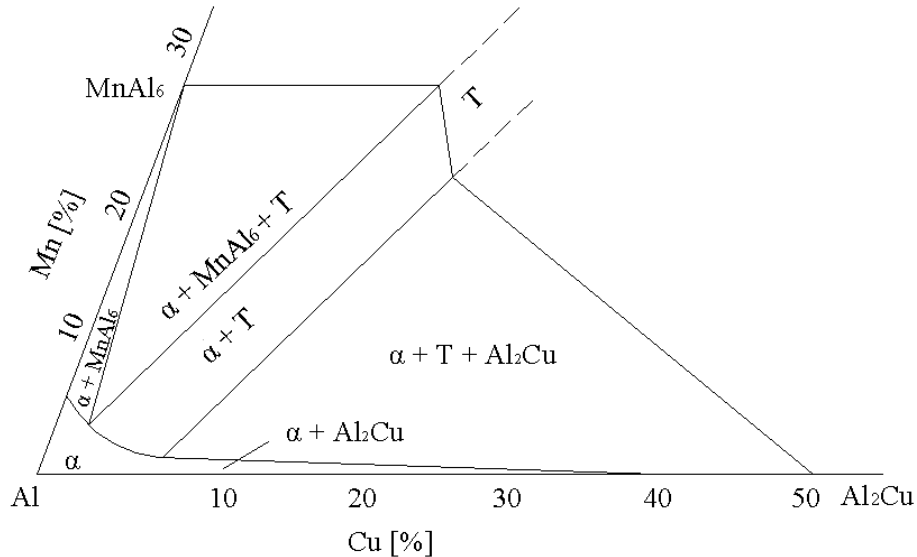


Fig.2.9 Repartiția domeniilor fazelor din sistemul de aliaje Al-Cu-Mn din unghiul aluminiului

Trebuie spus că în multe lucrări de cercetare existența fazei Y nu a fost susținută. Se consideră că faza T (AlCuMn) are o compoziție chimică variabilă, și ar fi de forma  $T(Al_{12}Mn_2Cu)$  cu conținut de 24,5%Mn; 12,5%Cu, rest aluminiu.

În funcție de concentrația Cu faza  $Al_4Mn$  poate participa în reacția peritectică cu lichidul pentru formarea atât a fazei binare  $Al_6Mn$  cât și a celei ternare AlCuMn:



În plus, faza  $Al_6Mn$  poate reacționa cu lichidul, de asemenea, și la temperatura de 616°C și peritectic să formeze faza AlCuMn. În acest caz punctul de existență în echilibru a fazelor  $\alpha$ ,  $Al_6Mn$ , AlCuMn și al lichidului va corespunde conținutului de 4,85%Cu; 0,9%Mn, rest aluminiu.

### 2.3 Compoziția chimică și proprietățile mecanice ale aliajului ATCu5MnTi

Importanța acestui aliaj a condiționat studiul care, plecând de la cele expuse, pentru elaborarea acestor aliaje de compoziție chimică Cu = 4,7-5,3%; Mn = 0,6-1,0% drept bază s-a considerat aliajul binar Al cu 5%Cu, după care s-a studiat influența Mn până la 1,25% asupra proprietăților acestui aliaj.

Din figura 2.10 se poate observa că proprietățile mecanice cresc simțitor în intervalul 0,6-1%Mn după care scad cu creșterea mai sus de 1%Mn, în cazul probelor turnate separat în amestecuri de formare nisipoase.



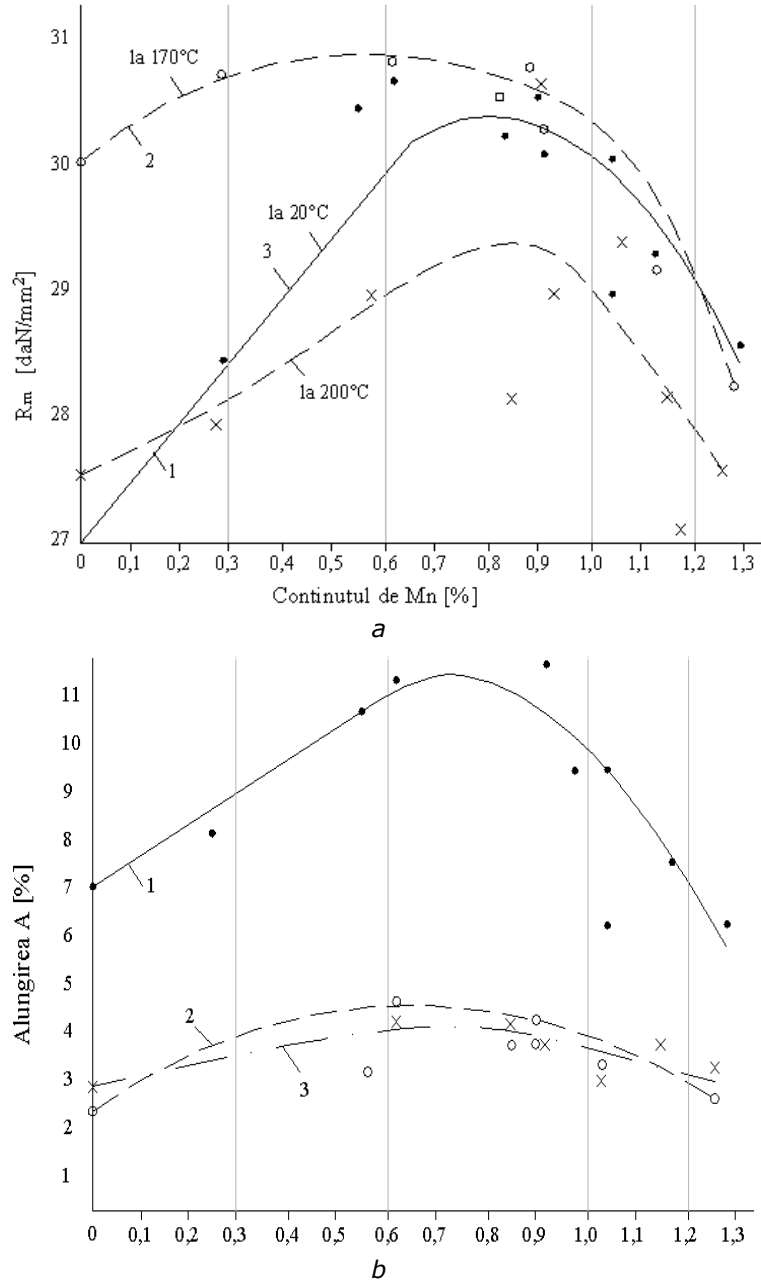


Fig.2.10 Influența Mn asupra proprietăților mecanice ale aliajului Al cu 5%Cu după călirea de la 540°C în apă: a-  $R_m$ ; b- A

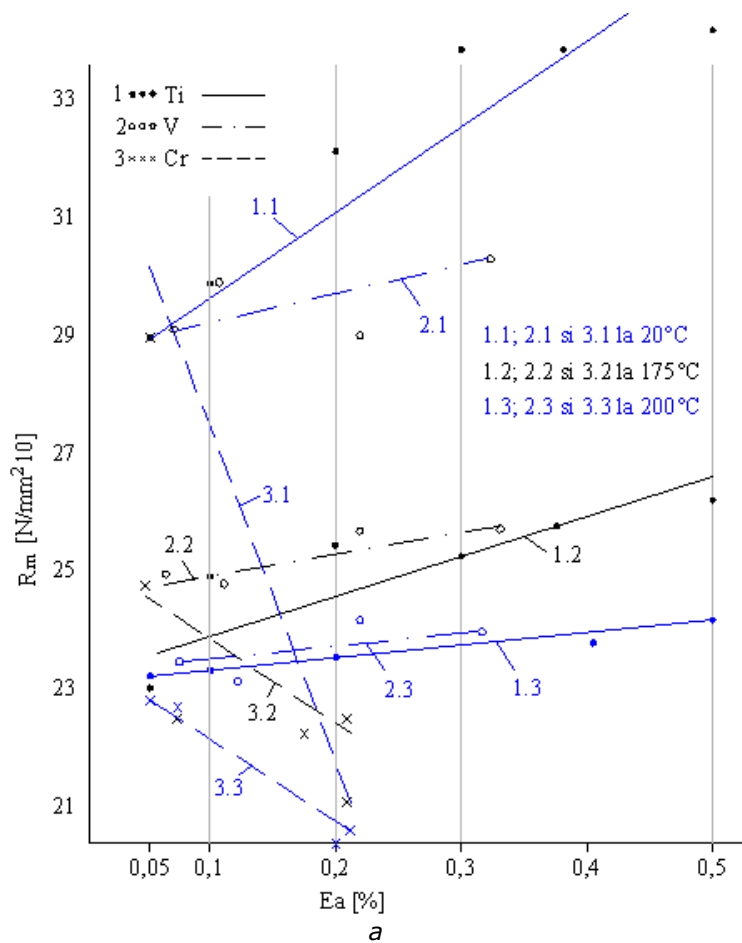
Din încercările efectuate s-a desprins concluzia că aliajele din sistemul Al-Cu-Mn ce conțin peste 5,5%Cu nu pot fi călite la 545°C întrucât se supraoxidează (ard), iar cele ce conțin sub 4,5%Cu au proprietăți mecanice reduse la temperatura ambiantă și temperaturi ridicate. Acest lucru se explică prin aceea că o parte din Cu participă

66 Efectul elementelor de aliere asupra rfractarității aliajelor din sistemul Al-Cu - 2

la formarea fazei terțiare  $T(Al_{12}Mn_2Cu)$ , iar soluția solidă  $\alpha$  în acest caz, este sărăcită de cupru. Aliajele ce conțin mai mult de 5,3%Cu, după călire, posedă o cantitate suplimentară de compus  $CuAl_2$ , fapt ce conduce la reducerea plasticității.

Toate cele afirmate sunt confirmate de rezultatele cercetărilor comparative ale sistemului ATCu5Mn și a aliajelor aceleiași sistem, elaborate în Anglia (aliajului RR-57) și în Rusia (aliajul D20), care conțin mai mult de 6%Cu.

Proprietățile favorabile pe care le posedă aliajul ATCu5Mn au determinat (impus) studiul suplimentar în vederea îmbunătățirii (creșterii) acestor proprietăți. În figura 2.11 se prezintă influența Cr, V și Ti asupra proprietăților mecanice ale aliajului cu 4,7-5,3%Cu și 0,6-1,0%Mn. Din cele 3 elemente de aliere studiate doar Ti în intervalul 0,2-0,4%Ti conduce la creșterea substanțială a proprietăților mecanice ale aliajelor din sistemul Al-Cu-Mn, figura 2.11.



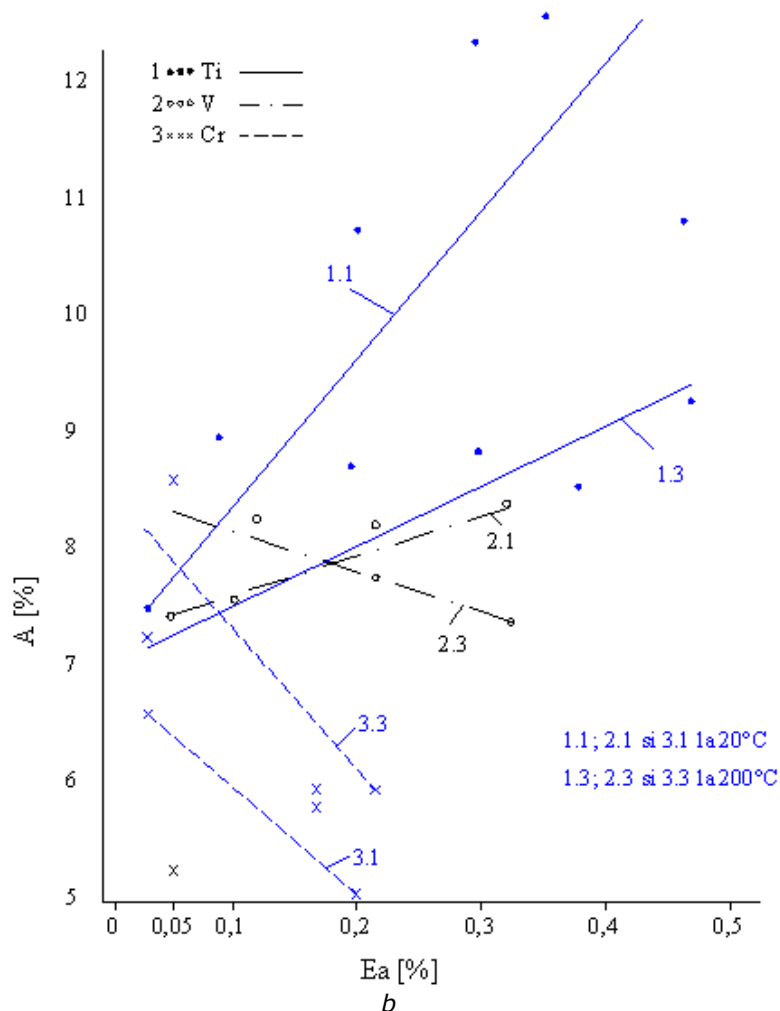


Fig.2.11 Influența elementelor de aliere asupra proprietăților mecanice ale aliajelor din sistemul Al-Cu-Mn cu conținut mediu de 4,98%Cu și 0,90%Mn: a-  $R_m$ ; b-A

Trebuie subliniat faptul că întotdeauna introducerea metalelor rare în unele aliaje de aluminiu îmbunătățește proprietățile lor mecanice la temperaturi superioare [1]. Influența binefăcătoare a unor doze mici de Ce asupra aliajelor de aluminiu este atestată și în alte lucrări [2]. Zirconiu se dovedește a fi un bun modificator pentru aliaje de aluminiu [1], [63], [2]. Se presupune că prin adăugarea de cantități reduse de zirconiu în aliajele de aluminiu turnate structura soluției solide  $\alpha$  se complică (devine mai complexă), în interiorul grăunților careia se observă particule fin dispersate iar limitele de separație ale soluției solide  $\alpha$  se întăresc cu ajutorul compușilor stabili greu fuzibili. Toate acestea însumate trebuie să reducă mobilitatea difuzivă a atomilor și prin aceasta să ridice refractaritatea aliajului [2].

Influența adaosurilor de Ce asupra proprietăților mecanice ale aliajului ATCu5MnTi, cu sau fără Ti, la temperatura de 20° și 300°C se redă în figura 2.12.

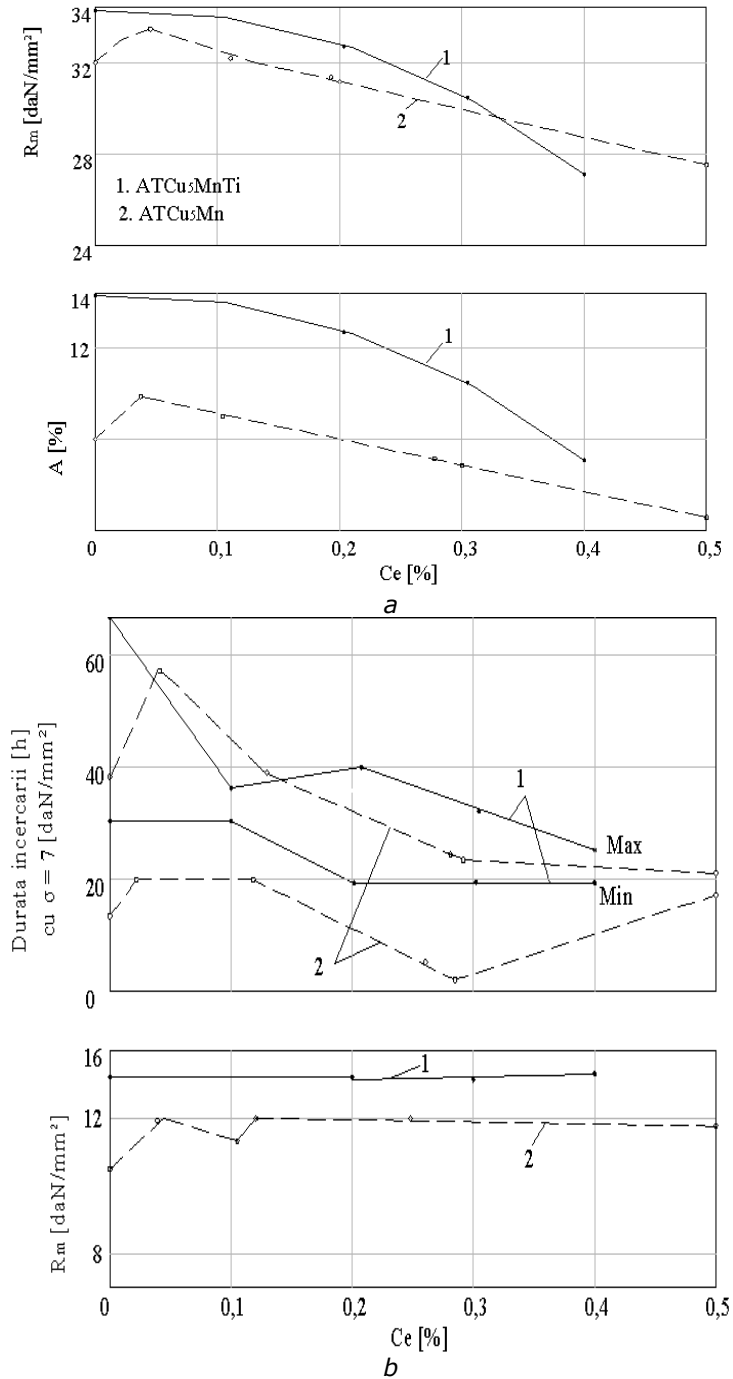


Fig.2.12 Influența Ce asupra proprietăților mecanice ale aliajului ATCu<sub>5</sub>MnTi cu sau fără Ti: a- la temperatura ambiantă; b- la 300°C

Din valorile înscrise în figura 2.12 reiese că:

- introducerea în aliajul ATCu5Mn până la 0,3%Ce se reduc puțin proprietățile mecanice la temperatura ambiantă. O mai mare cantitate de Ce reduce substanțial proprietățile mecanice de ( $R_m$  de la 34daN/mm<sup>2</sup> până la 26,5daN/mm<sup>2</sup>; A de la 14 la 6,8%). Introducerea 0,1-0,4%Ce conduce la scăderea rezistenței de durată la temperatura de 300°C și nu schimbă limita de rezistență la încercarea de scurtă durată la încercarea la tracțiune la 300°C. Introducerea în aliajul fără Ti a 0,05%Ce ajută unei creșteri nesemnificative a proprietăților mecanice la încercarea la întindere de scurtă durată atât la 20°C și la 300°C, cât și a rezistenței de durată la 300°C, dar valorile absolute ale acestor caracteristici sunt mai reduse față de aliajul ATCu5MnTi. Odată cu creșterea cantității de Ce până la 0,5% toate caracteristicile enumerate scad.

Se poate presupune că, introducerea Ce în aliajele sistemului Al-Cu-Mn-Ti și Al-Cu-Mn se formează compusul ternar Al<sub>3</sub>Mn<sub>4</sub>Ce sau soluției solide de cupru în Al<sub>4</sub>Ce. Formarea acestei combinații favorizează sărăcirea în Cu și Mn a soluției solide  $\alpha$  de aluminiu, lucru ce la rândul său reduce proprietățile mecanice ale aliajului la temperatura ambiantă [2], [64].

Studiile privind influența Zr asupra proprietăților mecanice ale aliajului ATCu5Mn cu și fără Ti se redau în figura 2.13 din care se desprinde că introducerea de până la 0,25%Zr nu schimbă esențial limita de rezistență și alungirea la temperatura ambiantă, dar cu creșterea în continuare a conținutului de Zr, introdus în aliaj, se observă o reducere esențială a rezistenței și plasticității. De exemplu, la introducerea a 0,20%Zr în aliaj se reduce  $R_m$  cu 35,0N/mm<sup>2</sup> și A cu 6%.

Introducerea unei cantități de Zr de până la 0,25% în aliajul ATCu5Mn conduce la creșterea rezistenței acestuia cu 15N/mm<sup>2</sup> și a plasticității cu 5-6%, la temperatura ambiantă. Însă, din punct de vedere al valorilor absolute rezistența de rupere este cu 1,5-20N/mm<sup>2</sup> mai redusă decât limita de rezistență a aliajului ATCu5MnTi (fără introducere de zirconiu), iar alungirea relativă corespunde alungirii relative a aliajului ATCu5Ti. Cu creșterea conținutului de Zr până la 0,32%, plasticitatea aliajului ATCu (fără titan) se reduc simțitor ( $R_m$  cu 50-60N/mm<sup>2</sup> și A cu 6,7%).

În schimb Zr conduce la creșterea substanțială a rezistenței de durată a aliajului ATCu5MnTi și ATCu5Mn (vezi figura 2.13 b) iar în ultimul caz, într-un grad mult mai înalt valorile maxime ale duratei lungi de încercare ale probelor nu se pot compara, întrucât foarte multe epruvete ale aliajului ATCu5MnTi cât și ATCu5Mn la tensiunea de 7daN/mm<sup>2</sup> au fost extrase din instalații de încercare fără a fi distruse după 125h de încercare (vezi săgețile). De aceea o serie de probe a fost supusă încercărilor la tensiune de 8daN/mm<sup>2</sup> la 300°C. De remarcat faptul că durata de încercare a aliajelor ATCu5Mn (fără Ti) s-a dovedit a fi mai mare decât a aliajului ATCu5MnTi de compoziție obișnuită!

Limita de rezistență la încercarea la tracțiune de scurtă durată (300°C) a aliajului ATCu5MnTi în funcție de conținutul de Zr în limitele 0,05-0,28% nu se modifică și sunt cuprinse în medie la 13daN/mm<sup>2</sup> (figura 2.13 b). În schimb limita de rezistență la 300C a aceluiași aliaj fără Ti crește cu 3daN/mm<sup>2</sup> la introducerea a numai 0,05%Zr iar cu creșterea conținutului de Zr până la 0,32% rămâne aproape constant. (12,5-13daN/mm<sup>2</sup>).

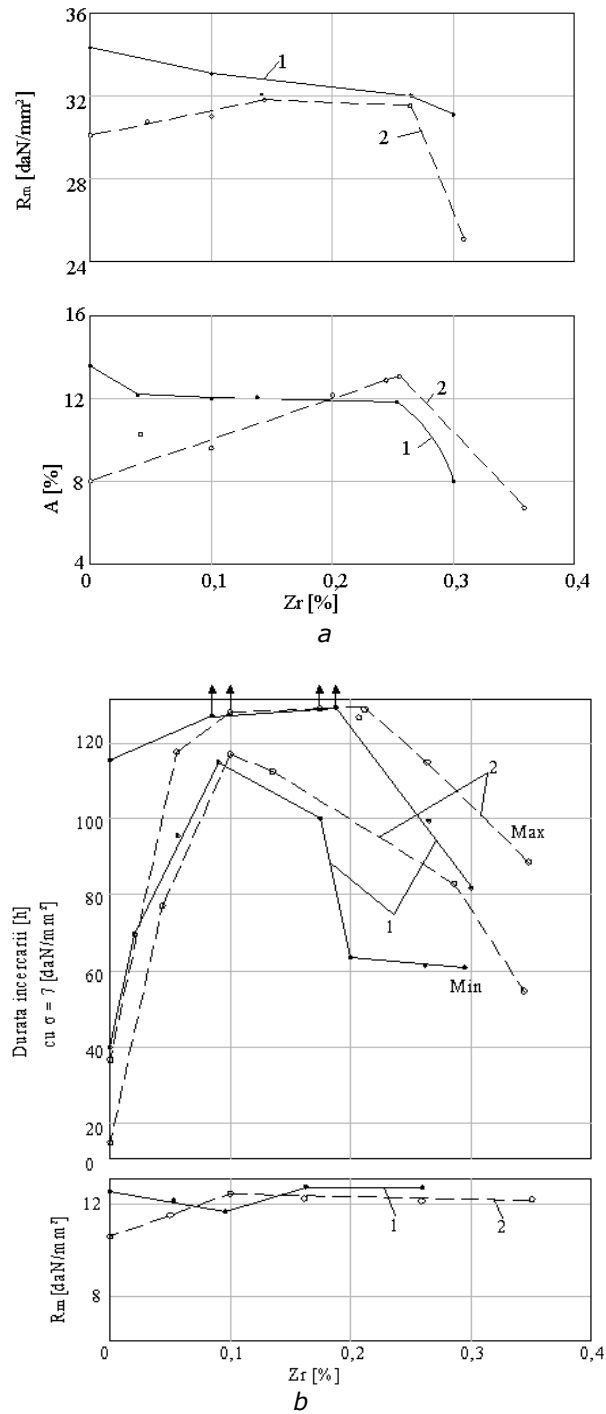


Fig.2.13 Influența Zr asupra proprietăților mecanice ale aliajului ATCu5Mn cu și fără Ti: a- la temperatura ambiantă; b- la 300°C

Prin urmare, introducerea zirconului în limitele 0,05-0,2%Zr în aliajul ATCu5MnTi conduce la creșterea refractarității acestuia. În cazul însă când acest aliaj este folosit doar ca aliaj de înaltă rezistență, adică la temperatura ambiantă, adaosul de Zr nu este justificat (este lipsit de sens).

Cercetările efectuate [64] au stabilit că în structura aliajului ATCu5MnTi, în care se introduce și Zr, apar particule de fază care conțin și zirconiu.

După toate probabilitățile, prezența Ti în aliajele Al-Cu-Mn conduce la scăderea solubilității zirconului din aliaje (ambele metale făcând parte din grupe de tranziție). Pe de altă parte, odată cu creșterea conținutului de Zr, dimensiunile particulelor ce conțin Zr cresc, motiv pentru care refractaritatea aliajelor sistemului Al-Cu-Mn-Ti ce conțin zirconiu este mai redusă decât a aliaje Al-Cu-Mn ce conțin zirconiu (dar nu conțin Ti).

Complexul favorabil al proprietăților aliajului ATCu5Mn (cu sau fără Ti) [2] pe de o parte, cât și rezultatele încurajatoare care au în vedere influența benefică a unor cantități reduse de elemente de aliere din grupele de tranziție asupra proprietăților fizice-metalurgice-mecanice, în cele ce urmează se studiază influența concomitentă a cantităților reduse (microadaosuri) de Zr și Ce introduse prin metoda [24] în aliaj, metoda ce conferă o asimilare superioară a elementelor de aliere de către aliajul lichid.

Din cercetările efectuate anterior cu referire la influența introducerii separate a elementelor de aliere ca Zr și Ce asupra structurii și proprietăților aliajului ATCu5Mn (fără Ti), au arătat că introducerea de peste 0,3% din fiecare element conduce la apariția unei structuri grosiere și de aici la reducerea proprietăților mecanice ale aliajului.

Cercetarea influenței comune a celor două elemente Ce și Zr s-a făcut prin introducerea de cantități reduse de: 0,05; 0,15 și 0,3%Ce (la conținut constant de Zr = 0,05%) și de 0,05; 0,1 și 0,2%Zr (la conținut constant de Ce = 0,15%).

Din încercările efectuate a reieșit că:

- Introducerea concomitentă a Ce și Zr în ATCu5Mn (fără Ti) conduce la scăderea puternică a rezistenței mecanice și plasticității la temperatura ambiantă:  $R_m = 24-26 \text{ daN/mm}^2$  și  $A = 4-7\%$ . Limita de rezistență a aliajului ATCu5Mn (fără Ti) la 300°C nu depășește limita de rezistență a aliajului de compoziție obișnuită la aceeași temperatură, iar rezistența de durată a aliajului de compoziție optimă în privința Ce și Zr la 300°C este cu 20% mai ridicată față de aliajul ATCu5MnTi de compoziție obișnuită la aceeași temperatură. Durata de încercare a acestui aliaj cu conținut de 0,05%Zr și 0,25%Ce la 300°C și tensiune de încercare  $8 \text{ daN/mm}^2$  este de peste 100h, în timp ce rezistența de durată a aliajului de compoziție obișnuită în timp de 100h la 300°C este egală cu  $6,5 \text{ daN/mm}^2$ .

Structura aliajelor cu Ce și Zr arată că, în interiorul grăunților de soluție solidă a cât și pe limita lor de separație se găsesc incluse (repartizate) particule fine, mărunțite, de fază care conține, după toate probabilitățile Zr, aceasta și pentru faptul că odată cu creșterea conținutului de Zr aceste particule (faze) încep să crească și obțin o formă de ace (ascuțită). În afară de aceasta, în structură se observă particule de faze grosiere coagulate care conțin, după toate probabilitățile, Cu și Ce, ceea ce condiționează reducerea proprietăților mecanice de la temperatura ambiantă. Particularități ale structurii aliajului elaborat în experimentele prezentate în Capitolul 4 sunt prezentate în figura 2.14.

Plecând de la aceste considerente și anume că, introducerea concomitentă a Ce și Zr conduce la reducerea substanțială a rezistenței și a plasticității aliajului ATCu5Mn (fără Ti) la temperatura ambiantă, introducerea lor în acest aliaj nu este justificată (este inutilă).

Cercetările s-au efectuat pentru a stabili influența comună (concomitentă) a Ce și Zr asupra structurii și proprietăților aliajului ATCu5MnTi prin introducerea de cantități variabile, reduse precum: 0,05; 0,1; 0,2Ce, menținând constantă concentrația de 0,1%Zr cât și introducerea de 0,05 și 0,2%Zr, menținând constantă cantitatea de Zr = 0,1%. În aceste condiții au fost determinate proprietățile mecanice la 20 și 300°C cât și încercarea de lungă durată a probelor la 300°C.

Trebuie precizat că toate probele din aliajul ATCu5Mn (fără Ti) dar cu conținut introdus de Ce și Zr care a fost încercat la rezistența de durată la 300°C cu tensiune de 7daN/mm<sup>2</sup> nu au fost distruse nici după 125h de încercare (încercările au fost efectuate în continuare la tensiunea de 8daN/mm<sup>2</sup>).

S-a observat că introducerea concomitentă a Zr și Ce în aliajul ATCu5MnTi conduce la o reducere neesențială a limitei de rezistență la temperatura ambiantă (cu 1,5-2,0daN/mm<sup>2</sup>), iar la 300°C proprietățile lor mecanice nu se schimbă esențial, în schimb rezistența de durată crește cu aproximativ 10-15%. În concluzie s-a observat că durata de încercare a probelor aliajului ATCu5MnTi cu adaos de Zr și Ce la tensiunea de 8daN/mm<sup>2</sup> este aproximativ aceeași ca și a probelor aliajului ATCu5MnTi la tensiune 7daN/mm<sup>2</sup>.

Trebuie însă subliniat faptul că: efectul de creștere a duratei de încercare a probelor aliajului ATCu5MnTi datorat introducerii Zr și Ce este mai redus, decât la aliajele ATCu5Mn (fără titan), figura 2.14.

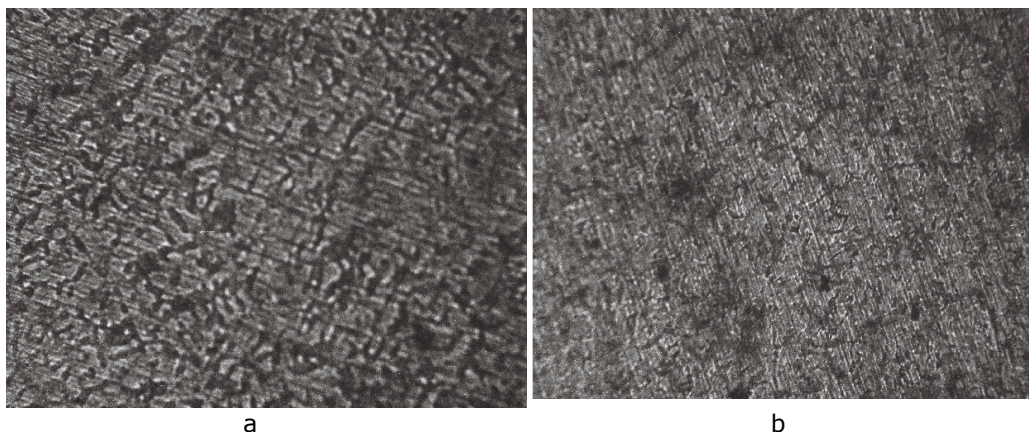


Figura 2.14 Structura aliajului ATCu5MnTi la 200:1 netratat termic a) cu elemente de aliere, b) fără elemente de aliere

Proprietățile deosebite ale aliajului ATCu5MnTi și posibilitatea lui largă de utilizare la turnarea unor piese de mare responsabilitate, au condiționat și încercările de a determina influențele (bune sau nefaste) ale unor incluziuni, prezente implicit în aliajele cu bază Al, precum Si, Fe și Mg.

Din rezultatele obținute referitor la influența unor incluziuni (adaosuri) precum: 0,15-1,5%Si; 0,15-1,0%Fe și 0,05-0,3%Mg asupra variației proprietăților mecanice la temperatura de 20 și 300°C cât și a rezistenței de durată la 300°C, permit a se trage următoarele concluzii:



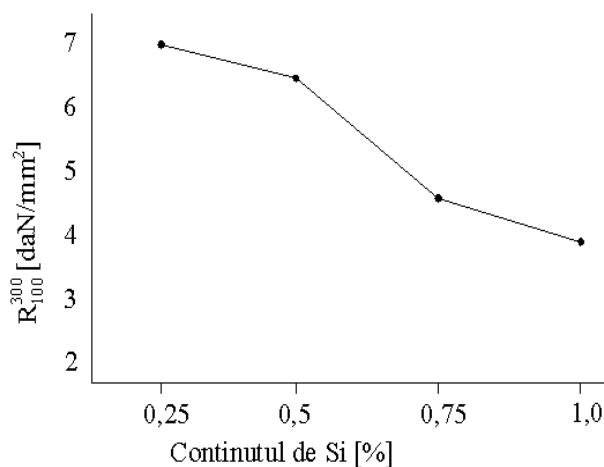


Fig.2.15 a Influența conținutului de Si asupra rezistenței de durată  $R_{100}^{300}$  la tensiuni variabile

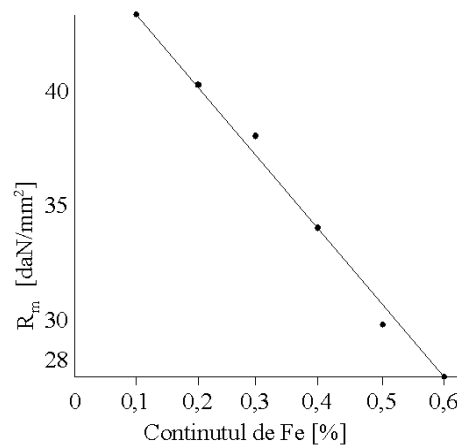


Fig.2.15 b Influența conținutului de Fe din aliajul ATCu5MnTi asupra  $R_m$  la 20°C

- La conținut de Si > 0,5%, se reduc puțin proprietățile mecanice ale aliajului la temperatura ambiantă și se reduc puternic rezistența de durată a aliajelor la temperatura de 300°C (figura 2.15 a).

De remarcat faptul că proprietățile de turnare la conținut de Si până la 1% rămân neschimbate: un conținut mai ridicat de Si conduce la îmbunătățirea substanțială a proprietăților de turnare (fluiditate ridicată)

- La conținutul de Fe > 0,3% se reduc substanțial rezistența de durată la 300°C și chiar proprietățile mecanice la 20°C (figura 2.15 b)

Trebuie precizat că proprietățile de turnare nu se modifică substanțial. Reducerea valorilor proprietăților mecanice este provocată după toate probabilitățile, de sărăcirea soluției solide a în Cu și Mn pe seama formării fazei AlCuMnFe puțin stabilă.

În cazul unor conținuturi chiar foarte mici de Mg (0,07%), scade puternic plasticitatea aliajului ATCu5MnTi, întrucât chiar la conținut de 0,05%Mg are loc supraoxidarea (arderea) aliajului în timpul încălzirii pentru călire. Acest fapt este provocat, cel mai probabil, de apariția fazei S(Al<sub>2</sub>CuMg) și a formării eutecticului ternar:  $\alpha + \text{CuAl}_2 + \text{S}(\text{Al}_2\text{CuMg})$  care are o temperatură de topire de numai 507°C.

#### **Concluzie:**

Rezultatele obținute permit a se afirma că: în aliajul ATCu5MnTi conținutul de INCLUZIUNI, trebuie să fie de sub: 0,3%Fe; 0,3%Si și 0,05%Mg

## **2.4 Influența tratamentelor termice asupra refractarității aliajului ATCu5MnTi**

În funcție de cerințele ce se impun pieselor turnate din aliajul ATCu5MnTi se poate prelucra prin tratamente termice ce urmăresc creșterea proprietăților mecanice, după două regimuri:

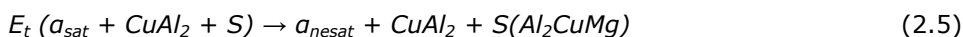
a- călire sau T4;

b- călire și îmbătrânire sau T5 (îmbunătățire)

a) Regimul ce călire T4 se compune din două încălziri: prima treaptă de încălzire la temperatura de 530°C ± 5°C timp de 5-9h (aproximativ 40min/mm

grosime de perete piesă-probă-turnată), iar cea de a doua încălzire se face la 540°C, la timp de menținere identic după care se face răcirea în apă la temperatura ambiantă (~20°C). Se precizează faptul că regimul de tratament termic poate fi simplificat prin aceea că se poate efectua o supra încălzire (o supra treaptă de încălzire) pentru călire, dar cu condiția ca creșterea temperaturii în intervalul 200-540°C să se facă foarte lent, pentru a preîntâmpina oxidarea (arderea) pieselor (probelor) turnate. După toate probabilitățile măsurile ce se iau în intervalul temperaturii de încălzire 300-540°C sunt legate de procesele intrinseci ce au loc:

- descompunerea eutecticului ternar  $\alpha + \text{CuAl}_2 + \text{S}(\text{Al}_2\text{CuMg})$



- dizolvarea componentelor  $\text{CuAl}_2$  și fazei S în soluție solidă  $\alpha$ :



**Concluzii:** Din cercetările efectuate referitoare la folosirea pe scară largă a aliajului ATCu5MnTi la turnarea pieselor ce necesită și proprietăți mecanice superioare la temperatura ambiantă se desprind concluziile:

**1.** Turnarea în cochilă (cu viteză mare de răcire) favorizează mai puțin formarea de eutectic ternar  $\alpha + \text{CuAl}_2 + \text{S}(\text{Al}_2\text{CuMg})$ , fapt care ușurează mult aplicarea tratamentelor termice T4, întrucât reduce oxidarea (arderea) aliajului;

**2.** Soluția solidă  $\alpha$  în condițiile de suprasaturare cu Mg, Cu și Ti este mai puțin sensibilă la "ardere" în timpul tratamentului termic T4.

**3.** Aplicarea regimului de tratament termic T4 este mai simplă în varianta încălzirii în două trepte (duble) întrucât necesită o aparatură și supraveghere mai puțin pretențioase (s sofisticate).

**4.** În cazul când regimul T4 se aplică unor piese turnate de mare complexitate (masive, cu pereți subțiri îmbinați cu cei groși, piese ce nu pot obține la încălzire o structură omogenă "identică" în toți pereții (orizontali și verticali după poziția de turnare) se recomandă a fi răciți în apă la temperatura 95-100°C (fierbere).

**b) Regimul de tratament termic T5 este compus din:**

- călire după regimul T4;
- îmbătrânire artificială la temperatura de 175°C timp de 3-5h (aproximativ 25min/mm grosime perete)
- răcire în aer.

Pentru a compara rezultatele ce se obțin la tratamentele termice după T4 sau T5 se poate spune că:

- tratamentul termic după regimul T4 asigură o obținere a  $R_m = 300-350\text{N/mm}^2$  și o alungire relativă de 8-15%, la temperatura ambiantă și o rezistență de durată suficient de înaltă la temperatura de 350°C

- tratamentul termic după regimul T5 permite a se obține  $R_m = 340-500\text{N/mm}^2$ , și o alungire  $A = 3-7\%$  la limite înalte ale curgerii și ale durtății.

Se observă faptul că la temperaturi și timpi de îmbătrânire corespunzători pentru aliajul ATCu5MnTi de pot obține proprietăți mecanice de excepție (limita de rezistență  $R_m$  până la 50daN/mm<sup>2</sup>, iar cea de curgere  $R_c$  de la 35daN/mm<sup>2</sup>. Dar ca o concluzie generală DIFERENȚELE REGIMURILOR de tratamente termice influențează PUȚIN asupra rezistenței de durată – rezistența principală cerută în practică de la piesele turnate ce lucrează la temperaturi ridicate precum și pistoanele motoarelor termice.

Ca o concluzie finală se poate spune că: respectând tehnologiile de turnare aferente celor mai diverse piese turnate cât și regimurile de tratamente termice specifice acestor piese turnate s-a constatat că se pot obține proprietăți mecanice ridicate ale aliajului ATCu5MnTi atât la temperatura ambiantă cât și la temperaturi ridicate. (figurile 2.16-2.18)

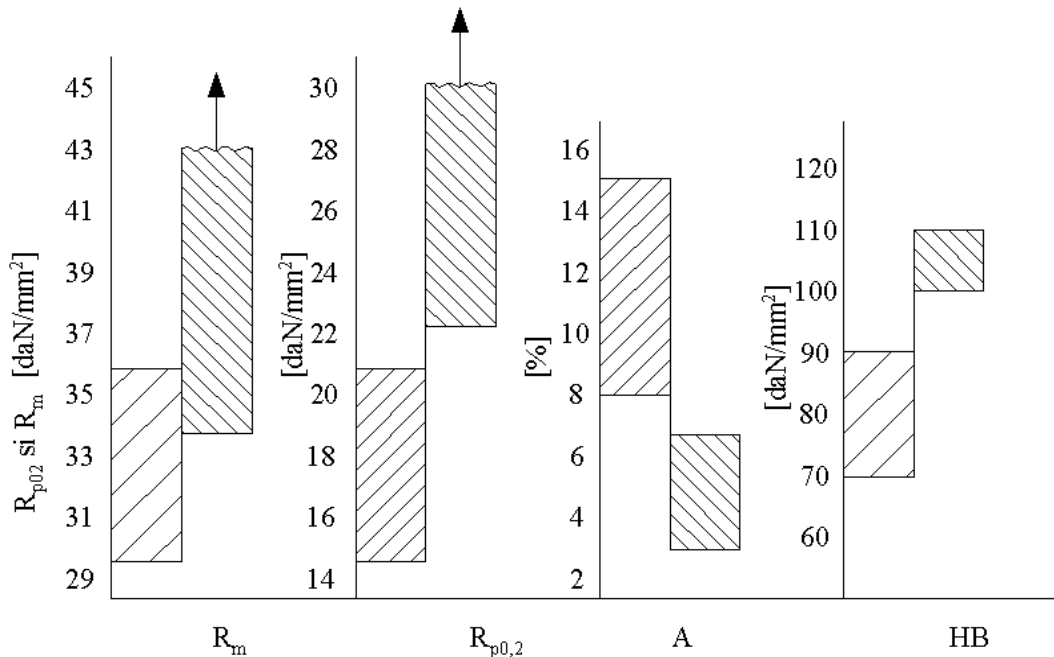




Fig 2.16 Proprietățile mecanice minime și maxime ale aliajului ATCu5MnTi la 20°C:  
 -după călire;  -după îmbunătățire

O confirmare a concluziilor trase din încercările efectuate asupra aliajului ATCu5MnTi și prezentate în figurile anterioare, se pot reda încercările care prezintă date ale influenței regimurilor de tratament termic asupra proprietăților mecanice obținute. Astfel se arată că cea mai mare rezistență și plasticitatea maximă s-a obținut pe probe pe care s-a efectuat încălzirea pentru călire, într-o singură treaptă cu menținerea de 16h la temperatura de 545°C. Din structurile prezentate în lucrare reiese că nu au avut loc arderi (oxidări) în piesele turnate. Acest lucru este confirmat (este de acord) cu datele obținute pentru valorile proprietăților mecanice. Trebuie făcute însă unele observații: în primul rând, autorii nu precizează timpul (deci viteza de încălzire) de ridicare a temperaturii cuptorului împreună cu piesa turnată până la temperatura de 545°C, fapt ce a fost demonstrat (de noi) ca fiind deosebit de important pentru realizarea în condiții optime a tratamentului termic al aliajului ATCu5MnTi.

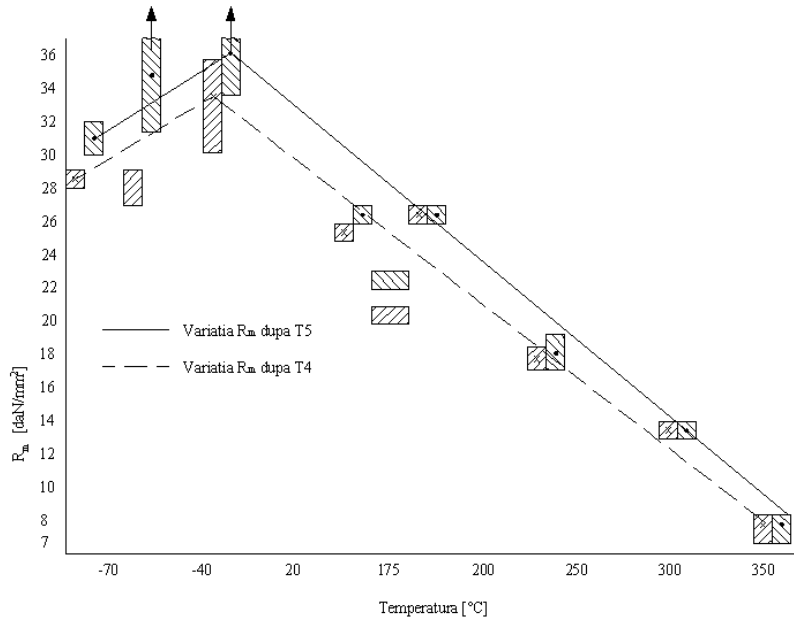


Fig.2.17 Rezistențele de rupere  $R_m$  ale aliajului ATCu5MnTi la diferite temperaturi:  
 ▨ - după regimul T4 și ▩ - după regimul T5

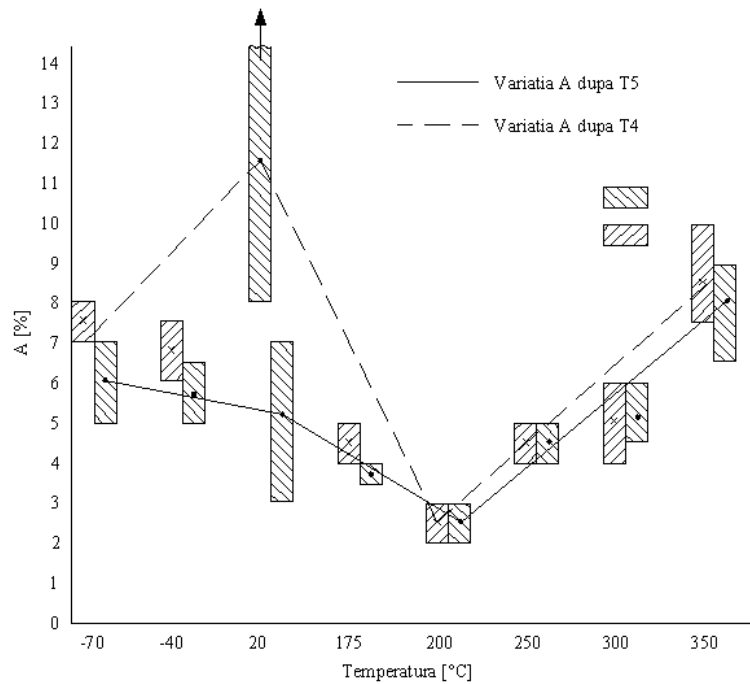


Fig. 2.18 Alungirile relative A ale aliajului ATCu5MnTi la diferite temperaturi:  
 ▨ - după regimul T4 și ▩ - după regimul T5

Din această cauză, considerăm că nu putem recomanda acest regim de tratament termic pentru practica industrială, întrucât, așa cum s-a arătat, în cazul încălzirii rapide este posibilă topirea eutecticului complex  $\alpha + \text{CuAl}_2 + \text{Al}_{12}\text{Mn}_2\text{Cu}$ , care posedă o temperatură joasă de topire (trebuie spus că în prezența unei cantități nesemnificative de Si, temperatura de topire a eutecticului scade și mai puternic). Oricum, acest fapt (observație) a fost confirmat la unele fabrici care au folosit regimul de încălzire marea treaptă la călirea aliajului (pieselor) ATCu5MnTi, piese (probe) care au prezentat "arderii" –oxidări pe limita de separație a grăunților de soluție solidă  $\alpha$ .

Întrucât aliajul ATCu5MnTi are o foarte ridicată sensibilitate la variațiile temperaturii de tratament termic, s-a făcut un studiu al influenței timpului de transport al probei turnate de la cuptorul de călire și până la vana de răcire în apă la  $\sim 60^\circ\text{C}$ . Timpul de transport folosit al probelor de călire a fost: 5, 15, 30, 50 și 60s. Încercările mecanice s-au efectuat după o zi de îmbătrânire naturală. Rezultatele încercărilor sunt redată în figura 2.19. Se observă că timpul de transport de la cuptor la bacul de răcire (se găsește sub cuptor) nu trebuie să depășească 15-20°C. Acest lucru se confirmă și pentru aliajul ATCu5Ni3MgMnCr.

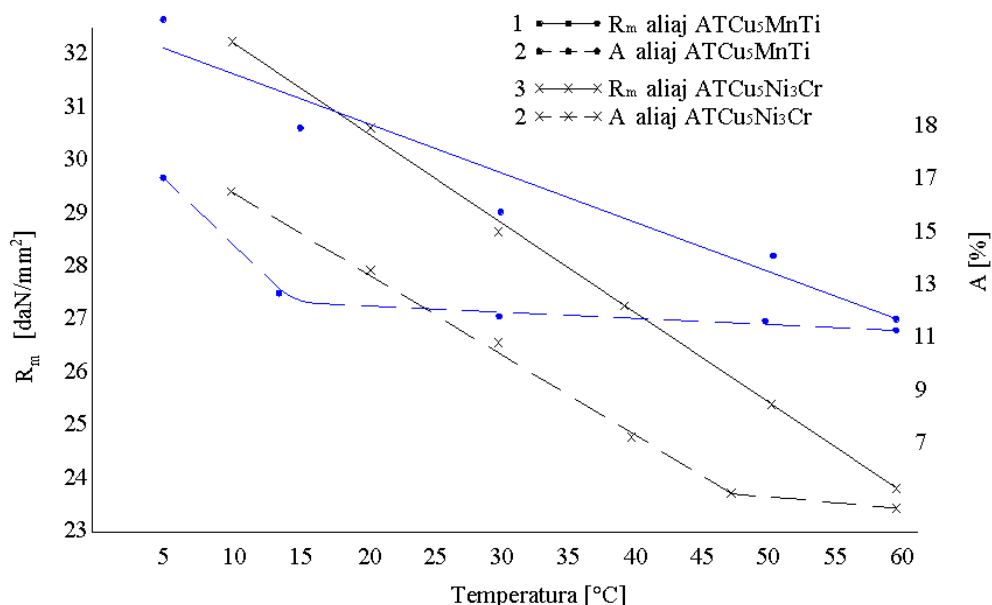


Fig.2.19 Proprietățile mecanice ale aliajului ATCu5MnTi (regim T4) funcție de timpul de transport(cuptor → vană de răcire)

Sunt interesante datele obținute la îmbătrânirea aliajului ATCu5MnTi [65], în care se arată că indicii maximali ai proprietăților mecanice se obțin pe probe îmbătrânite la  $150^\circ\text{C}/12\text{h}$  și  $175^\circ\text{C}/3-6\text{h}$  (tabelul 2.3). În figurile 2.20 până la 2.23 se redau limitele rezistenței de lungă durată și de curgere a aliajului ATCu5MnTi (pentru durata de 100h), cât și a parametrului rețelei cristaline funcție de temperatura de încercare și a regimului de tratament termic; cât și variația parametrului rețelei cristaline a soluției solide a funcție de conținutul ei de Mn, Zr și Ce.

Din figurile 2.20-2.24 se observă că toate aliajele pierd din valoarea rezistenței de lungă durată odată cu creșterea temperaturii de încercare, ajungând ca la 350°C să obțină valori foarte mici și foarte apropiate, față de starea inițială la 20°C [2].

**Tabel 2.3 Proprietățile aliajului ATCu5MnTi îmbătrânit după regimuri "optime"**

Temperatura de îmbătrânire [°C]	Timp de menținere [h]	$R_m$ [daN/mm <sup>2</sup> ]	$R_{p0,2}$ [daN/mm <sup>2</sup> ]	A [%]
150	12	36	25	6
175	3-6	37	26	6

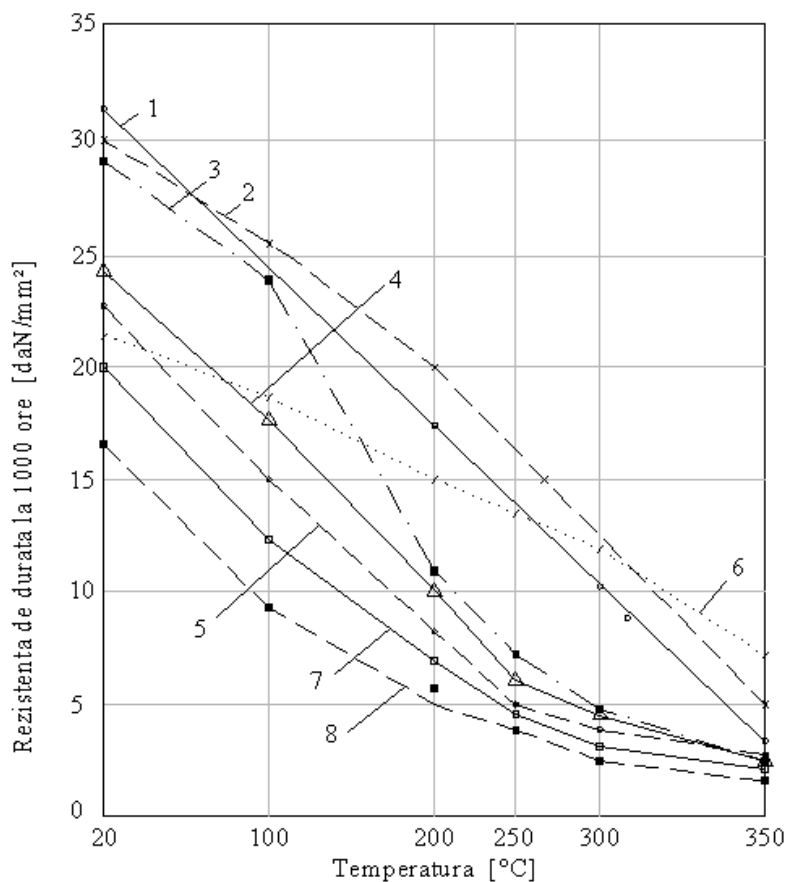


Fig.2.20 Variația limitei rezistenței de lungă durată la 100h și 300°C pentru aliajele: 1-ATCu5MnTi ( $T_4$ ); 2-ATCu5NiMn ( $T_5$ ); 3-ATCu4 ( $T_4$ ); 4-ATCu4 ( $T_5$ ); 5-ATSi5CuMg ( $T_5$ ); 7-ATSi10MnMg ( $T_6$ ); 8-ATSi7Mg ( $T_4$ ).

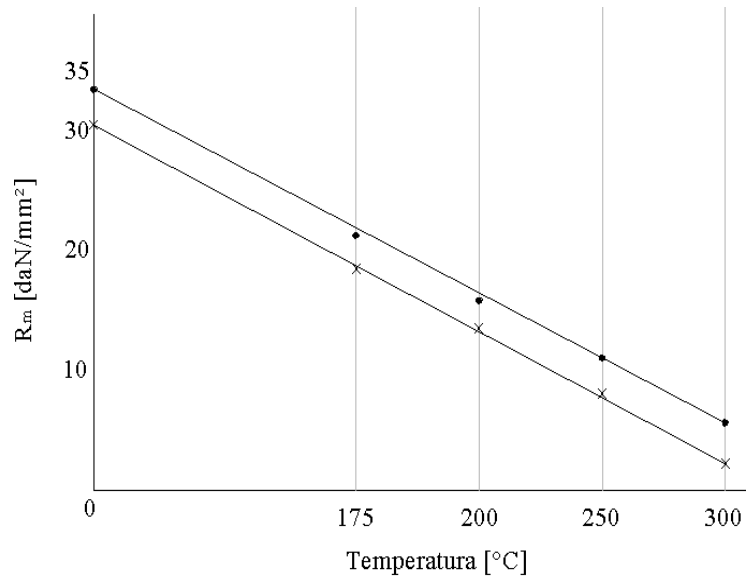


Fig.2.21  $R_{100}$  a aliajului ATCu5MnTi funcție de T: 1- îmbătrânit; 2- călit

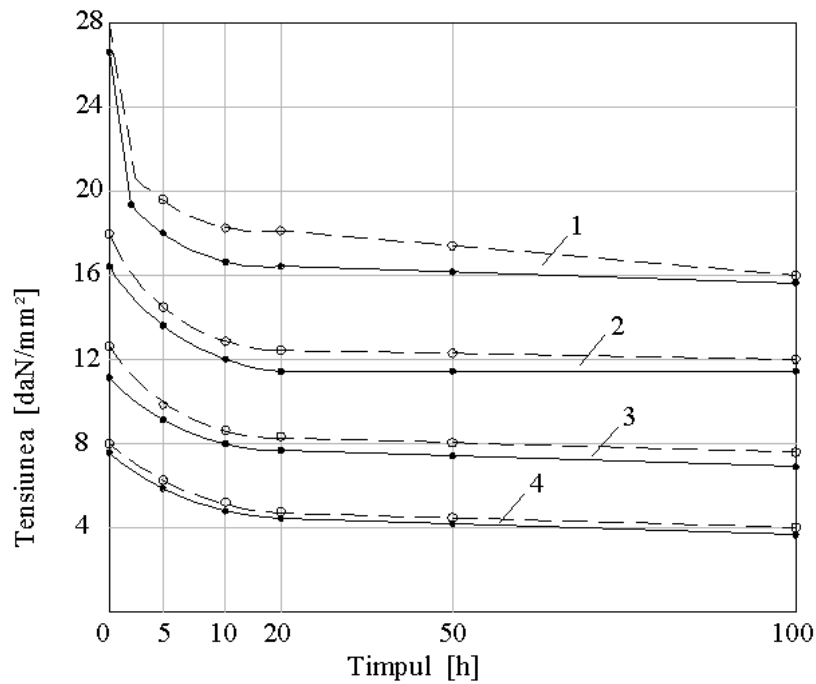


Fig.2.22 Limita de curgere a aliajului ATCu5MnTi la diferite temperaturi ( $R_{p0,2}$  după 100h deformație remanentă: ---- călit+revenit; \_\_\_\_\_ călit la: 1- 175°C; 2- 200°C; 3- 250°C și 4- 300°C

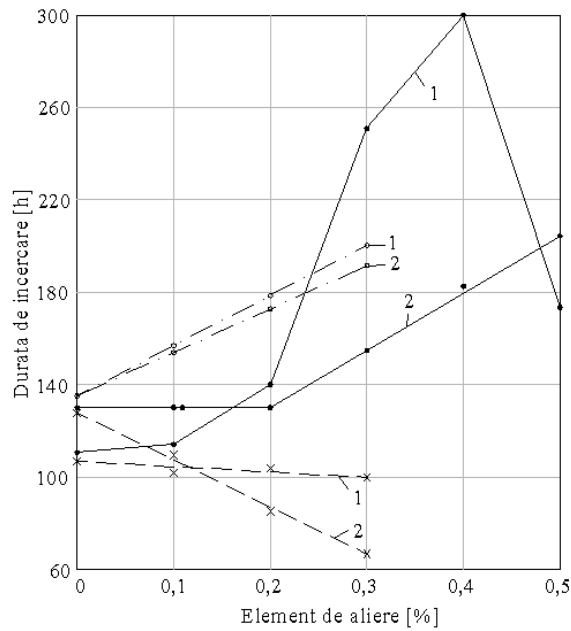


Fig.2.23 Influența elementelor de aliere asupra rezistenței de durată la tensiunea  $\sigma = 6,5daN/mm^2$ :  
 — Ti; ---- Cr; ··· V; 1- 200°C; 2- 300°C.

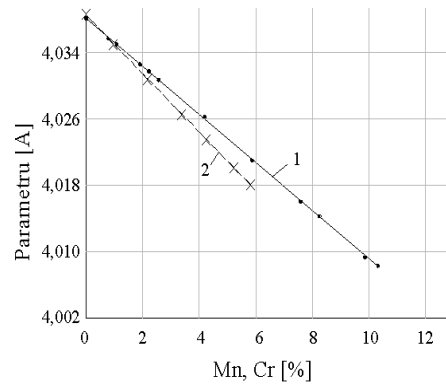


Fig.2.24 Variația parametrilor rețelei cristaline ai soluției solide a funcție de conținutul de Ea:  
 1- Al+Mn; 2- Al+Cr [7].

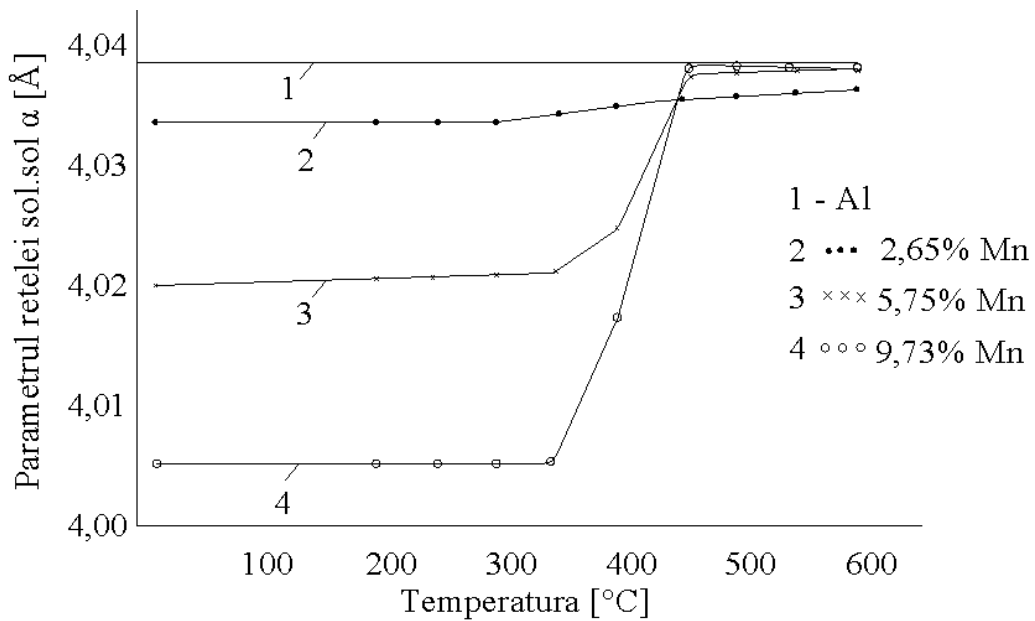


Fig.2.25 Parametrii rețelei cristaline ai soluției solide a din sistemul Al-Mn: 1- Al; cu 2,65%Mn; 3- cu 5,75%Mn și 4- 9,73%Mn funcție de temperatură



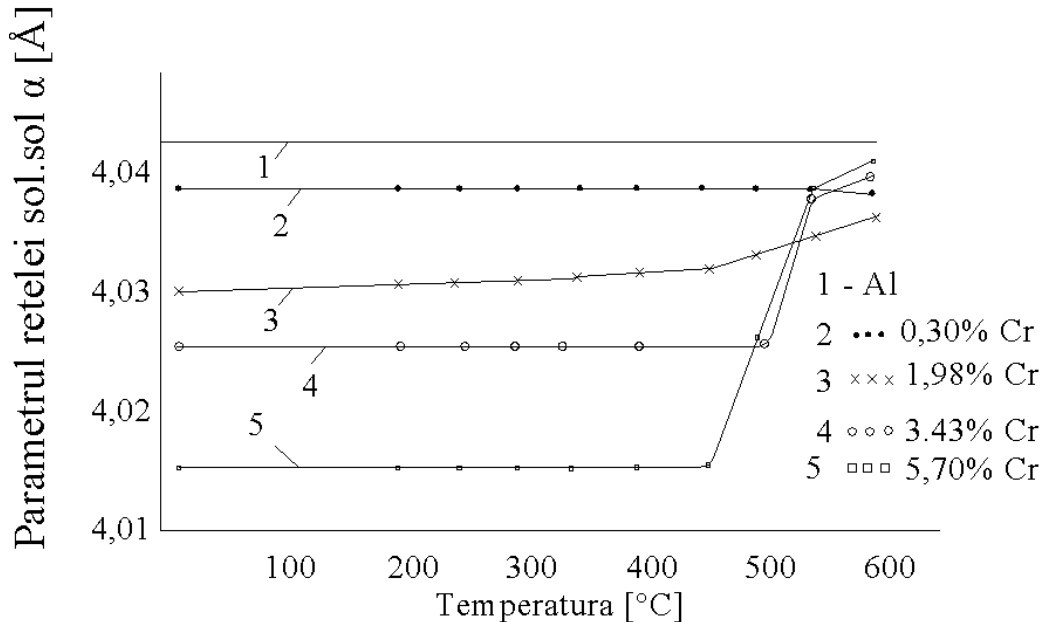


Fig. 2.26 Variația parametrilor rețelei cristaline a soluției solide α cu temperatura [2]: 1- Al; 2-0,3Cr; 3-1,98Cr; 4- 3,43Cr și 5-5,7%Cr

Din figura 2.25 se observă că parametri rețelei cristaline a soluției solide α se reduc odată cu creșterea conținutului elementelor de aliere ca Mn și Cr. (o situație asemănătoare se întâmplă și în cazul conținuturilor de V și Zr adăugate în Al [7]).

Parametrii rețelei cristaline a soluției solide α variază (figura 2.25) cu variațiile temperaturii și conținutului de Mn (în acest caz și descompunerea soluției solide α puternic suprasaturată cu Mn se va petrece lent chiar la temperaturi superioare), fenomen similar și în cazul sistemului Al-Cr (figura 2.26) diferite stări. Particule grosiere (de formă lamelară) ale fazei  $Al_3Ti$  constituie concentratori de tensiuni și favorizează formarea fisurilor în piese turnate, de aceea trebuie riguros urmărit regimul de turnare mai ales în privința vitezei de cristalizare ( $v_{cr}$ ).

## 2.5 Structura aliajelor ATCu4 și ATCu5MnTi după încercări la tracțiune de lungă durată

Utilizarea acestui aliaj în pondere cu peste 28% la turnarea pieselor din aliaje de aluminiu a condiționat efectuarea unui studiu a influențelor unor elemente de aliere, din grupele de tranziție, asupra proprietăților mecanice principale. Astfel s-a studiat influența Mn asupra refractarității aliajelor de tip ATCu4 (4,5%Cu + 0,17%Fe + 0,3%Si rest Al) și ATCu5MnTi (5,1%Cu + 0,83%Mn + 0,17%Fe + 0,3%Si rest Al).

Cercetarea s-a efectuat în/cu scopul determinării caracterului repartiției fazelor în structura aliajelor înainte și după încercările la acțiunea temperaturilor și tensiunilor înalte.

Proprietățile mecanice ale celor două aliaje studiate sunt redată în figura 2.27.

Refractaritatea aliajului ATCu5MnTi este condiționată de structura sa (figura 2.28). În acest aliaj se văd grăunții de soluției solide α în interiorul cărora se găsesc

incluziuni punctiforme de fază manganoasă, iar pe limita de separație a grăunților se repartizează particule de  $\text{CuAl}_2$  și  $\text{AlTi}_3$  sub forma lamelară. După călire se văd, de asemenea, grăunți de soluției solide  $\alpha$ , în interiorul cărora se conține o cantitate mult mai mare de incluziuni punctiforme ale fazei manganoase față de starea turnată, iar pe limita de separație se găsesc particule de faze  $T(\text{Al}_{12}\text{Mn}_2\text{Cu})$ ,  $\text{Al}_3\text{Ti}$ .

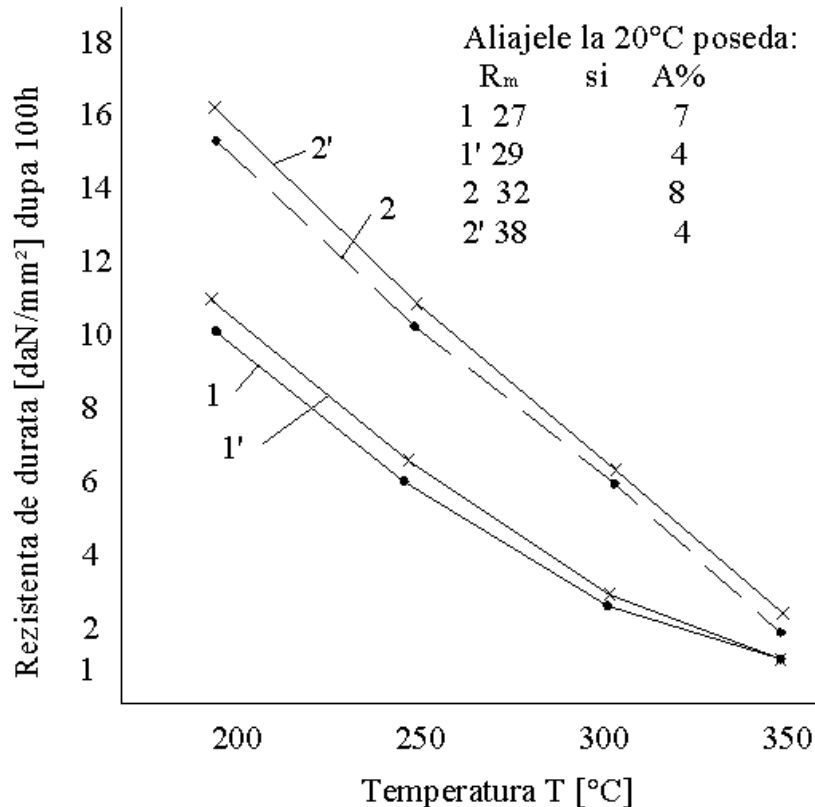


Fig.2.27 Proprietățile mecanice ale aliajelor ATCu4 (1) și ATCu5MnTi (2) determinate pe probe  $\Phi 10\text{mm}$  turnate separat în FAT: 1- călit ( $T_4$ ); 1'- călit parțial îmbătrânit ( $T_5$ ); 2- călit ( $T_4$ ) și 2'- călit și parțial revenit ( $T_5$ )

Este cunoscut faptul că faza  $\text{CuAl}_2$  la temperaturi ridicate (300-350°C) este puțin stabilă și reacționează cu soluția solidă  $\alpha$ , de aceea procesele de difuzie în aliajul ATCu4 care conține numai faza întăritoare (durificatoare)  $\text{CuAl}_2$  în condițiile acțiunii temperaturilor ridicate, se petrec mult mai intens, față de aliajul ATCu5MnTi.

Pentru caracterizarea structurilor celor două aliaje la început s-au cercetat prealiajele Al+10%Mn și Al+50%Cu. În structura prealiajelor se observă particule grosiere de faze suplimentare care se găsesc în volumul grăunților soluției solide  $\alpha$ . În prealiajul cu Mn particulele de fază în surplus  $\text{Al}_6\text{Mn}$  (de culoare cenușie și ton mai deschis) iar în prealiajul de Cu, particulele de  $\text{CuAl}_2$  de formă ramificată și de culoare mai închisă față de particulele de  $\text{Al}_6\text{Mn}$ . O astfel de diferență de nuanțe se datorează coeficientului de absorbție a razelor roentgen (mai redus la Cu).

În figura 2.29 (după [1]) se redă structura aliajului ATCu4 care se compune din grăunți de soluției solide  $\alpha$  (culoare gri) și particule grosolane de fază  $\text{CuAl}_2$ , (ton

2.5- Structura aliajelor ATCu4 și ATCu5MnTi după încercări la tracțiune de lungă durată 83

mai deschis), așezate pe limita de separație a grăunților soluției solide  $\alpha$ . În interiorul soluției solide  $\alpha$  se observă incluziuni punctiforme ale fazei  $\text{CuAl}_2$ .

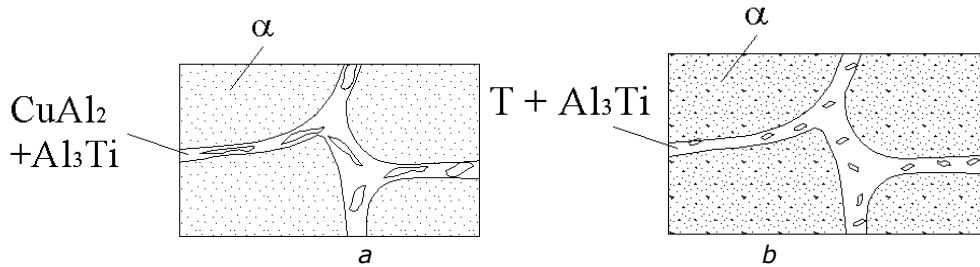


Fig.2.28 Aspectul structurii aliajului ATCu5MnTi în stările: a- turnată și b- călită

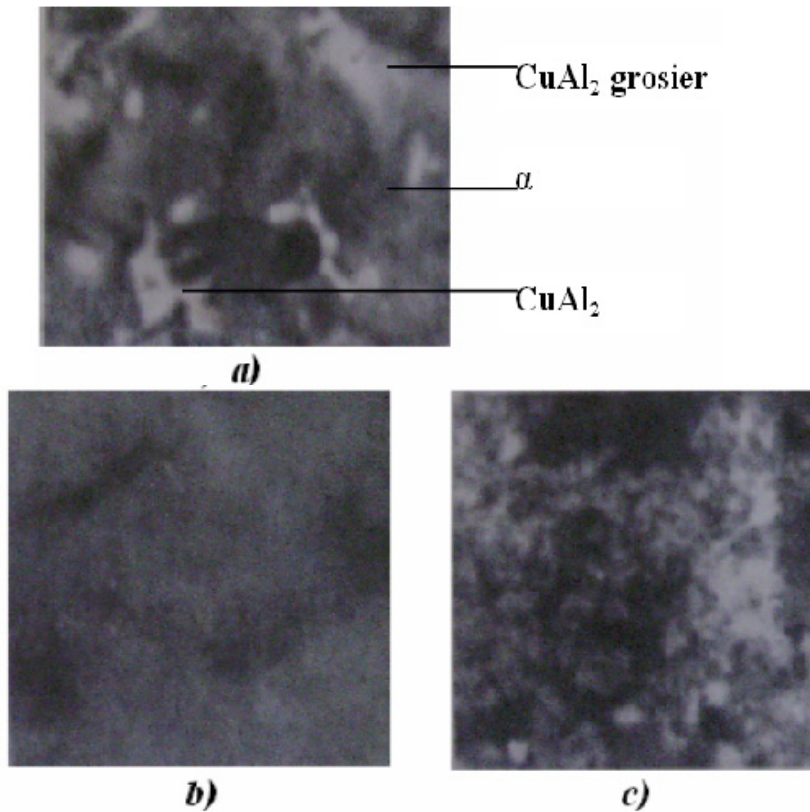


Fig.2.29 Structura aliajului ATCu4 (450:1): a- turnat; b- călit; c- după încercarea la 300°C, timp de 100h cu tensiunea  $\sigma = 3,25 \text{ daN/mm}^2$

După călire, în structura aliajului ATCu4 lipsesc particule de  $\text{CuAl}_2$ , iar cristalele de soluție solidă  $\alpha$  se remarcă prin neomogenitatea compoziției (cum se observă din neuniformitatea înnegrii fondului în diferitele porțiuni). Structura aliajului elaborat în încercările experimentale prezentate în Capitolul 4 sunt prezentate în figura.2 30

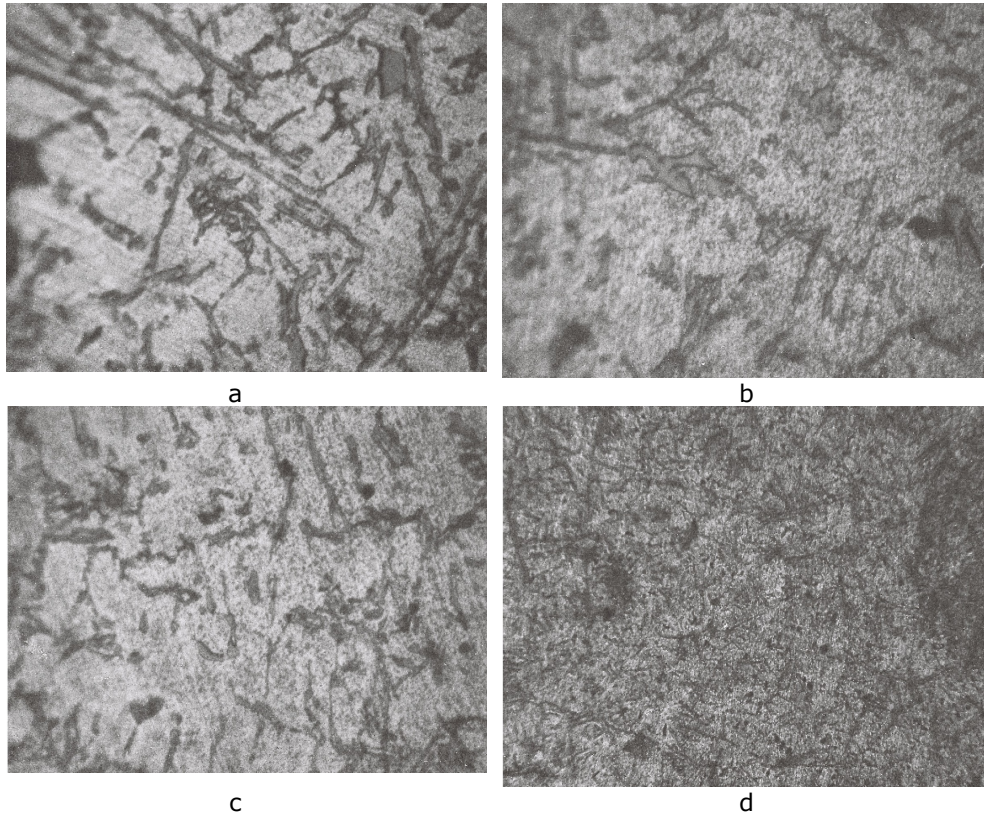


Figura 2.30 Structura aliajului, ATCu4Ni2Mg la 200:1 a, c-turnat, b, d-tratat termic, b,d -după încercarea la tracțiune

Structura aliajului ATCu5MnTi turnat (figura 2.31, după [1]) este cu grăunți fini și în grăunți soluției solide  $\alpha$ , concomitent cu particulele de  $\text{CuAl}_2$  (de nuanță mai închisă), se găsesc și separări submicroscopice de fază  $\text{T}(\text{Al}_{12}\text{Mn}_2\text{Cu})$ , așezate și pe limita de separație a grăunților de soluție solidă  $\alpha$ .

După călirea aliajului ATCu5MnTi structura grăunților soluția solidă  $\alpha$  devine mult mai microneomogenă (vezi figura 2.31,b). Particulele primare de fază  $\text{Al}_3\text{Ti}$  și particulele fazei T de formă lamelară practic au rămas fără schimbări. Microstructura aliajului ATCu5MnTi după călire și îmbătrânire la  $175^\circ\text{C}/3\text{h}$ , încercat la rezistența de lungă durată (figura 2.31,c), arată că intensitatea de descompunere a soluției solide  $\alpha$  crește treptat de la centru spre periferia grăunților soluției solide  $\alpha$ . Produsele de descompunere posedă o densitate egală de înnegrire, ceea ce caracterizează după toate probabilitățile, o compoziție chimică identică a fazei T; faza  $\text{CuAl}_2$  nu se observă. Trebuie presupus că rezistența de lungă durată a aliajului ATCu5MnTi, mărită comparativ cu a altor AAT, este condiționată de prezența în volumul (interiorul) grăunților soluției solide  $\alpha$  a unei cantități mărite de particule de fază T, care coagulează foarte lent în centrul grăunțului soluției solide  $\alpha$  și numai în zonele periferice tensionate se observă coagularea lor. Deformarea aliajului în condițiile date de încercare se realizează în principal pe seama proceselor de lunecare în apropiere de limitele de separație ale grăunților de soluție solidă  $\alpha$ . În această situație grăunții în apropiere de limitele de separație (graniță) posedă o structură

suficient de complexă: blocurile sunt puternic fărâmițate iar pe limitele (granițele) lor sunt determinate produsele de descompunere. Concomitent se aglomerează goluri mărunte, care în procesul de deformare se transformă în fisuri (crăpături).

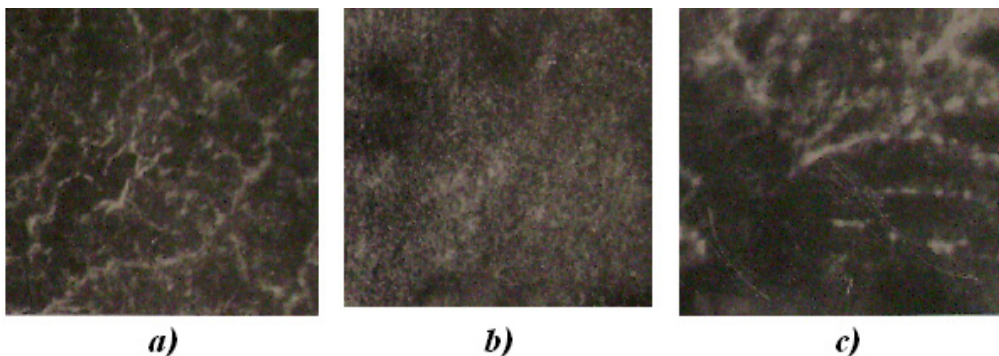


Fig.2.31 Structura aliajului ATCu5MnTi (350:1) în stările: a- turnată; b- călită; după încercare  $R_{300}^{100}$  cu  $\sigma = 6,5 \text{ daN} / \text{mm}^2$

#### **Concluzie:**

În urma cercetării influențelor adaosurilor de Cr, V, Ti, Zr și Ce asupra proprietăților mecanice ale aliajului ce conține 5%Cu; 0,8-0,9%Mn, a fost stabilită o compoziție optimă a aliajului ATCu5MnTi (4,5-5,3%Cu; 0,6-1,0%Mn; 0,2-0,4%Ti, rest Al). Aliajele ce conțin Ti posedă indici superiori de rezistență și plasticitate la temperatura camerei cât și limita rezistenței de lungă durată la temperatura de 300°C.

## **2.6 Rezistența de lungă durată a aliajului ATCu5MnTi**

Până acum s-a arătat că aliajul ATCu5MnTi a găsit utilizare industrială pe scară foarte largă față de alte aliaje de aluminiu turnate datorită împletirii convenabile a proprietăților tehnologice de turnare (în special fluiditatea) cât și a celor mecanice: rezistență mecanică înaltă, cel mai plastic și mai refractar.

În ultimul timp acest aliaj a început să fie utilizat și pentru piese turnate ce trebuie să lucreze multe mii de ore în condițiile acțiunii temperaturii până la 80°C, de aceea s-au făcut studii suplimentare.

Rezistența de durată a fost determinată inițial pentru temperaturile de 20°C și 80°C după încercări la timpi de 1000, 5000, 10000h. În calitate de valoare inițială pentru determinarea rezistenței de durată a fost luate în considerare proprietățile mecanice la tracțiunea de scurtă durată. Probele pentru determinarea proprietăților mecanice și a rezistenței de durată s-au confecționat în FAT, turnate individual, și au avut  $\Phi = 12\text{mm}$  (probe standard). Pentru studiu s-au admis 2 șarje (tabelul 2.4) pentru a fi comparate cu șarja standard.

În figura 2.32 se redau proprietățile mecanice la 20°C determinate pe 3 probe turnate separat în FAT (netratate N) și prelucrate după regimurile T4 și T5.

Proprietățile mecanice (valori medii) determinate pe 6 probe de  $\Phi 5\text{mm}$  cu lungimea de lucru 25mm sunt redată în figura 2.32 a și figura 2.32 b.

**Tabel 2.4 Compoziția chimică [%] a șarjelor din aliaj ATCu5MnTi**

Nr. șarjei	Cu	Mn	Ti	Fe	Si
1	5,32	0,82	0,21	0,08	0,150
2	5,25	0,78	0,20	0,11	0,115
standard	4,5-5,3	0,6-1,0	0,15-0,35	<0,2	<0,3

Ținând cont de proprietățile tehnologice și mecanice, în general favorabile utilizării aliajului ATCu5MnTi în turnătorii, s-au făcut și determinări de lungă durată pe probe de  $\Phi 5\text{mm}$ , cu lungime activă (de lucru) de 30mm, prelucrate termic după regimurile T4 și T5 (figura 2.33).

Pe baza datelor înscrise în histograme au fost stabilite limitele rezistenței de durată (tabelul 2.5) pentru:

- cele două regimuri de tratament termic T4 și T5;
- temperatura de încercare 20 și 80°C;
- durata de încercare la tensiune  $\sigma$ .

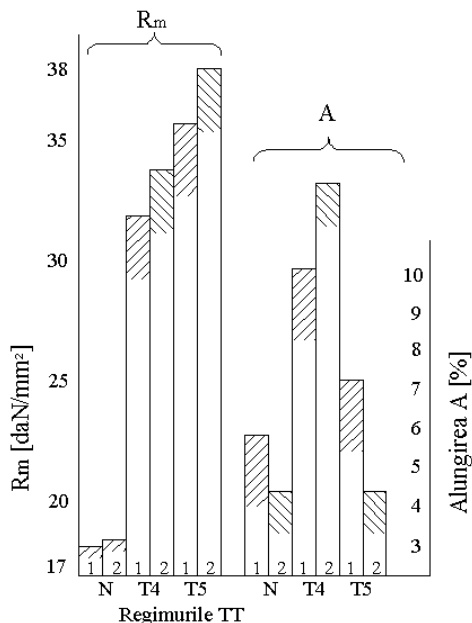


Fig. 2.32 a Proprietățile mecanice la 20°C determinate pe probe de  $\Phi 12\text{mm}$

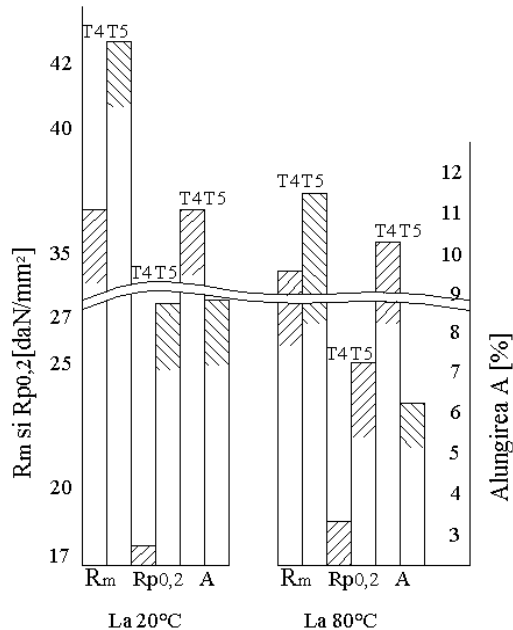


Fig. 2.32 b Proprietățile mecanice la temperatura de 20 și 80°

### Concluzii:

Pe baza datelor obținute se poate afirma că, rezistența de durată a aliajului ATCu5MnTi la 20 și 80°C, după încercarea la 10000[h] are valori înalte. Pierderea de rezistență a aliajului ATCu5MnTi la temperatura ambiantă, după încercarea timp de 10000h sub acțiunea tensiunii, are valori de 10% din rezistența inițială.

Rezistența la coroziune sub tensiune s-a efectuat pe probe turnate în FAT (amestecuri de formare obișnuite nisip + argilă). Încercările s-au efectuat la temperatura ambiantă în soluție 3% NaCl + 0,1% $\text{H}_2\text{O}_2$ , la tensiune de întindere constante și egale cu 0,9 din limita de curgere pentru regimurile T4 și T5 (figura 4.35)

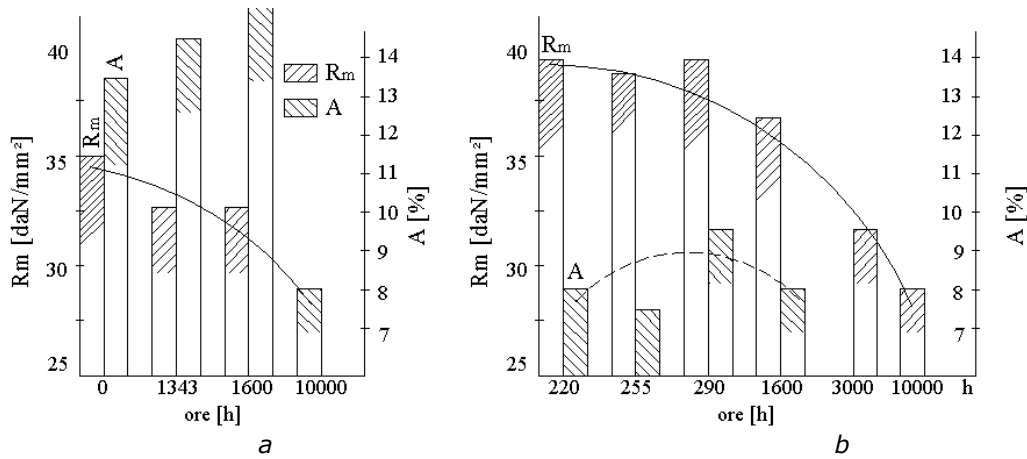


Fig.2.33 Rezistența de durată a aliajului ATCu5MnTi la 20°C pentru: a- regimul T4 și b- regimul T5

**Tabelul 2.5 Limitele de rezistență de durată ale aliajului ATCu5MnTi.**

Temperatura de ardere [°C]	Regimul de Tratament termic	Tensiunea la timpul de [h]		
		$\sigma_{100}$	$\sigma_{5000}$	$\sigma_{10000}$
20	T4	33	32	30
	T5	36	35	33
80	T4	27	25	24
	T5	28	27	26

Din compararea valorilor graficelor se observă clar că mediul coroziv condiționează o reducere puternică a timpului până la distrugerea probelor turnate din aliaj ATCu5MnTi. Timpul până la distrugerea probelor după regimul T4 este de 170-670ore în cazul folosirii tensiunii de încercare de 16daN/mm<sup>2</sup> și de numai 5-72ore în cazul folosirii tensiunii de încercare sub sarcină de 23daN/mm<sup>2</sup>. Timpul scurs până la ruperea probelor atât de diferit (variabil) este datorat faptului că s-au încercat câte 6 probe la cele două regimuri T4 și T5 și cele două tensiuni de încercare  $\sigma = 16$  și 23 [daN/mm<sup>2</sup>].

Trebuie spus că în stare călită aliajul ATCu5MnTi este mai puțin expus fisurării corozive decât după îmbătrânirea artificială. Aceste rezultate (concluzii) sunt de acord în totalitate cu datele cercetării rezistenței la corозиune sub sarcină a aliajelor din sistemul Al-Cu [2].

Determinările rezistenței de lungă durată la temperaturile de 200; 250 și 300°C, la timpi de 500; 1000 și 20000ore, au fost făcute pe probe de  $\Phi 10$ mm turnate separat în amestec de formare probe tratate după regimul T4.

Compoziția chimică a aliajului cât și proprietățile mecanice obținute pe probe turnate separat se redau în tabelul 2.6.

Din încercările efectuate în vederea determinării rezistenței de lungă durată (2.34) cât și a limitelor rezistențelor de lungă durată, ce se redau în tabelul 2.7 se vede că:

**Tabelul 2.6 Caracteristicile aliajului ATCu5MnTi**

Compoziție chimică [%]							Caracteristici mecanice			
Cu	Mn	Ti	Zr	Fe	Si	Mg	$R_m$ [daN/mm <sup>2</sup> ]		A [%]	
5	0,9	0,23	0,08	0,16	0,12	0,01	Turnare	T4	Turnare	T4
							20,5	35,4	6,8	12,6

**Tabelul 2.7 Corelația limitelor rezistențelor de durată ale aliajului ATCu5MnTi la temperaturilor de 200, 250 și 300°C**

Temperatura de încercare [°C]	$\frac{\sigma_{500}}{\sigma_{100}}$	$\frac{\sigma_{1000}}{\sigma_{100}}$	$\frac{\sigma_{2000}}{\sigma_{100}}$	$\frac{\sigma_{1000}}{\sigma_{500}}$	$\frac{\sigma_{2000}}{\sigma_{500}}$	$\frac{\sigma_{2000}}{\sigma_{1000}}$
	200	0,83	0,73	0,67	0,88	0,80
250	0,68	0,54	0,50	0,80	0,73	0,91
300	0,66	0,58	0,50	0,87	0,75	0,86

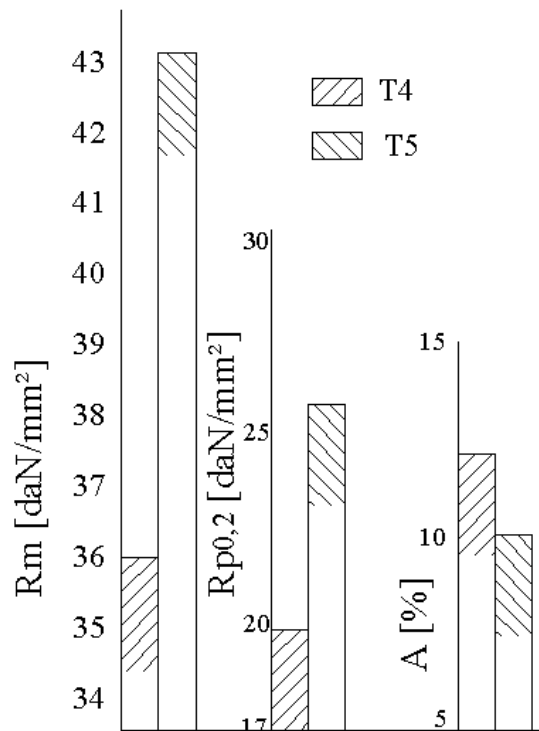


Fig. 2.34 Rezistența la coroziune a aliajului ATCu5Mn funcție de regimul de tratament termic: T4 la tensiune de încercare  $\sigma = 16$  și T5 la tensiune de încercare  $\sigma = 23$ [daN/mm<sup>2</sup>]

- Pierderea rezistenței aliajului ATCu5MnTi în procesul de încercare la rezistența de durată pentru timpi de 100-2000ore are valori de aproximativ 33% la 200°C și aproximativ 50% la 250 și 300°C.



- Pierderea de rezistență are loc în principal în primele 500h și are valori de 30-35% la temperatura de 250-300°C. În continuare gradul de pierdere a rezistenței aliajului ATCu5MnTi se reduce puternic.  
-Pentru timpii de 1000-2000h de încercare, pierderea de rezistență este de aproximativ 10%.

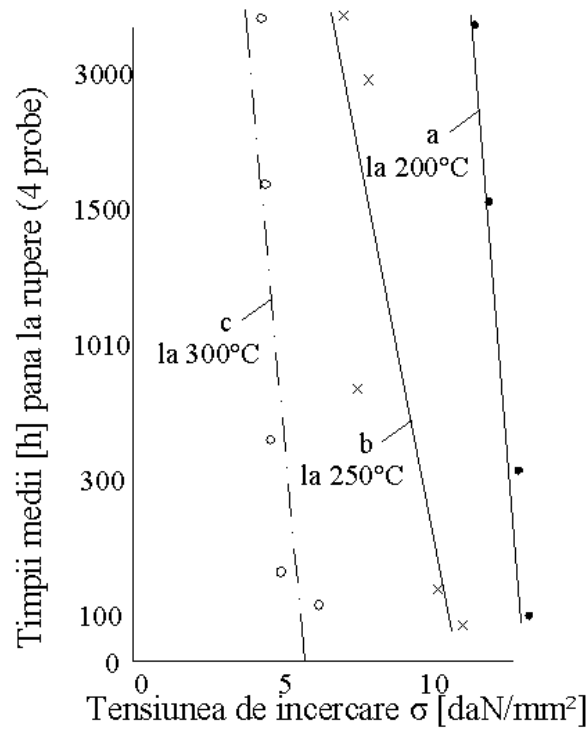


Fig.2.35 Influența temperaturii asupra rezistenței de rupere: a- 200°C; b- 250°C și c- 300°C și a tensiunilor aplicate  $\sigma$  daN/mm<sup>2</sup> asupra timpului până la distrugerea probelor.

Datorită rezultatelor obținute după încercările efectuate asupra aliajului ATCu5MnTi s-au putut obține pentru industrie unele informații de maximă importanță.

**1.** Rezistența de lungă durată a aliajului ATCu5MnTi la temperaturile de 20 și 80°C, după încercări la 10000 ore are valori ridicate, iar la 20°C se apropie de limita rezistenței de scurtă durată a probelor inițiale.

**2.** În condițiile de încercare la rezistența de durată pierderea de rezistență a aliajului ATCu5MnTi, pentru perioadele de la 100-2000h este de aproximativ 33% la 200°C și 50% la 250, respectiv 300°C; în acest caz pierderea principală de rezistență are loc în primele 500-1000h – cu creșterea timpului de încercare de la 1000 până la 2000h, pierderea de rezistență este neînsemnată și are valori de aproximativ 10%.

**3.** Rezistența la coroziune sub tensiune a aliajului ATCu5MnTi în stare calită este mai ridicată, față de starea îmbunătățită (călire și revenire artificială). Acest ultim aspect se poate atribui structurii aliajului, care este mai eterogen (prezența

compuşilor durificatori – faze secundare – atât în soluția solidă  $\alpha$  cât și pe limita de separație a grăunților de soluție solidă  $\alpha$ ).

## 2.7 Refractaritatea reprezentată de aliajul ATCu6MnTiCr

Pe baza exemplului elaborării aliajului de mare rezistență și o înaltă refractaritate ATCu6MnTiCr, tabelul 2.8 se arată realizarea principiilor de bază ale "REFRACTARITĂȚII".

În subcapitolele anterioare cât și în [2], etc. s-a arătat că refractaritatea aliajelor de aluminiu destinate turnării este condiționată în principal de:

- temperatura înaltă de topire a eutecticelor;
- prezența în structura fazelor secundare stabile, precum  $Al_{24}Cu_8Ce_3Mn$ ,  $Al_3(Cu,Ni)_2$  și altele;
- cristalizarea în formă ramificată a fazelor secundare și care creează o carcasă (barieră) pe limita de separație a grăunților de soluției solide  $\alpha$ .
- prezența particulelor submicroscopice (care creează în interiorul grăunților soluției solide  $\alpha$  o microeterogenitate) în componența cărora intra elemente de aliere care posedă un coeficient redus de difuzie (grupele de tranziție) [1], [2], [7].

**Tabel 2.8 Compoziția chimică [%] a aliajelor de tip ATCu6 studiate**

No aliajului	Cu	Cr	Mn	Zr	Ti	Obs.
1	6	-	-	-	-	Aliajul 4 îl vom nota: ATCu6MnTiCr
2	6	0,40	-	-	-	
3	6	-	0,40	0,15	0,25	
4	6	0,40	0,40	0,15	0,25	

Concluzia generală care s-a tras constă în faptul că: în ALIAJELE de ALUMINIU care posedă o STRUCTURĂ ca cea descrisă mai sus, au loc PROCESSE ÎNCETINITE DE DEFORMAȚIE PLASTICĂ atât la temperatura ambiantă cât și la temperaturi ridicate.

Microeterogenitatea din interiorul grăunților este creată de particulele de faze, care nu au dimensiuni de ordinul  $100\text{Å}$ , și care nu au o legătură coerentă cu matricea. Astfel de particule nu conțin dislocații proprii și frânează evident mișcarea dislocațiilor matricei la temperatura camerei și temperaturi superioare, datorită căruia ele ajută (mijlocesc) creșterii refractarității aliajului. Obținerii în aliaje a unei structuri asemănătoare celei descrise mai sus ajută elementele de aliere din grupele de tranziție. Pe această bază se măresc forțele de legătură interatomică, și, prin urmare și stabilitatea termică a particulelor mai sus menționate, lucru ce, de asemenea, are o influență benefică asupra creșterii refractarității aliajelor de aluminiu.

Metalele din grupele de tranziție, în special Mn și Cr, se folosesc din ce în ce mai des în calitate de elemente de aliere în aliajele de aluminiu. Dar, ca o concluzie trebuie spus că dacă comportamentul Mn în aliajele de aluminiu este relativ bine studiat, atunci, problema influenței Cr asupra structurii și proprietăților aliajul de Al necesită încă cercetări suplimentare [1], [2].

În vederea stabilirii influențelor Cr, Zr și Ti asupra structurii și proprietăților aliajului de tipul ATCu5MnTi au fost studiate aliajele (tabelul 2.8) în vederea creării unui nou aliaj ATCu6MnTiCr. Structuri ale acestor aliaje sunt prezentate în figura 2.36. Pentru cercetarea structurii fine a acestor aliaje s-a folosit metoda replicilor oxidice cu folosirea microscopului electronic.

În cadrul cercetărilor s-a studiat influența Cr asupra stabilității soluției solide  $\alpha$  cât și la formarea particulelor de noi faze, care favorizează eterogenizarea structurii grăunților soluției solide  $\alpha$ . În afară de aceasta, a fost determinată rezistența de durată a aliajelor la 300°C.

Cercetarea electronomicroscopică a arătat că structura aliajului Al+6%Cu, călit de la temperatura de 540°C și îmbătrânit timp de 5h la 160°C, este caracterizat de o densitate foarte înaltă de ZGP, repartizate neuniform în volumul grăunților de soluție solidă  $\alpha$ . Alierea cu 0,4%Cr ajută eterogenizării structurii grăunților de soluție solidă  $\alpha$ . Se observă separările fazei noi, care diferă puternic după formă și dimensiuni față de faza  $\theta$  și care, poate fi considerată, în corespundere cu datele analizei fazice röntghenostructurale, în general particulele de CrAl<sub>7</sub>. În afară de aceasta, prezența Cr în aliaj ajută creșterii ZGP și reducerii cantităților acestora. În general, se poate spune, că adaosul de Cr conduce la reducerea, atenuarea, descompunerii soluției solide  $\alpha$ .

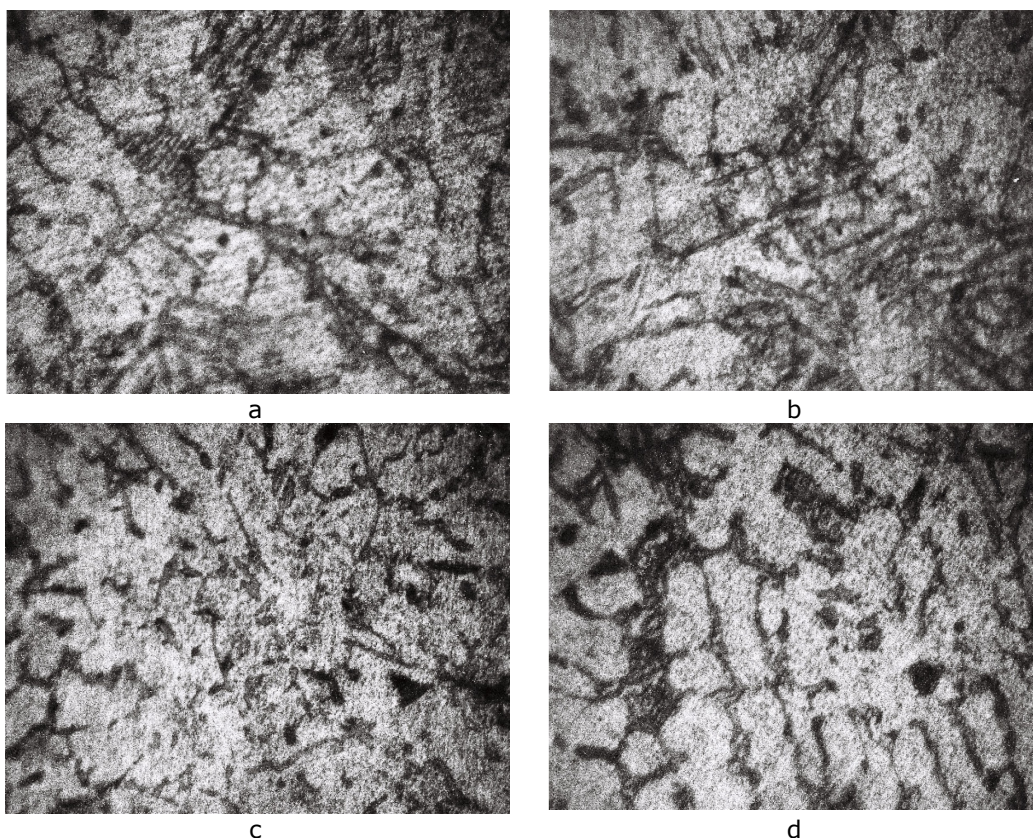


Figura 2.36 Structuri pentru aliajul ATCu6MnTiCr la 200:1 în stare turnată, aliaj(după tabel .2.8) a) 1, b) 2 c)3 d) 4

Rezultate analoage s-au obținut și în cazul aliajului ATCu6MnTi (fără Cr) cât și cu Cr (figura 4.37,d) și în acest caz, în afara reducerii cantității de ZGP, în structura aliajului ATCu6MnTiCr (nr.4) spre deosebire de aliajul care nu conține Cr, se observă separări disperse ale fazei, care amintesc, după aspect, particulele compusului CrAl<sub>7</sub> din aliajul Al + 6%Cu + 0,4%Cr (Nr.2).

În aliajul ATCu6MnTiCr este posibilă prezența compusului ternar  $Al_{12}(Mn, Cr)$  – așa numita fază G cu rețea cristalină cubică cu volum concentrat care are o perioadă  $a = 7,49\text{\AA}$ . Este posibilă, de asemenea, faza  $CrAl_7$  cu o cantitate mare de Mn dizolvată în ea. În microstructurile se observă că aceste faze se repartizează sub formă de lanțuri care repetă conturul limitelor de separație ale grăunților și subgrăunților.

Dimensiunea particulelor în secțiune transversală este egală cu 500-800Å. Între lanțul fazelor amintite pe limitele de separație ale grăunților se găsește o bandă de separări de dimensiuni 150-250Å, care, sub microscopul optic apare ca o bandă de atac chimic crescut. În aliajul fără Cr în structura grăunților nu se observă o asemenea eterogenitate.

Trebuie subliniat că eterogenizarea structurii are loc atât în procesul de răcire după cristalizare, cât și la încălzirea aliajului pentru călire. În cel din urmă caz, concomitent cu dizolvarea  $CuAl_2$  are loc descompunerea soluției solide  $\alpha$  suprasaturate a Mn și Cr în aluminiu, care ia naștere în procesul de cristalizare a aliajului. Pentru a determina temperatura începutului de descompunere a soluției solide  $\alpha$ , aliajul a fost supus studiului călirii de la 100 până la 540°C. Astfel, a fost stabilit că primele separări de fază, care conțin Cr, apar la temperatura de 300°C.

S-a studiat, de asemenea, influența îmbătrânirii asupra separărilor de faze ce se formează după călire, faze care conțin Cr. Așa cum era de așteptat, îmbătrânirea în intervalul de temperaturi 150-180 și la 300°C, influențează puternic asupra mărimii și solubilității (dizolvabilității) acestor faze.

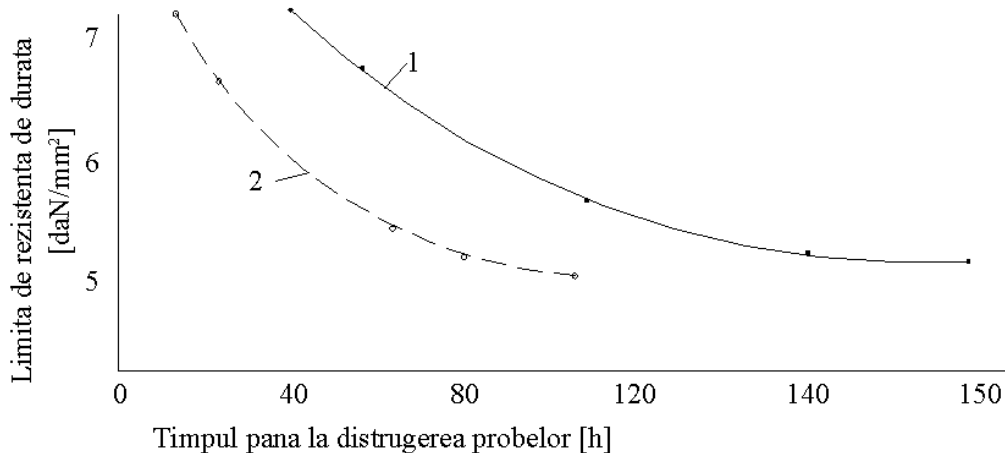


Fig.2.37 Rezistența de durată la temperatura de 300°C a aliajelor: 1-ATCu6MnTiCr și 2-ATCu6MnTi

#### **Concluzii:**

În urma cercetărilor efectuate pe aliajul ATCu6MnTi în privința influenței elementelor de aliere din grupele de tranziție, în speță crom, se poate afirma că prezența Cr în aliajul de bază ATCu6MnTi conduce:

- a) la creșterea stabilității soluției solide  $\alpha$  de Cu în Al;
- b) ajută formării unei densități înalte de separări de faze secundare în interiorul soluției solide  $\alpha$ ;
- c) particulele disperse ale fazelor stabile termic conțin elemente de aliere Mn și Cr;

**d)** o asemenea structură asigură aliajului ATCu6MnTiCr păstrarea unui complex de proprietăți mecanice mult mai înalt la temperaturi ridicate față de același aliaj dar fără crom.

Influența pozitivă a cromului asupra refractarității aliajului ATCu6MnTiCr este confirmată de încercarea la rezistența de lungă durată, în care s-a manifestat o mai mare durată până la rupere a probelor la toate tensiunile de încercare, față de același aliaj dar lipsit de crom (figura 2.36).

În concluzie se poate afirma că: ALIEREA cu Cr a aliajelor din sistemul Al-Cu ajută CREȘTERII REFRACTARITĂȚII acestora, fenomen ce este asigurat de MICROETEROGENITATEA din interiorul grăunților soluției solide  $\alpha$ , aliate cu Mn și Cr.

## 2.8 Concluzii parțiale

Analiza datelor obținute după îmbătrânire pentru cele două aliaje Al-Cu și Al-Cu-Mn permite să se tragă următoarele concluzii principale:

**1)** În condiții în afară de echilibru soluției solide  $\alpha$  conține mai mult Mn față de cel indicat în diagrama de echilibru a aliajului binar Al-Mn [60].

**2)** Descompunerea soluției solide  $\alpha$  suprasaturate de Mn în Al are loc foarte lent, întrucât coeficientul de difuzie al Mn [2] este de câteva ori mai mic față de coeficientul de difuzie al altor metale în Al (Zn, Mg, Cu, etc.). [2]. Acest lucru favorizează reducerea vitezei de descompunere a soluției solide  $\alpha$  ce conține Cu, întrucât atomii Cu, Mn și Al formează complecși necesari creării fazei T ( $Al_{12}Mn_2Cu$ ).

**3)** Mn participă la formarea fazelor complexe (de exemplu fazei T), a căror particule se formează și coagulează foarte greu.

**4)** Mn aparține grupei de tranziție, caracterizată prin aceea că, atomii acestor elemente având straturile electronice incomplete (în particular stratul „d”). Atomii acestor elemente în rețelei cristaline a soluției solide  $\alpha$  ajută rerepartizării electronilor de valență a atomilor altor elemente. Acest lucru ajută creșterii legăturii interatomice, reducerii coeficientului de autodifuzie a Al și prin aceasta creșterii refractarității aliajului.

**5)** Dacă nu se ține cont de acești factorii este greu de înțeles cauzele ce condiționează refractarități relativ înalte (până la 350°C) a aliajelor din sistemele Al-Cu-Mn-Ni; Al-Cu-Mn-Cr-Zr (ATCu5MnTi, ATCu6MnNiCeCr, ș.a.), comparativ cu aliajele sistemelor Al-Si-Mg; Al-Cu-Mn; Al-Cu-Li; Al-Si-Cu-Mg și Al-Si-Mg-Zn.

Cercetările ample efectuate de noi și de alți autori au arătat, în particular, că INTRODUCEREA CONCOMITENTĂ a mai multor microadaosuri, în speță Zr și Ce în aliajele sistemului Al-Cu, rezistența de durată la 300-350°C crește substanțial, față de situația când se introduce numai Zr, în această situație proprietățile mecanice la temperatura ambiantă nu se schimbă puternic. Precizăm că s-a cercetat influența a 0,05-0,5%Ce, 0,05-0,5%Zr cât și a sumei Ce și Zr, folosind 0,05%-0,3% din fiecare, asupra proprietăților mecanice și a structurii aliajelor din sistemul Al-Cu-Ti-Mn (ATCu5MnTi) și Al-Cu-Mn (ATCu5Mn fără Ti). Aliajele au fost încercate pe probe de  $\Phi 10$  turnate individual în amestecuri de formare, neprelucrate tratate termic după regimul T4: călire în apă la temperatura camerei după încălzirea în trepte 530°C ( $\pm 5^\circ$ ) timp de 9h și 540°C timp de 7h. Compoziția chimică a fost Cu = 4,79%; Mn = 0,85%, rest Al. Incluziuni Fe < 0,12 și Si < 0,11%.

### 3.EFECTUL ELEMENTELOR DE ALIERE ASUPRA REFRACTARITĂȚII ALIAJELOR DE ALUMINIU DIN SISTEMUL Al-Si

#### 3.1 Sistemul de aliaje Al-Si ca sistem binar

Trebuie subliniat că aliajele Al-Si în stare modificată au proprietăți mecanice bune la temperatura ambiantă dar slabe la temperaturi ridicate. Pe măsura creșterii cantității în Si (până la 13%) efectul modificării cu săruri de Na, S, P etc. [2] crește ceea ce se observă și din tabelele 3.1 și 3.2.

**Tabelul 3.1 Caracteristicile (valori medii) aliajelor de tip siluminiu funcție stare**

Conț. de Si [%] + rest Al	Turnat				Călit și îmbătrânit			
	$R_m$ [daN/m <sup>2</sup> ]	$R_{0,2}$ [daN/m <sup>2</sup> ]	A [%]	HB [daN/m <sup>2</sup> ]	$R_m$ [daN/m <sup>2</sup> ]	$R_{0,2}$ [daN/m <sup>2</sup> ]	A [%]	HB [daN/m <sup>2</sup> ]
5	13	7	11	40	15	9	11	44
7	15	8	10	43	17	10	11	48
9	16	10	9	46	19	12	8	51
11	18	11	8	48	20	20	7	54

**Tabelul 3.2 Caracteristicile mecanice funcție de stare și conținutul de Si din siluminul binar**

Proprietatea	Stare	Conținutul de Si [%] din aliaj								
		1	3	5	7	9	11	13	15	21
$R_m$ [daN/mm <sup>2</sup> ]	Modificată	11	13	13	15	16	18	17	16	16
	Nemodificată	11	12	13	13	14	15	15	13	13
A [%]	Modificată	20	14	11	10	9	8	6	2	1
	Nemodificată	17	12	8	8	4	3	2	0,5	0,2

În figura 3.1,a-d (după [1]) se redau microstructurile aliajului ATSi12 funcție de cantitatea în Si și starea de turnare. Structuri similare realizate pentru probele prezentate în lucrare sunt prezentate în figurile 3.1.1 și 3.1.2

**Ineficiența tratamentului termic în cazul aliajelor binare Al-Si se explică prin aceea că:**

- În primul rând Si cu Al nu formează nici o combinație intermetalică;
- În al 2-lea rând coeficientul de difuzie al Si în Al este mare chiar la temperaturi reduse (de 2,5 ori mai mare ca cel al Cu);
- În al 3-lea rând Si și Al au forțe de legătură interatomică slabe;
- În al 4-lea rând descompunerea soluției solide  $\alpha$  de Si în Al și apariția particulelor de  $Si_{II}$  se face fără formarea ZGP și a fazei metastabile  $\theta'$ .

Aceste împrejurări conduc la o descompunere rapidă a soluției solide  $\alpha$  și formarea de particule de  $Si_{II}$  chiar la temperaturi de 100-200°C. Pe de altă parte particulele de  $Si_{II}$  ce se separă sunt mai grosiere (au forme de triunghi, cuburi, peliunghiulare, ș.a.) față de particulele de fază stabilă  $CuAl_2$ , care se formează la

temperaturi mult mai înalte (250-300°C). Prin aceasta, de asemenea, se explică și faptul că aliajele tip siluminii au o foarte redusă refractaritate și, la temperaturi de 200°C, sub sarcină, își reduc rapid rezistența mecanică (se înmoaie).

De subliniat că Si, sub formă de particule elementare, în aliajele complex aliate are influență negativă asupra refractarității aliajelor întrucât își păstrează toate neajunsurile mai sus semnalate.

De exemplu dacă în aliajul ATCu4Ni2Mg (4%Cu, 2%Ni și 1,5%Mg, rest Al) se introduce >1,5%Si scade refractaritatea cu peste 36%. Așa se explică faptul de ce aliajele de tip siluminii precum: ATSi12; ATSi10MnMg; ATSi7Mg, ș.a. au refractaritate redusă.

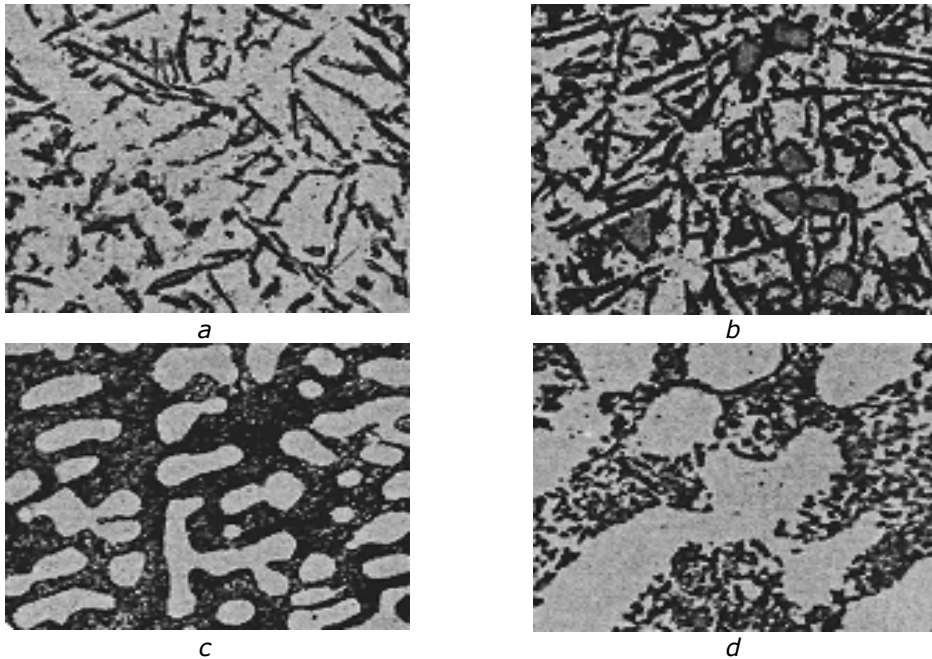
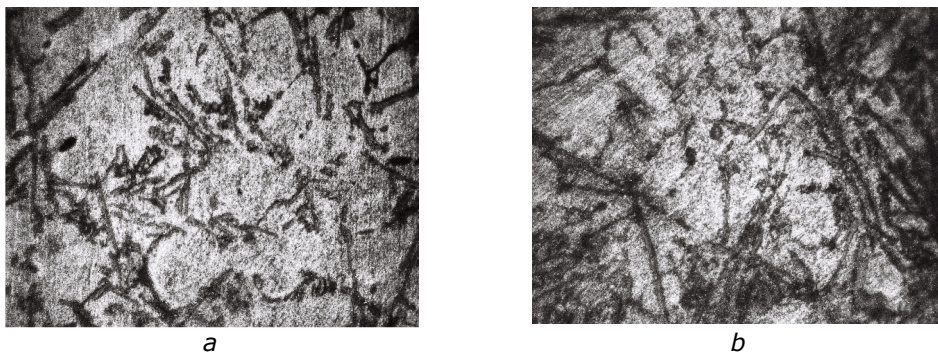
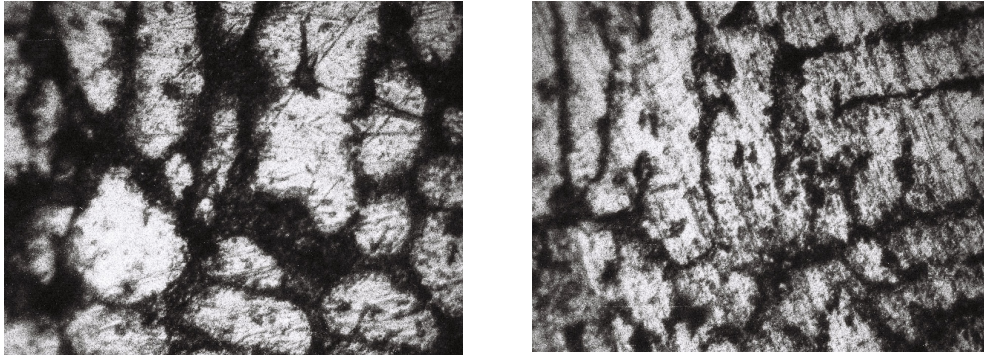


Fig. 3.1 Structura aliajului ATSi12 (120:1) conținând 10%Si:  
a-nemodificat; b-modificat; cu conținut de 13%Si c-supramodificat; d-nemodificat

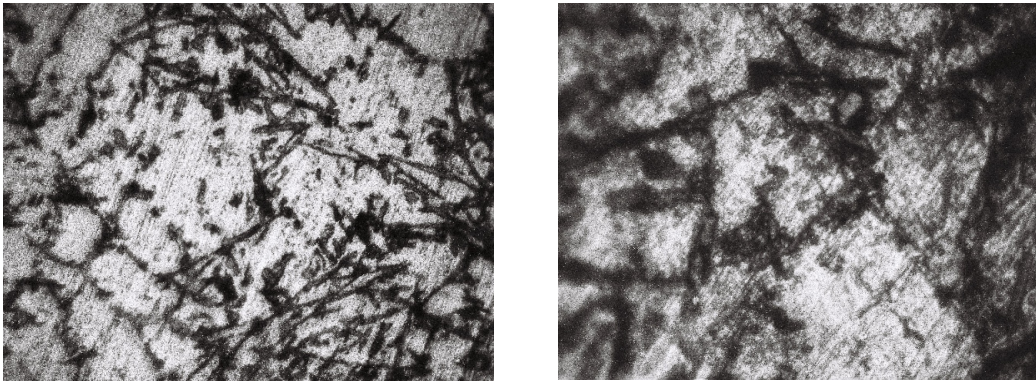




c

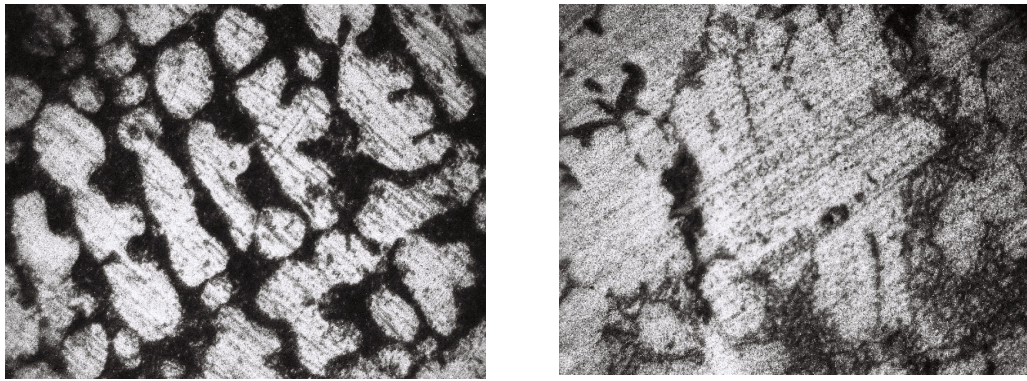
d

Fig. 3.1.1 Structura aliajului ATSi12 ( 200:1) conținând 10%Si:  
a-nemodificat; b-modificat; cu conținut de 13%Si c-supramodificat; d-nemodificat



a

b



c

d

Fig. 3.1.2 Structura aliajului ATSi12 ( 200:1) conținând 10%Si:  
a-nemodificat; b-modificat; cu conținut de 13%Si c-supramodificat; d-nemodificat

În figura 3.2 se redau variațiile de rezistență de durată a aliajului ATSi12 funcție de starea acestuia.



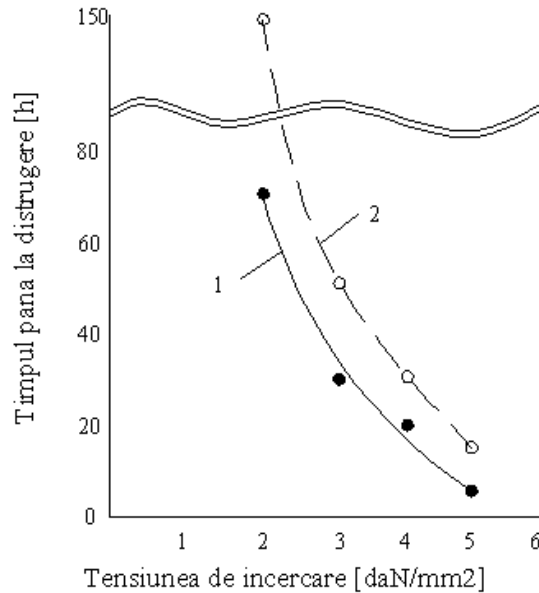


Fig.3.2 Rezistența de durată a aliajului ATSi13 la 300°C funcție de stare și tensiunea de încercare 1-modificat și 2- nemodificat

Întrucât aliajele Al-Si au slabe rezistențe mecanice, ele se aliază cu Mg, Zn și Cu, dar aceste aliaje au rezistență la coroziune mai slabă.

Deformarea plastică ( $\epsilon=10\%$ ) a aliajelor cu 1,2%Si călite conduce la creșterea puternică a vitezei de descompunere a soluției solide  $\alpha$  –cresc de 2-3 ori cantitățile particulelor de Si la îmbătrânire la 210°C față de același aliaj turnat.

Se arată că soluției solide  $\alpha$  a aliajelor tip silumin se poate descompune chiar și în procesul de călire [2], ceea ce arată stabilitatea foarte redusă a soluției solide  $\alpha$  de Si în Al.

Structurile aliajului ATSi12, arată că la conținut ridicat de Si au în structură  $Si_I$  grosolan ce nu se mărunțește la modificare. Aliajul de tip ATSi12 nu trebuie să conțină mai mult de 11% Si întrucât se formează  $Si_I$  grosier care se mărunțește greu la modificare. Structuri tipice ale aliajelor de tip siluminu se prezintă în figurile 3.1, 3.1.1 și 3.1.2.

#### **Aliajele tip siluminu cu conținut ridicat de Si au următoarele neajunsuri:**

a) Se obțin greu piese cu suprafețe prelucrate de calitate bună întrucât are  $Si_I$  foarte dur față de baza moale soluției solide  $\alpha$  și straturile eutectice. Sculele așchietoare se uzează repede;

b) Posedă o mult mai mică refractaritate în stările modificate (în special) și tratamentelor termice comparat cu starea turnată.

Aliajele cu conținut ridicat de Si au o cantitate mare de E (40-75%) care asigură:

- o mare fluiditate;
- contracție liniară mică;
- tendință mică de fisurare la cald etc.

Pe măsură ce crește cantitatea de E (până la 11,7%Si) se reduce tendința de formare a golurilor de contracție intercristaline și prin aceasta se asigură o bună ermeticitate a pieselor turnate. Proba specială de determinare a fluidității la 700°C este de 750mm ATSi5CuMg și 820mm ATSi12.

Tendința redusă de fisurare la cald se explică prin intervalul de temperatură redus de cristalizare (mult eutectic) și se face în front compact de la pereții formei spre axul piesei turnate. Între cristalele primare  $\alpha$  se formează un strat compact de E fin dispersat ceea ce împiedică formarea de canale de contracție compacte între grăunții de soluției solide  $\alpha$ . Acest caracter de cristalizare asigură o mare ermeticitate a pieselor turnate și preîntâmpină formarea și dezvoltarea fisurilor la cald.

Eutecticul se obține fin și compact întrucât se știe că la cristalizare se păstrează constant temperatura (deci interval de temperatură de cristalizare egal cu zero). Adică, la cristalizare:

$$L_E \rightarrow E \text{ format din } \alpha_E \text{ și } Si_E; \quad (3.1)$$

Temperatura de transformare:

$$T_E = T_L - T_S = 0 \quad (3.2)$$

în care:  $L_E$  – lichidul eutectic format din Al + Si<sub>E</sub>; E-eutecticul format din  $\alpha_E$  și Si<sub>E</sub> ( $\alpha_E$ -soluției solide  $\alpha$  de Si în Al);  $T_E$ ,  $T_L$  și  $T_S$  temperaturile eutecticului, lichidusului și solidusului cu valoare de 577°C la solidificarea în echilibru când temperaturile rămân constante pe durata de solidificare.

În cazul cristalizării aliajelor cu interval mare al temperaturilor de cristalizare ( $T_L$  mult diferită de  $T_S$ ),

$$n_{cr} = T_L - T_S \gg 1 \quad (3.3)$$

în care  $n_{cr}$  – gradul de supra răcire iar  $T_L$  și  $T_S$  sunt temperaturile liniilor lichidus și solidus din diagrama de echilibru (sau cele reale de cristalizare), procesul de cristalizare propriu zis are loc în felul următor: la început în zona marginală a piesei turnate apar cristale primare înconjurată de fază lichidă într-o cantitate insuficientă pentru o alimentare uniformă a întregului front de cristalizare, (să nu uităm că la cristalizarea soluția lichidă suferă o reducere de volum-contracție). De aceea întrecristalele primare în timpul cristalizării și răcirii ulterioare apar pe limita de separație (cu precădere) a grăunților la început canale (goluri) ultramicroscopice, și mai apoi chiar și canale de concentrație macroscopice 1, ceea ce conduce la formarea unor goluri fine dar străpuse, ceea ce reprezintă cauza unei ermeticități reduse a piese turnate iar aliaje de tipul soluției  $\alpha$  și uneori, formare de crăpături (la cald și la rece) în timpul răcirii după cristalizare sau chiar la călire.

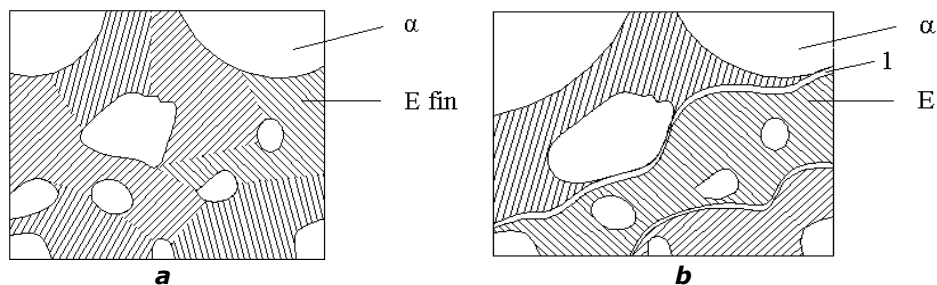


Fig. 3.3 Cristalizarea aliajelor cu: a-interval mic  $n_{cr}$  și b-mare

Din încercările mecanice efectuate la diferite temperaturi și procentaje ale compoziției chimice în figura 3.4 aliajul ATSi7Mg a conținut 0,3%Mg și 0,25%Fe (incluziuni total 0,5%, rest Al) și a fost tratat termic după regimul T<sub>5</sub>, adică funcție de conținutul în Si și temperatura de încercare pe probe turnate în cochilă: rezistența mecanică [daN/mm<sup>2</sup>]: 1- la 20°C, 2- la 150°C, 3- la 200°C și 4- la 250°C și alungirea (A) [%] notată 1'-4'

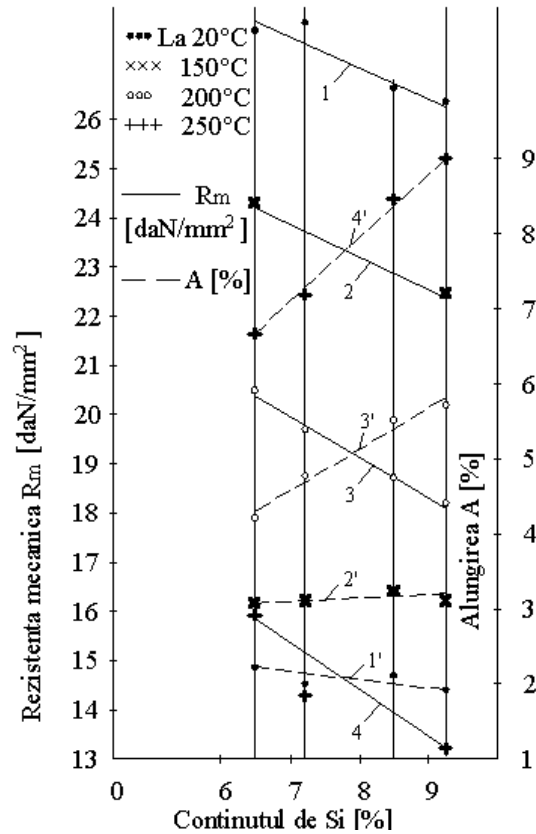


Fig. 3.4 Proprietățile mecanice ale aliajului ATSi7Mg

Între avantajele aliajelor tip siluminii trebuie amintită și rezistența lor mărită la coroziune. De aceea aliajele de tip siluminii: ATSi12; ATSi10MnMg; ATSi7Mg; ATSi7MgTi se folosesc des în atmosferă umedă și marină. Pe măsura creșterii Si se reduce coeficientul de dilatație termică liniară, dar se obține structură grosolană (fragilă și greu prelucrabilă) în structura pieselor turnate [2]. Pentru finisarea structurii, creșterea rezistenței mecanice și îmbunătățirea prelucrabilității prin așchiere a aliajelor de aluminiu turnate tip siluminii (hipo și eutectice) se modifică cu Na și săruri de Cl și F ce conțin și Na, S, P, etc. Aliajele hipereutectice au în structură mult Si<sub>1</sub> grosolan și se modifică greu cu săruri ce conțin Na. Un efect mai mare la modificarea acestor aliaje de siluminii hipereutectice se obține cu substanțe ce conțin P sau S[2].

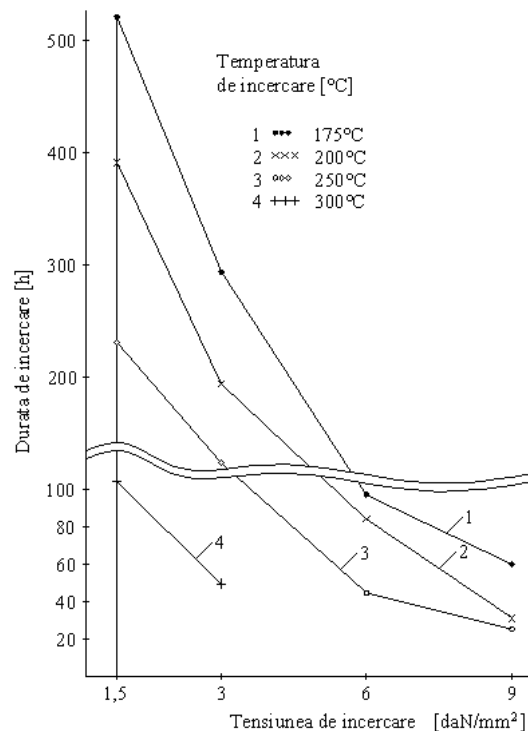


Fig. 3.5 Variația rezistenței de durată a aliajului ATSi7Mg funcție de temperatură și tensiunea aplicată la încercarea probelor de  $\Phi$  10mm turnate în forme din amestec de formare-formare temporare (FT)

### 3.2 Aliajele sistemului Al-Si-Mg

Cel mai tipic aliaj al sistemului Al-Si-Mg, cu largă folosire la turnare este ATSi7Mg (6-8%Si; 0,25-0,4%Mg, rest Al). Acest aliaj se folosește atât după starea călită ( $T_4$ ) cât și după o îmbătrânire parțială ( $T_5$ ).

Aliajul este destinat pentru piese turnate (PT) cu pereți subțiri și complexe după configurație, încărcate /solicitate mediu (carburatoare, corpuri de pompe etc.).

Avantajele aliajului ATSi7Mg sunt:

**a)** proprietăți de turnare bune (fluiditate mare, contracții liniare minime) ca și ATSi12;

**b)** tendință mică de formare a crăpăturilor la cald;

**c)** rezistență mecanică bună și plasticitate satisfăcătoare;

**d)** comparativ cu ATSi10MgMn nu necesită autoclave la cristalizare sub presiune;

**e)** se pot folosi modificatori ce nu conțin Na precum S, P etc. [2].

Ca neajunsuri ATSi7Mg prezintă:

**a)** prelucrabilitate redusă prin așchiere;

**b)** cu creșterea % de Mg scade plasticitatea (crește însă  $R_m$  și prelucrabilitatea);

**c)** rezistență mică la coroziune față de  $HNO_3$ ;

**d)** Refractaritate redusă, care se poate mări cu creșterea Si, Mg sau și suplimentar și cu Cu.

Faza de bază durificatoare a aliajelor ternare este  $Mg_2Si$  notată  $\beta'$ , aparținând de tipul deltanidelor (compoziție chimică determinată, valența normală). Posedă rețea cristalină elementară cubică și nu formează soluție solidă  $\alpha$  cu componenții săi, ceea ce este caracteristic combinațiilor ionice, spre deosebire de fazele de tip bertholidice (de exemplu faza  $Mg_2Al_3$ ).

Cu privire la influența Si și Mg asupra efectului de pierdere a rezistenței aliajelor de Al+Mg+Si la temperaturi ridicate [1], [2], se arată că, procesul de descompunere a soluției solide  $\alpha$  a Mg și Si în Al se face după schema:

**1)** Apar ZGP în rețeaua cristalină a soluției solide  $\alpha$ , adică are loc regruparea în direcția de apropiere a atomilor de Si și Mg pentru formarea fazei metastabile  $\beta'$  ( $Mg_2Si$ ) - procesul are loc foarte intens la temperaturi ridicate și slab la temperatura ambiantă. Regruparea atomilor se face cu distorsionarea puternică a rețelei cristaline ceea ce are urmare o creștere puternică a rezistenței mecanice a aliajelor de tip silumin la temperatura ambiantă și reducerea refractarității la temperatura de îmbătrânire (160-170°C și mai mari).

**2)** Se formează centre mono și bidimensionale ale fazei metastabile  $\beta'$  ( $Mg_2Si$ ) care posedă rețea cristalină hexagonală. Se consideră că formarea fazei  $Mg_2Si$  este cauza principală a creșterii rezistenței aliajelor Al-Si-Mg, dar odată cu apariția fazei stabile  $Mg_2Si$  scade simțitor refractaritatea aliajelor ternare. Acest lucru se vede puternic la 170-180°C la menținerea timp de 25h la revenire.

**3)** Se formează faza stabilă  $Mg_2Si$  în aliaje călite de tip siluminiu la menținerea de 185-220°C timp de câteva ore, iar la 300°C timp de 30min îmbătrânire cu reducerea puternică a rezistenței aliajului.

Îmbătrânirea aliajului la 180-225°C cu menținere redusă se poate asigura aliajului ATSi7Mg o înaltă rezistență și o mică plasticitate.

Refractaritatea acestor aliaje poate fi mărită puternic prin două căi:

**a)** -se întărește soluția solidă  $\alpha$  prin aliere complexă cât și limitele de separație ale grăunților cristalului cu faze stabile ce cristalizează sub formă ramificată;

**b)** -se leagă Si liber (elementar) în compuși stabili ( $Al_8Si_6Mg_3Fe$ ;  $Al_4Si_2Fe$ ;  $Al_5SiFe$  ș.a.). Un astfel de exemplu este faza  $Mg_2Si$ , fază întăritoare, care se găsește în majoritatea aliajelor tip siluminiu (ATSi12; ATSi7Mg etc.).

Fază  $Mg_2Si$  se formează printr-un șir de transformări ce distorsionează puternic rețelei cristaline măbind rezistența aliajului la temperatura ambiantă (călire și îmbătrânire).

Datele din figurile 3.6 și 3.7 permit a se trage 2 concluzii importante:

**1)** - pentru funcționarea timp îndelungat la temperaturi ridicate aliajul ATSi7Mg nu se recomandă a fi utilizat;

**2)** - odată cu creșterea conținutului de Si (stare modificată) aliajul funcționând la temperaturi ridicate, scade rezistența cu creșterea temperaturii. În structura soluției solide  $\alpha$  particule grosiere de fază stabilă de  $Mg_2Si$  dar și particule de Si. Creșterea timpului de menținere la 300°C conduce la creșterea produselor de descompunere a soluției solide  $\alpha$ .

**Observație:** Toate procesele au avut loc în condiții în afară de echilibru.

**3)** Din figura 3.4 se vede că  $R_m$  scade aproape proporțional odată cu creșterea temperaturii de încercare și a conținutului de Si din aliaje (mai intens la temperaturi de 250°C), în timp ce alungirea (plasticitatea) crește cu creșterea temperaturii (pentru toate conținuturile de Si) dar mai intens pentru valoarea temperaturii de încercare de 250°C. Prin urmare între  $R_m$  și A există o strânsă interdependență odată cu variațiile temperaturii de încercare a diferitelor conținuturi de Si din aliaj.

**4)** Din figura 3.5 reiese că probele încercate la temperaturi și tensiuni diferite (ceea ce reprezintă de fapt refractaritatea). Își reduc durata de serviciu pe măsura

creșterii celor doi factori de încercare, iar la încercarea la 300°C, și tensiuni superioare lui  $\sigma > 6 \text{ daN/mm}^2$  probele s-au rupt chiar în timpul încălzirii.

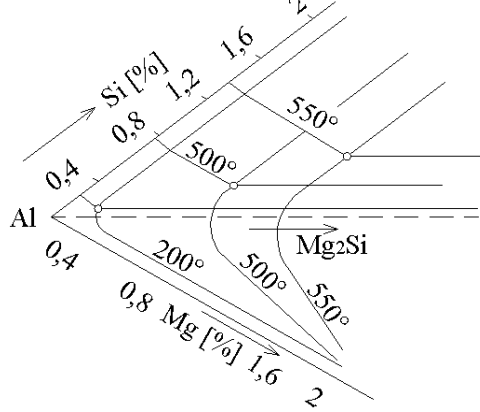


Fig. 3.6 Izotermele solubilității în sistemul Al-Si-Mg

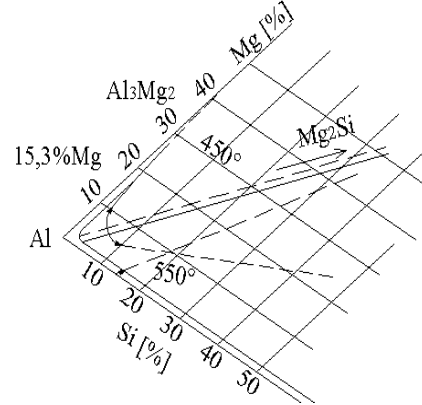


Fig. 3.7 Unghiul aluminiului al D.E. al sistemului Al-Si-Mg

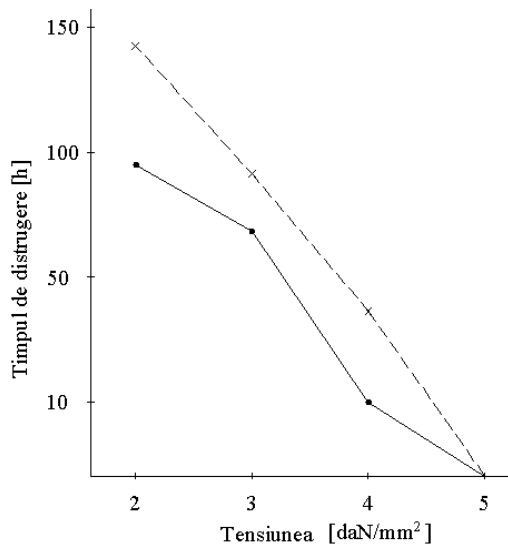


Fig. 3.8 Influența stării aliajului ATSi7Mg funcție de tensiunea de încercare asupra rezistenței de durată (refractarității) 1.- Nemodificat; 2- Modificat

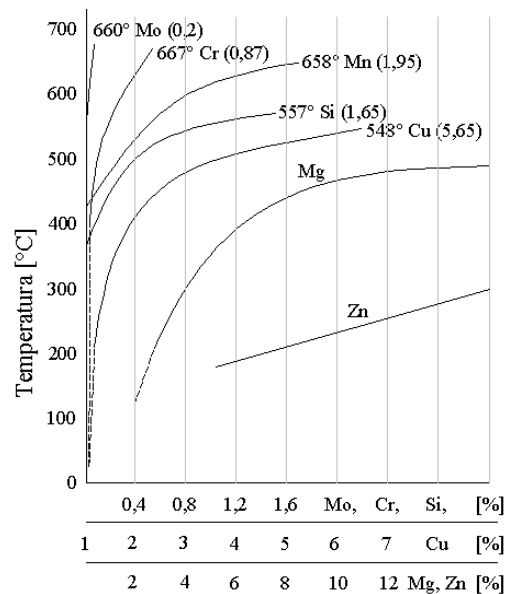


Fig. 3.9 Variația dizolvabilității elementelor de aliere în Al solid funcție de temperatură

În privința caracterului transformărilor de fază în condiții de echilibru la temperaturi ridicate în aliajele ternare de tip siluminii se poate judeca după unghiul aluminiului a diagramei de echilibru a sistemului Al-Si-Mg (figurile 3.6 și 3.7) redată de mai mulți autori [66]. În acest caz trebuie subliniat că [67] [2] în soluția solidă  $\alpha$  între elementele de aliere (Mg și Si) există o legătură fizico-chimică. Secțiunea pseudobinară Al-Mg<sub>2</sub>Si împarte unghiul aluminiului al diagramei ternare în două sisteme binare (figura 3.7) precum:

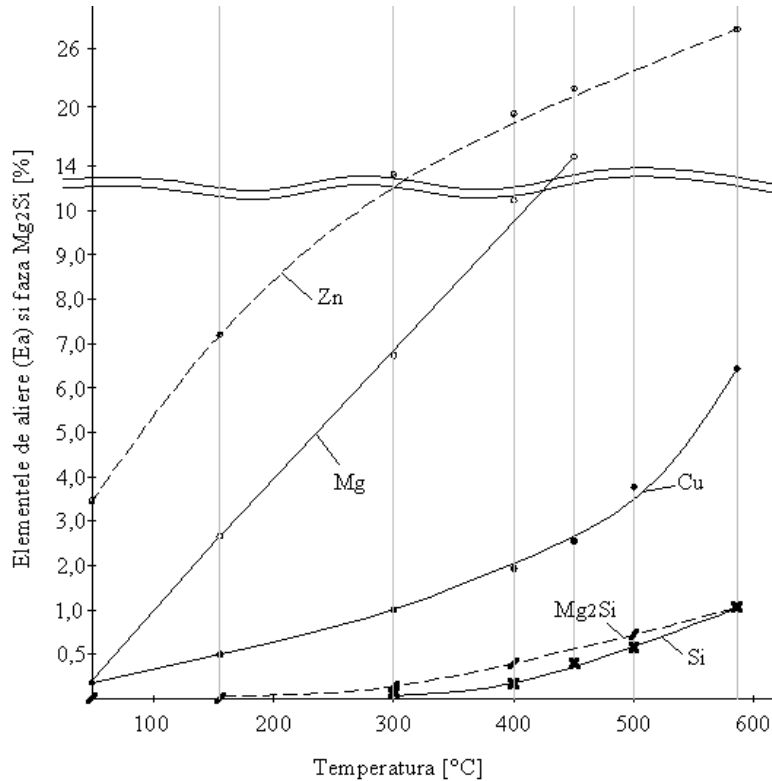


Fig. 3.10. Solubilitatea principalelor elemente de aliere și fazelor ce intră în compoziția siluminilor complex aliate funcție de temperatură

**1)** Al + Al<sub>3</sub>Mg<sub>2</sub> + Mg<sub>2</sub>Si cu punct eutectic E<sub>1</sub> ternar (65,25%Al + 34%Mg + 0,75%Si). Cristalizarea eutectică la temperatura de 448°C se desfășoară după schema:



În care: L<sub>E1</sub> – lichidul eutectic E<sub>1</sub>; E<sub>1</sub> – concentrația eutecticului;

**2)** Al + Mg<sub>2</sub>Si + Si cu punct eutectic E<sub>2</sub> care are concentrația (82,06%Al; 12,97%Si și 4,97%Mg [2]. Cristalizarea are loc la T = 550°C = constant:



Acest caracter de formare a fazei Mg<sub>2</sub>Si influențează foarte puternic asupra proprietăților mecanice și altor proprietăți ale aliajului.

Aliajul ATSi7Mg conține totdeauna incluziuni de Fe, care împreună cu Al și Si formează faza Al<sub>4</sub>Si<sub>2</sub>Fe.

Aluminiu cu Mg și Si nu formează combinații ternare în aliajul ATSi7Mg, de asemenea, nu se formează nici faza β (Al<sub>3</sub>Mg<sub>2</sub>), întrucât în aliajele de tip siluminiu este mai mult siliciu decât magneziu, adică, raportul (masic)  $\frac{Mg}{Si} < 1,73$ , lucru ce

împiedică formarea fazei  $\beta$  (figura 3.7). Faza  $Mg_2Si$  însă se formează la orice raport al Mg/Si.

Datele de mai sus arată că aliajul ATSi7Mg în funcție de stare are următoarea componență fazică:

- turnată;  $\alpha$ , Si,  $Mg_2Si$  și
- călită;  $\alpha$  + Si.

Aliajul ATSi7Mg a fost încercat și în stare modificată (figura 3.8).

Refractaritatea aliajului ATSi7Mg este la fel de mică ca și cea a aliajului ATSi12. Acest lucru arată că alierea aliajelor binare Al + Si prin introducerea de elemente de aliere precum Mg nu se poate mări puternic refractaritatea, întrucât Mg posedă un înalt coeficient de difuzie (figura 3.9) [2].

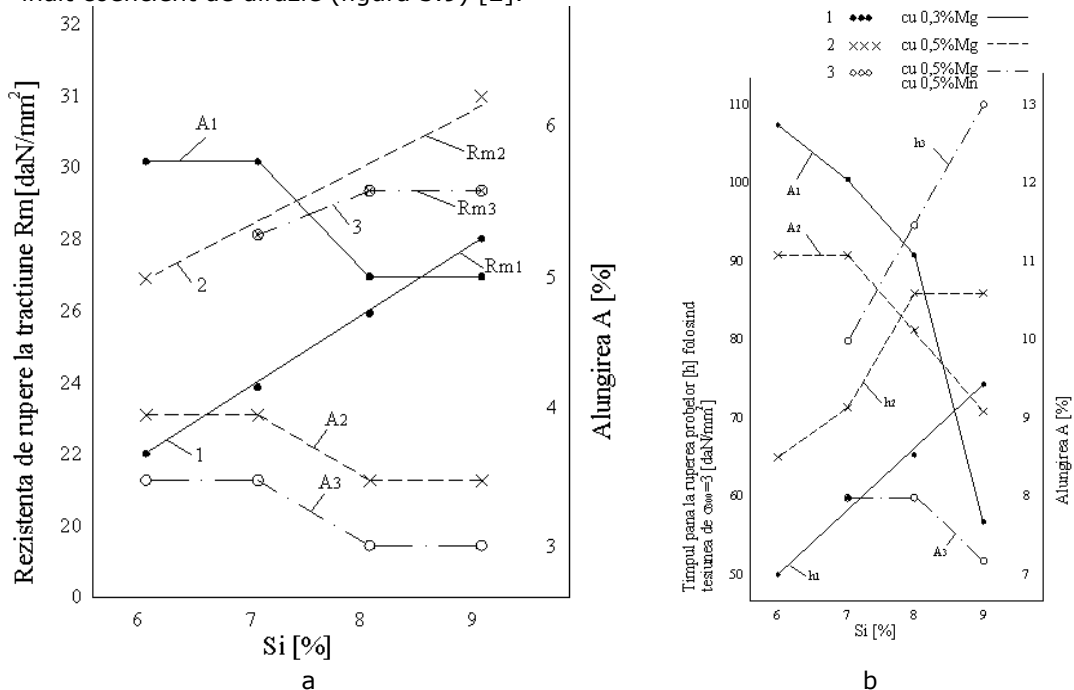


Fig. 3.11 Influența elementelor de aliere asupra refractarității aliajului ATSi7Mg prelucrat termic după regimul  $T_5$ :

- a.  $R_{m1} - R_{m3}$  rezistențe mecanice la 20°C și  $A_1 - A_3$  alungirile specifice pentru aliajele; 1- cu 0,3%Mg, 2- cu 0,5%Mg și 3- cu 0,5Mg + 0,5%Mn  
 b.  $R_{m1} - R_{m3}$  rezistențe mecanice la 300°C și  $A_1 - A_3$  alungirile specifice pentru aliajele; 1- cu 0,3%Mg, 2- cu 0,5%Mg și 3- cu 0,5Mg + 0,5%Mn

În lucrarea [57], cercetându-se structura soluția solidă  $\alpha$  a aliajului Al + 1,4Mg<sub>2</sub>Si se dă următoarea interpretare a mecanismului de dezvoltare a particulelor fazei metastabile  $\beta'$ . În separările sub formă de „bețișoare” ale noii faze deseori există una, și uneori chiar două, particule mult mai grosiere, alături de care se găsesc particule mult mai subțiri dar de aceeași lungime. Grosimea ultimelor faze, pe măsura îndepărtării de cele mai grosiere faze, se reduce; deseori ele se repartizează atât de aproape unele față de celelalte, încât, în cele din urmă, (toate) se combină și intră în aceeași formațiune (lamelă). Toată urma lăsată de miezul încă neformat complet, deseori amintește spectrul optic. Se poate presupune, că



particulele grosiere au apărut, chiar la începutul descompunerii soluției solide  $\alpha$  și prin formarea și creșterea lor au stimulat apariția noilor particule ale fazei  $Mg_2Si$  în direcția cubului. În ceea ce privește caracterul influențelor elementelor de aliere asupra refractarității aliajelor de tip siluminiu se poate aprecia după gradul de dizolvabilitate și a coeficientului lor de difuzie în Al. În figura 3.10 se redă variația solubilității cu temperatura a elementelor de aliere principale din siluminuri și a  $Mg_2Si$  în aluminiu.

Crescând conținutul de Mg și adăugând Cu și Mn în aliaje de tip ATSi7Mg, se poate crește refractaritatea (figurile 3.11 și 3.12).

De precizat că în aliajele studiate s-au păstrat conținuturile de Fe=0,2%. În figura 3.12 s-a păstrat constant Si=9%, Mg=0,5, Mn=0,5% Fe=0,3%, și a variat conținutul de Cu.. Trebuie spus însă că s-au folosit tensiuni de încercare daN/cm<sup>2</sup>: la conținut de 0,5%Cu,  $\sigma = 3$ ; la 1%Cu a fost 3,5; la 1,5%Cu a fost 3,5 și la 2%Cu,  $\sigma = 2$ .

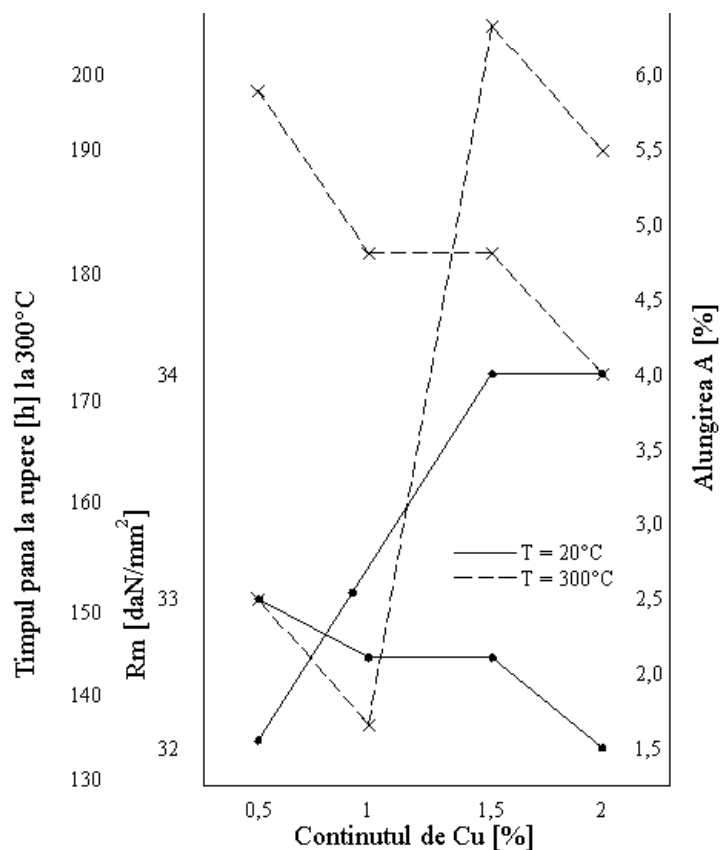


Fig. 3.12 Influența elementelor de aliere asupra refractarității ( $R_m$  și  $R_{300}$ ) aliajului ATSi7Mg la conținuturi variabile de Cu

Din figurile 3.11 și 3.12 se vede că refractaritatea aliajului de tip ATSi12, cu conținut ridicat de Mg și de Cu și chiar Mn este mai ridicată. La temperatura de 400°C solubilitatea  $Mg_2Si$  este de aproximativ două ori mai mare față de dizolvabilitatea Si în Al solid, timp în care în intervalul de temperaturi de călire solubilitatea lor practic este aceeași (egală) (figura 3.12)

De precizat însă că efectul tratamentului termic al aliajelor fără Mg și cu Mg este foarte diferit, [1], [2]. Acest lucru se explică prin aceea că particulele de fază ale Si se formează mai repede, față de particulele de  $Mg_2Si$  care au o compoziție mult mai complexă. Probabil că în acest caz se mărește legătura interatomică în comparație cu legătura interatomică a soluției solide  $\alpha$  binare de Mg și Si în Al.

Unul și același întăritor, de exemplu  $Mg_2Si$ , nu acționează identic, asupra proprietăților aliajelor. Astfel, conținutul de Mg în aliajul ATSi7Mg este cu 30% mai mare decât în aliajul ATSi10MnMg, cu toate acestea rezistența ultimului este mai ridicată. Acest lucru se poate explica prin conținutul mai ridicat de Si.

Cantitatea suplimentară de Si nu influențează solubilitatea fazei  $Mg_2Si$ , dar are influență favorabilă asupra formei ei de degajare (separare) în timpul îmbătrânirii. Prin, aceasta, probabil, se poate explica rezistența mecanică mai înaltă (cu 25%) a aliajului ATSi10MnMg, comparativ cu aliajul ATSi7Mg.

După compoziția chimică aliajul ATSi7MgBeTi se deosebește de aliajul ATSi7Mg, figura 3.13 după [1] prin introducerea de microadaosuri de Be și Ti, care cică, nu influențează hotărâtor structura soluției solide  $\alpha$  De aceea refractaritatea lui este apropiată de cea a aliajului ATSi7Mg.

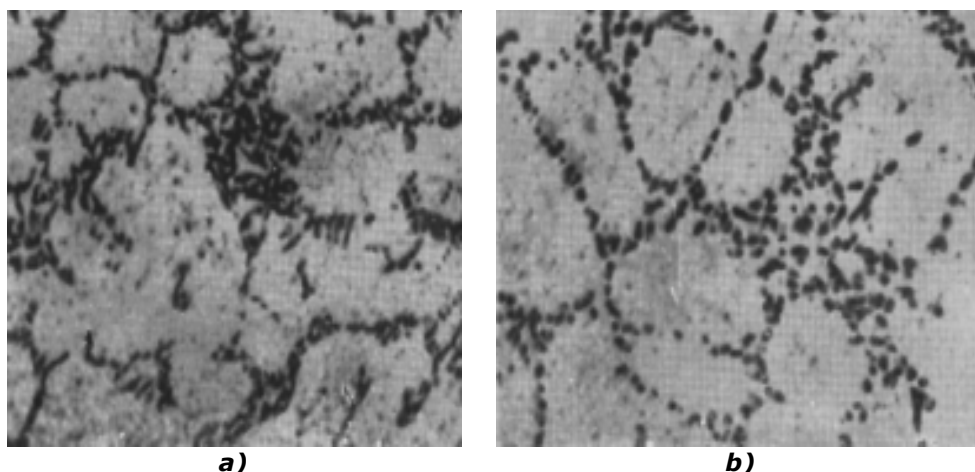


Fig. 3.13 Structura aliajului ATSi7Mg în stările: a-turnată și b-TT (120:1)

Aliajul ATSi7MgBeTi are următoarea compoziție fazică: soluția solidă  $\alpha$ , Si;  $Mg_2Si$ ;  $Al_3Ti$ ;  $Be_3SiFe$ . Introducerea în aliaj a Be ajută creșterii caracteristicilor mecanice în urma înlăturării pericolului influenței negative a incluziunilor de fier. Aliajul ATSi7MgBeTi posedă bune proprietăți de turnare, indici ridicați privind ermeticitatea și rezistența corozivă.

Complexul de proprietăți favorabile ale aliajului ATSi7MgBeTi, figura 3.14 a după [1] îl face preferabil față de multe aliaje turnate din Al. Astfel, întrucât refractaritatea lui este practic aceeași cu a aliajului ATSi7Mg, în acest caz temperaturile de lucru, în condițiile de funcționare la timpi lungi nu trebuie să depășească 200°C.

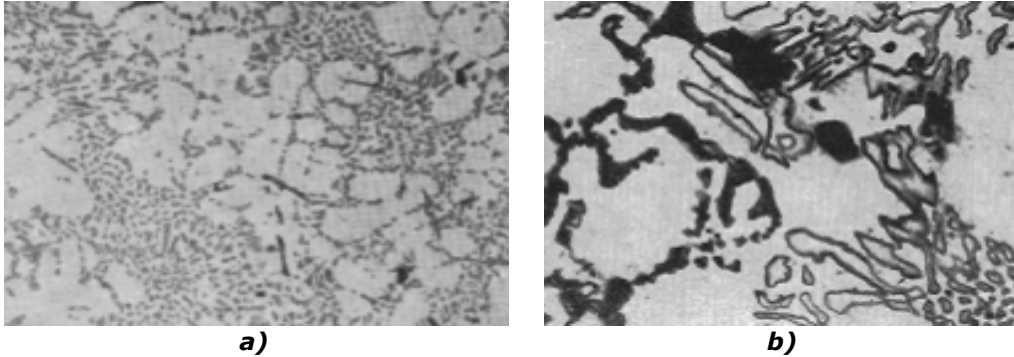


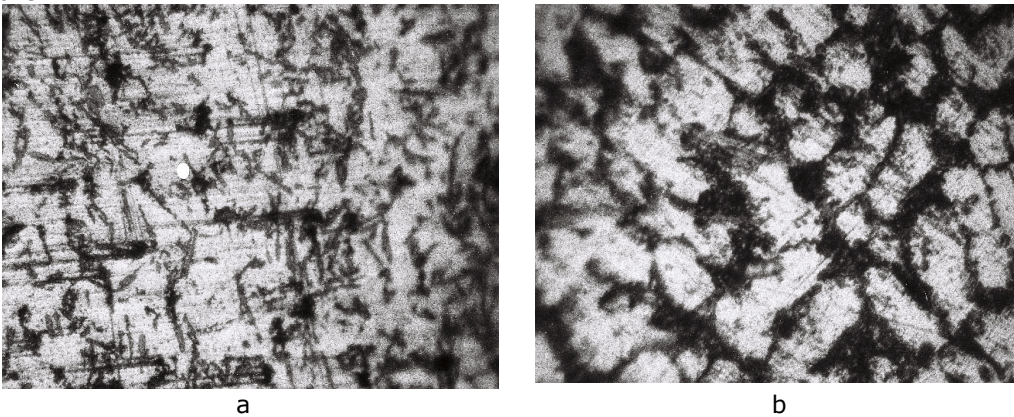
Fig. 3.14: a- Structura aliajului ATSi7MgBeTi (100:1) b- Depozitare locală a Sn în structura aliajului ATSi9MgMn (100:1)

Întrucât aliajul ATSi7MgBeTi posedă valori scăzute ale tenacității ( $a_n=0,17\text{daN/mm}^2$ ) și limita de oboseală ( $\sigma_{-1} = 7,5\text{daN/mm}^2$ ), acest aliaj, la fel ca și multe alte aliaje de tip siluminiu (chiar dacă sunt aliate și cu Be, B, Ti, Mg etc.) nu trebuie să fie recomandate pentru piese turnate ce lucrează în condițiile de sarcini vibratoare înalte [2].

În ceea ce privește neajunsurile aliajului ATSi7MgBeTi, trebuie să remarcăm și pe acela că, Be este o substanță toxică și foarte scumpă (de exemplu adaosul de 0,4%Be costă aproximativ atât cât costă întreg aliajul ATSi7MgTi fără beriliu).

### 3.3 Aliajele sistemului Al-Si-Mg-Mn

În mulțimea de aliaje turnate din sistemul Al-Si-Mg-Mn, cel mai reprezentativ este aliajul ATSi9MgMn care conține: 8-10,5%Si; 0,17%-0,3%Mg; 0,25-0,5%Mn, figura 3.15 iar ca incluziuni mai puțin de 0,6%Fe; 0,3%Cu; 0,3%Zn fiecare, rest aluminiu. Se vede că față de aliajul ATSi7Mg conține mai mult Si, mai puțin Mg dar are Mn.



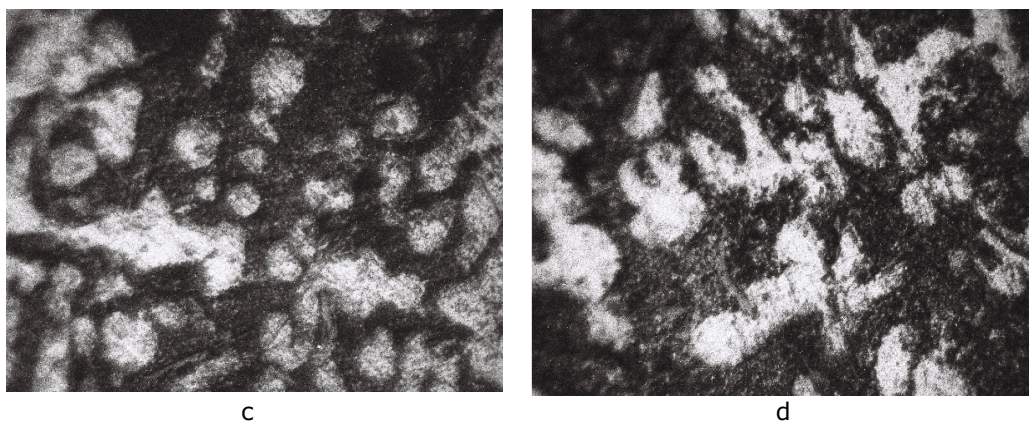


Figura 3.15 Structuri pentru ATSi9MgMn 200:1 a) turnat b) tratat termic, cu conținut de Mn c) turnat d) tratat termic

Rezistența aliajului ATSi9MgMn este mai ridicată atât la temperatura ambiantă ( $R_m=24-28\text{daN/mm}^2$ ,  $A=3-7\%$ ) cât și la temperaturi ridicate. Piesele turnate din aliajul ATSi9MgMn [68] sunt mai ermetice (dense) față de cele turnate din aliajul ATSi7Mg. În caz de necesități rezistențele mecanice ale aliajului ATSi9MgMn se pot mări pe seama creșterii conținutului de Mg, reducerii conținutului de incluziuni periculoase de Fe, și prin aliere suplimentară cu Cu până la 1,5% [2] sau Zn până la 1%. În acest caz conținutul de Fe trebuie redus la minim, sub 0,2%. Acest lucru permite să crească de 2 ori rezistența pieselor turnate la acțiunea presiunilor ridicate (300-600 atm) ale gazelor sau lichidelor [68].

Aliajul ATSi9MgMn se folosește mult pentru piese turnate mari, complexe, supuse la eforturi mari (chiulase, blocuri motor, cartere etc.). Rezistența mare se obține după călire de la 535°C în apă și revenire la 185°C timp de 15h. Faza durificatoare de bază este  $\text{Mg}_2\text{Si}$  în aliajul ATSi9MgMn.

Tehnologia de turnare este mai complicată față de cea a aliajului ATSi7Mg. Se necesită operații de rafinare cu clorură de Mn, hexacloretan sau Cl, sau vacumare, modificare și cristalizare sub presiune (5-6 atm), cauzate de faptul că aliajul ATSi9MgMn are tendință mare de saturație cu gaze și formare de porozități în piese turnate.

Creșterea conținutului de Si îmbunătățește proprietățile mecanice și caracteristicile tehnologice dar crește porozitatea gazoasă (de aceea conținutul de Si se menține la limita inferioară și se reduce porozitatea gazoasă și retasura concentrată).

Pentru asigurarea efectului maxim la tratamentul termic cât și pentru păstrarea raporturilor optime între rezistența mecanică și plasticitate se recomandă conținutul de Mg în limitele 0,2-0,25% în aliajul ATSi9MgMn.

Asupra refractarității tuturor aliajelor de aluminiu turnate, deci și în cazul aliajului în discuție, o influență extrem de negativă o are prezența unor elemente cu temperatură joasă de topire sau cele ce formează eutectice cu temperatură joasă de topire. De exemplu Sn cu Al nu formează nici o combinație și nici nu se dizolvă în Al solid, dar formează un eutectic ce conține 99%Sn și are temperatura de topire 227°C. Un asemenea eutectic influențează foarte rău efectul de tratament termic al aliajelor de aluminiu turnate, care conduce la efecte de ardere și fragilizare.

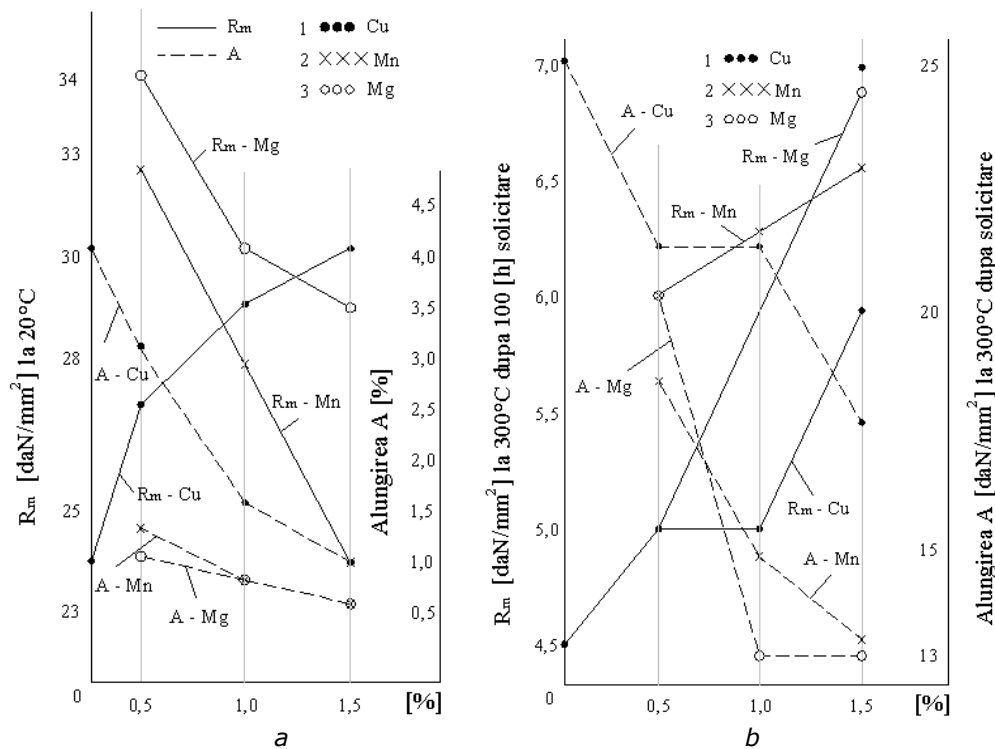


Fig. 3.16 Influența elementelor de aliere asupra proprietăților mecanice ale aliajului ATSi9MgMn nemodificat încercat pe probe turnate separat în forme din amestec de formare (FAF): a- la 20°C în care: 1- Cu, 2- Mn, 3- Mg; b- la 300°C cu menținere de 100h (stabilizare sub tensiuni  $\sigma$  variabile)

Dacă Sn în aliaj se conține ca incluziune (câteva sutimi de procente), atunci în cazul unor condiții neprielnice de cristalizare a pieselor turnate, în părțile masive ale acestora se pot obține depuneri de eutectic cu Sn (figura 3.14 b, după [1]), eutectic care în timpul procesului de călire va favoriza apariția arsurilor.

Aliajul ATSi9MgMn pierde puternic rezistența la  $>200^\circ\text{C}$  întrucât la temperaturi ridicate soluția solidă  $\alpha$  de Al își pierde rezistența mecanică rapid, iar particulele de Si au tendință de coagulare și sferoidizarea, adică, apare mecanismul de dizolvare-depunere care condiționează reducerea refractarității aliajului.

Cu problema legată de creșterea refractarității aliajului ATSi9MgMn s-au ocupat mulți cercetători [68], [1], [2], din care s-a dedus că, refractaritatea aliajului ATSi9MgMn cel mai efectiv crește în cazul, alierii concomitente cu Mg+Cu+Mn în sumă de sub 2,5%. Alierea peste acest procentaj, mărește refractaritatea aliajului dar scade puternic plasticitatea (figura 3.16).

Precizăm că în aliajul respectiv s-a menținut constant conținutul de Si=9,5% și de Fe=0,2%, iar: în cazul variației Cu conținuturile de Mg=0,25% și de Mn=0,5%; în cazul variației Mn conținuturile de Mg=0,35% și Cu=1,5% și în cazul variației Mg conținuturile de Mn=0,42% și Cu=1,2%. În cazul încercărilor efectuate la 300°C s-a folosit tensiunea de rupere  $\sigma=3,7\text{daN/mm}^2$ .

Pentru a ilustra faptul că  $\Sigma\text{Cu}+\text{Mg}+\text{Mn} < 2,5$  este favorabilă, în figura 3.17 se redă influența variației Mg și Mn asupra proprietăților aliajului ATSi9MgMn păstrând

constant Si=9,5%, Fe=0,2% și Cu=0,5%. Pentru încercarea la 300°C s-a folosit tensiunea  $\sigma = 4\text{daN/mm}^2$ .

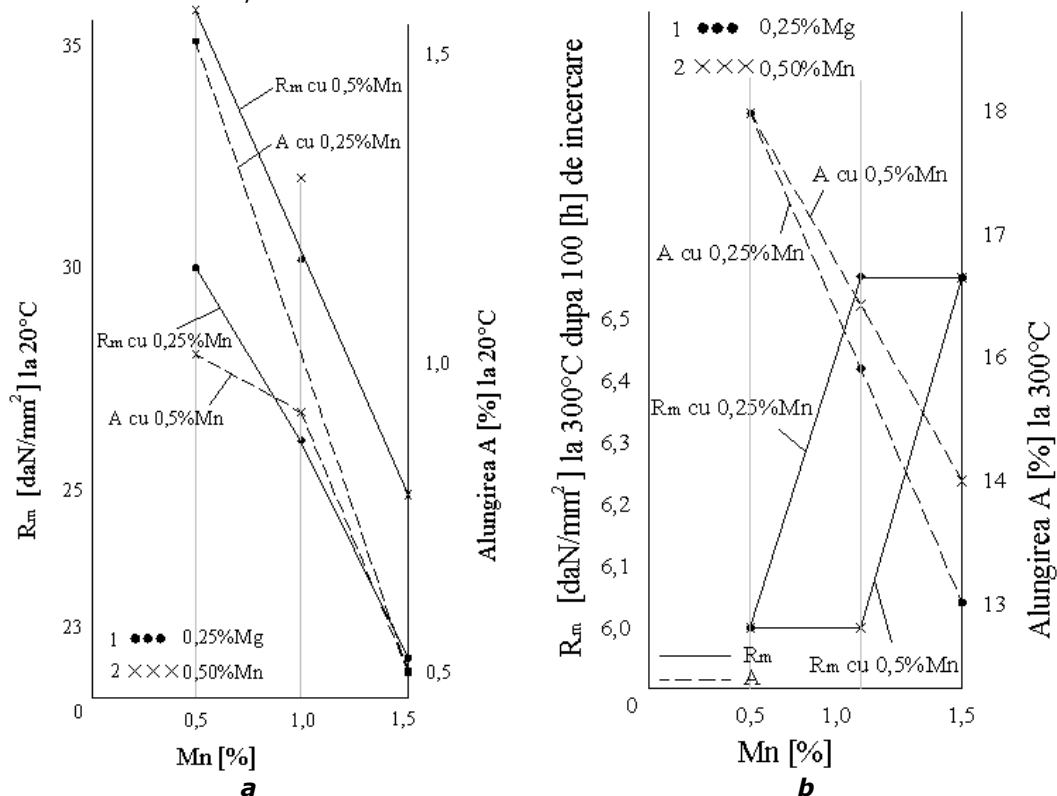


Fig. 3.17 Influența elementelor de aliere asupra proprietăților mecanice ale aliajului ATSi9MgMn nemodificat încercat pe probe turnate separat în forme din amestec de formare (FAF): a - la 20°C; b - la 300°C cu menținere de 100h (stabilizare sub tensiuni  $\sigma = 4\text{daN/mm}^2$ )

Din figurile 3.16 și 3.17 se vede clar că adaosurile de Mg, Mn și Cu în aliajul clasic ATSi9CuMn conduc la creșterea proprietăților mecanice (în special refractaritatea la temperaturi ridicate). Conținutul de Mn=0,5 față de Mn=0,25% are influență pozitivă în special pentru temperatura de încercare la 20°C, când  $R_m$  atinge și  $35\text{daN/mm}^2$ , scade însă puternic plasticitatea. Asupra refractarității aliajului la 300°C conținutul variabil de Mn (0,25 sau 0,5%) nu are influență semnificativă.

În aliajele Al-Si-Mg-Mn nu s-a găsit o fază cuaternară, dar în aliajul tehnic ATSi9MgMn se conține totdeauna SiFe, care participă la formarea compusului metalic complex AlSiMnFe, a cărui formulă până în prezent nu este cunoscută. Nu există o părere unică nici în privința compusului ternar AlSiFe. Unii autori arată că există compusul metalic  $\alpha(\text{AlSiMn})$  căruia i se atribuie formula  $\text{Al}_6\text{Mn}_3\text{Si}_2$ . Acest compus conține 45%Al, 40%Mn și 15%Si și posedă o rețea cristalină hexagonală. Alți autori admit existența și a altui compus  $\delta(\text{AlSiMn})$  cu un conținut mai ridicat de Si și mai redus de Mn. În acest caz compusul posedă o rețea cristalină tetragonală.

În majoritatea aliajelor de tip ATSi7MgMn compușii ternari AlSiMn participă obișnuit la formarea eutecticului ternar, de exemplu  $\alpha + \text{Si} + \text{AlSiMn}$ , care are o

temperatură de topire de 575°C. Faza ternară manganoasă poate se poate forma și prin reacție peritectică la temperatura 647°C:



În condițiile de cristalizare rapidă o astfel de reacție peritectică este greu de sesizat. Faza ternară  $\alpha$  (AlSiMn) are compoziția chimică 26.6%Mn, 8%Si, rest Al. O astfel de compoziție răspunde aproximativ formulei  $Al_{10}Mn_2Si$  și are rețea cristalină cubică cu parametrul  $a=12,625kX$  și cristalizează sub formă de cuburi de culoare alb-cenușie, care intră în eutecticul binar, care, după caracterul de cristalizare amintește de hieroglifile chinezești.

Deosebiri de vederi ale autorilor, se pare, constă în aceea că combinațiile de tip AlSiMn, AlSiFe, AlSiMnFe ș.a., în majoritatea lor constituie soluții solide complexe, care conțin Mn, Si, Fe și alte elemente de aliere. Prin aceasta, după toate probabilitățile se poate explica greutatea determinării exacte a compoziției fazelor cuaternare de tipul AlSiMnFe.

Unii autori consideră că separarea din diferitele aliaje a cristalelor de fază cuaternară posedă următoarea compoziție chimică: 15,7-18,8%Mn; 11,7-16,1%Fe; 6,8-7%Si, rest Al.

Se poate considera [1], [20], [2] că aliajul ATSi9MnMg are următoarea compoziție de faze:  $\alpha$ , Si,  $Mg_2Si$  și AlSiMnFe (prezența ultimei faze este condiționată, ca și în alte aliaje, de conținutul incluziunilor de Fe).

Întrucât solubilitatea în Al solid a unor elemente de aliere grele precum Co, Cr, Ni, Mn și V, în special în prezența Fe, este foarte redusă, iar prezența lor în aliaje nu face altceva decât să schimbe forma de cristalizare a fazei ce conține Fe; în acest caz aceste adaosuri nu au un efect esențial asupra procesului de tratament termic al aliajului ATSi9MgMn. În acest caz influența lor asupra refractarității aliajelor de tip ATSi9MgMn trebuie considerat numai din punct de vedere al schimbării formei de cristalizare a compușilor ce conțin elementele amintite, cât și al caracterului repartiției particulelor în volumul aliajului. Dar, odată cu creșterea vitezei de cristalizare (creșterea  $v_r$ ), rolul elementelor de aliere greu fuzibile în creșterea refractarității aliajelor crește simțitor: se mărește stabilitatea soluției solide  $\alpha$  pe seama creșterii legăturii interatomice a atomilor de Mn, Cu, Cr în atomii de Al și a altor elemente, și, de asemenea se întăresc limitele de separație a grăunților soluției solide  $\alpha$  care sunt blocate de particulele fazelor stabile.

Ca o concluzie de esență se poate spune că în condițiile încercărilor de scurtă durată atât la temperatura ambiantă cât și la 300°C, prezența comună a Cu, Mg și Mn din aliajul ATSi9MgMn conduce la creșterea refractarității acestuia.

Particulele complexe de faze secundare se observă în principal pe limita de separație a grăunților de soluției solide  $\alpha$ , și în acest caz ele împiedică nu numai deformarea în cazul acțiunii sarcinilor, dar împiedică și difuzia la temperaturi ridicate. De aceea refractaritatea aliajului ATSi9MgMn este mai înaltă decât a aliajului ATSi7Mg. Refractaritatea poate să fie și mai ridicată dacă aliajul ATSi9MgMn se aliază suplimentar cu Cu. În acest caz are loc întărirea grăunților de soluție solidă  $\alpha$ .

Un alt rol joacă faza  $Mg_2Si$ . În stare călită această fază se găsește aproape complet dizolvată în soluției solide  $\alpha$ , iar în procesul de îmbătrânire se separă sub formă de particule extrem de fine, în special în întreg volumul grăunților soluție solidă  $\alpha$ . De aceea influența fazei  $Mg_2Si$  asupra refractarității trebuie privită din

punct de vedere al întăririi grăunților soluției solide  $\alpha$  însăși în intervale de temperaturi determinate (până la 250°C).

S-a arătat că procesul de descompunere a soluției solide  $\alpha$  a aliajului ATSi9MgMn [2] în cazul regimului de îmbătrânire într-o singură treaptă are loc cu formarea ZGP, a unei cantități mari de depuneri și coalescențe a particulelor ultradisperse de Si, cât și, de asemenea, a particulelor de fază metastabilă  $\beta'$  și a fazei stabile  $Mg_2Si$ . În acest fel, a fost stabilit că, regimul de îmbătrânire

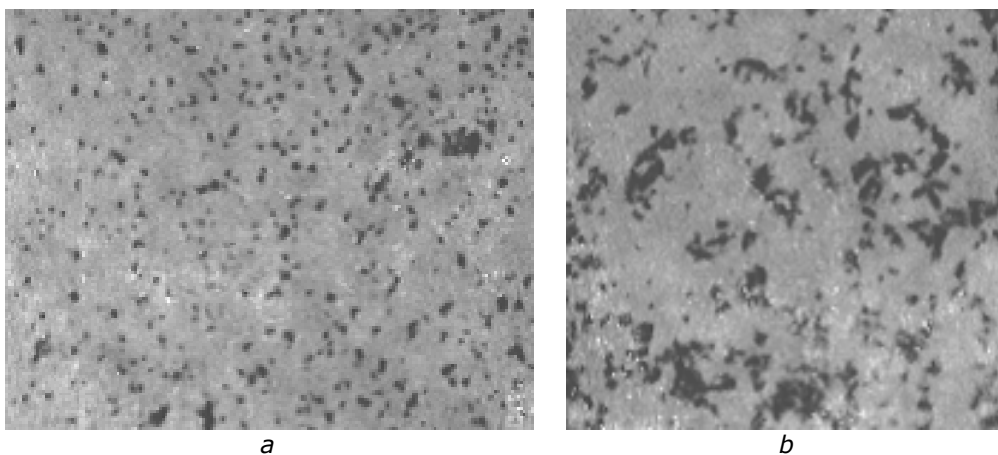


Fig. 3.18 Structura aliajului ATSi9MgMn după îmbătrânire (10000:1) obținută: a- în două trepte 200°C/20min+175°C/3h și b- într-o singură treaptă 175°C/8h

în două trepte asigură crearea unei structuri fine „optime” a soluției solide  $\alpha$  (figura 3.18,a după [1]) în comparație cu structura obținută într-o singură treaptă (standard) de îmbătrânire (figura 3.18,b, după [1]). În primul caz particulele tuturor separărilor sunt foarte fine, sunt uniform repartizate în tot volumul soluției solide  $\alpha$ , unele sunt atât de mici că este foarte greu să fie deosebite una de cealaltă în timp ce structura soluției solide  $\alpha$  în cazul figura 3.18b, posedă o cantitate mare de depuneri de particule ultradisperse de Si, și, de asemenea, particule separate de  $Si_1$  (elementar).

Rezistența maximă a aliajului ( $R_m=25,4\text{daN/mm}^2$ ) la o plasticitate suficient de ridicată ( $A=3,9\%$ ) se atinge în urma procesului de îmbătrânire la temperatura de 200°C. Creșterea în continuare a temperaturii chiar până la 260°C conduce la scăderea limitei de rezistență și a valorii rezistenței electrice specifice, dar în schimb crește plasticitatea. Schimbarea proprietăților mecanice ale aliajului ATSi9MgMn se datorează structurii lui foarte fine. Fotografiiile microscopiei electronice de soluție solidă  $\alpha$  au arătat că îmbătrânirea aliajului ATSi9MnMg la 220°C/30min asigură formarea în soluției solide  $\alpha$  a unei cantități maxime de ZGP îmbogățite cu Mg și Si. Structura soluției solide  $\alpha$  îmbătrânită la 300°C/5min, diferă puternic după caracterul, compoziția și cantitatea produselor descompunerii în structura fină a aliajului ATSi9MgMn se observă, împreună cu ZGP, o cantitate mare de particule de fază metastabilă.

Pentru determinarea duratei de menținere care să asigure o densitate maximă a ZGP în structura soluției solide  $\alpha$  a aliajului din sistemul Al-Si-Mg-Mn, s-a cercetat influența duratei de îmbătrânire la temperatura de 200°C pe 3 probe asupra proprietăților lui fizico-mecanice (figura 3.19), după răcirea în apă de 20°C.



Din analiza figurii 3.20 se vede clar că  $R_m$  prezintă un maxim la 30min de revenire după care aproape rămâne constantă cu creșterea timpului de îmbătrânire, în schimb valorile lui A (plasticitatea) scade continuu. Duritatea are o ușoară tendință de creștere și prezintă un maxim la timpul de menținere de 90min. Prin urmare creșterea timpului de menținere la revenire peste 60min nu influențează vizibil proprietățile mecanice. De semnalat că proprietățile mecanice ale aliajului ATSi9MgMn se schimbă în dependență directă de structura soluției solide  $\alpha$  pe care o posedă. Creșterea timpului de menținere la îmbătrânire de la 10 la 30min conduce la creșterea gradului de descompunere a soluției solide  $\alpha$ , ceea ce se răsfrânge asupra creșterii ZGP. O astfel de stare a structurii asigură cea mai mare tensionare a rețelei cristaline a soluției solide  $\alpha$  și, prin urmare a rezistenței mecanice superioară a aliajului ATSi9MgMn.

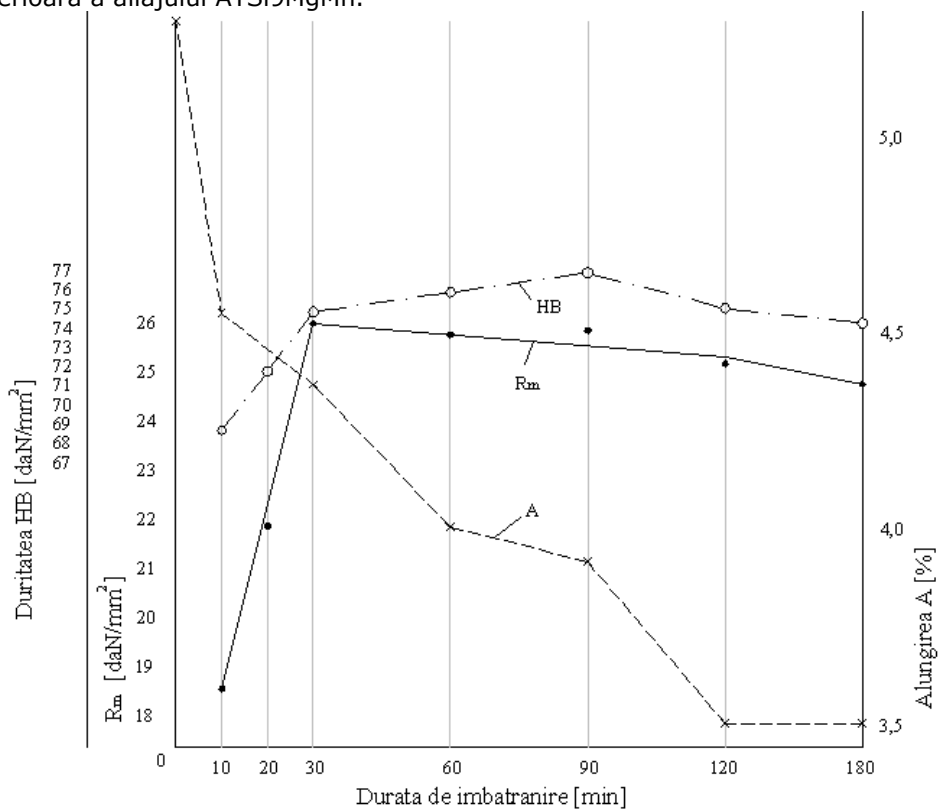


Fig. 3.20 Variația proprietăților mecanice (valori medii) ale aliajului ATSi9MgMn funcție de durata de îmbătrânire după călirea de la 535°C în apă rece

Din analiza structurilor și din datele figurilor 3.20 și 3.21, se poate spune că:

**1.** Rezistența aliajului ATSi9MgMn, îmbătrânit după regimului în două trepte, este condiționată de gradul înalt al densității ZGP, care posedă dimensiuni mai mari, lucru ce este caracteristic pentru ZGP2 (sau „fazei”  $\beta$ ).

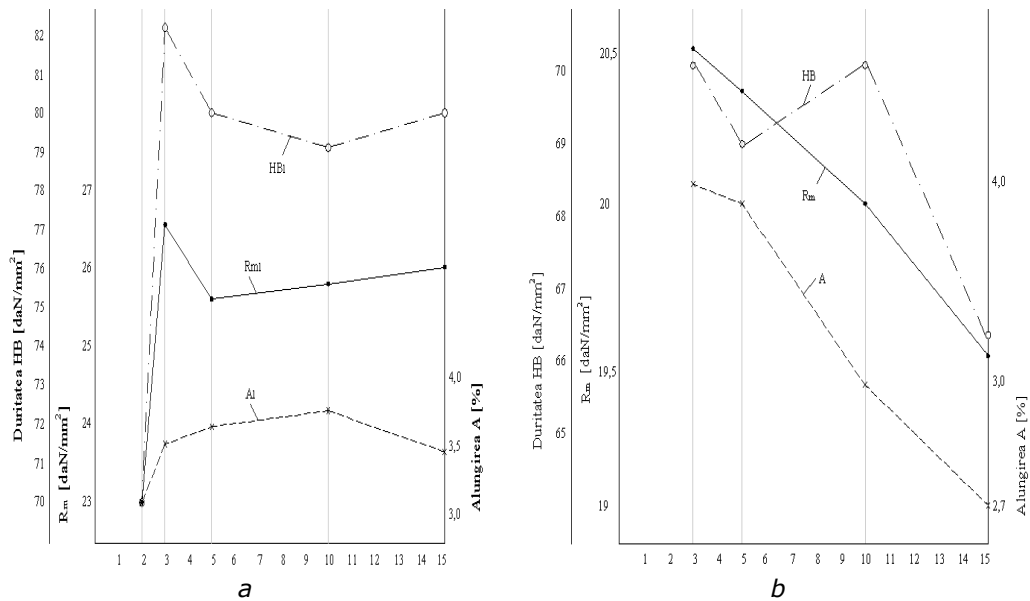


Fig. 3.21 Proprietățile mecanice (mediile a 3 probe) ale aliajului ATSi9MgMn în funcție de parametrii de îmbătrânire în 2 trepte (după călirea de la 535°C cu răcire în apă la 50°C), folosind în a doua treaptă temperatura de: a-175°C și b-260°C

2.Descompunerea soluției solide a în regimul de 2 trepte de îmbătrânire în condiția:

$$T_1(200^\circ\text{C}) > T_2(175^\circ\text{C}) \quad (3.8)$$

(în care:  $T_1$  și  $T_2$  sunt temperaturile de îmbătrânire), are loc în stadiul zonal. În acest caz în prima treaptă de îmbătrânire se formează o cantitate maximă ZGP1 și o cantitate nesemnificativă de ZGP2, fapt ce asigură o rezistență maximă aliajului ATSi9MgMn.

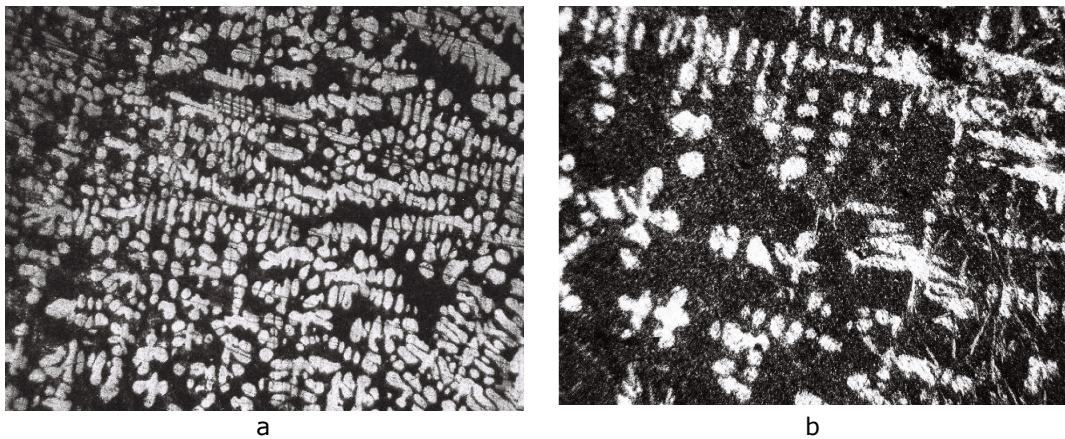


Fig. 3.22.1. Structura aliajului 1 ATSi9MgMn în stare turnată (200:1, atac MF 0,5%): a-nemodificat; b- modificat;

**3.** În cea de-a doua treaptă de îmbătrânire crește cantitatea ZGP2 cu formarea concomitentă a ZGP1. Separarea și coagularea particulelor de Si în soluției solide  $\alpha$  din aliajul ATSi9MgMn la temperatura de 175°C se desfășoară încet. Trebuie subliniat că particulele de fază metastabilă  $\beta'$  cât și particulele de Si pot să apară în urma transformării complexe a soluției solide  $\alpha$ , care constă în dizolvarea inversă a ZGP (formarea secundară a soluției solide  $\alpha$  suprasaturate) și separarea din aceasta din urmă, la temperaturi mai înalte, de particule de faze  $\beta'$  și Si.

**4.** Descompunerea soluția solidă  $\alpha$  suprasaturate a aliajului ATSi9MgMn în cazul îmbătrânirii după regimul standard (T5), din cauza menținerii îndelungate (8-12h) este însoțit de formarea în structura soluției solide  $\alpha$ , în afara ZGP, și a unei cantități mărite de particule de fază  $\beta'$  cât și de particule grosolane de Si. Prezența concomitentă în structura soluției solide  $\alpha$  a aliajului ATSi9MgMn a fazelor metastabile și stabile, poate să creeze o instabilitate a proprietăților din cauza diferiților coeficienți ai dilatării termice ale separărilor din matrice.

Microstructura aliajului ATSi9MgMn în stare turnată se redă în figura 3.22, după [1]

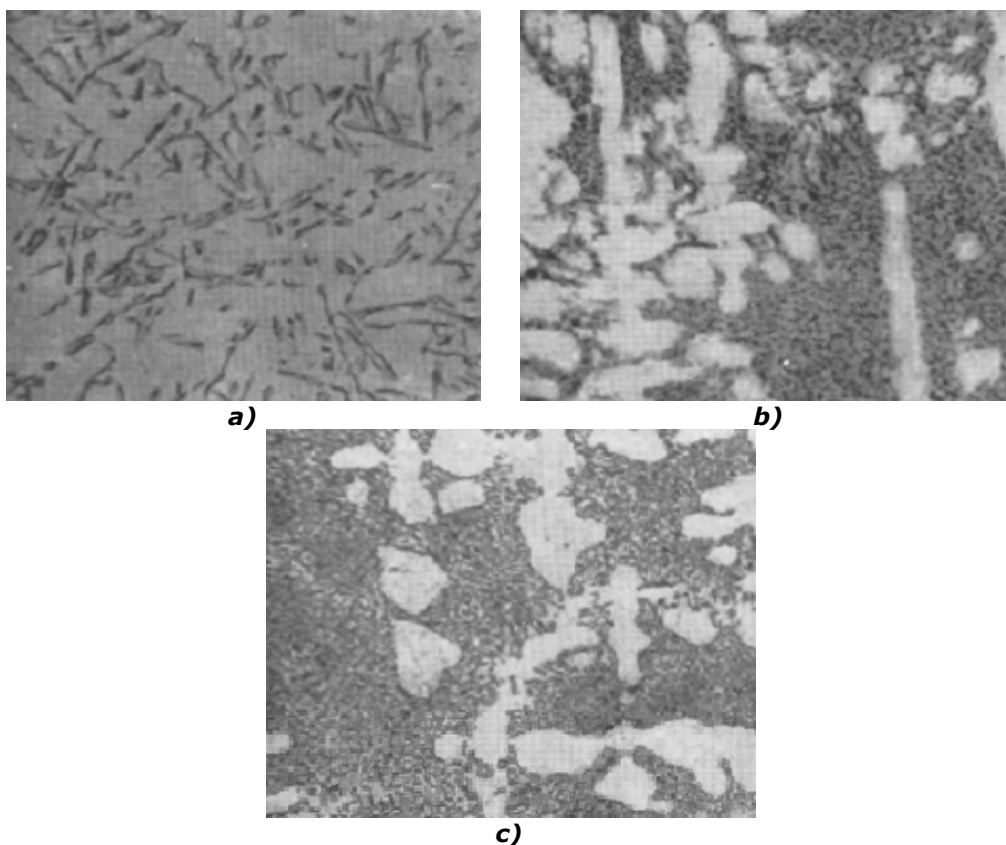


Fig. 3.22. Structura aliajului ATSi9MgMn în stare turnată (100:1, atac MF 0,5%): a- nemodificat; b- modificat; c- supramodificat

În ceea ce privește refractaritatea aliajului ATSi9MgMn la temperatura de 300°C, în funcție de stare și tensiune, se poate judeca după datele din figura 3.23.

Din această figură se vede clar că aliajul în stare nemodificată are o refractaritate mai înaltă față de starea modificată, în aceleași condiții de încercare. În ceea ce privește influența temperaturii asupra refractarității aliajului modificat se redau curbele din figura 3.24.

Refractaritatea aliajului ATSi9MgMn în stare TURNATĂ este mai ÎNALTĂ decât stările CĂLITĂ și REVENITĂ. În starea călită posedă cele mai slabe rezistențe mecanice în privința refractarității.

Analiza tuturor încercărilor reprezentate în figuri și diagrame, obținute în diferite condiții de încercări, permite a se trage concluzia, că pentru o funcționare îndelungată (peste 100h), aliajul ATSi9MgMn nu se poate folosi la temperaturi de peste 200°C.

În ceea ce privește modificările structurale ale aliajelor din sistemul Al-Si-Fe, Al-Si-Mn (figurile 3.25 - 3.27) cât și în ceea ce privește influența nefavorabilă a Fe asupra proprietăților aliajului ATSi9MgMn se poate judeca (aprecia) după microstructurile din figura 3.28. Forma de cristalizare a compușilor se schimbă în funcție de raporturile dintre Si, Mn și Fe.

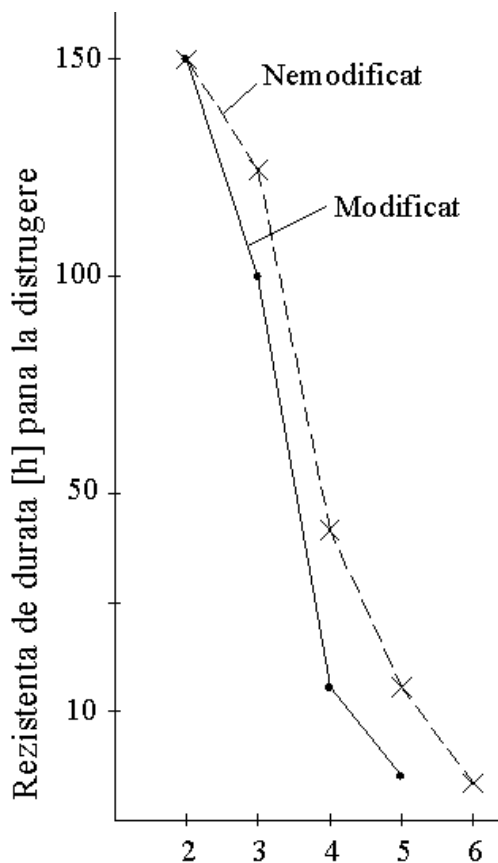


Fig. 3.23 Rezistența de durată a aliajului ATSi9MgMn la încercarea la 300°C (probe prelucrate termic după regimul  $T_6$ ) funcție de tensiunea de încercare

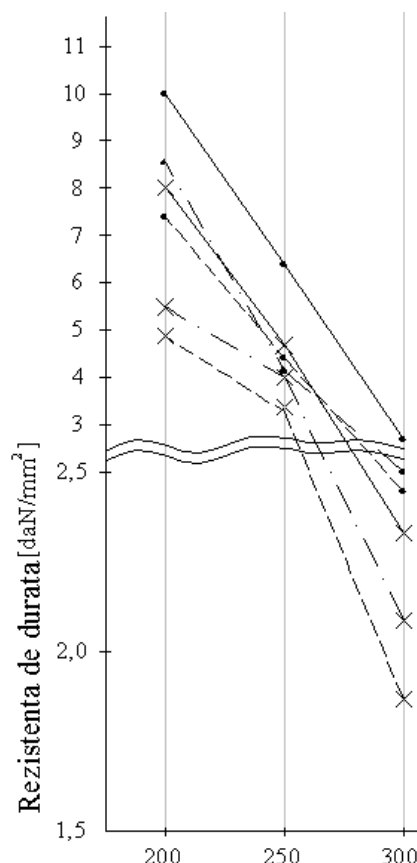


Fig. 3.24 Rezistența de durată a aliajului ATSi9MgMn funcție de stare și temperatura de încercare pe probe turnate separat

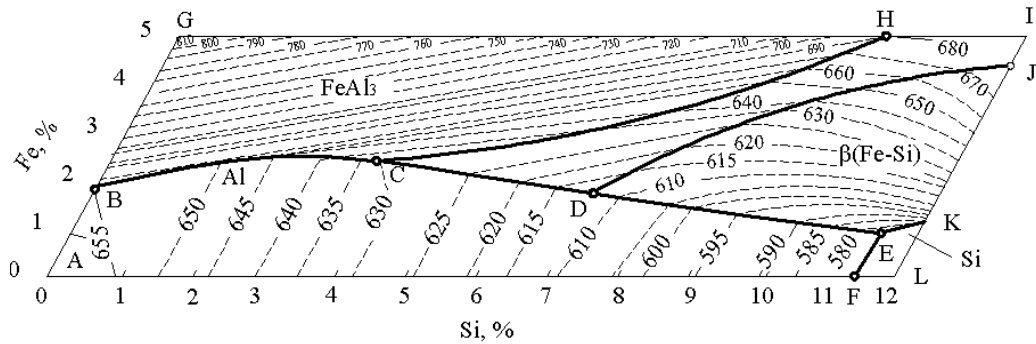


Fig. 3.25 Proiecția suprafeței lichidului sistemului Al-Si-Fe

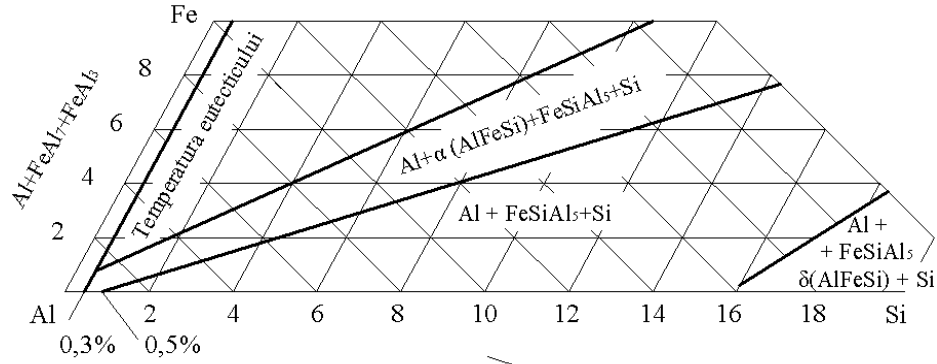
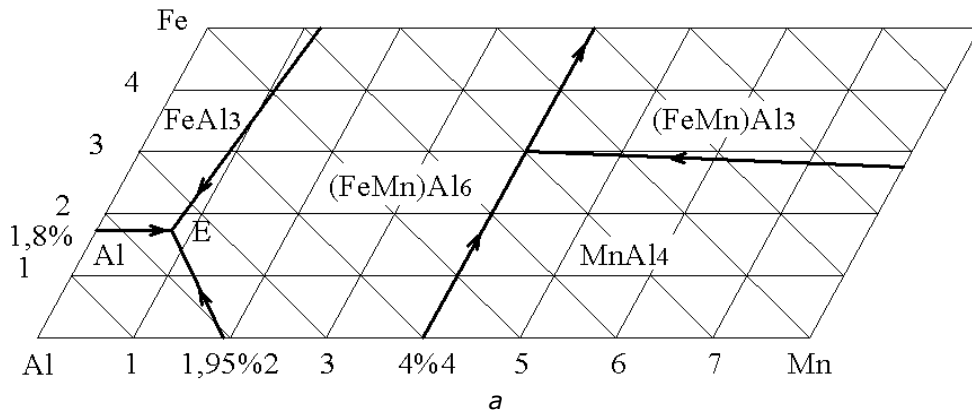


Fig. 3.26 Câmpurile fazice ale sistemului Al-Si-Fe în stare solidă.



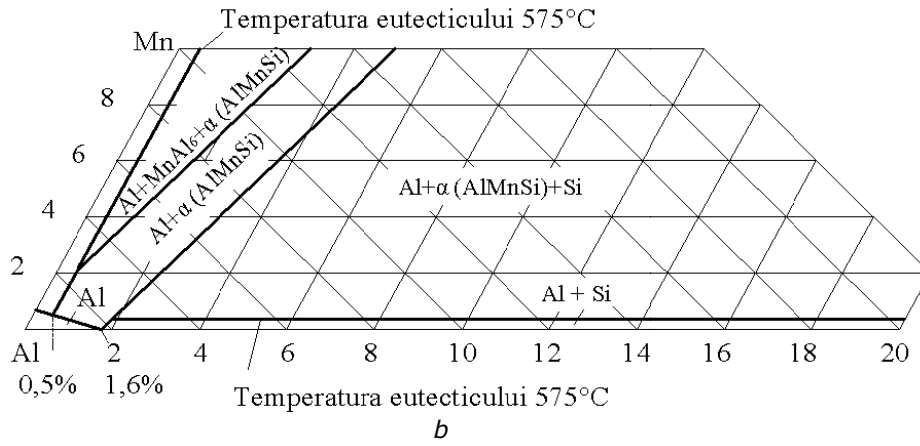


Fig. 3.27 Câmpurile fazice în stare solidă ale sistemelor: a-Al+Mn+Fe și b-Al+Mn+Si

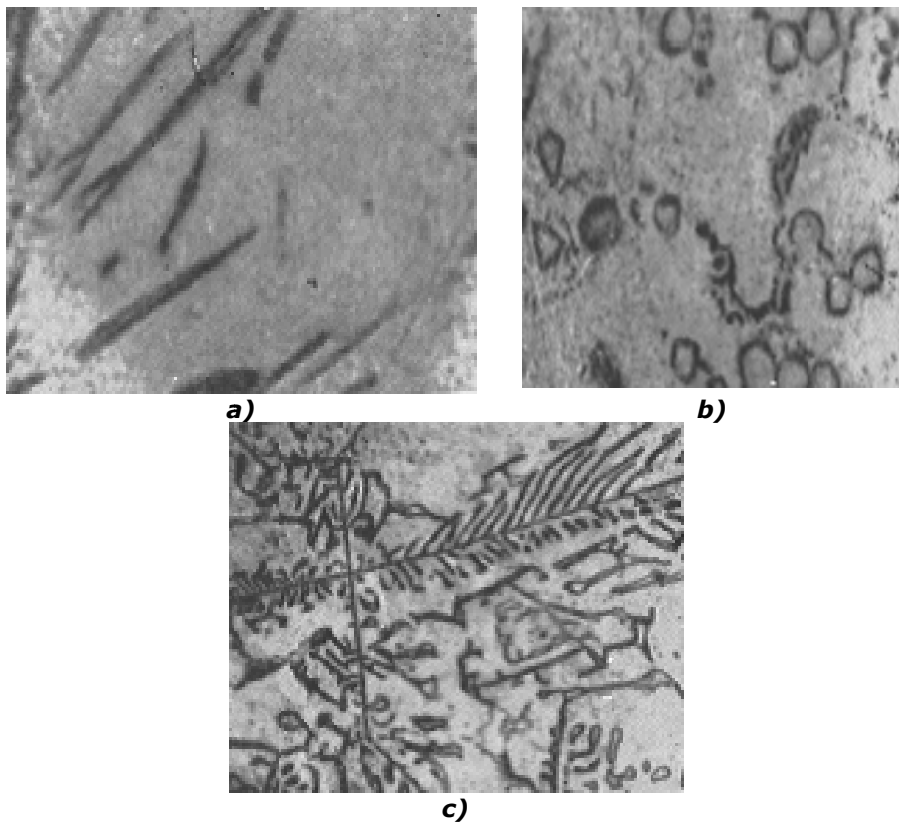


Fig. 3.28 Structura aliajului ATSi9MgMn cu conținut de:  
a- 2%Fe (500:1); b- 2%Fe+0,3%Be (100:1) și c- formă ramificată de cristalizare a fazei AlSiMnFe când aliajul conține 0,4%Fe.

La un conținut de Fe de 2%, în aliajul ATSi9MgMn apare compusul ternar  $Al_4Si_2Fe$ , care cristalizează în formă lamelară (vezi figura 3.28,a), în timp ce la adaosul de 0,38%Be se formează un cu totul alt compus (după toate probabilitățile  $Be_3FeSi$ ), care cristalizează în formă compactă (vezi figura 3.28,b, după [1]), lucru ce influențează favorabil creșterea proprietăților mecanice (în special cele plastice).

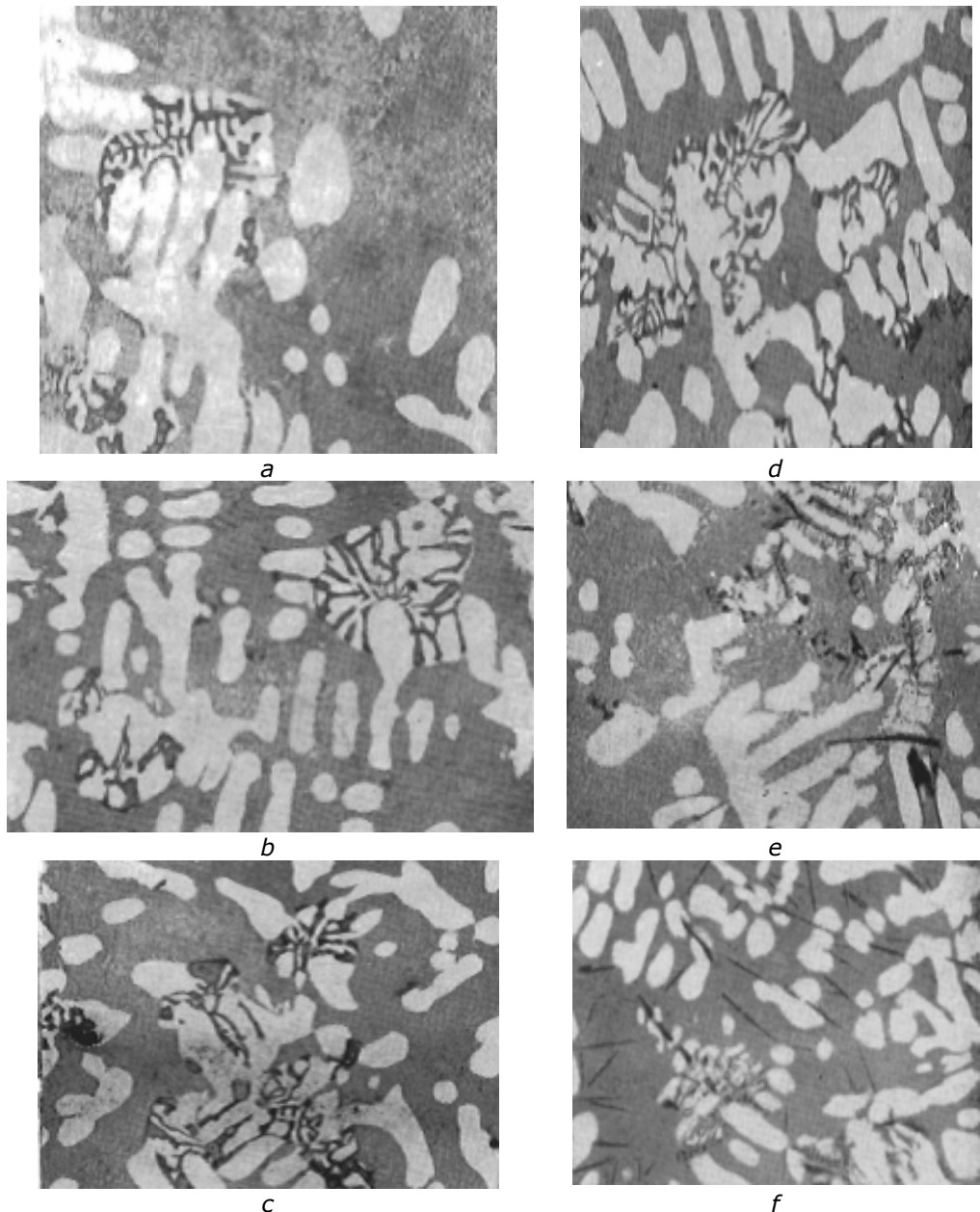


Fig. 3.29 Influența Fe asupra structurii aliajului ATSi10MgMn cu 0,4%Mn la mărirea de 500:1: a- 0,4%Fe; b- 0,6%Fe; c-0,7%Fe; d-0,8%Fe; e-1,0%Fe și f-1,3%Fe

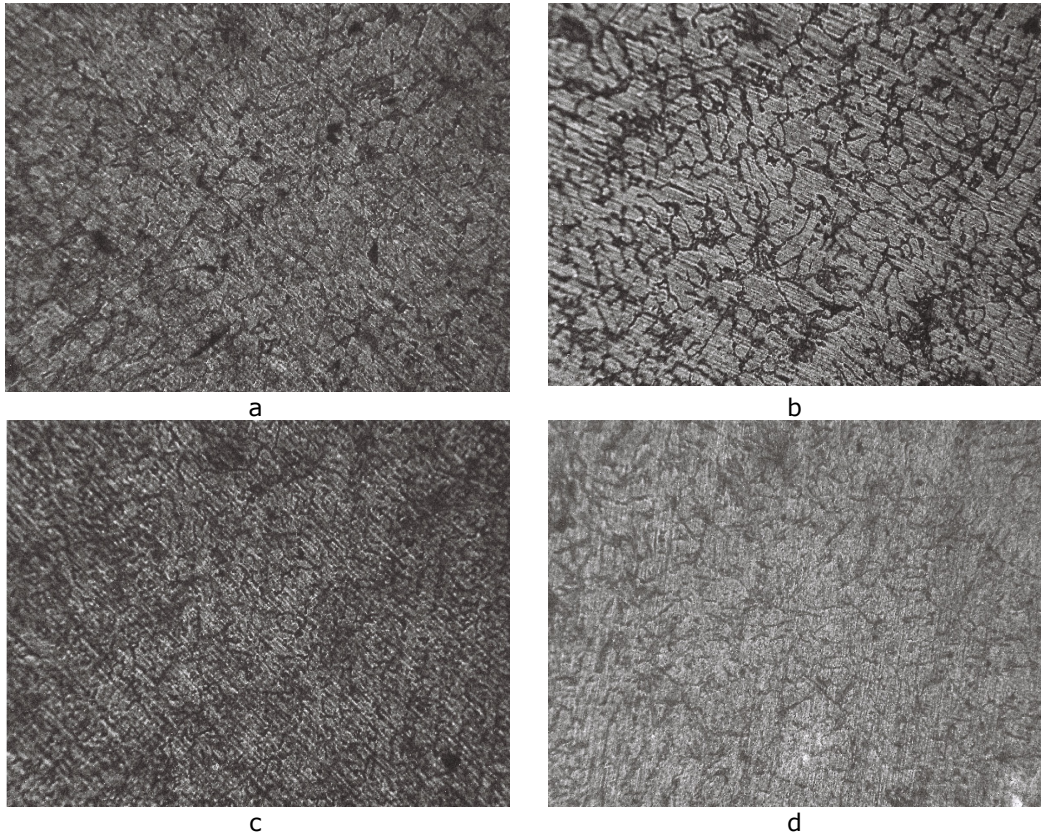


Figura 3.29.1 Structuri la  $m$  pentru aliajul în stare turnată, aliaj ATSi10MgMn la 200:1 pentru variația impurităților de Fe a- 0,4%Fe; b- 0,6%Fe; c-0,7%Fe; d-0,8%Fe

La un conținut de Mn și Fe din aliaj apare o fază nouă AlSiMnFe ce cristalizează în formă ramificată (figura 3.29, după [1]) 3.29.1 și 2.30 cu influențe benefice asupra proprietăților mecanice atât la rece cât și la cald.

### 3.4. Aliajele sistemului Al-Si-Zn-Mg

Dintre toate aliajele sistemului Al-Si-Zn-Mg cel mai bun și de aceea cel mai reprezentativ, s-a dovedit a fi aliajul ATSi7Zn10Mg, și întrucât conține 6-8%Si, posedă proprietăți de turnare asemănătoare aliajului ATSi7Mg, figura 3.29.2. Adică, posedă o înaltă fluiditate, o mică contracție liniară, este predispus la formarea porozității gazoase și la turnarea pieselor ce necesită operația de modificare [2]. La conținutul de Zn la limita superioară (12%), aliajul posedă proprietăți maxime de rezistență, iar la conținuturi scăzute (7%Zn) posedă o rezistență medie dar o plasticitate ridicată. Deși în aliaj Mg=0,1-0,3% este în cantitate redusă, influența lui asupra proprietăților mecanice este omologă cu cea a Zn.

Proprietatea principală a aliajului ATSi7Zn10Mg este capacitatea lui de autocălire, fapt ce-i conferă o rezistență înaltă în stare turnată (fără tratament termic). De aceea se poate folosi fără tratament termic special pentru întărire (creșterea rezistenței mecanice). Rezistența înaltă este asigurată de solubilitatea



ridicată a Zn în soluția solidă  $\alpha$  de aluminiu. Din cauza înaltei densități ( $2,91-3,1\text{g/cm}^3$ ) acest aliaj nu a găsit o largă utilizare în industria aviatică. Însă, în industria curentă din cele mai variate ramuri are o largă utilizare.

Zincul cu Al și Si nu formează compuși nici binari, nici ternari. Ambele elemente de aliere (Zn și Si) în structura aliajului sunt prezente sub formă de particule elementare. Mg și Si formează compusul  $\text{Mg}_2\text{Si}$  cunoscut deja. Acest compus se comportă ca o fază întăritoare. Întrucât Zn, Mg și Si posedă un înalt coeficient de difuzie, reiese că indicii de refractaritate ai aliajului ATSi7Zn10Mg nu pot fi mari, de aceea nu se folosește la piesele turnate ce lucrează la temperaturi ridicate.

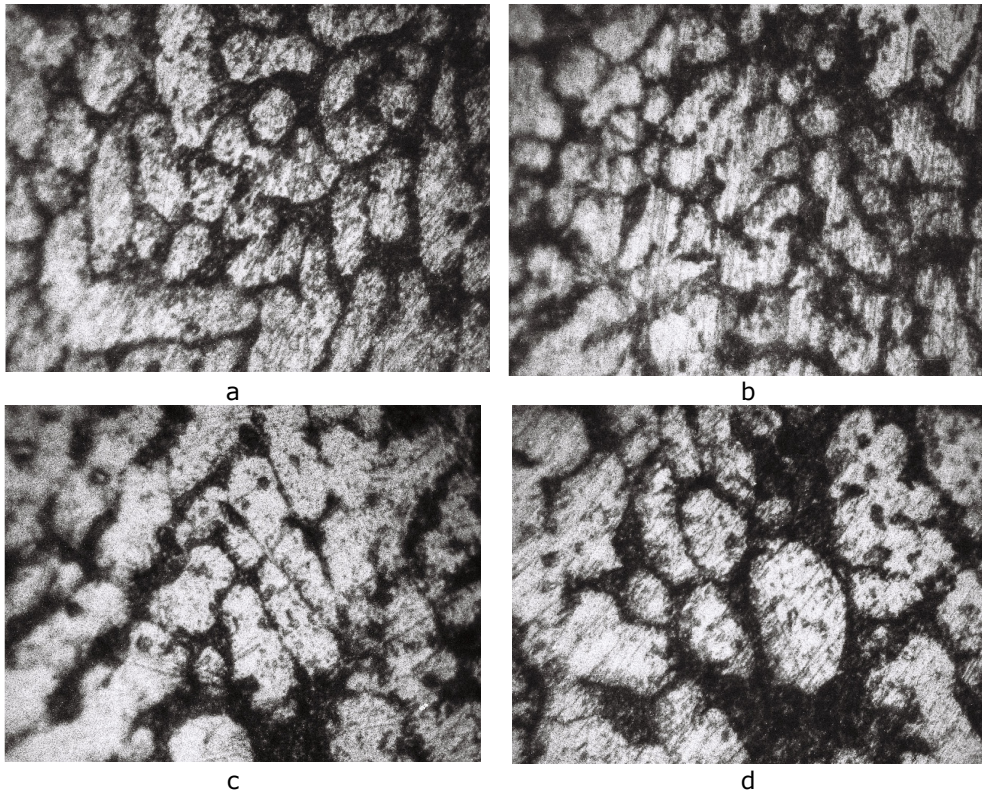


Figura 3.29.2 Structuri la  $m$  pentru aliajul în stare turnată, aliaj ATSi7Zn10Mg la 200:1 a- netrat termic; b- tratat termic ; la 250:1 c- netrat termic; d- tratat termic ;

### 3.5. Refractaritatea aliajelor de aluminiu turnate de tipul siluminurilor cuprifere

La aliajele siluminurilor cuprifere aparțin 3 grupe de aliaje:

- 1- aliaje ternare, folosite în construcția de agregate (ATSi4Cu3, ATSi7Cu4 etc);
- 2- aliaje multicomponente (polinare) pentru diferite destinații (corpuri de pompe, chiulase pentru motoare termice răcite cu aer, cartere de automobile ș.a. (ATSi5Cu3MgMn, ATSi9Cu2MgB, ATSi5CuMg, ATSi9Cu3MgBTi, ATSi5Cu7MnFe etc.)
- 3- aliaje pentru pistoane destinate în principal pentru turnarea pistoanelor de automobile și tractoare (ATSi12Cu2MgNi, ATSi21Cu2MgNi etc.).

### 3.5.1 Aliajele ternare ale sistemului Al-Si-Cu

Aceste aliaje posedă proprietăți de turnare bune (o înaltă fluiditate, contracție liniară redusă, o înaltă ermeticitate, o bună rezistență la formarea crăpăturilor (fisurilor) de turnare la cald.

Compozițiile chimice cele mai frecvente sunt pentru ATSi5Cu2 (4,5-6,0%Si + 2-3%Cu) și pentru ATSi7Cu4 (6,75-7,25%Si + 3,8-4,2%Cu). Aceste aliaje admit ca impuritate Fe: 1,1-1,6% în primul caz și 0,25-0,5% în cel de-al doilea caz. Conținutul redus în cazul turnării în forme amestec de turnare, iar cel mai ridicat la turnarea în cochilă sau sub presiune. Deci cu creșterea  $v_r$  la turnare se poate admite o cantitate de Fe mai ridicată. Proprietățile mecanice ale aliajelor respective sunt redată în figura 3.30

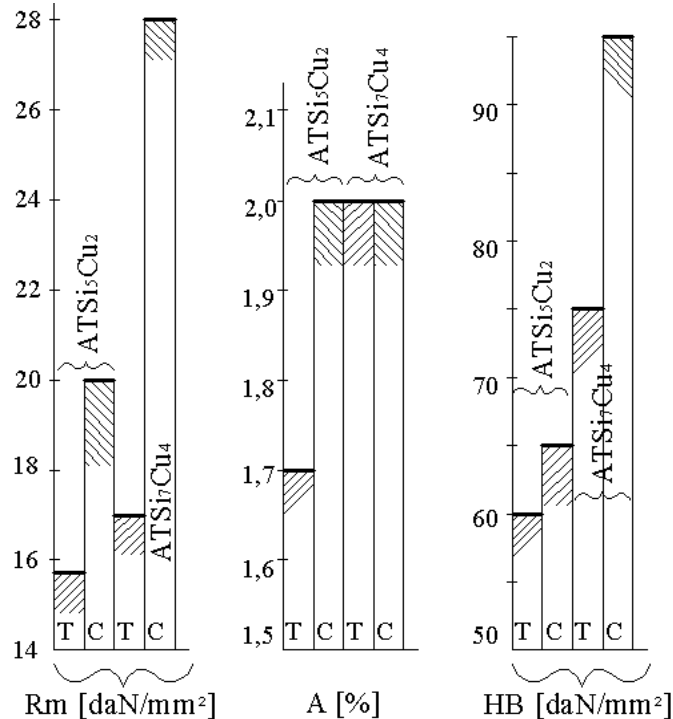


Fig. 3.30 Proprietățile mecanice ale celor două aliaje determinate pe probe turnate separat în AFT

▨ -stare turnată, ▩ -stare călită

Precizăm că soluția solidă  $\alpha$  a acestor aliaje este săracă în Cu. Aliajul ATSi7Cu4, posedă înalte proprietăți mecanice (la conținuturi medii de elemente de aliere), proprietăți ce se reduc ( $R_m$  și A) pe măsura creșterii la limita superioară a conținuturilor de Si și Fe. Acest fapt se poate explica prin aceea că, după datele din figurile 3.31 și 3.32, în sistemul Al-Si-Cu, cuprul până la 5% se poate afla (funcție de mulți factori precum  $v_r$  la cristalizare, tratamentul termic aplicat și condițiile variabile în care se aplică, temperaturi, viteze etc.) în soluția solidă  $\alpha$ , prin urmare, după călire și îmbătrânire aliajul ATSi7Cu4 se va întări puternic [2]

Dacă însă în acest caz cantitatea de Si se va găsi în aliaj la limita superioară, atunci structura lui grosieră se va reduce puternic efectul de tratament termic (călire de punere în soluție și îmbătrânire). De aceea pentru obținerea de proprietăți mecanice mai înalte, cantitățile de Cu și Fe trebuie să se găsească în aliaj la limita inferioară, iar cantitatea de Cu la cea superioară (Si < 7%, Fe < 0,25% și Cu > 4,2%).

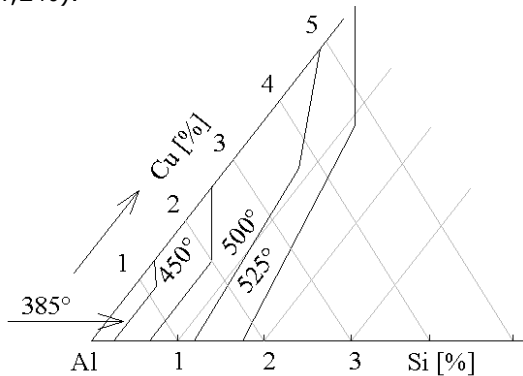


Fig. 3.31 Solubilitatea Si și Cu în Al solid

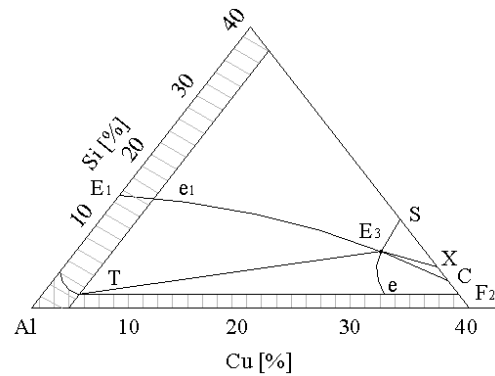


Fig. 3.32 Unghiul aluminului din diagrama de stare Al-Si-Cu

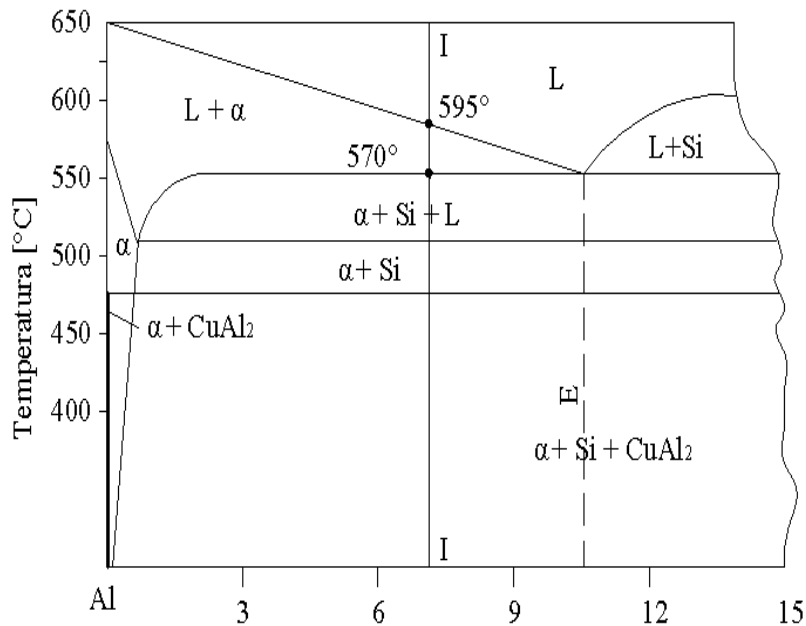


Fig. 3.33 Secțiune verticală din diagrama ternară Al-Si-Cu (conținut Cu = 4%)

Compoziția chimică și componența fizică a aliajelor ATSi5Cu2,5 și ATSi7Cu4 sunt foarte apropiate, de aceea și indicii de refractaritate nu pot să se deosebească esențial. Diferențele de refractaritate ce există între aceste două aliaje se pot explica prin cantitatea, forma și repartitia particulelor de Si, cât și prin gradul de

suprasaturare a soluției solide  $\alpha$ . În figura 3.33 se redă secțiunea verticală a sistemului Al-Si-Cu în cazul conținutului de Cu = 4%. În această secțiune aliajul ATSi7Cu4 se redă prin ordonata I=I, din care se vede că aliajul începe să cristalizeze (la  $T = \text{constant}$ ) la aproximativ 595°C cu separarea de cristale primare ale soluției solide  $\alpha$  preeutectic de Cu și Si în Al. La temperatura de ~570°C are loc cristalizarea eutecticului binar ( $E = \alpha_E + Si_E$ ).

Cristalizarea acestui aliaj în condiții în afară de echilibru la turnare (în special în forme metalice – cochile sau sub presiune) se termină la 525°C, adică la temperatura de formare a euteticului ternar ( $E_1 = \alpha_E + Si_E + CuAl_{2E}$ ).

Corespunzător secțiunii verticale din sistemul Al-Si-Cu (figura 3.33), aliajul ATSi7Cu4 se poate întări într-un grad suficient prin tratament termic. La călire apare soluției solide  $\alpha$  suprasaturată de Cu și Si în Al, lucru ce la îmbătrânire conduce la formarea unei structuri eterogene de soluției solide  $\alpha$ , care condiționează obținerea unei rezistențe înalte a aliajelor turnate în cochilă (răcite rapid la solidificare [2]). Rezistența probelor identice dar turnate în FAF obține rezultate cu 20% mai reduse.

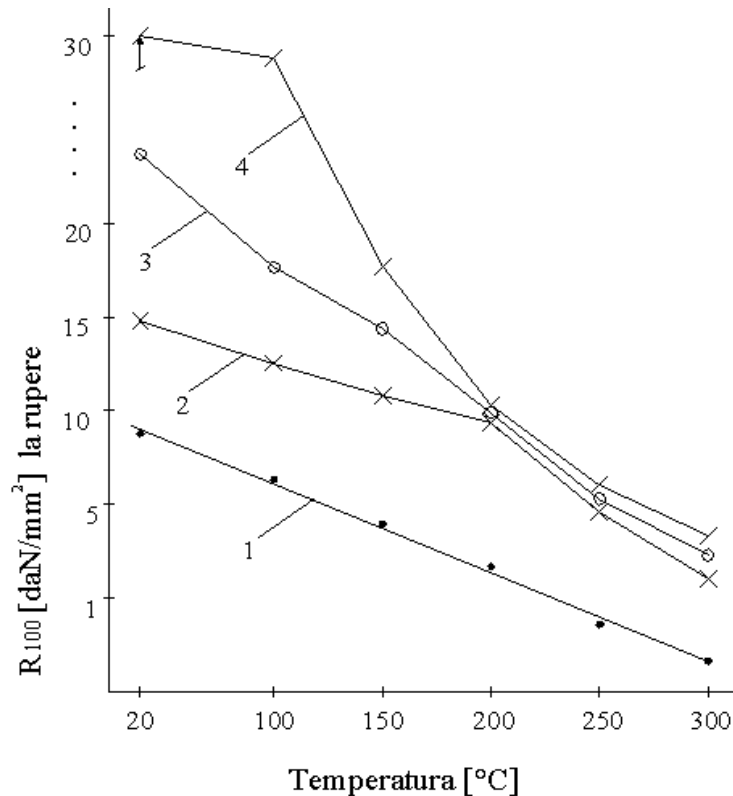


Fig. 3.34 Rezistența de durată la 100h funcție de compoziția chimică, temperatură și starea aliajelor 1- ATSi5 (fără Cu stare turnată); 2- ATSi5Cu2,5 (turnat); 3- ATSi5Cu2,5 (prelucrat după regimul  $T_6$ ) și 4- ATSi7Cu4 (de asemenea prelucrat  $T_6$ )

Figurile 3.33 și 3.34 arată că aliajul ATSi5Cu2,5 cristalizează practic ca și aliajul ATSi7Cu4, deci regimurile de călire și îmbătrânire ce se aplică aliajului ATSi7Cu4 se pot aplica și aliajului ATSi5Cu2,5. Diferența constă doar în temperatura mai ridicată (620°C) a începutului de cristalizare a aliajului ATSi5Cu2,5. Totuși rezistența

aliajului ATSi5Cu2,5 în stările călit + revenit va fi mai scăzută, întrucât gradul de suprasaturație a soluției solide  $\alpha$  pe care o posedă el este mai mic, deci și rețeaua cristalină a matricei lui este mai puțin tensionată, față de aliajul ATSi7Cu4. Rolul Cu în creșterea refractarității se vede din figurile 3.34 – 3.36.

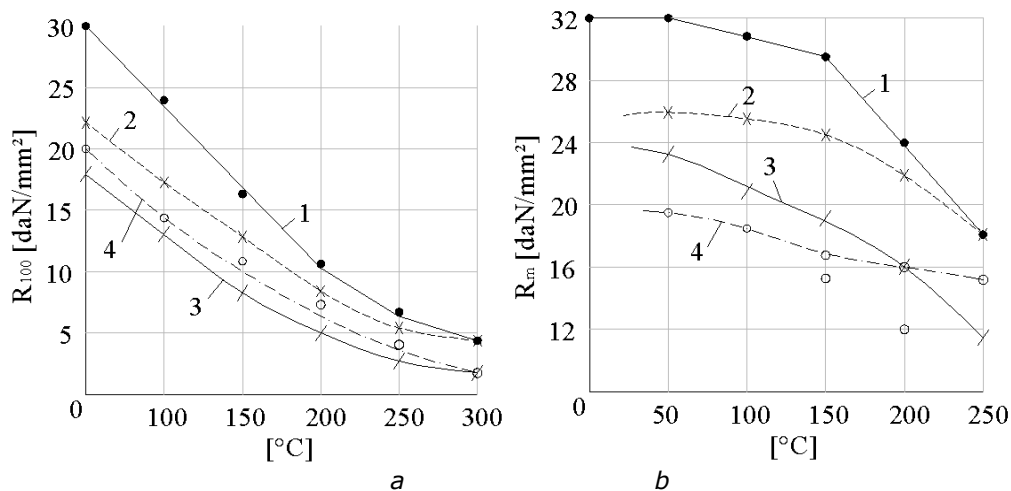


Fig. 3.35 Dependenta rezistenței de durată (100h) – a  $R_{100}$  și b  $R_m$  –a diferitelor aliaje: 1- ATSi7Cu4; 2-ATSi5CuMg; 3- ATCu5MnTi; și 4- ATSi10MgMn

În figura 3.36 se dau proprietățile mecanice obținute la 20°C pe probe turnate în cochilă, a diferitelor aliaje de tipul (grupa) Al-Si-Cu, după ce au fost menținute (omogenizate) timp de 100 și 500h la diferite temperaturi.

Pe baza acestor date se pot trage câteva concluzii importante:

- toate aliajele la menținerea la temperatura de omogenizare de 100h își pierd substanțial rezistența mecanică și o pierd aproape total la 300°C;
- odată cu creșterea temperaturii, aliajele de tip siluminiu ce nu conțin Cu (ATSi10MgMn, ATSi7Mg) își pierd rezistența mecanică mult mai repede față de aliajele care conțin și Cu (ATSi5CuMg, ATSi7Cu4). Analizele datelor prezentate în figura 3.36 permite să se tragă o altă concluzie;
- aliajele de tip siluminiu care nu conțin și Cu nu trebuie să fie folosite pentru piese turnate care lucrează timp îndelungat (sub tensiune) la temperaturi mai sus de 200°C, iar aliajele ce conțin și Cu nu mai sus de temperatura de 250°C.
- refractaritatea aliajelor cuartenare de forma ATSi5CuMg (și chiar mai complexe) este mai înaltă. În acest caz trebuie însă subliniat că refractaritatea aliajului ATSi5CuMg, cât și rezistența la temperatura camerei, depinde foarte mult de conținutul elementelor de aliere, în special de conținutul incluziunilor de Fe.
- fierul conduce la creșterea refractarității, însă reduce catastrofal plasticitatea.
- la temperatura de menținere de 150°C atât la timpul de 100h cât și de 500h, toate aliajele, au prezentat valori ale  $R_m > 28\text{daN/mm}^2$ , ceva mai ridicate în cazul aliajului 4- ATSi7Cu4

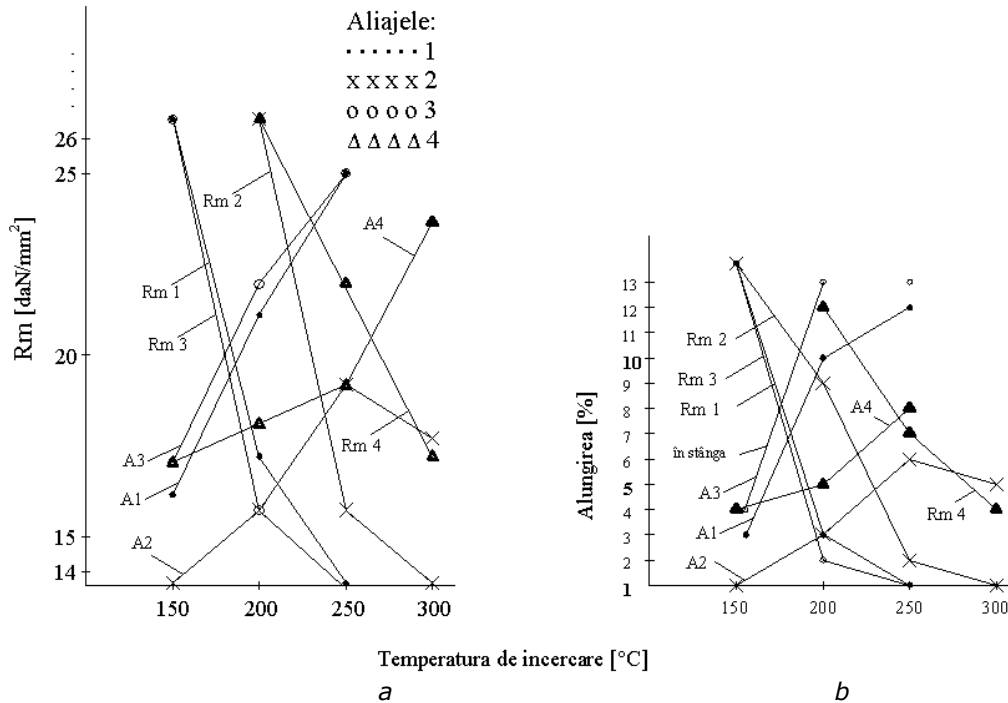


Fig. 3.36 Proprietățile mecanice la 20°C în funcție de starea și temperatura de incercare: a- după menținerea aliajelor la 100h; b- după menținerea aliajelor după 500h- 1- ATSi7Cu4; 2-ATSi5CuMg; 3- ATCu5MnTi; și 4- ATSi10MgMn

### 3.5.2 Aliajele pluricomponente pe baza sistemului Al-Si-Cu

Aliajele pluricomponente pe baza sistemului Al-Si-Cu aparțin siluminurilor cuprifere de înaltă rezistență și sunt aliaje multifazice. În această grupă de aliaje intră aliajele: ATSi5Cu2MgMn, ATSi5CuMg, ATSi9Cu2MgB, ATSi7MgBe, ATSi9Cu3MgBTi ș.a.

Din cauza conținutului ridicat al incluziunilor dăunătoare de Fe (pentru turnarea în FAFT (forme amestec de formare temporale) 0,6%, la turnarea în cochilă 1,0% și la turnarea sub presiune 1,5%), nivelul caracteristicilor de rezistență la primele două aliaje este redus. Dacă însă conținutul de Fe se limitează la 0,2%, atunci aliajele ATSi5Cu2MgMn și ATSi5CuMg pot avea  $R_m=30\text{daN/m}^2$  la o  $A >3\%$ . Compoziția chimică a acestor două aliaje, se redă în tabelul 3.3

**Tabelul 3.3 Componentii [%] aliajelor de tip siluminu**

Aliajul	Si	Cu	Mg	Mn
ATSi5Cu2MgMn	4,5 - 5,5	1,5 - 2,4	0,3 - 0,6	0,6 - 0,9
ATSi5CuMg	4,5 - 5,5	1,0 - 1,5	0,35 - 0,6	-

Ambele aliaje posedă relativ bune proprietăți de turnare [68], [2], dar cedează puțin față de aliajele ATSi10MgMn; ATSi7Mg. În același timp trebuie să subliniem că aliajele ATSi5Cu2MgMn și ATSi5CuMg sunt mai puțin înclinate spre saturație de gaze

și la formarea porozităților gazoase în piesele turnate. Aliajul ATSi5CuMg se folosește cu precădere pentru turnarea chiulaselor motoarelor cu ardere internă cu răcire cu aer, iar aliajul ATSi5Cu2MgMn pentru piese turnate complexe (aripioare, corpuri de aparatură și instalații și alte piese de aer condiționat). Ambele aliaje se folosesc pentru piese turnate, care lucrează, în principal, o durată lungă la temperaturi ridicate. În aceste condiții de lucru față de piesele turnate se cere:

- păstrarea dimensiunilor în procesul lung în exploatare;
- o bună prelucrabilitate prin așchiere;
- o rezistență suficientă, în special duritate

Acestor cerințe în cel mai mare grad (cea mai mare măsură) răspunde aliajul ATSi5Cu2MgMn. În schimb aliajul ATSi5CuMg îl depășește puțin în privința proprietăților de turnare.

S-a dovedit că aliajul ATSi5CuMg obține efectul maxim de întărire după tratamentele termice la un conținut de Mg=0,6%. Însă trebuie spus că în acest caz scade mult plasticitatea comparativ cu cea a aliajelor ce conțin numai (doar) Mg=0,4 - 0,5%. De aceea, conținutul de Mg trebuie să fie sub 0,5%.

În vederea creșterii refractorității a acestui aliaj conținutul de Cu trebuie mărit la 2,5% iar cel al Mn până la 0,8%. Așa a apărut noul aliaj ATSi5CuMgMn care posedă o refractoritate cu 10% mai mare față de aliajul ATSi5CuMg.

În aliajul ATSi5CuMg se găsește totdeauna Fe, care împreună cu Al și Cu formează practic faza insolubilă (nedizolvabilă)  $N(Al_7Cu_2Fe)$ . Faza  $Al_7Cu_2Fe$  are rețea cristalină tetragonală cu parametrii cristalini  $a_1=6,32$  și  $a_3=14,78\text{Å}$ . Cristalizează sub formă de lamele sau solzi.

Introducerea Mg în aliajul ATSi5CuMg, care conține Cu și Si, schimbă foarte puternic compoziția fazică cât și proprietățile lui mecanice, în mod deosebit refractoritatea. La conținutul în raport Mg/Si = 1:1,73 apare faza  $Mg_2Si$ . Dacă acest raport este sub 1,08, în aliajele de tip ATSi5MgCu apare faza  $W(Al_xMg_5Si_4Cu_4)$  care participă la întărirea aliajelor. În cazul când Cu este în surplus în structura aliajului apare și faza  $CuAl_2$ .

Structura aliajului de compoziție tipică, după răcirea în echilibru (foarte lentă aproape de  $v_{cr}=0$ ) conține următoarele faze: soluția solidă  $\alpha$ , Si,  $W(Al_xMg_5Si_4Cu_4)$  și încă una din cele două faze  $Mg_2Si$  sau  $CuAl_2$ , lucru ce se determină (este determinat) de raportul cantităților de Cu și Mg. Rolul principal în privința întăririi aliajelor ATSi5CuMg și ATSi5Cu2MgMn după tratament termic de durificare prin precipitare îl joacă fazele  $CuAl_2$  și  $Mg_2Si$ , în timp ce refractoritatea acestor aliaje depinde, în principal, de prezența în structura lor a fazelor  $Al_7Cu_2Fe$  și  $W(Al_xMg_5Si_4Cu_4)$ .

Când în aliajul ATSi5CuMg conținutul de Fe este ridicat, atunci în locul fazei  $W(Al_xMg_5Si_4Cu_4)$  se poate forma faza  $AlCuSiFe$  de compoziție chimică variabilă (deci există ca bertolide). Ambele faze sunt ușor de decelat în structură atât după forma de cristalizare cât și după capacitatea de atac chimic a probelor metalografice.

Gradul de eficiență al adaosului de Mg în aliajele de tip siluminiu (în scopul creșterii rezistenței mecanice și păstrarea unei plasticități satisfăcătoare) depinde de cantitatea absolută de conținutul lor în Si. Cel mai favorabil este adaosul de 0,35-0,6%Mg în aliajul ATSi5CuMg; 0,25-0,4% în aliajul ATSi7Mg și 0,17-0,3%Mg în aliajele de tipul ATSi10MnMg.

**Observație:** De reținut că toate aliajele de tip SILUMINIU, la conținut MINIM de MAGNEZIU posedă o înaltă PLASTICITATE, la reducere minimă a limitei de rezistență mecanică și de curgere iar la un conținut CRESCUT de MAGNEZIU are loc fenomenul INVERS - rezistența crește sesizabil iar plasticitatea scade. Astfel de acțiune a Mg asupra proprietăților mecanice ale aliajelor de tip siluminiu este

necesar să fie învederată (să se aibă în vedere) atunci când sunt necesare anumite proprietăți mecanice.

Din aspectul curbelor de variație a rezistenței de lungă durată (figura 3.37) a aliajului ATSi5CuMg la temperatura de 300°C, funcție de starea aliajului și tensiunea de încercare reiese că:

- a) refractaritatea aliajului este maximă în starea turnată (a)
- b) refractaritatea aliajului este minimă în starea stabilizată (c)
- c) refractaritate în stare tratată termic (regim  $T_6$ ) obține o poziție intermediară (b)

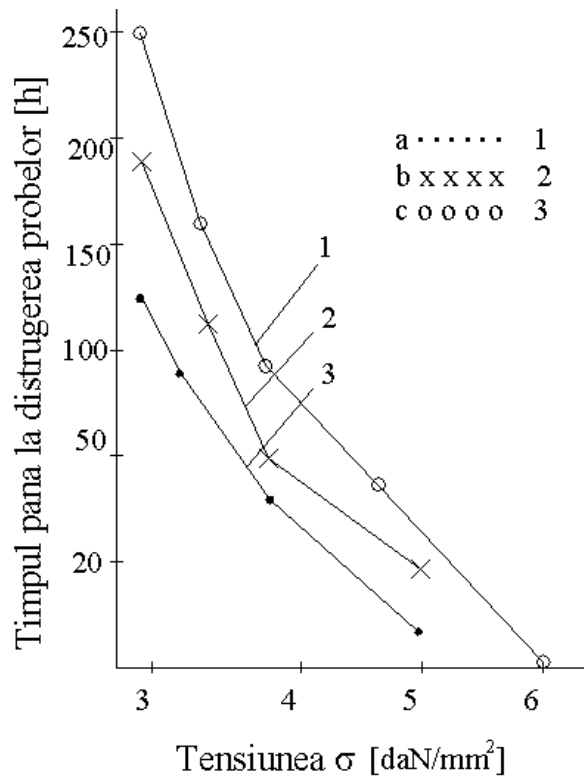


Fig. 3.37 Rezistența de durată determinată pe probe turnate în FAT, a aliajului ATSi5CuMg la temperatura de 300°C funcție de stare și tensiunea de încercare  $\sigma$ : 1- turnată; 2- tratată termic după  $T_6$ ; 3- tratată termic după  $T_6 + 100h$  de stabilizare la 300°C înainte de  $T_6$

Cauzele care determină acest comportament pot fi explicate prin aceea că: în stare turnată limitele de separație ale grăunților soluției solide  $\alpha$  sunt mult mai întărite (consolidate) față de starea prelucrată termic (și în principal în starea stabilizată). Acest lucru arată că în structura aliajului în stare turnată, particulele fazelor secundare formează o carcasă și prin aceasta se frânează procesele de difuzie și mișcarea dislocațiilor, timp în care la încălzirea pentru călire această carcasa se distruge (figura 3.38), adică se dizolvă în soluția solidă  $\alpha$  soluție care devine omogenă (la încălzirea pentru călire) și se menține forțat după răcirea în apă rece, la temperatura ambiantă un timp oarecare. Să remarcăm și faptul că soluția solidă  $\alpha$  în stare turnată este neomogenă (conține faze secundare repartizate



neuniform în grăuntele cristalin al soluției solide a), în timp ce aceste faze au dispărut după călire pentru că s-au dizolvat adică soluția solidă a devenită omogenă.

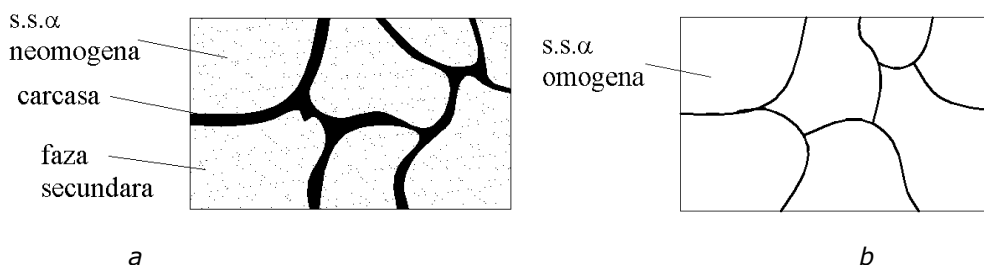


Fig. 3.38 Structura aliajului ATSi5CuMg în stările: a- turnată; b- călită

De subliniat că în procesul de stabilizare microeterogenitatea structurii soluției solide  $\alpha$  (în interiorul grăunților) dispăre în cea mai mare măsură (soluția solidă  $\alpha$  devine omogenă). Acest fapt constituie o cauză suplimentară de reducere a refractarității aliajului ATSi5CuMg.

**Observație:** La stabilirea compoziției chimice „optime” a aliajului ATSi5Cu2MgMn (elaborat pe baza aliajului ATSi5CuMg) s-a ținut cont de cerințele principale ale industriei:

**a)** noul aliaj trebuie să posede suficient de bune proprietăți de turnare pentru a înlocui un alt aliaj des folosit în turnătorie ATCu4MgNi2 (Y), dar netehnologic, destinat turnării capetelor (chiulaselor) cilindrilor motoarelor termice răcite cu aer .

**b)** refractaritatea noului aliaj trebuie să fie mai ridicată decât refractaritatea aliajului ATSi5CuMg.

**Concluzie:** Aceste piese turnate, în cochilă considerate complexe, ne indică faptul că aliajul posedă bune proprietăți de turnare, adică este tehnologic.

Din cele enunțate până în prezent se pot trage următoarele concluzii în ceea ce privește refractaritatea. Refractaritate înaltă pot avea acele aliaje de turnătorie cu bază de aluminiu în a căror structură:

**1.** în primul rând, există o soluție solidă  $\alpha$  aliată complex cu elemente de aliere cu un coeficient de difuzie în Al de valoare redusă, dar care să nu formeze o rețea cristalină puternic tensionată a matricei (a bazei aliajului).

**2.** în cel de-al doilea rând, limitele de separație ale grăunților soluției solide  $\alpha$  să fie bine blocate de către faze stabile, care cristalizează în formă ramificată;

**3.** în cel de-al treilea rând, în interiorul grăunților de soluție solidă  $\alpha$  să fie o mare cantitate (o mare densitate) de particule ultradisperse stabile de faze secundare, care să împiedice bine (puternic) mișcarea dislocațiilor la temperaturile de lucru ale pieselor turnate. Din această cauză ALIEREA aliajelor binare de tip SILUMINIU cu MAGNEZIU, care nu formează combinații ternare cu aluminiu și siliciu, și de asemenea nu creează o microeterogenitate în interiorul grăunților soluției solide  $\alpha$ , NU poate asigura aliajelor de tip siluminiiu o înaltă REFRACTARITATE.

### 3.5.3. Aliajul ATSi9Cu2MgB

Unul dintre cele mai bune aliaje pentru turnare cu largă răspândire în industrie, este aliajul ATSi10MgMn. Dar, acest aliaj nu corespunde cerințelor moderne ale constructorilor și tehnologilor nici în legătură cu rezistența de lungă durată la temperatura de 200°C, nici din punct de vedere în cazul folosirii lui la turnarea

pieselor de forma corpurilor de pompe, care trebuie să reziste la presiuni interioare ale lichidului la peste 300atm. Aliajul respectiv, de asemenea, nu corespunde cerințelor constructorilor, care lucrează la crearea motoarelor de mari puteri răcite cu lichid la turnarea carterelor.

În legătură cu creșterea puterii, creșterea resurselor motoarelor și crearea de pompe de mari puteri a apărut necesitatea în elaborarea (crearea) unui nou aliaj de turnătorie cu bază de Al, care să răspundă la următoarele cerințe de bază:

1. proprietățile de turnare să nu fie mai joase decât cele ale aliajului ATSi10MgMn;
2. rezistența mecanică trebuie să fie cu 10% mai mare decât cea a aliajului ATSi10MgMn;
3. la rezistență înaltă aliajul trebuie ca la încercările de ermeticitate să suporte presiunea nu mai puțin de 480atm fără să aibă picurări sau fisuri.
4. refractaritatea să fie cu 20-40% mai ridicată etc.

Pentru obținerea unui aliaj de turnătorie de mare rezistență, ermeticitate și refractaritate, la baza studiilor au fost puse următoarele considerente:

1. pentru asigurarea proprietăților de turnare ridicate aliajul trebuie să fie tehnologic, deci să conțină Si > 7%;
2. aliajul binar cu conținut de 7-10%Si, este necesar a fi aliat cu Cu și Mg în asemenea rapoarte, pentru ca în stare călită să asigure un grad înalt de suprasaturare a soluției solide  $\alpha$ , iar la îmbătrânire să asigure procesul de transformări în multi(pluri)trepte adică:

$$ZGP \rightarrow \theta' \quad (3.9)$$

și  $\beta' \rightarrow$  formarea particulelor ultradisperse a fazelor stabile;  $\text{CuAl}_2$  și  $\text{W}(\text{Al}_x\text{Mg}_5\text{Si}_4\text{Cu}_4)$ , care să poată crea o densitate mare a microeterogenității din interiorul grăunților de soluție solidă  $\alpha$ , lucru ce condiționează caracteristici înalte de rezistența aliajului.

3. pentru frânarea mișcării dislocațiilor limitele de separație ale grăunților soluției solide  $\alpha$  este necesar să fie blocate relativ dens de către fazele secundare ce se găsesc (în contact) pe limitele de separație (în zonele periferice deci) ale grăunților soluției solide  $\alpha$  de către particulele fazelor secundare;

4. să se execute modificarea cu adaosuri de Zr, Ti, B ș.a., pentru a obține o structură cu grăunți fini în piese turnate, lucru ce, la rândul său, va favoriza suplimentar creșterea rezistenței mecanice și plasticității aliajului.

Noul aliaj se notează ATSi9Cu2MgB și are compoziția chimică: 8,5-10,5Si; 1,3-1,8Cu; 0,4-0,7Mg; 0,15-0,3Ti; 0,01-0,1B și 0,1%Fe, rest Al și este foarte mult folosit în industrie.

Lucrările legate de cercetări și încercări au arătat că în aliaj este bine să fie un conținut de 9%Si. Acest fapt asigură proprietăți de turnare înalte și o mai mică tendință de formare a porozităților în piese turnate față de conținutul de Si la limita superioară. Dacă aliajul ATSi9Cu2MgB este destinat pieselor turnate ce lucrează în timp îndelungat la temperaturi superioare, atunci conținutul de Si (8,5%Si) din aliaj trebuie menținut la limita inferioară, iar cel al Cu la limita superioară (1,8%Cu).

Din figura 3.39 se observă ce influență are Cu asupra refractarității aliajului ATSi9Cu2MgB.

În cazul pieselor turnate, din acest aliaj, ce lucrează la temperatura ambiantă, conținutul de Cu trebuie să fie la limita inferioară, iar în cazul când lucrează la temperaturi superioare, conținutul să fie la limita superioară. Proprietăți mecanice maxime aliajul le posedă dacă conține 0,45%Mg. A nu se uita că Fe reduce puternic rezistența mecanică și în special plasticitatea. De aceea dacă piesele turnate

necesită proprietăți mecanice înalte, atunci incluziunile de Fe trebuie limitate puternic (cu strictețe).

Cercetările structurale și ale proprietăților mecanice au permis a se stabili următoarele regimuri de tratamente termice:

**a)** Regimul 1 - pentru piese turnate cu pereți subțiri (grosimea pereților ~10mm), turnate în cochilă; se execută încălzirea pentru călire în trepte 515°C/4h + 525°C/8h, răcire în apă.

**b)** Regimul 2 - pentru piese turnate cu pereți groși și cu îmbinări masive ale pereților pieselor turnate în FTO - încălzirea pentru călire în trepte 480°C/4h + 500°C/4h + 510°C/8h, răcire în apă.

**c)** Regimul de îmbătrânire pentru ambele regimuri de călire a pieselor turnate este același: menținere la 160°C/8-10h și răcire în aer.

Regimul de tratament termic recomandat asigură înalte proprietăți mecanice cum se vede în figura 3.40.

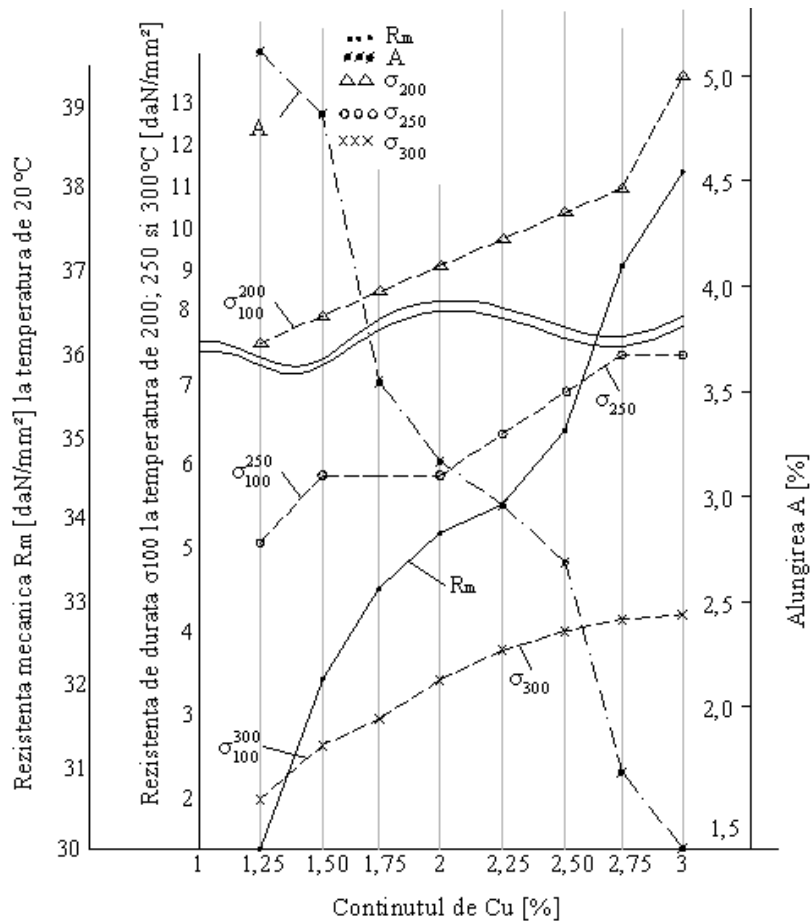


Fig. 3.39 Proprietățile mecanice ale aliajului ATSi9Cu2MgB (10%Si; 0,35%Mg; 0,25%Ti; 0,04%B) funcție de conținutul de Cu:  $R_m$ ,  $\sigma_{100}$  și  $A$ .

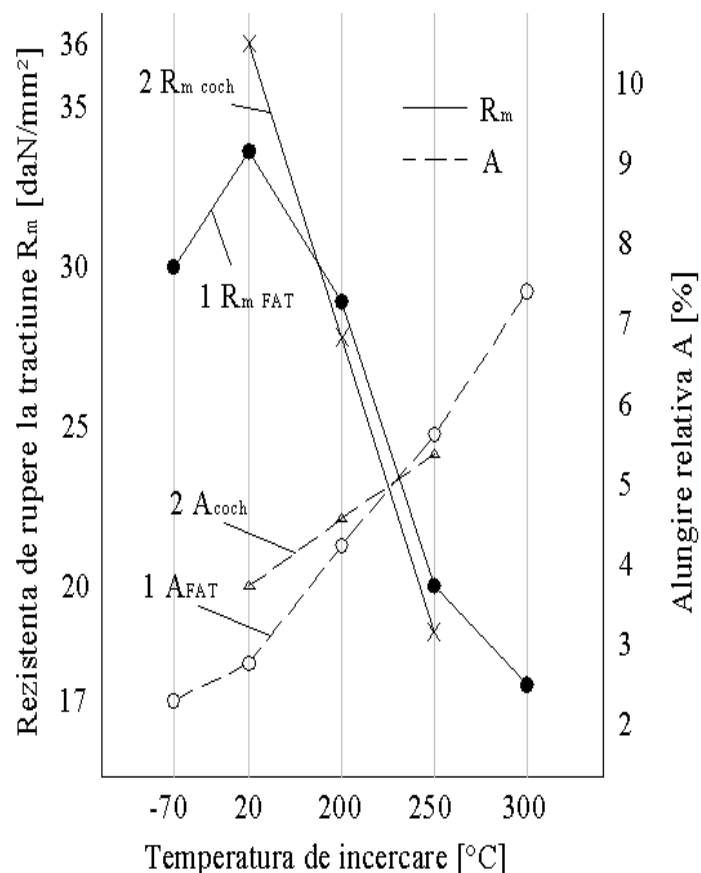


Fig. 3.40 Proprietăți mecanice minime la diferite temperaturi ale aliajului ATSi9Cu2MgB turnat în: 1- forme din amestec de formare (FAT) și 2- cochila (coch.)

Menționăm că duritatea a fost la 20°C HB= 90-120, iar limita rezistenței de lungă durată [ $\text{daN/mm}^2$ ] a fost de 10 (la 200°C), 6 (la 250°C) și 3,25 (la 300°C).

Influența separată a elementelor de aliere cât și a alierii complexe asupra refractarității aliajelor experimentate se arată în figura 3.41.

Din figura 3.41 se vede că cel mai refractar aliaj este Nr.4 (5%Si + 1,6%Cu + 0,9%Mg), însă posedă o tendință ceva mai ridicată de formare a fisurilor (crăpăturilor) la cald. Aliajul nr.6 de tip ATSi9Cu2Mg (9%Si + 1,6%Cu + 0,6%Mg) nu formează crăpături de turnare. (De subliniat că în ambele aliaje conținutul de Fe = 0,15% a fost același – ca incluziune). Aliajul posedă contracție de turnare 1%, ermeticitate 450-500atm. În privința rezistenței la coroziune este comparabil cu aliajul ATSi10MgMn. Aliajul ATSi9Cu2Mg se sudează satisfăcător cu arc-argon cu adaos de material de bază identic. Posedă proprietăți la turnare asemănătoare cu aliajul ATSi10MgMn.

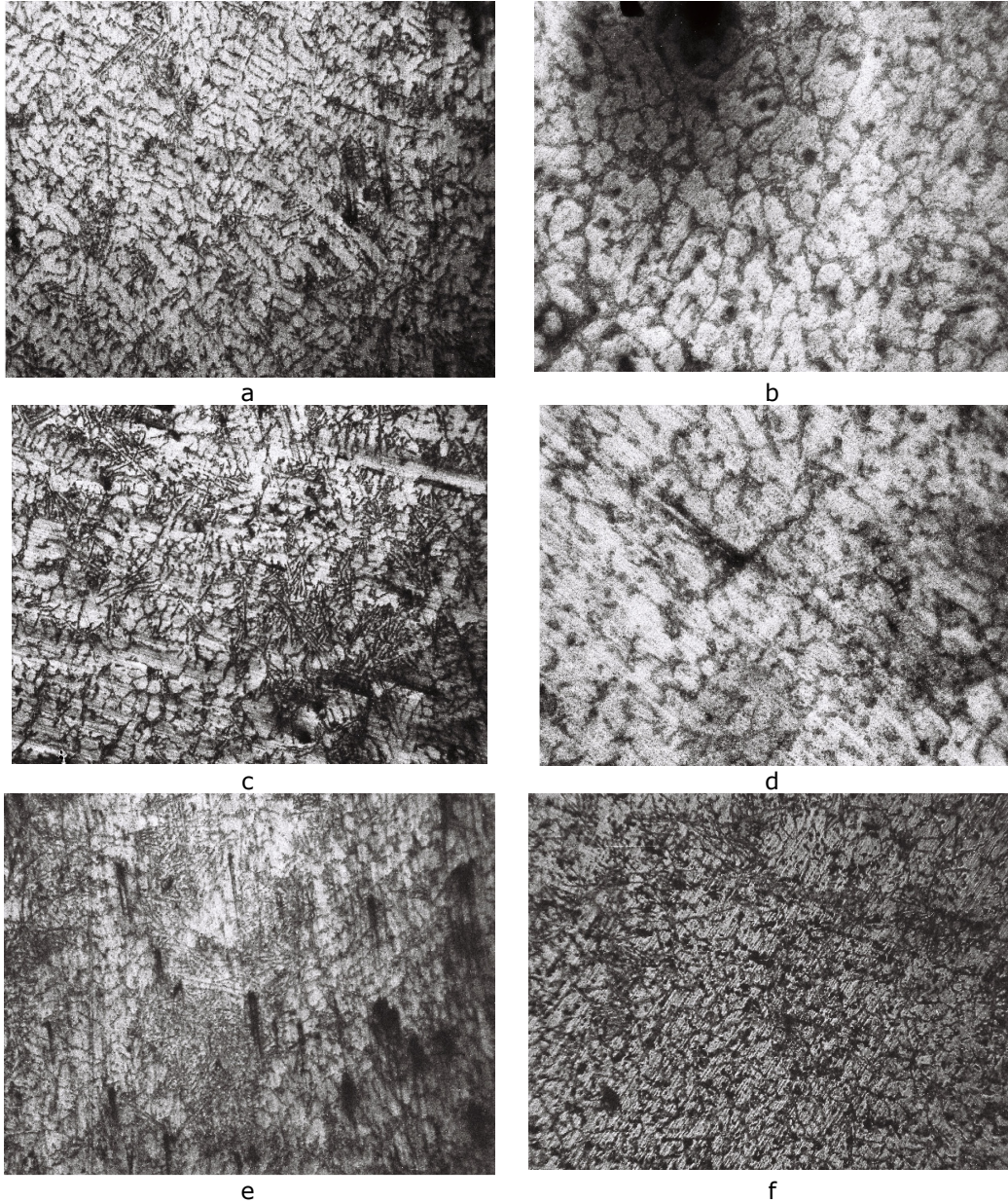


Figura 3.41 Structuri pentru aliajul ATSi9Cu2MgB, relativ la fig. 3.42 aliaj a-Nr1 , b - Nr.2 c-Nr.3, d-Nr.4, e-Nr.5 f-Nr.6

Prelucrabilitatea prin aşchiere a aliajului ATSi9Cu2Mg (Nr.6) este cu mult mai bună decât a aliajului ATSi10MgMn, de aceea (motiv în plus) este recomandat pentru piese turnate de foarte variate tipuri, gabarite, destinaţie.

În cazul îmbătrâniri artificiale, de exemplu la 100°C timp de 3h, structura soluţiei solide  $\alpha$  a aliajului ATSi9Cu2MgB este aproximativ aceeaşi. Diferenţe esenţiale se observă numai la timp de menţinere la îmbătrânire mult mai

îndelungați. De exemplu la menținerea de 100h se măresc ZGP, densitatea lor crește, se formează o cantitate mare de particule mărunte de Si. În afară de aceste faze se mai semnalează și prezența particulelor de Si grosier, repartizat mai mult sau mai puțin uniform în volumul soluției solide  $\alpha$ . Caracterul formării ZGP cât și a separării particulelor în procesul de îmbătrânire sunt identice cu cele din sistemul aliajelor binare Al-Si și din sistemul aliajelor ternare Al-Si-Mg.

În figura 3.42 se prezintă variația rezistenței la tracțiune a aliajelor 1-6 studiate.

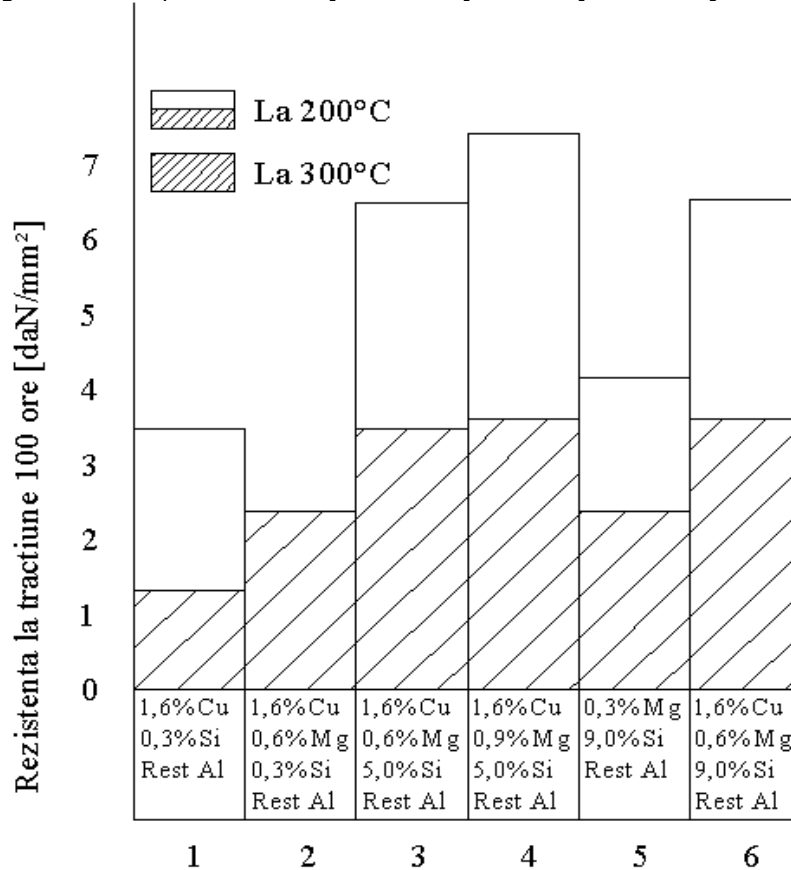


Fig. 3.42 Influența elementelor de aliere asupra rezistenței la tracțiune (limitei de durată în timp de 100h) pentru aliajele studiate

În vederea obținerii unei rezistențe mecanice maxime și o plasticitate suficientă se aplică îmbătrânirea aliajului cu B (bor) la temperatura de 175°C timp de 7-10 h iar la temperatura de 165°C timpul de menținere va fi de 10-20h. Adăosul de Zn, Ti favorizează reducerea dimensiunilor produșilor secundari separați din soluția solidă  $\alpha$  favorabile asupra rezistenței mecanice și Refractarității.

Procentul de Mn în structură influențează foarte puțin procesul de descompunere a soluției solide  $\alpha$ .

În figura 3.43 se redau în histograme proprietățile mecanice ale aliajelor ATSi9Cu2MgB (alb) și ATSi10MgMn (hașurat).

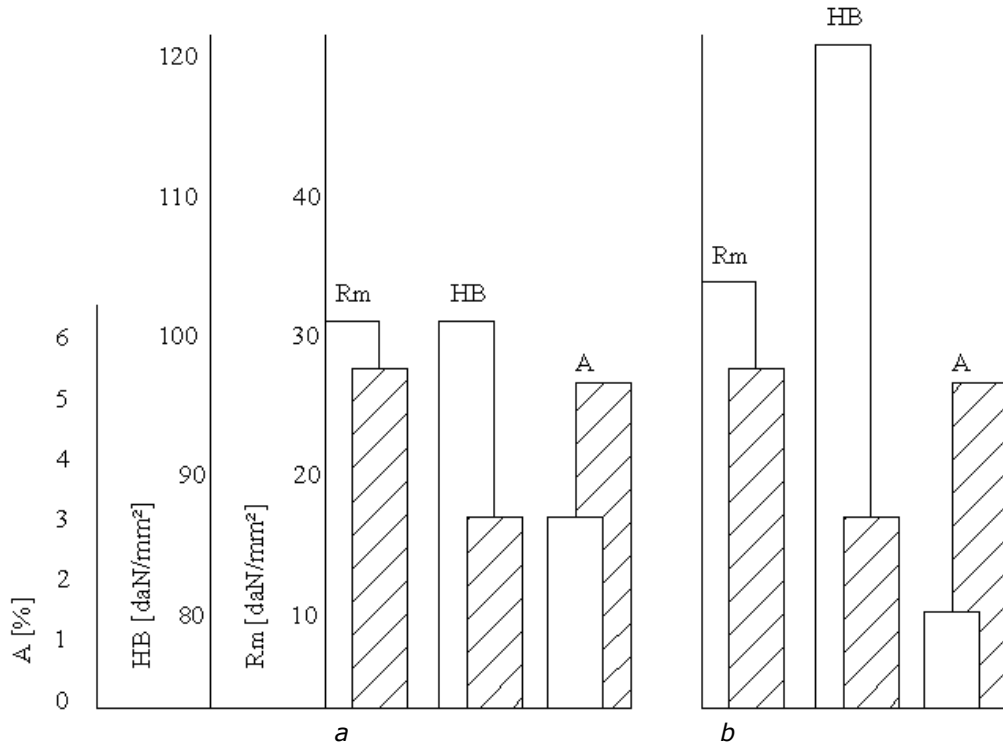


Fig. 3.43 Proprietățile mecanice pe probe prelevate din piesele turnate în cazul aliajelor: ATSi10MgMn și ATSi9Cu2MgB pentru stările: a- turnat; b- tratat termic.

Din cele relatate se pot desprinde concluziile:

**1.** Nu s-au evidențiat defectele din rețeaua cristalină a matricei aliajelor și nici diferențele în formarea ZGP1 și ZGP2, dar s-a arătat convingător formarea particulelor ultradisperse ale Si cât și creșterea cristalelor separate de Si, transformarea ZGP în faze metastabile  $\theta'$  și  $\beta'$ , și, de asemenea, creșterea acestora cât și formarea și creșterea fazelor (particulelor) stabile.

**2.** Cu cât este mai înaltă temperatura de îmbătrânire, cu atât în timp mai scurt se atinge densitatea maximă de ZGP, de exemplu în structura soluției solide  $\alpha$  a aliajului ATSi9Cu2MgB la temperaturi și timpi de: 100°C/100h; la 135°C/50h; la 150°C/25h; la 165°C/8h; la 175°C/6h; la 185°C/4h (figura 3.44). Durata de păstrare a densității maxime a ZGP se reduce corespunzător cu creșterea temperaturii și foarte intens până la 150°C.

**3.** În stadiile de temperaturi reduse de îmbătrânire a sistemelor Al-Si, Al-Si-Cu, Al-Si-Cu-Mg cu conținut ridicat de Si, particulele ultradisperse de Si se separă din soluția solidă  $\alpha$  sub formă de aglomerări. După care, pe măsura creșterii temperaturii aceste aglomerări dispar și apar particule separate de Si elementar, particule care în cele din urmă devin grosiere (cresc).

**4.** În aliajele binare ale sistemelor Al-Si, Al-Cu, cât și în cele ternare Al-Si-Mg procesele de descompunere a soluției solide  $\alpha$  și de formare a produselor descompunerii ei se desfășoară mult mai intens, decât în aliajele multicomponente, de exemplu în aliajele Al-Si-Cu-Mg. În această situație particulele fazelor separate,

în ultimul caz, sunt mai mici (fine). Prin urmare, pentru obținerea aliajului cu REFRACTARITATE ÎNALTĂ este necesară o ALIERE COMPLEXĂ cu elemente de aliere cu COEFICIENT REDUS de DIFUZIE în aluminiu solid.

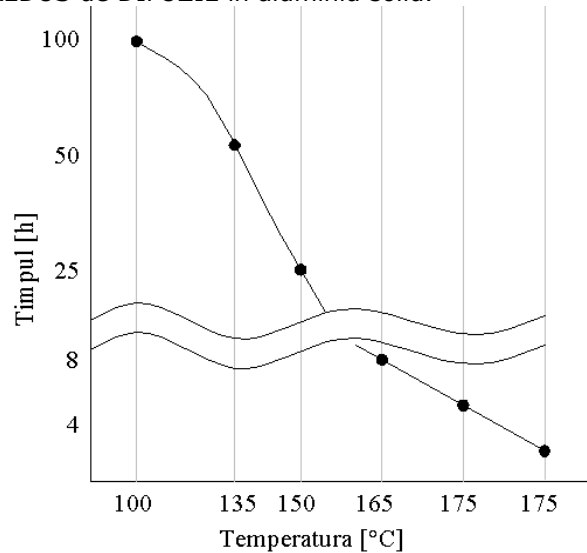


Fig. 3.44 Influența temperaturii de îmbătrânire asupra timpului de obținere a densității maxime a ZGP din structura aliajului ATSi9Cu2MgB

**5.** Cu cât este mai înalt gradul de suprasaturare a soluției solide  $\alpha$  a sistemului aliajelor Al-Si-Cu-Mg cu atât are loc mai intens procesul de descompunere a soluției solide  $\alpha$  la toate stadiile de îmbătrânire (temperatură, timp).

Aliajul ATSi9Cu3MgMnB după cum se vede, posedă o compoziție chimică complexă. În funcție de fluctuația compoziției chimice, conținutul de Fe în piese turnate și de viteza de cristalizare, componența fazelor din aliaj se poate schimba puternic. Structura aliajului în stare turnată (în special în părțile masive și la conținut ridicat de Cu) poate avea următoarele faze:  $\alpha$ , Si,  $Mg_2Si$ ,  $CuAl_2$ , AlSiMnFe (figura 3.45). În cazul cristalizării foarte lente (adică la  $T \approx \text{constant}$ , în echilibru) se poate forma faza  $W(Al_xMg_5Si_4Cu_4)$  fază ce se vede în figura 3.46, după [1].

Ținând cont de faptul că în structura aliajului ATSi9Cu3MgMnBTi pot să fie eutectice cu diferite temperaturi de topire (din cauza complexității compoziției fazice, care depinde de viteza de cristalizare), și, de asemenea, luând în considerare datele analizei termice diferențiale (figura 3.47, după [1]), pentru piese turnate se recomandă două regimuri de călire:

**1.** Încălzire la  $500^\circ\text{C}/4\text{h} + 515^\circ\text{C}/10\text{h}$  urmată de răcire în apă cu temperatura  $20\text{-}30^\circ\text{C}$ .

**2.** Încălzire  $490^\circ\text{C}/4\text{h} + 500^\circ\text{C}/4\text{h} + 515^\circ\text{C}/6\text{h}$  și răcire în apă cu temperatura  $20\text{-}30^\circ\text{C}$ .

Primul regim de călire se recomandă pentru piese turnate în cochilă sau piese turnate cu pereți subțiri turnate în FAT (atunci când viteza de răcire la turnare este mare  $-v_{cr} \gg 0$ ).

Cel de-al doilea regim de călire se recomandă pentru piese turnate de mare gabarit cu noduri termice (îmbinări masive).

Proprietățile mecanice ale aliajului ATSi9Cu3MgMnB călit după primul regim și îmbătrânit după regimul  $165^\circ\text{C}/22\text{h}$  sau  $175^\circ\text{C}/7\text{h}$ , cu răcire în aer sunt redată în



figura 3.48. La temperatura 20°C posedă  $HB=120\text{daN/mm}^2$  a cărei valoare scade cu creșterea temperaturii de încercare.

Proprietățile fizice ale aliajului  $\text{ATSi9Cu3MgMnB}$ , practic, sunt la fel cu cele ale aliajului  $\text{ATSi9Cu2MgB}$  iar cele de turnare sunt ca cele ale aliajului  $\text{ATSi10MgMn}$ . Prelucrabilitatea prin așchiere este mai bună [1], decât a celor două aliaje amintite. Sudabilitatea este bună.

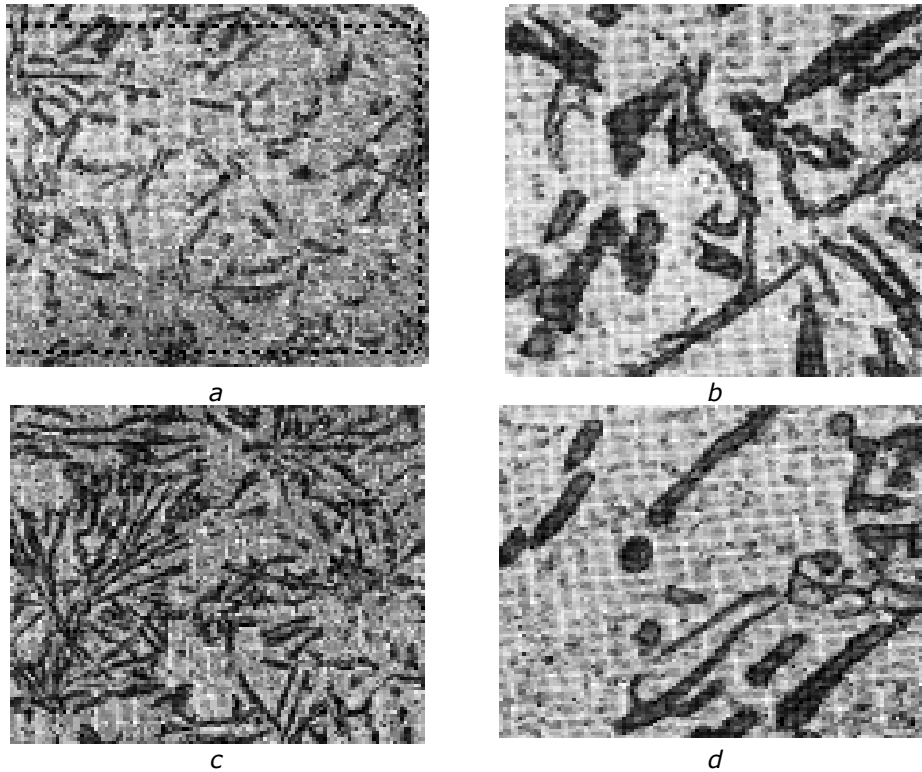


Fig. 3.45 Structura aliajului  $\text{ATSi9Cu3MgBTi}$ : a- turnat (100:1) și b- turnat (500:1); după tratamente termice ; c- 100:1 și d 500:1



Fig. 3.46 Forma de cristalizare a fazei  $W(\text{Al}_x\text{Mg}_5\text{Cu}_4\text{Si}_4)$  la 500:1

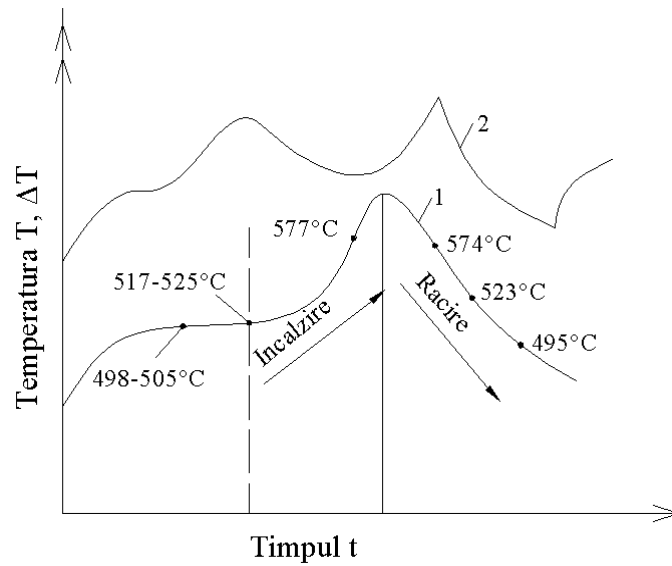


Fig.3.47 Curbele analizei termice directe (1) și diferențiale (2) ale aliajului ATSi9Cu3MgMnBTi

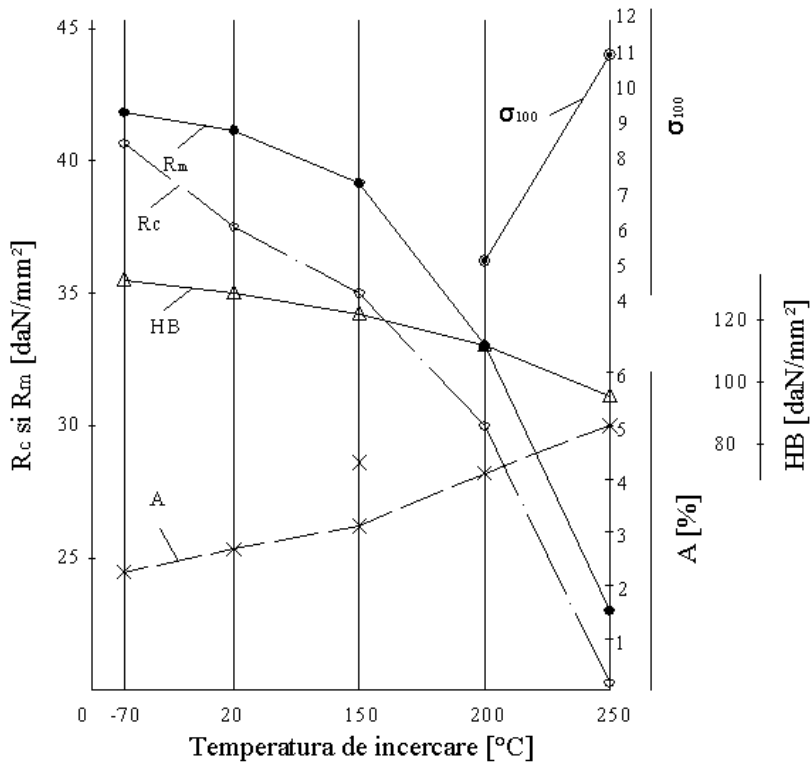


Fig.3.48 Proprietățile aliajului ATSi9Cu3MgMnB determinate pe probe de  $\Phi 12$ mm turnate în cochilă

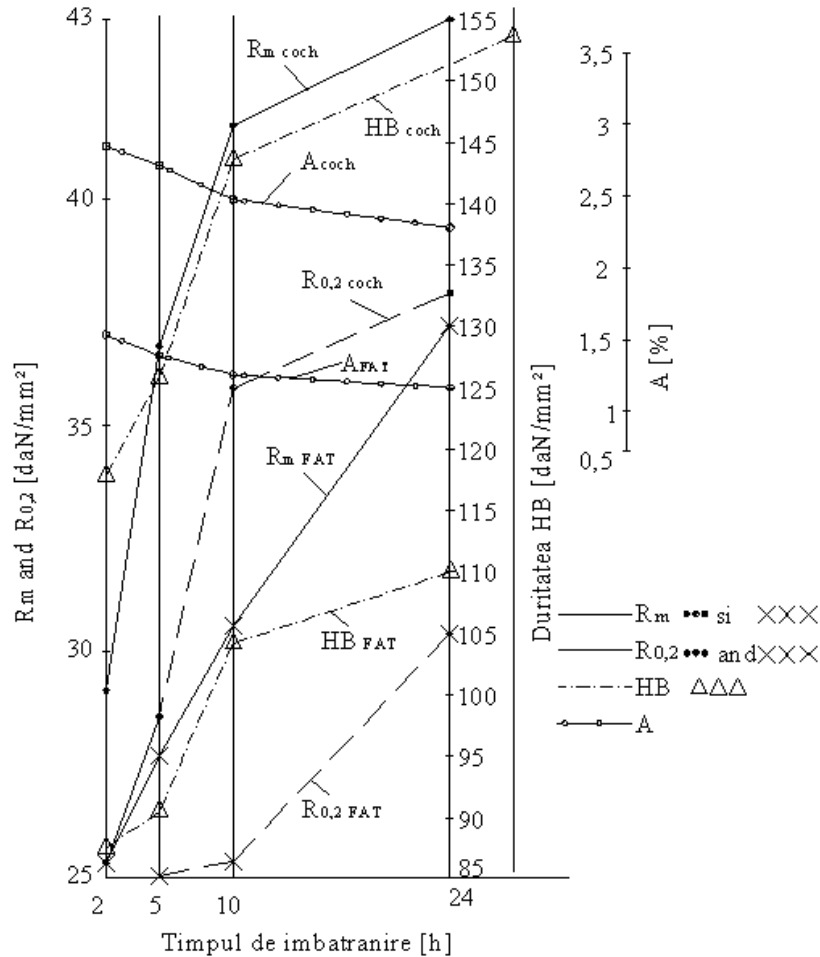


Fig.3.49 Proprietățile mecanice ale aliajului ATSi9Cu3MgMnB funcție de timpul de îmbătrânire la 160°C determinate pe probe turnat: în cochilă (coch.) și în FAT - forme din amestec de formare temporar

Se observă că în procesul de răcire a avut loc primul stadiu de îmbătrânire, adică, au reușit să se formeze ZGP și aglomerările de particule ultradisperse de Si, ce s-au separat din soluția solidă  $\alpha$ . La compararea acestor fotografii se vede că, densitatea ZGP în soluția solidă a aliajului ATSi9Cu3MgMnB, turnat în FAT, este mult mai redusă, față de soluția solidă  $\alpha$  a aliajului turnat în cochilă. Acest lucru se poate explica prin aceea că gradul de suprasaturare a soluției solide  $\alpha$  în ultima probă, după toate probabilitățile, este mai ridicat iar gradul de distorsionare a rețelei cristaline a soluției solide  $\alpha$  de asemenea mai ridicat, fapt ce accelerează procesul de formare ZGP, cât și a particulelor ultradisperse de Si elementar.

Proprietățile mecanice ale probelor din aliajul ATSi9Cu3MgMnB din figura 3.49. Trebuie însă subliniat că ZGP sunt mai grosiere, dar cantitatea de zone fine este mai mică. Probabil, separările mai grosiere aparțin ZGP2 („faza  $\theta$ ”).

Se remarcă faptul că în cazurile turnării în cochilă, indiferent de regimul de îmbătrânire (temperatură și timp), densitatea ZGP (separări mai mari) este mai

întă, și, de asemenea și cantitatea de depuneri de particule ultradisperse a Si elementar. Separările mai mari, de culoare albă, după cum se știe, aparțin la ZGP2. Concomitent cu aceasta în structura soluției solide  $\alpha$  se găsește o cantitate redusă de particule mărunte de fază  $\theta'$ . De aceea și proprietățile mecanice ale probelor încercate supuse îmbătrânirii la 160°C/24h, sunt mai ridicate (vezi figura 3.47).

Îmbătrânirea la temperaturi mai înalte (180°C) se petrece cu formarea de particule de faze metastabile  $\theta'$  și  $\beta'$ , cât și, de asemenea, cu apariția de particule de Si mai grosiere.

Concomitent cu aceasta structura soluției solide  $\alpha$ , conține, de asemenea, particule de fază stabilă  $\text{CuAl}_2$  cât și siliciură de magneziu  $\text{Mg}_2\text{Si}$ . În aceasta situație densitatea ZGP se reduce brusc (substanțial) și de aceea rezistența probelor scade esențial, iar plasticitatea crește (figura 3.50 și 3.51). O astfel de stare a aliajului aparține categoriei de stare supraîmbătrânită.

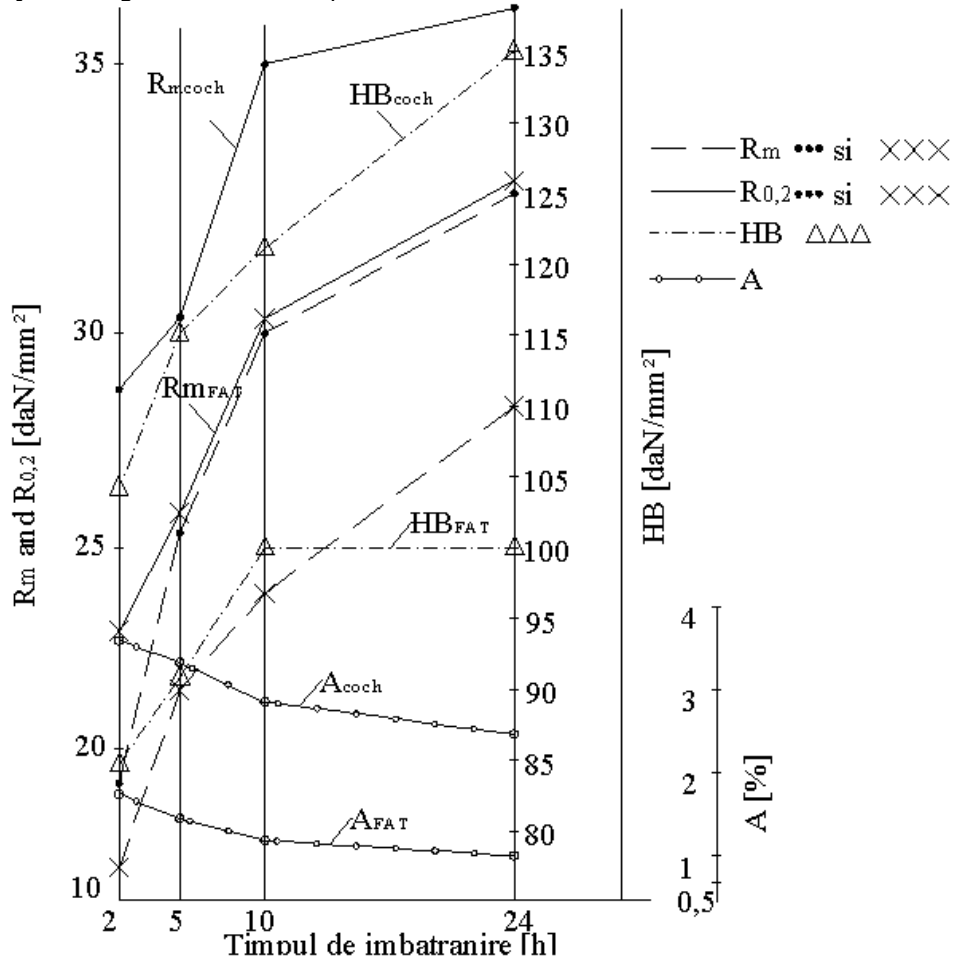


Fig.3.50 Proprietățile mecanice ale aliajului ATSi9Cu3MgMnB funcție de timpul de îmbătrânire la 150°C determinate pe probe turnat: în cochilă (coch.) și în FAT – forme din amestec de formare temporare

Proprietățile mecanice ale probelor turnate din ATSi9Cu3MgMnB și tratate termic după regimul de mai sus sunt suficient de reduse.

În concluzie regimul OPTIM de tratament termic (când se necesită obținerea de proprietăți mecanice maxime) al aliajului ATSi9Cu3MgMnB constă în revenirea (îmbătrânirea la 160°C timp de 24h și răcire în aer).

Trebuie reținut că aliajul ATSi9Cu3MgMnB se toarnă bine sub presiune. Folosind vacumarea la turnare după tratament termic de tip T6 s-au obținut proprietăți mecanice bune ( $R_m=39,5...44,5\text{daN/mm}^2$  -în medie 41,5- și  $A=1,5-2\%$  în medie 1,7). Precizăm că turnarea sub presiune cu vacumarea matriței asigură posibilitatea utilizării tratamentelor termice, în cazul nostru T6 (altfel cum se cunoaște, piesele sub presiune nu pot fi tratate termic ulterior din cauza gazelor ce la conțin [2]), fapt ce conduce la obținerea de structuri dense în piese turnate și, deci, proprietăți mecanice superioare turnării în cochilă sau în forme de amestec temporare.

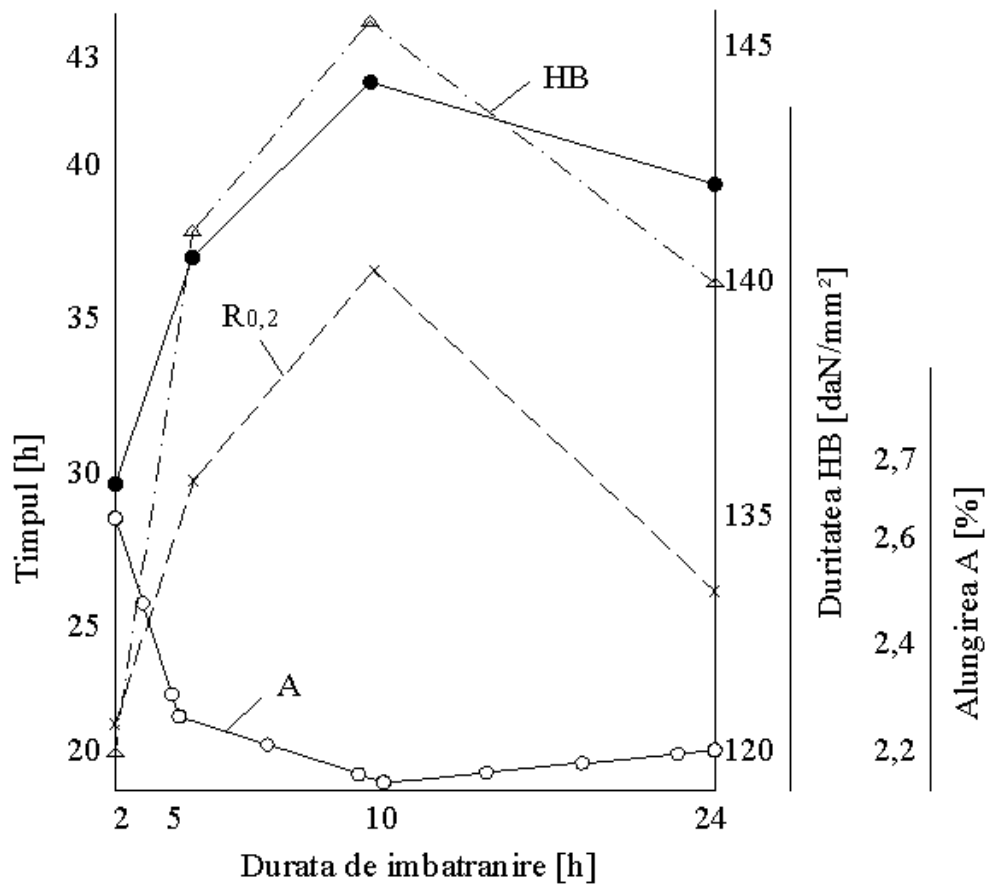


Fig. 3.51 Dependenta proprietăților mecanice ale aliajului ATSi9Cu3MgMnB funcție de temperatura de recoacere la 180°C (turnat în cochilă)

Trebuie subliniat faptul că realizarea pieselor turnate din ATSi9Cu3MgMnB cu menținerea la limita inferioară a compoziției chimice în special reducerea Si și introducerea de Cd conduce la unele efecte benefice:

a-aliajul este mai puțin predispus la absorbția de gaze;

b-Cd are influență benefică asupra creșterii limitei de rezistență a aliajului (are însă limită de oboseală ceva mai mică). Structuri pentru aliajul anterior menționat sunt prezentate în figura 3.52

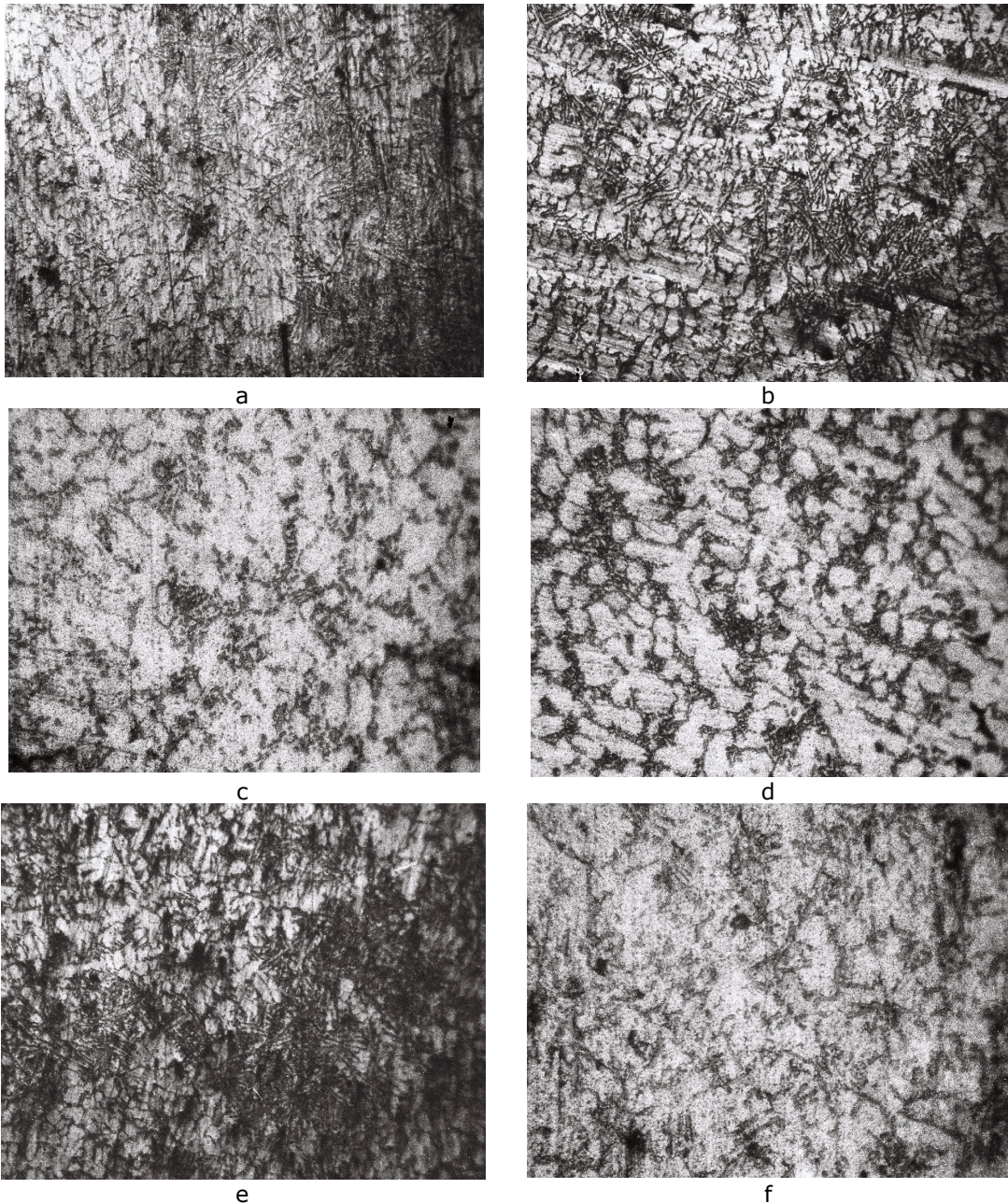


Figura 3.52 Structuri pentru aliajul, relativ la  $ATSi9Cu3MgMnB$  fig. 3.42 aliaj a-Nr1 , b - Nr.2 c-Nr.3, d-Nr.4, e-Nr.5 f-Nr.6- cu adăugare de Mn la 200:1

### 3.6 Concluzii parțiale

Pentru industria constructoare de mașini este bine să existe un aliaj de aluminiu turnat care să corespundă cerințelor de tehnologie din punct de vedere al turnării, să aibă rezistențe mecanice ridicate atât la temperatura ambiantă cât și la temperaturi ridicate (rezistență de durată), stabilitate dimensională în timp, indiferent de condițiile de exploatare.

În această situație pentru elaborarea (crearea) unui aliaj nou (din categoria aliajelor de aluminiu turnate) cu proprietăți tehnologice și mecanice ridicate, așa zis ALIAJ pentru DESTINAȚIE UNIVERSALĂ, la baza elaborării s-au avut în vedere următoarele considerentele [1], [2].

**1.** Conținutul în Si trebuie să fie în jur de 8-10%, pentru a asigura proprietăți de turnare înalte, care să permită turnarea pieselor turnate prin orice metodă (în forme amestec de formare, cochilă, cu modele pierdute (fuzibile), centrifugal, sub presiuni joase sau înalte etc.) fără să apară crăpături de turnare.

**2.** Soluția solidă  $\alpha$  trebuie să aibă în stare călită un grad înalt de suprasaturație în elemente de aliere, care să permită în timpul procesului de îmbătrânire să se obțină o densitate înaltă de particule ultradisperse (microeterogenitate) în interiorul grăunților soluției solide  $\alpha$ . Acest lucru permite a se atinge limite înalte de curgere și de rezistență mecanică.

**3.** Componentii de aliere –elementele de aliere- cât și incluziunile, în procesul de cristalizare a aliajului nu trebuie să formeze particule grosiere pe limitele de separație a soluției solide  $\alpha$ . [1], [2].

În urma cercetărilor [68] [1] a fost elaborat un nou aliaj de turnătorie care posedă o compoziție chimică (8-11Si; 3-4Cu; 0,13-0,35Mg; 0,1-0,3Mn; 0,01-0,1B; 0,4%Fe, rest aluminiu) și se notează ATSi9,5Cu3MgMnB. Aliajul a primit o rapidă utilizare la turnarea celor mai variate piese turnate. De subliniat că raportul conținuturilor de Cu și Mg din acest aliaj este altul față de aliajul ATSi9Cu2MgB. Aliajul respectiv are caracteristici de rezistență mult mai înalte, atât la temperatura ambiantă cât și la temperaturi superioare. Complexitatea configurațiilor pieselor turnate și grosimea lor de pereți, cât și condițiile de exploatare ale pieselor turnate trebuie luate în considerare la compunerea încărcăturii la elaborarea aliajului. Cum s-a mai spus, cu cât este mai înalt conținutul de Si (dar Si <12%), cu atât este mai mare cantitatea de eutectic, adică sunt mai înalte proprietățile lui de turnare și ermeticitatea pieselor turnate. Însă, odată cu creșterea conținutului de Si crește tendința aliajului față de absorbția de gaze, de aceea în piese turnate se formează o porozitate ridicată. Pentru turnarea pieselor de mare complexitate (configurație complexă), cu grosimi de perete 3-4mm este suficient ca încărcătura să fie de 9%Si.

Cu creșterea conținutului de Cu, refractaritatea aliajului crește, scade însă plasticitatea (A) la temperatura ambiantă. Dacă piesele turnate din acest aliaj sunt destinate a lucra timp îndelungat la temperaturi ridicate atunci conținutul de Cu trebuie să fie la limita superioară, iar dacă lucrează la temperatura ambiantă, atunci la limita inferioară.

Creșterea conținutului de Mg conduce, la fel, la creșterea refractarității aliajului, dar scade plasticitatea la temperatura ambiantă. Pentru creșterea plasticității, în piese turnate, conținutul de Mg trebuie păstrat la limita inferioară, iar conținutul de Fe idem. În această situație conținutul de Mn trebuie să fie 0,8%, iar conținutul de Fe=0,2-0,3%.

Dacă piesa turnată se realizează prin matrițare din stare semilichidă, atunci incluziunile de Fe se admit chiar 0,4%. Acest fapt are o mare însemnătate tehnico-

economică întrucât permite folosirea în încărcătură a aluminiului (deșeurilor) tehnic cu conținut ridicat de Fe. Ti și B se introduc în aliaj ca modificatori.

Din analiza detaliată efectuată asupra aliajelor de tip siluminiu (ATSi9Cu3MgMnB, ATSi9Cu3MgMnBTi, ATSi10Cu3MgMnB, ATSi9Cu2MgB, ATSi7Mg, ATSi5Cu2) reiese că:

**1-** la acțiunea concomitentă a sarcinilor și temperaturilor ridicate aceste aliaje își pierd rapid rezistența;

**2-** gradul de aliere a soluției solide  $\alpha$  a acestor aliaje, comparativ cu aliajele ATCu4MgNi2, ATCu5MnTi; ATCu5NiMn este mai redus;

**3-** stabilitatea structurii se poate mult (în mare măsură) mări prin aliere cu Cu, Mg, Cr, Mn etc.

**4-** dintre fazele ce le conțin aceste aliaje, Si posedă cea mai mare densitate [2]. Se pare că datorită acestui fapt (punctul 4) – adică prezenței Si în structură sub formă de particule dure ar trebui să se favorizeze frânarea deformării grăunților soluției solide  $\alpha$  sub acțiunea sarcinilor la temperaturi ridicate. În realitate acest fenomen nu se observă. Acest lucru se explică prin aceea că:

- Particulele de Si nu înconjoară compact (dens) limitele de separație ale granulelor de soluție solidă  $\alpha$ , întrucât particulele de Si cristalizează sub formă de lamele (plăci) grosiere.

- Cu cât este mai înaltă temperatura (250°C) cu atât într-un grad mai mare particulele de Si sunt predispuse la coagulare și sferoidizare.

- elementele de aliere din grupele de tranziție, formând cu Si și Al combinații corespunzătoare stabile, se separă sub aspect de eutectice complexe. Construcția (structura acestor eutectici) este mult mai fină decât eutecticul binar soluție solidă  $\alpha$  + Si, fapt ce are influență benefică asupra proprietăților de plasticitate ale aliajelor de compoziție eutectică. Alungirea lor relativă crește de 2-3ori.

- Acțiunea acestor elemente de aliere (din grupele de tranziție) este foarte esențială pentru creșterea refractarității aliajelor de compoziție hipereutectică în a căror structură se găsește o cantitate mare de cristale primare de  $Si_1$ , iar eutecticul soluției solide  $\alpha$  + Si are o structură foarte grosieră (grobă). În acest caz procesele de difuzie la temperaturile de lucru de până la 300°C se petrec mult mai lent, decât în aliajele de tip eutectic ( $\alpha_E$  +  $Si_E$ ).

- Structura modificată favorizează procesele de difuzie, ceea ce condiționează dezvoltarea curgerii aliajelor de tip siluminiu sau aliajelor în care se conține Si în formă elementară până la 13%Si.

- Introducând în aliajele de tip siluminiu Mn, Ni, Cr, Cu, Mg se poate mări puternic gradul de aliere a soluției solide  $\alpha$ , cât și temperatura ei de descompunere, și de asemenea, a întări limitele de separație a grăunților soluția solidă  $\alpha$  cu astfel de faze precum:  $W(Al_xMg_2Si_4Cu_4)$ ,  $T(Al_{12}Mn_2Cu)$ ,  $T(Al_6Cu_3Ni)$ .

- Însă, practic, nu se poate mări refractaritatea aliajelor de tip siluminiu, care conțin Si elementar, până la nivelul refractarității aliajelor de tip ATCu5Ni3MgMnCr și ATCu5NiMn+(Ce și Zr). De aceea:

- FOLOSIREA aliajelor de tip SILUMINIU la funcționarea prelungită la temperaturi mai mari de 300°C NU ARE SENS;

- elaborarea unor aliaje, mai refractare decât aliajul ATCu5Ni3MgMnCr, în structura cărora se găsește Si elementar – se consideră o direcție cu puțină perspectivă.



## 4.CERCETĂRI EXPERIMENTALE ASUPRA PROPIETĂȚILOR MECANICE ALE ALIAJELOR DE ALUMINIU TURNATE

Importanța și rolul deosebit pe care îl au aliajele de aluminiu turnate, în construcția de mașini și aparate în momentul actual face ca în toată lumea să fie o mulțime de institute de cercetări, instituții de învățământ și chiar cercetători individuali să aibă preocupări majore în acest domeniu de cercetare și să caute asiduu noi mărci de aliaje, care, la prețuri convenabile să posede proprietăți de utilizare mult mai bune față de cele standard.

### 4.1 Definirea programului experimental

Aliajele de aluminiu studiate, considerate refractare, pot fi utilizate cu succes și la turnarea pistoanelor motoarelor termice. În această situație este firesc a se efectua încercări care, într-un fel sau altul, să imite ciclul/ciclurile de funcționare ale motoarelor, adică, să imite încălzirile și răcirile pistoanelor motorului (pornire, funcționare, oprire, staționare).

Reproducerea (imitarea) acestor cicluri trebuie să se facă în două tipuri de încercări, în cele două tipuri de încercări se va determina doar duritatea la rece și la cald, întrucât s-a demonstrat că redă suficient de fidel valoarea proprietăților mecanice fără a mai determina rezistențele și alungirile. Folosind în studii numai determinarea durității se simplifică mult cercetarea și se reduc substanțial timpul și costurile acesteia.

Tot pentru simplificarea încercărilor s-au luat în studiu două tipuri de aliaje în a căror structură predomină: soluția solidă  $\alpha$  (aliajele 1 și 3) și eutecticul (aliajele 4 și 5) din tabelul 4.1 în vederea comparării cu aliajele cercetate anterior se redau aliajele nr. 1. (predominând soluția solidă  $\alpha$ ) și nr. 2 (predominând eutecticul).

Încercările experimentale au avut în vedere determinarea proprietăților mecanice ale aliajelor de aluminiu turnate în piese. Au fost selectate cinci aliaje de aluminiu, aliajele 1 și 3 din sistemul Al-Cu iar aliajele 2, 4 și 5 din sistemul Al-Si, mai precis siluminiuri sărace în siliciu. Acestea sunt prezentate în tabelul 4.1.

**Tabelul 4.1 Natura aliajelor în studiu**

Nr. aliajului	Notare după STAS 201/2-80	Fazele structurale predominante
1	ATCu4Ni2Mg	soluția solidă $\alpha$
2	ATSi13Cu2Mg	eutecticul
3	ATCu5MnTi	soluția solidă $\alpha$
4	ATSi9Cu3MgMnB	eutecticul
5	ATSi9Cu2MgB	eutecticul

Procesul de elaborare a acestor aliaje a inclus și procesul de modificare. Acesta a constat în modificarea aliajului de tip 1 și transformarea lui în aliajul 3 prin adăugarea Ti. Aliajul de tip 2 a fost modificat și în acesta a fost adăugat Mn și B obținându-se aliajele 4 și 5.

Procedura de realizare a încercărilor experimentale a constat din:

- elaborarea și modificarea aliajelor de aluminiu
- turnarea în cochilă de epruvete

- efectuarea tratamentului termic asupra epruvetelor turnate - acestea au fost clasificate în epruvete tratate termic TT și netratate termic N
- încălzirea epruvetelor și realizarea de încercări mecanice la temperatură ridicată - cu menținere la temperatura respectivă - încercarea denumită „la cald” și fără menținere la temperatura respectivă încercare denumită „la rece”.

## 4.2 Elaborarea și turnarea probelor din aliaje de aluminiu

### 4.2.1 Elaborarea și modificarea aliajelor de aluminiu

Întrucât elaborarea aliajelor de aluminiu s-a efectuat într-un cuptor cu flacără folosind gaz metan și încărcătură compusă din deșeuri de aluminiu, în vederea asigurării unei purități maxime a aliajelor (în privința gazelor și impurităților) s-au luat câteva măsuri speciale:

- a) Creuzetul folosit a fost din grafit.
- b) Materialele din șarjă s-au preîncălzit la peste 250°C înainte de încărcare în creuzet.
- c) Creuzetul s-a acoperit cu un capac de protecție față de gazele de ardere.
- d) Topitura s-a protejat cu substanță complexă (flux compus din 45 % NaCl +40 % NaF+15%  $\text{Na}_3\text{AlF}_6$ ), un flux universal care are rol și de rafinator și modificador. Când aliajul a atins temperatura de 770°C fluxul s-a îndepărtat și a avut loc modificarea și barbotarea cu folosirea de 0,5 % din același flux împreună cu 0.003 %S praf 1 (fig. 4.1) introduse în topitura 2 cu ajutorul clopotului 4 prevăzut cu orificii de  $\varnothing 4\text{mm}$  lateral și la partea superioară.

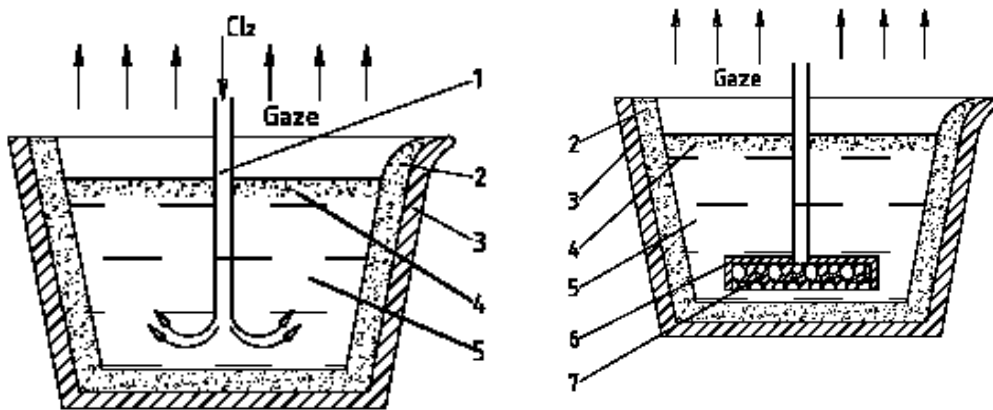


Figura 4.1 Sistem de modificare și barbotare Rafinarea aliajelor de aluminiu folosind  
 a)clorul gaz, b) săruri1-conducta suflare  $\text{Cl}_2$ ; 2-captuseala refractara; 3-mantaua metalica; 4-zgura ce se formează; 5-aliajul supus modificării; 6-clopotul metalic; 7-prealiajul supus modificării

Acest lucru permite realizarea unei barbotării puternice cu efect benefic asupra eliminării gazelor și incluziunilor nemetalice din topitură cât și remanența a 0.01% S în topitură. Efectele finale de modificare conduc și la mărirea Si primar și reducerea dimensiunii soluției solide a lucru ce asigură obținerea unor rezistențe mecanice și alungiri superioare ale aliajului concomitent cu o fluiditate și

compactitate ridicate a acestuia. Efectul modificării se păstrează peste 2 ore și se manifestă pozitiv și la retopirea aliajului. Scade uzura sculelor așchietoare și crește calitatea suprafețelor așchiate a pieselor turnate din aliaje de aluminiu modificate cu sulf.

**a) rafinarea** aliajelor de aluminiu cu ajutorul sărurilor  $ZnCl_2 + MnCl_2 + AlCl_3$  introduse cu ajutorul clopotelor (fig.4.1) în cantitate de 0,01-0,15% la temperatura de 720-730°C până la încetarea fierberii băii metalice. Înainte de utilizare, aceste săruri vor fi de asemenea uscate la 150°C și chiar măcinate la mărimi de 3-5 mm

**b) pentru** o degazare accentuată se utilizează pe scară largă hexacloretanul -  $C_2Cl_6$ , care se introduce în cantitate de 0,8-1% în 3-4 porții la temperatura de 730-750°C, întrucât în caz contrar se degajă tetracloretilena- $CCl_4$ -care reduce substanțial efectul rafinării.

### 4.2.2 Turnarea probelor

Probele pentru determinarea rezistențelor mecanice  $R_m$  și  $R_{p0.2}$  au fost turnate în cochilă la dimensiunile  $\varnothing 12 \times 100$  mm și apoi s-au supus tratamentelor termice recomandate de literatură de specialitate.

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 literatură de specialitate privind prelevarea probelor pentru determinarea rezistențelor mecanice, 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.4.2), în care se redă o semicochilă.

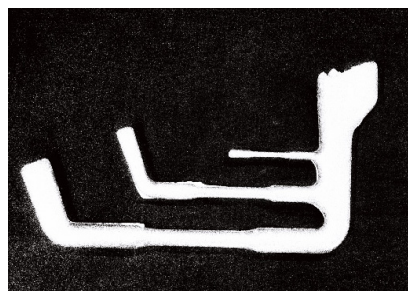
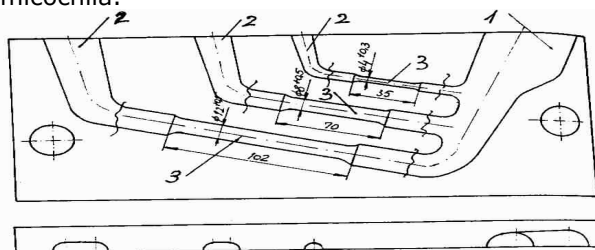


Fig. 4.2 a) Cochilă cu rețea comună de alimentare b) Imagine a rețelei de turnare

Din fig.4.2 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. În figura 4.3 se prezintă imaginea epruvetei turnate.



Figura 4.3 Imagine a epruvetei turnate

După îndepărtarea rețelei de turnare 1 și a maselotelor 2 probele 3 au fost supuse la încercarea de rupere la tracțiune, fără a fi prelucrate mecanic. 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. 4.4) 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 măsurați (în unele cazuri eventual o variație neesențială 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 Amstel iar durițările Brinell pe un aparat de tip Balanța Sibiu.

#### 4.2.3 Tratamentul termic de călire și revenire (îmbunătățire)

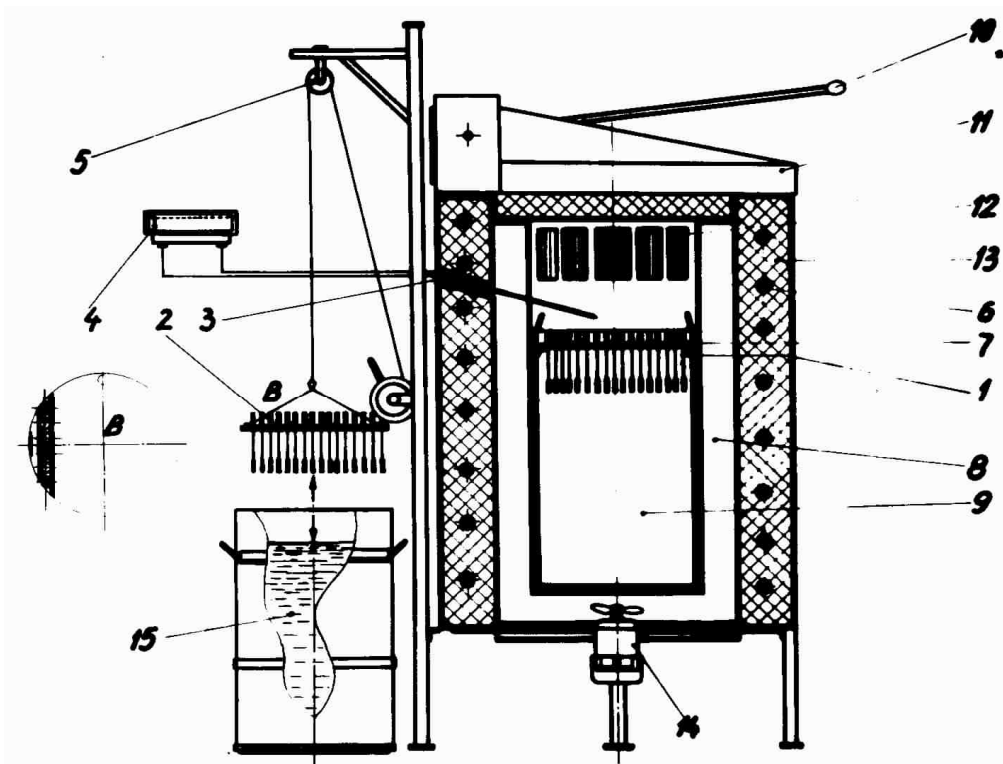


Fig. 4.4 Cuptorul cu circulație forțată de aer și instalația de răcire a epruvetei

Tratamentul termic de călire (de încălzire pentru punerea în soluție) a fost efectuat într-un cuptor fig.4.4 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; 4. milivoltmetru; 5.

scripete pentru manevrarea dispozitivului de suspendare a epruvetelor; 6. elemente încălzitoare ale cuptorului; 7. recipient metalic 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, epruvetele, au fost introduse rapid într-un recipient cu apă de 12°C. După călirea pentru punerea în soluție a urmat tratamentul termic de îmbătrânire artificială în același cuptor. Temperaturile și timpii de tratamente termice au fost cele recomandate de literatura de specialitate sau cele determinate personal [59], [1] [2].

#### 4.2.4 Proprietățile mecanice

Proprietățile mecanice, rezistența de rupere la tracțiune, alungirea, durtățile au fost determinate și la cald cu aparatul redat în figura 4.5

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. Epruvetele rupte sunt prezentate în figurile 4.6 și 4.7.



Figura 4.6 Epruvete netratate termic rupte după încercarea la tracțiune

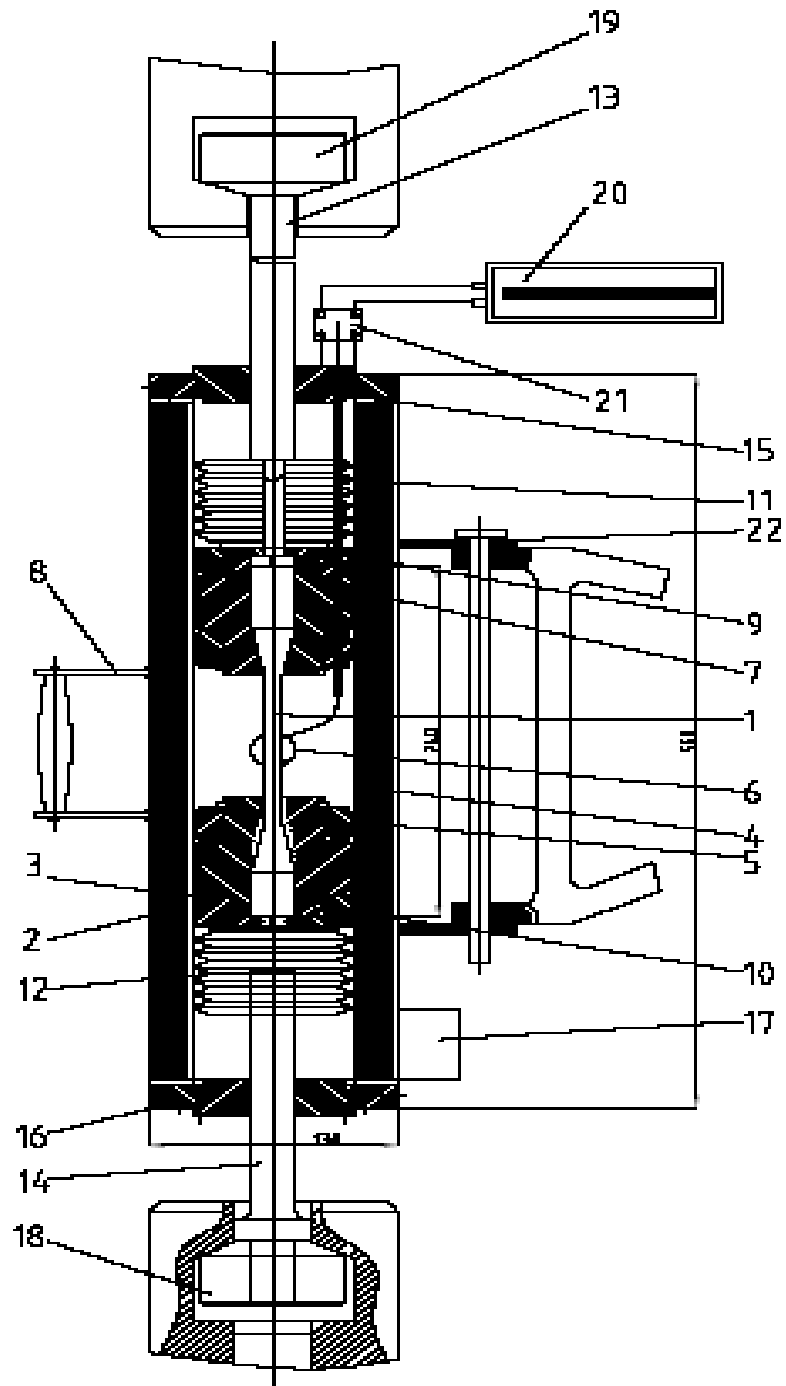


Fig. 4.5 Standul de încercare la rupere la cald



Figura 4.7 Epruvete tratate termic rupte după încercarea la tracțiune

#### 4.2.5 Determinarea durtății la cald

Cercetările care se impun față de aliajele de aluminiu turnate refractare a necesitat pe lângă aparatura și instalațiile clasice de determinare a proprietăților mecanice (avem în vedere rezistența mecanică la temperaturi superioare, cât și determinarea coeficientului de dilatare termică în intervalul 20-325 °C) a necesitat și instalații de concepție proprie precum aparatul pentru determinarea durtăților Brinell, la temperaturi ridicate ale aliajelor. Valorile durtățile la cald au fost măsurate într-un recipient încălzitor de concepție proprie montat pe aparatul Brinell. Proba a fost imersată într-un aliaj ușor fuzibil. Temperatura a fost determinată prin introducerea termocuplei într-un alezaj de  $\Phi$  3 mm, practicat în corpul epruvetei. Standul de încercare pentru determinarea durtății la cald este redat în fig. 4.8.

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;

Instalația din figura 4.5 pentru determinarea durtăților la cald este de construcție proprie, prezintă avantajul folosirii aliajului de tip Wood, și, în acest caz, transformarea căldurii de la mediul de încălzire la probă este aliajul Wood (extrem de susceptibil) în care căldura se transmite prin conducție termică de metale solide probă de încercat-pereții metalici ai instalației ce contactează cu proba de încercat

(transmiterea este greoaie și care evident strecoară erori de măsurare), față de instalația cu aliaj Wood în stare lichidă la temperaturi de încercare de la 100°C în sus. (Chiar și măsurarea durițăților la  $T < 100^\circ\text{C}$ , când aliajul Wood este în stare solidă se face mult mai precis pentru că prin solidificare aliajul Wood face contact intim (strâns) cu proba de încercat la durițea la cald.

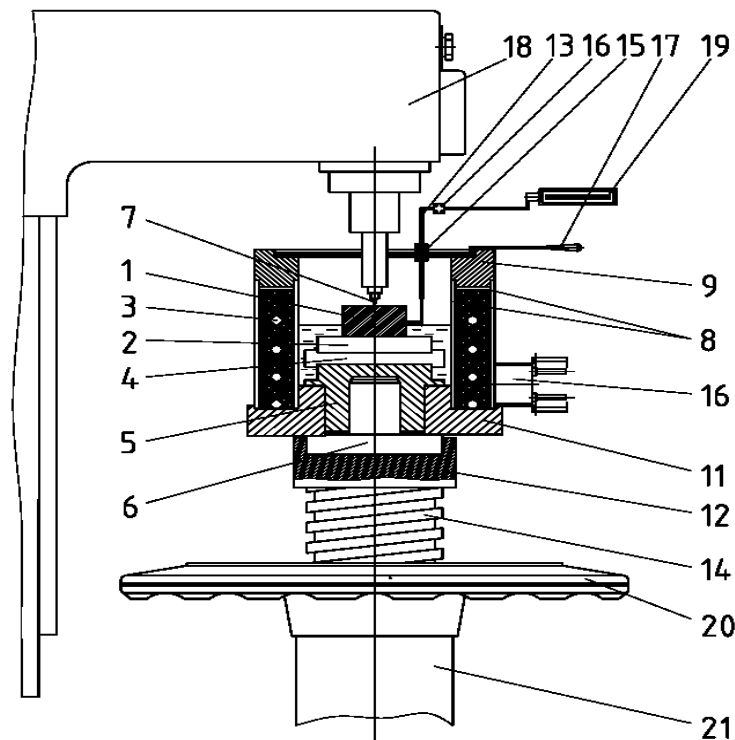


Fig. 4.5 Instalația de încercare a durițății la cald

### 4.3 Influența temperaturii de încălzire continuă asupra durițății aliajelor turnate în cochilă și îmbunătățite

Aliajele turnate le vom nota N (netratate termic) iar cele îmbunătățite le vom nota TT (tratate termic).

Probele supuse încercărilor de determinare a durițăților s-au introdus în topitura de aliaj Wood din figura 4.5 și valorile durițăților funcție de temperatură se redau în figura 4.9 pentru aliajele Nr. 1 și Nr. 3 în stările N și T.T. Temperatura de 300°C s-a ales din considerentul că pistoanele motoarelor cu ardere internă nu depășesc această temperatură.[2]

Încercarea s-a repetat și pentru aliajele în a căror structură predomină eutecticile (figura 4.10), aliajele Nr. 2 și Nr. 4. De precizat că aliajul nr. 5 s-a comportat foarte asemănător aliajului Nr. 4 (de altfel și compoziția chimică este relativ apropiată) motiv pentru care nu s-a trecut în figura 4.7.



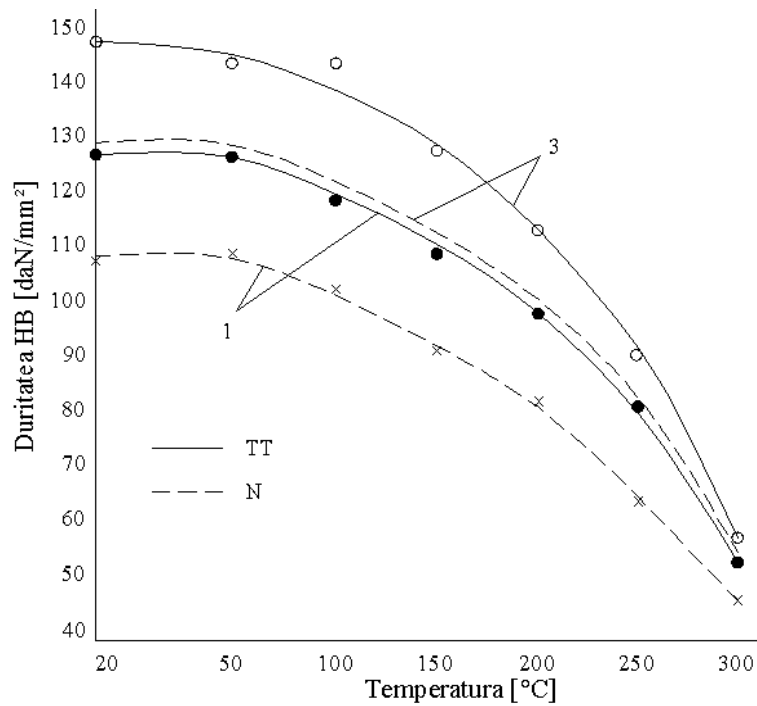


Fig.4.9 Variația durtății aliajelor nr. 1 și nr. 3 cu temperatura (tip soluție solidă a)

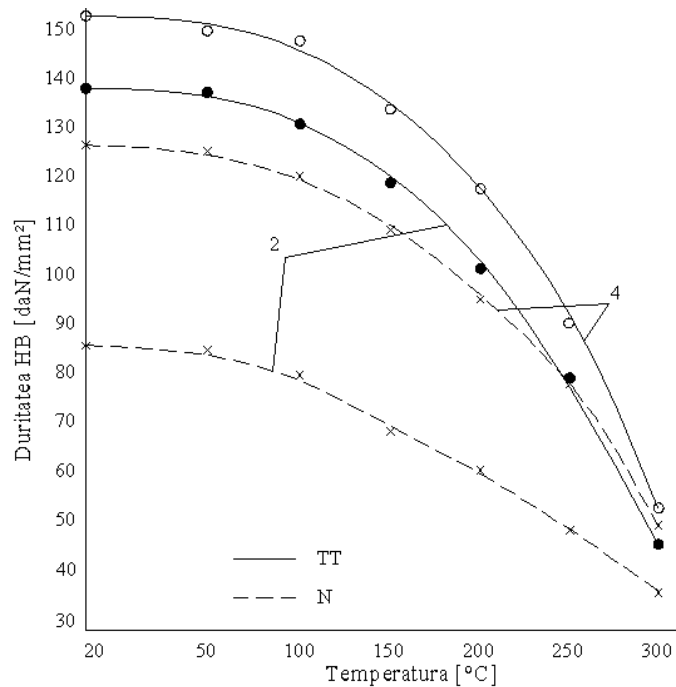


Fig. 4.10 Influența temperaturii asupra durtății aliajelor Nr. 2 și Nr. 4 (tip eutectic)

#### 4.4 Influența temperaturilor și timpilor de menținere la aceste temperaturi până la stabilirea constanței durezzații aliajelor

Pentru piesele turnate (din aliaje de aluminiu) ce lucrează la temperaturi superioare temperaturii liniei solvus din diagrama de echilibru Al-Cu, se vor petrece fenomene de dizolvare a fazelor secundare în soluția solidă  $\alpha$  a aluminiului, care apoi la răcire se vor separa din soluție. Deci structura fiind instabilă la variații de temperatură, cum este și cazul pistoanelor motoarelor termice, este necesar a se cunoaște care sunt timpii necesari, funcție de temperatură, care să conducă la stabilizarea structurii, adică să prezinte o constanță a proprietăților mecanice, în cazul nostru durezzații.

Pentru încercări s-au admis temperaturi de încercare 220; 260 și 300°C, întrucât pe înălțimea pistonului temperaturile sunt variabile.

În figurile 4.11-4.15 se redau influențele timpilor de menținere la diferite temperaturi până la obținerea constanței durezzații (HB = constant). Durezzațiile s-au măsurat „la cald” adică la temperaturile respective 220; 260 și 300°C, apoi „la rece” după scoaterea probelor din aliajul Wood și răcirea acestora la  $\sim 20^\circ\text{C}$ . (Aliajul Nr. 5 s-a comportat similar aliajului Nr. 4 de aceea nu s-a reprezentat influența timpilor asupra stabilizării HB=constant)

Pentru o imagine mai completă a diferențelor dintre cele 5 aliaje în figura 4.15 redăm proprietățile mecanice de rupere la tracțiune pe probe de  $\Phi 12,5\text{mm}$  turnate în cochilă, pentru stările netratate (N) și îmbunătățite (TT), adică o călire și o revenire la cald.

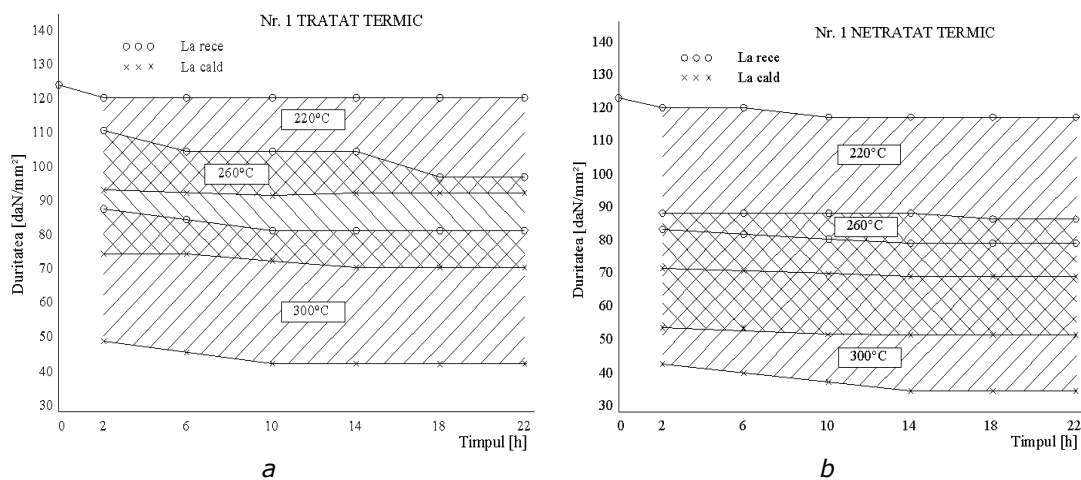


Fig. 4.11 Influența timpilor de menținere până la HB = constant, funcție de temperatură, în cazul aliajului Nr. 1: a- TT și b- N.

Reprezentări suplimentare pentru variația proprietăților mecanice cu temperatura sunt prezentate în Anexa

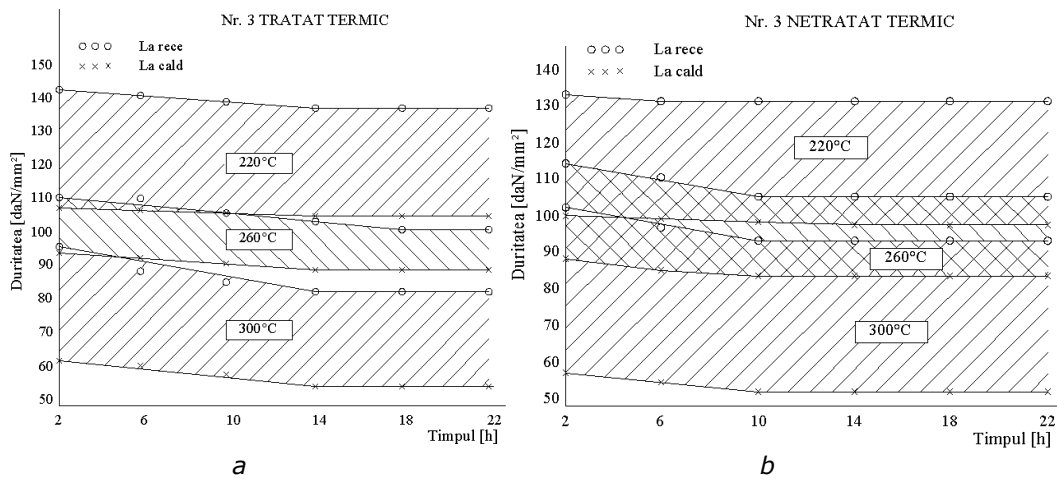


Fig. 4.12 Influența timpilor de menținere până la HB = constant, funcție de temperatură, în cazul aliajului Nr. 3: a- TT și b- N

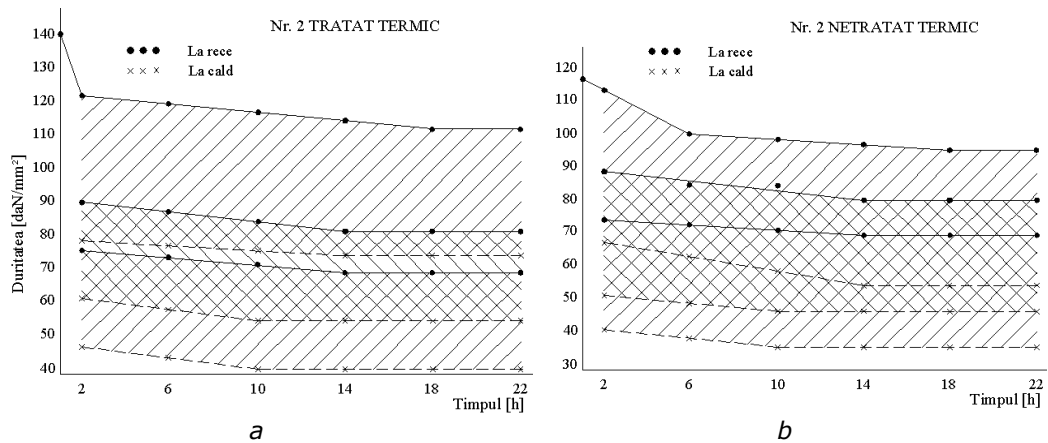


Fig. 4.13 Influența timpilor de menținere până la HB = constant, funcție de temperatură, în cazul aliajului Nr. 2: a- TT și b- N.

### Concluzii:

Analizând variația valorilor medii ale proprietăților mecanice ale unor aliaje refractare folosite și 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. 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 proprietăților mecanice exprimate prin  $R_m$  și HB.

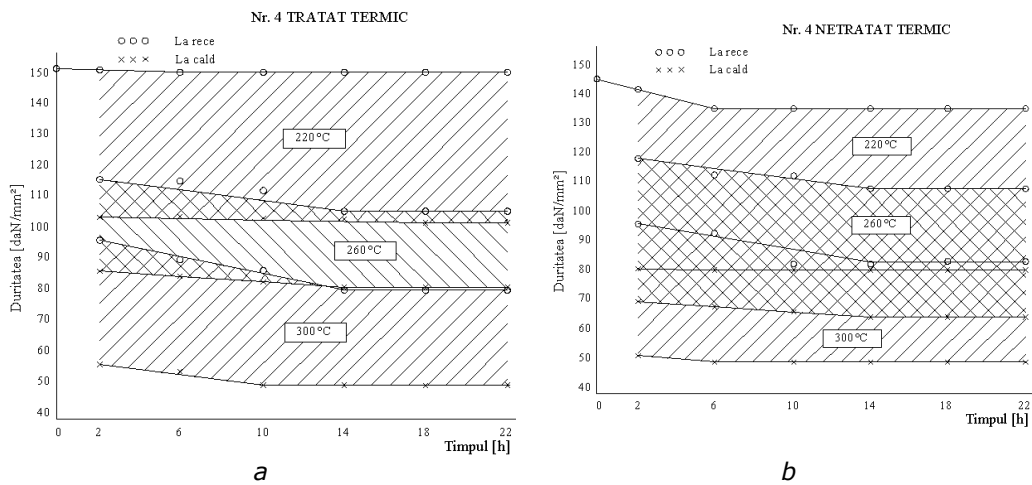


Fig. 4.14 Influența timpilor de menținere până la HB = constant, funcție de temperatură, în cazul aliajului Nr. 4: a- TT și b- N.

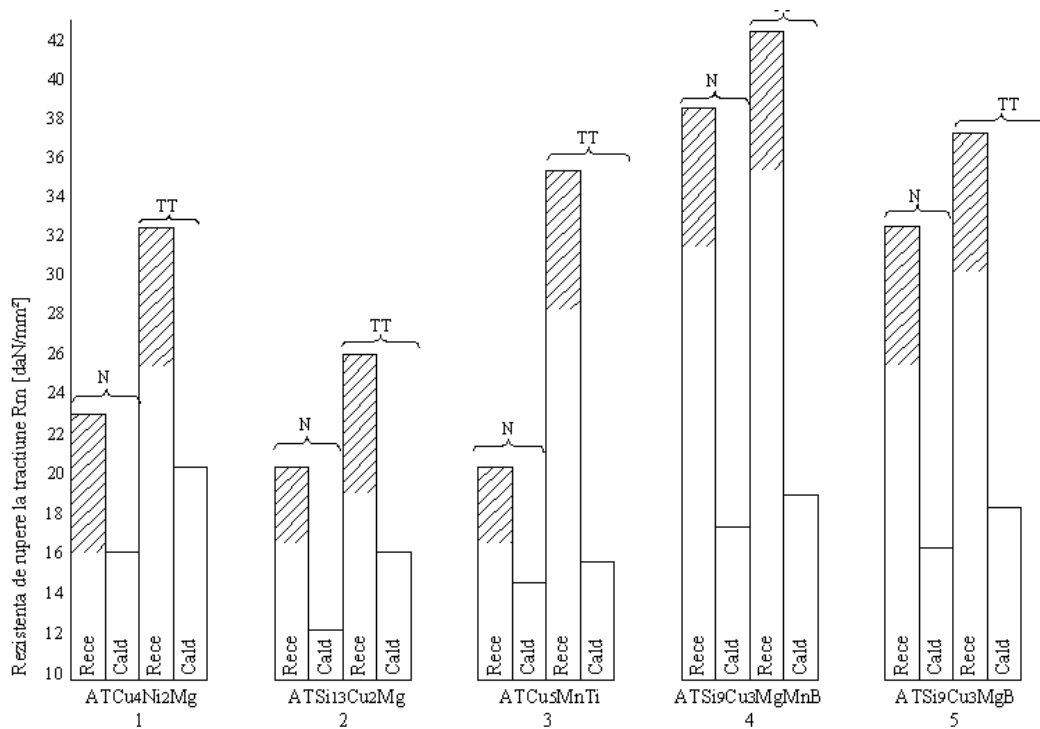


Fig.4.15 Valorile rezistenței la rupere  $R_m$  la cald 300°C și la rece 20°C a probelor din aliajele N și TT

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, aliajul Nr. 4 în stare tratată termic) cum se vede și din figura 4.14.

**3.** Din figurile 4.9; 4.10 și 4.15 se remarcă, pregnant, că valorile  $R_m$  și HB (considerate minime) la temperatura de 300°C după încălzirea continuă, sunt foarte apropiate, indiferent de compoziția chimică și starea aliajelor și variază puțin. Reiese că indiferent de compoziția chimică sau stare (tratată sau netratată termic), aliajele de aluminiu polinare ce se toarnă în piese care lucrează la temperaturi ridicate (cazul pistoanelor de autovehicule) obțin, după încălzire și apoi răcire, diferențe de proprietăți ne semnificative.

**4.** Având în vedere mărimea foarte apropiată a rezistențelor cât și a valorilor proprietăților de duritate, obținute pentru toate aliajele după încălzirea continuă până la 300°C, atât ca valori absolute cât și ca diferențe între valorile maxime (la 20°C) și minime (la 300°C), considerăm că pentru studii este suficient a se determina influența compozițiilor chimice și a tratamentelor termice doar asupra durităților. Acest fapt simplifică mult metoda de încercări, conduce la economii de material, combustibil, energie etc. [2].

**5.** Concluziile ce rezultă din analiza figurilor 4.9-4.15 în care valorile  $R_m$  și HB aproape se „nivelează”, la 300°C arată, paradoxal, că tratamentul termic în care se urmărește ca de la aliajele de aluminiu turnate să se obțină valorile maxime de proprietăți mecanice la temperatura ambiantă, numit îmbunătățire (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. Afirmațiile respective având suport și prin cercetările efectuate în [69], [70], [71], [2]

**6.** Valorile obținute în studiile influențelor temperaturilor de încălzire continuă și a timpului de menținere până la obținerea constanței proprietăților aliajelor complexe de aluminiu, ce lucrează la temperaturi ridicate, arată că aliajele ce conțin elemente de aliere, care formează compuși intermetalici „stabili”, la temperaturi ridicate, confirmă pe deplin cele afirmate în capitolele anterioare, atât în privința influenței compoziției chimice cât și a tratamentelor termice aplicate aliajelor de Al, asupra proprietăților mecanice.

**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 simplu 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, repartizate pe înălțimea pistonului [60], [72], [1], [2]. De aceea, în tabelul 4.2 se redau influența timpilor și temperaturii de menținere la 300°C asupra valorilor proprietăților HB stabilizate, ale aliajelor tratate termic și netratate (determinate la rece și la cald). S-a ales pentru prezentare doar temperatura de 300°C, întrucât la temperaturile de încercare  $T < 300^\circ\text{C}$  (cum se vede din figurile 4.11-4.15) proprietățile  $R_m$  și HB fiind superioare celor de la temperatura de aluminiu ce lucrează la temperaturi sub 300°C.

**8.** Rezultatele obținute la măsurarea durităților la cald ca și la rece (tabelul 4.2) arată că la menținerea de 300°C până la atingerea HB = constant, se reduc substanțial HB în ambele situații (tabelul 4.3.) față de cea mai mare pierdere  $\Delta HB_{abs}$  se remarcă la aliajele Nr. 2, 4 și 5 în stare călită și TT, cea mai redusă la aliajele Nr. 1 și Nr. 3. Pentru starea netratată termic cea mai mare pierdere au suferit-o aliajele Nr. 3, 4 și 5.

**Tabelul 4.2 Valorile HB stabilizate după menținerea [h] la temperatura de 300°C**

Nr. aliaj	Încercat la	HB inițial		Timpul de stabilizare [h]		Valorile HB stabilizate [daN/mm <sup>2</sup> ]		Diferența HB stabilizat la 300°C HB <sub>TT</sub> - HB <sub>N</sub>
		TT	N	TT	N	TT	N	
1	cald	124	107	10	14	43	38	5,0
	rece			10	14	77,3	75	2,3
2	cald	138	95	14	10	38	36	2,0
	rece			14	6	68,8	68,8	0,0
3	cald	148	129	14	10	55	55	0,0
	rece			14	10	84	94	10
4	cald	152	127	10	10	50	78	2,0
	rece			14	14	80	45	2,0
5	cald	148	125	10	10	48	45	3,0
	rece			14	14	75	72	3,0

Valorile absolute cât și diferențele de duritate înscrise în tabelul 4.3 ne conduc la concluzii, extrem 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 soluția solidă  $\alpha$ , aceste proprietăți se reduc simțitor. Are loc de fapt un tratament de „recoacere sau revenire”, care este condiționat de starea inițială a aliajului turnat.

**Tabelul 4.3. Influența compoziției chimice și stării aliajelor și timpului de menținere la temperatura de 300°C până la HB = constnt.**

Aliajul Nr.	Măsurat la	$\Delta HB_{abs} = HB_{max} - HB_{min}$ [daN/mm <sup>2</sup> ]		Obs.
		TT	N	
1	cald	124 - 43 = 81	107 - 38 = 69	$\Delta HB_{abs}$ reprezintă diferența dintre $HB_{max}$ de la temperatura ambiantă (stare inițială) și $HB_{min}$ obținut după stabilizarea la 300°C. Valorile inițiale au fost considerate indiferent de starea aliajelor (N sau TT)
	rece	124 - 77,8 = 47	107 - 75 = 32	
2	cald	138 - 38 = 100	95 - 36 = 59	
	rece	138 - 68,8 = 69	95 - 69,8 = 26	
3	cald	148 - 55 = 93	129 - 55 = 74	
	rece	148 - 84 = 64	125 = 94 = 35	
4	cald	152 - 50 = 102	127 - 48 = 79	
	rece	152 - 80 = 72	127 - 78 = 49	
5	cald	148 - 48 = 100	125 - 45 = 80	
	rece	148 - 75 = 73	125 - 72 = 53	

**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  $\alpha$ , linia solvus, se

recomandă a fi tratate termic, cel puțin la temperatura la care vor lucra (în vederea stabilizării structurii) și funcție de stare se va efectua o recoacere sau o revenire.

**c-** din figurile 4.11-4.14 și tabelele 4.2 și 4.3 reiese că: diferența  $\Delta$  dintre valorile maxime ale proprietăților obținute înainte de încălzirea la diferite temperaturi (până la atingerea constantei proprietățile) cresc cu atât mai mult cu cât timpul de încercare (funcționare a motorului) este mai lung.

**d-** aliajele tratate termic (călite și revenite) mențin din valoarea proprietăților medii inițiale  $R_m$  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  $R_m = 71,5$  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°C 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 influențelor temperaturilor și timpilor la care funcționează pistoanele mașinilor termice, influențe care conduc la nivelarea proprietăților mecanice, indiferent de compoziția chimică și starea de tratament a aliajelor, folosite la turnarea pistoanelor mașinilor termice, a condus la elaborarea unor aliaje cu proprietăți tehnologice superioare, în special pentru siluminiurile turnate.

#### 4.5 Elemente de structură ale aliajelor turnate

Pentru a ilustra compoziția chimică, starea, tratamentul termic, (în fig. 7.4), pentru cele cinci 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 300°C timp de 18 ore;
- C-călită de la 500°C în apă la 12°C;
- I-îmbătrânit artificial după încălzire la 300°C 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 (tabelul 4.4) se redau fazele și constituenții structurali. Aceste structuri sunt redată în cele ce urmează pentru aliajele elaborate.

**Tabel 4.4 Fazele și constituenții din aliajele cercetate**

Aliaj / Fază	Stările aliajelor				
	Turnat	Recopt	Călit	Îmbătrânit	
1.	Sol. sol. $\alpha$	Puțină, neom.	Omogenă	Eutectic	Omogenă
	Comp. Int.	Eutectic	Eutectic	Suprasaturat	Eutectic
2.	Sol. sol. $\alpha$	Neomogenă	Omogenă	Nedizolvat	Omogenă
	Comp. Int.	$Al_2Cu, Mg_2Si$	Grosieri	Suprasaturat	Suprasaturat
3.	Sol. sol. $\alpha$	Multă	Omogenă	Nedizolvat	Nesaturat
	Comp. Int.	Eutectic $\alpha + Q$	Eutectic $\alpha + CuAl_2$	Suprasaturat	Suprasaturat
4.	Sol. sol. $\alpha$	Multă, sat.	Multă	Suprasaturat	Omogenă
	Comp. Int.	$CuAl_2 + E$	$CuAl_2 + E$	$CuAl_2 + E$	$CuAl_2 + E$

Se poate aprecia că fazele și constituenții 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.

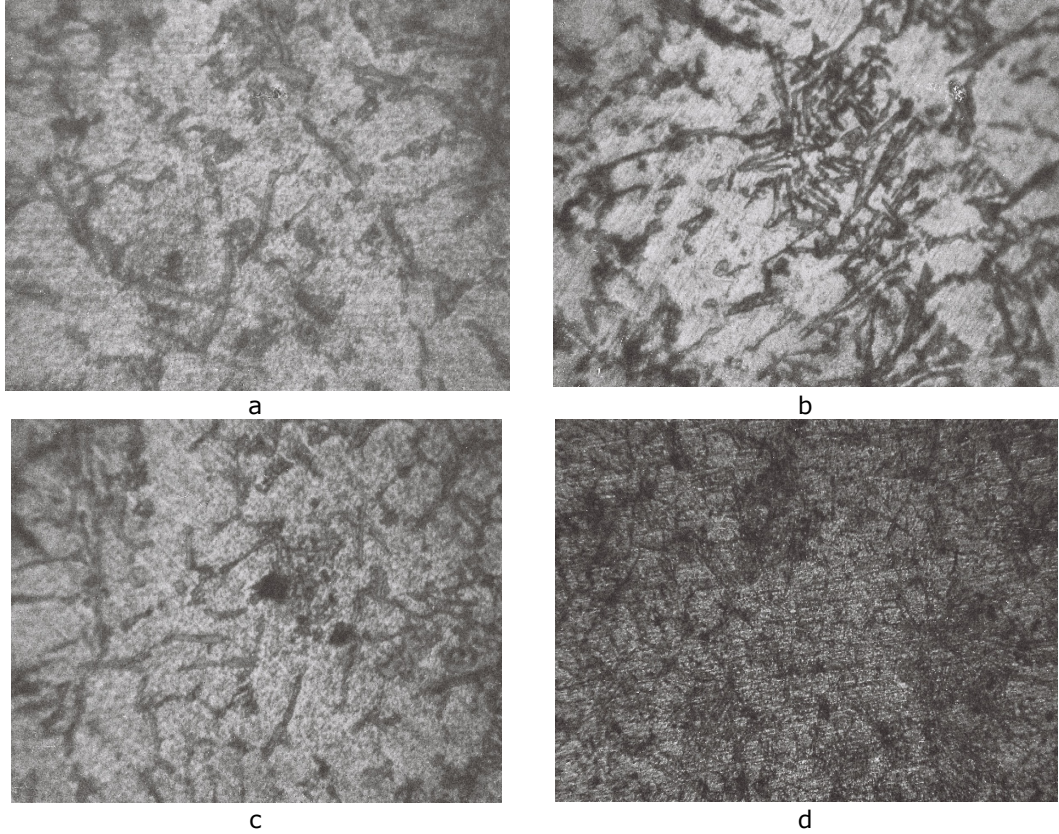
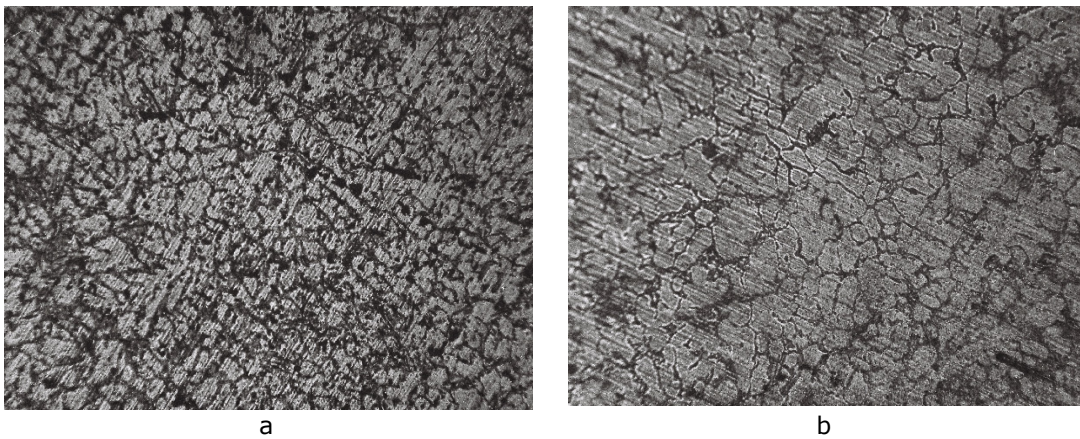


Figura 4.16 Structuri pentru aliajul 1, AlCu4Ni2Mg, la 200:1, stările a) T, b) R, c) C, d) I





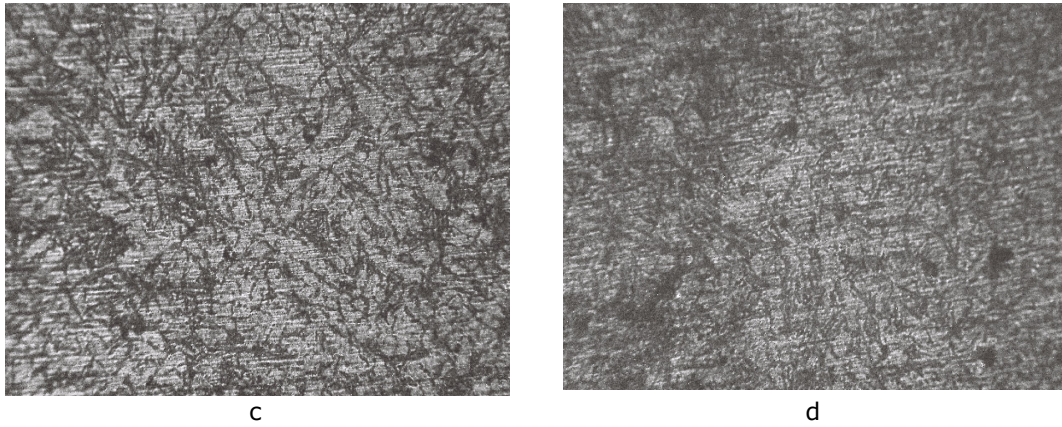


Figura 4.17 Structuri pentru aliajul 3, ATCu5MnTi la 200:1, stările a) T, b) R, c) C, d) I

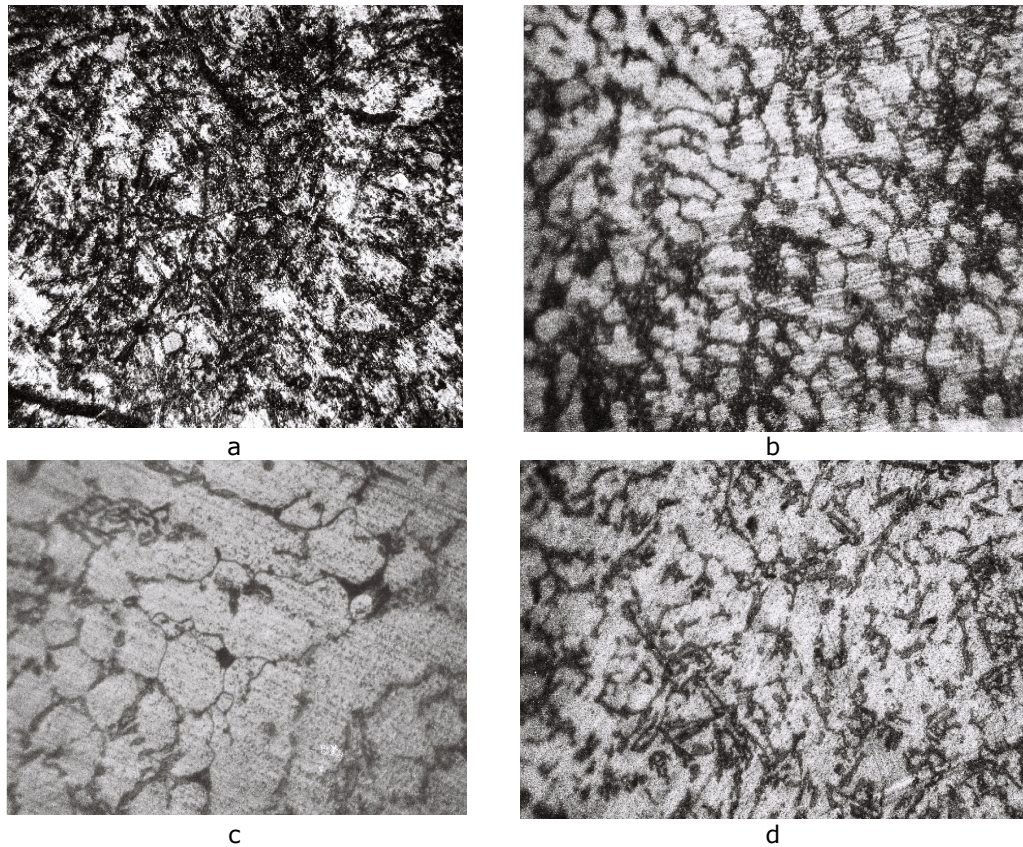


Figura 4.18 Structuri pentru aliajul 4 ATSi13Cu2Mg la 200:1 stările a) T, b) R, c) C, d) I

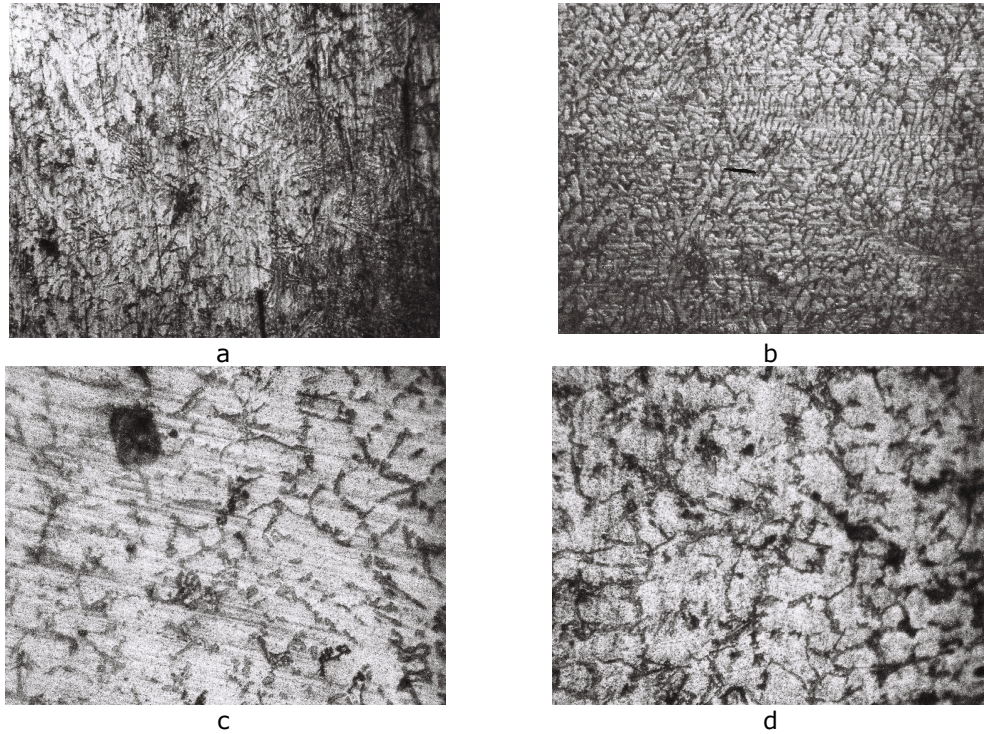


Figura 4.19 Structuri pentru aliajul ATSi9Cu2MgB la 200:1 stările a) T, b) R, c) C, d) I

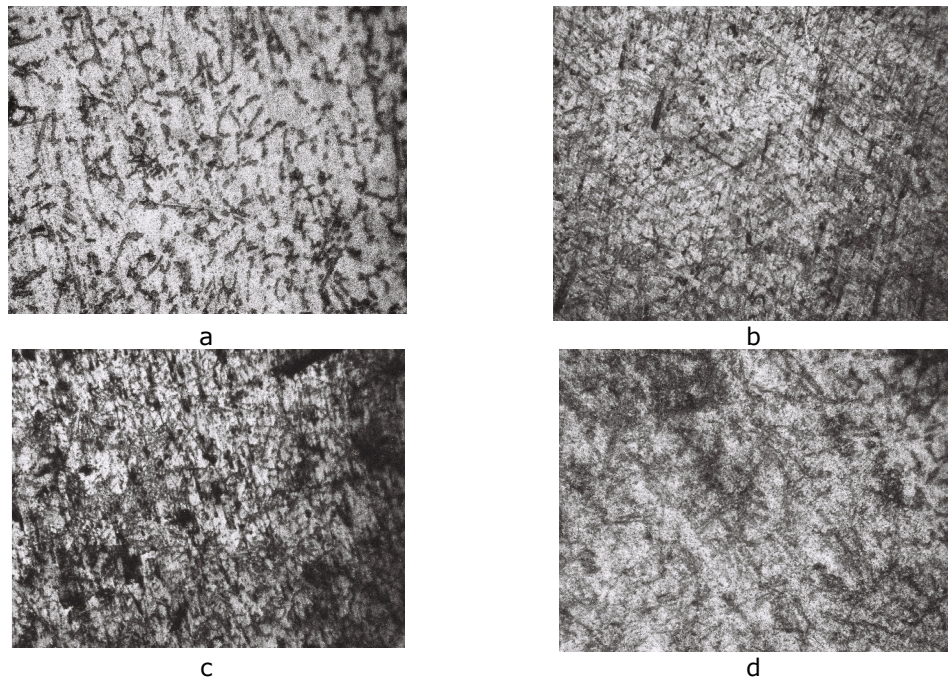


Figura 4.20 Structuri pentru aliajul ATCu4Ni2Mg la 200:1 , stările a) T, b) R, c) C, d) I

## 4.6 Concluzii parțiale

Din analiza figurilor cât și tabelelor din capitolul 4 se remarcă faptul că:

- Valorile proprietăților mecanice la temperatura de funcționare a pistoanelor sunt foarte reduse față de cele inițiale.

- La temperatura de funcționare a pistoanelor (considerată a fi de peste 300°C), 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 starea rece (înainte de funcționare) a 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 datorată încălzirii inevitabile a pistonului în timpul funcționării sale. Acestea reflectă situația reală a posibilităților de satisfacere a condițiilor 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 din care rezultă aspectul cantitativ și calitativ al modificărilor structurale intervenite.

- 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 pe 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 aliajul piston – cilindru [2].

- Dacă se are în vedere și faptul că unele tipuri de motoare ajung să obțină pe pistoane temperaturi de regim de până la 500°C, 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 bază 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 ar reduce valorile jocului radial încă de la proiectare. Criteriile respective permit creșterea substanțială a fiabilității pistoanelor, reducerea consumului de carburanți, simplificarea tehnologiilor de fabricație.

## 5. TURNAREA ÎN CONDIȚII DE LABORATOR A PISTOANELOR DIN ATSi12CuMgNi

### 5.1 Încercări practice de elaborare-turnare tratate termic asupra pistoanelor autoturismelor

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. De aceea a devenit necesară încercarea (verificarea) aliajului pistoanelor cu care sunt echipate autoturismele. Aliajul respectiv se toarnă sub presiune la Slatina și se supune tratamentului termic de stabilizare – încălzire la 230°C timp de 11 ore.

După ce în capitolele anterioare s-au analizat probleme de compoziție și de proprietăți mecanice ale aliajelor de aluminiu turnate în piese în capitolul de față se analizează problema turnării pieselor de aluminiu mai precis turnarea pistoanelor autoturismelor. Cercetarea experimentală a constatat din:

- elaborarea aliajului ATSi12CuNiMg;
- turnarea în cochilă a pistoanelor;
- turnarea de epruvete pentru determinarea dilatării și realizarea de modificări ale concentrației elementelor de aliere (studiate în Capitolul 6);
- realizarea de tratamente termice asupra pistoanelor și epruvetelor turnate.

După stabilirea compoziției chimice (acceptată unanim) cât și a condițiilor "optime" de elaborare-turnare a aliajelor de aluminiu turnate în pistoane [1], [71], [2] în vederea stabilirii, cel puțin la nivelul motoarelor termice ale autoturismelor, 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 utilajele existente.

Aliajele de tip siluminiu, printre care și aliajul ATSi12CuMgNi (STAS 201/2 - 1980), se pot trata în stare lichidă (modificată) cu diferite substanțe, care conduc la finisarea structurii eutecticului dar și a formațiilor de Si primar, [11], [1]. 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 [2] [63].

Ținând cont de faptul că modificarea aliajelor de tip siluminiu conduce la creșterea proprietăților mecanice [1], [2] cât și de faptul că pistoanele turnate în amestec de formare obișnuit se comportă mai bine în exploatare [73] (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 +  $\text{Na}_2\text{SO}_4 \cdot 10\text{H}_2\text{O}$  (sulfat de sodiu) +  $\text{Na}_4\text{B}_4\text{O}_7 \cdot 10\text{H}_2\text{O}$  (tetraborat de sodiu) +  $\text{Na}_3\text{PO}_4$  (fosfat) +  $\text{Fe}(\text{NH}_4)_2(\text{SO}_4) \cdot 6\text{H}_2\text{O}$  (sulfat dublu de Fe și amoniu), folosind un clopot. Substanțele modificatoare au fost alese după recomandările [2] și s-au administrat în topitura conform instalației [24], la temperatura de 680-700°C, mai redusă față de cazul folosirii sărurilor de metale alcaline la modificare.

## 5.2. Confecționarea formei de turnare în semicochilă

În vederea realizării unei tehnologii simple, robuste și care să respecte recomandările [1], [2] 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 confecționarea formei de turnare, evitând confecționarea unei cutii de miez costisitoare.

Dintr-un piston vechi de autoturism secționat pe axa longitudinală X-X (fig. 5.1), s-a obținut cutia de miez (fig. 5.2), formată din cele două semi-cutii de miez 1 și 2, în care s-a realizat miezul cavității 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 [2] 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) putându-se folosi drept modele și cutii de miezuri chiar piesele uzate sau rebutate. Secționarea (tăierea) pe axa X - X (fig. 5.1) s-a efectuat cu o freză disc de 2,5 mm grosime, ceea ce a condiționat lipirea unui carton (fig. 5.1b) de egala grosimea pierdută cu tăietura făcută de freză astfel că miezul 3 (fig 5.2) să obțină dimensiunile interioare ale pistonului. Orificiile 6 ale bolțului au fost completate cu amestec de formare. Cele două semi-cutii de miez au fost asamblate, strânse cu forța P, întoarse la 180°C și cu ajutorul modelului 7 (fig 5.2a) s-a format miezul 3, prevăzut cu cavitatea 7 (fig.5.2b).

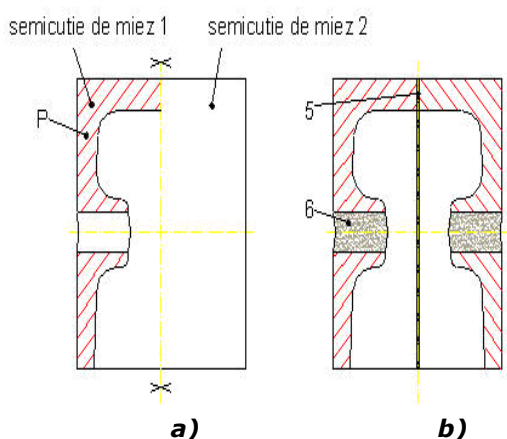


Figura 5.1. Piston vechi secționat cu freza pe axa x - x

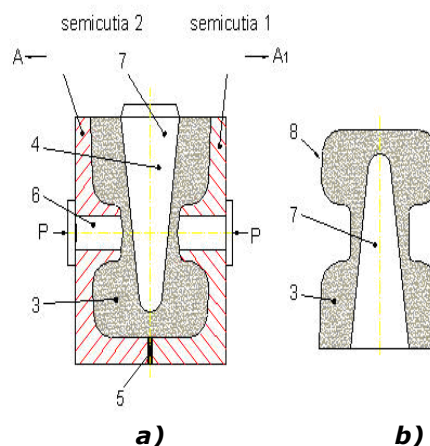


Figura 5.2 Semi-cutiile 1 și 2 de formare a miezului 3, strânse cu forța P

După dezbateră miezului, prin separarea semi-cutiilor 1 și 2, după direcția A-A<sub>1</sub> dimensiunile interioare nominale de contracție ale pistonului au fost preluate de vopsea 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 300°C timp de 2 ore în poziția (5.2b).

### 5.3 Realizarea cochilei și asamblarea formei de turnare. Formarea exteriorului pistonului

S-a făcut dintr-o țevă de oțel (figura 5.3) cu D cochilei 9 mai mare cu 4 mm față de D pistonului și a fost prevăzută cu o conicitate pentru o ușoară dezbateră 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 300°C, înainte de turnare, timp de 10 ore. Asamblarea formei de turnare (fig 5.3) 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 în timpul turnării.

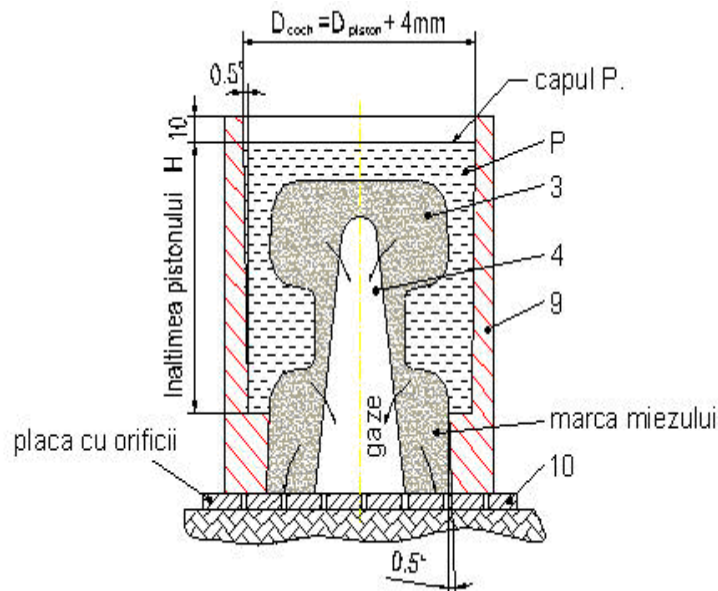


Figura 5.3 Forma asamblată pentru turnare

### 5.4 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:

- Aliajul ATSi12CuMgNi (STAS 201/2-1980) s-a obținut prin retopirea pistoanelor uzate, de aceea au fost întâi preîncălzite la 300°C în vederea eliminării uleiului și altor impurități și apoi s-au retopit în creuzet de oțel prin încălzire cu

flacăra indirectă. În timpul retopirii băia metalică s-a protejat cu fluxul Nr. 8 până la temperatura de 730°C, după care baia metalică s-a curățat de zgură și la temperatura de aproximativ 690°C s-a făcut modificarea și apoi turnarea în forma din (fig 5.3) la 630°C (fără modificare și cu modificare), folosind amestecul arătat (în cantități egale) la un total de 0,8 % din masa aliajului.

- 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:

$$t_0 < t_g \quad (5.1)$$

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:

$$p_g \leq p_{Metal\ lichid} = \rho \cdot H \quad (5.2)$$

adică atunci când presiunea gazelor  $p_g$  în forma de turnare (fig.5.3 golul 4) este mai mică decât presiunea metalului lichid, cu semnificațiile

$p_{Met. lic.}$ ;  $\rho$  - densitatea metalului lichid;  $H$ -coloana de metal lichid (egala cu înălțimea pistonului).

## 5.5 Aspecte de bilanț termic la turnarea pieselor

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 care are loc (fig. 5.4):

- 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)  $Q_E$ ;

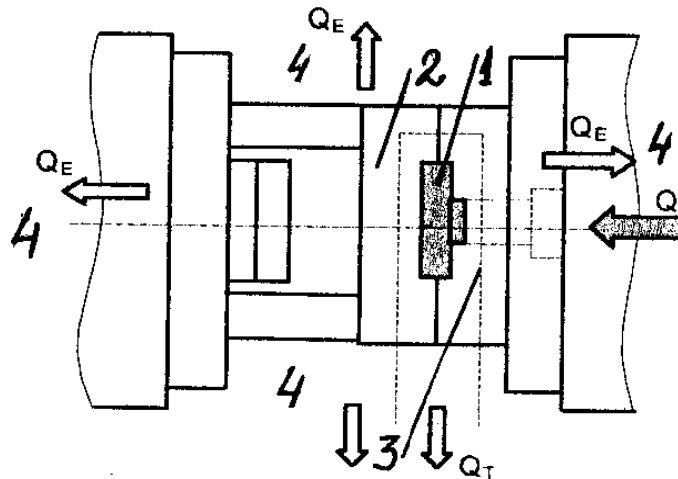


Fig. 5.4 Schimbul de căldură la o matriță de turnat sub presiune

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:

$$Q = - Q_T - Q_E \quad [J] \quad (5.3)$$

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).

Metalul topit din cuibul matriței cedează prin conducție (în cazul unui ciclu de turnare), corpului matriței, cantitatea de căldură  $Q$ , dată de relația:

$$Q = m (i_2 - i_1) \quad [J] \quad (5.4)$$

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:

$$\Delta i = i_2 - i_1 = c_p(T_{MP} - T_E) \quad [kJ/kg]; \quad (5.5)$$

Unde:

- $c_p$  – căldura specifică a metalului topit; [kJ/(kg grad)]
- $T_{MP}$  – temperatura metalului topit în cuptor [°C];
- $T_E$  – temperatura de evacuare [°C];

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. 5.5).

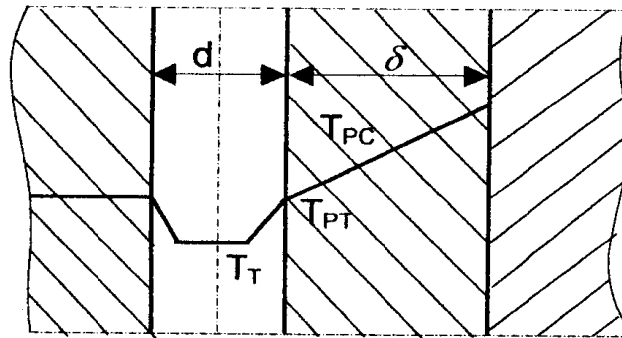


Fig. 5.5 Variația temperaturii matriței în zona canalului de temperare;  $d$ -diametrul canalului de temperare;  $\delta$ -distanța dintre peretele matriței și peretele canalului.

Prin urmare:

$$Q = \frac{\lambda_M}{\delta} S (T_{PC} - T_{PT}) \quad [J] \quad (5.6)$$

Unde:

- $\lambda_M$  – conductibilitatea termică a matriței [W/m K];
- $\delta$  - distanța canalului de temperare față de suprafața matriței [m];



$S$  – suprafața transversală activă a matriței [ $m^2$ ];

$T_{PC}$  – temperatura medie la peretele cavității [K];

$T_{PT}$  – temperatura medie la peretele canalului de temperare [K];

Transferul termic de la matriță (mediul solid) la mediul de temperare (mediul lichid) se face prin convecție și se poate exprima prin relația:

$$Q = \alpha_T S_T (T_{PT} - T_T) [J] \quad (5.7)$$

Unde:

$\alpha_T$  – coeficientul de transfer de căldură al mediului de temperare [ $W/m^2 K$ ];

$S_T$  – Suprafața activă a canalelor de temperare [ $m^2$ ];

$T_{PT}$  – 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.

Transferul termic în interiorul matriței se realizează în două moduri:

- prin convecție către platourile de prindere ale mașinii;
- prin radiație în aer;

$$Q_E = Q_C + Q_R \quad [J] \quad (5.8)$$

Unde:

$Q_C$  – pierderi de căldură prin convecție;

$Q_R$  – pierderi de căldură prin radiație;

Pierderile de căldură prin convecție sunt nesemnificative, ele pot fi neglijate ( $Q_C \approx 0$ ).

Relația (5.8) devine:

$$Q_E = Q_R \quad (5.9)$$

Transferul termic prin radiație de la matriță către exterior se calculează cu relația:

$$Q_R = S_M \cdot e \cdot C_0 \left( \frac{T_{MS}}{100} \right)^4 \quad (5.10)$$

Unde:

$S_M$  – suprafața liberă a matriței în contact cu aerul înconjurător [ $m^2$ ];

$e$  – coeficientul de emisie [ $m^2$ ];

$C_0$  – constanta lui Boltzman [ $W/m^2 K^4$ ];

$T_{MS}$  – temperatura la suprafața matriței [K];

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;

Pentru stabilirea legii de distribuție 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  $\Delta Q$ , care trece printr-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  $\text{grad}_n T$ .

$$\Delta Q = \lambda \cdot dS \cdot dt \cdot [\text{grad}_n T] \quad (5.11)$$

în care:  $\lambda$  - 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:

$$Q = - dt \int \lambda \text{grad}_n T \cdot ds \quad (5.12)$$

Dacă pentru simplificare, se acceptă  $C$ ,  $\gamma$ ,  $\lambda$  constante ecuația conductivității termice ia următoarea formă:

$$\frac{\delta T}{\delta t} = \alpha \left( \frac{\delta^2 T}{\delta x^2} + \frac{\delta^2 T}{\delta y^2} + \frac{\delta^2 T}{\delta z^2} \right) \quad (5.13)$$

în care:  $\alpha = \frac{\lambda}{C\gamma}$  difuzitatea termică;  $C$  și  $\gamma$  - căldură specifică și densitatea

topiturii;

În cazul în care temperatura  $T$  nu depinde de  $y$  și  $z$  ecuația conductivității termice ia forma ecuației diferențiale (5.14):

$$\frac{\delta T}{\delta t} = \alpha \frac{\delta^2 T}{\delta x^2} \quad (5.14)$$

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., 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:

$$Q_f = \frac{F \cdot 2 b_f T_n \sqrt{t}}{V \pi} \quad (5.15)$$

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:

$$b_f = \sqrt{\lambda c \gamma} \quad (5.16)$$

$$T_n = \frac{bm}{bf + bm} \cdot T_e \quad (5.17)$$

în care  $b_m$  - coeficient de acumulare pentru metal;  $c$  - căldura specifică;

Întrucât la solidificare piesa turnată trebuie să cedeze formei cantitatea de căldură  $Q_c$ :

$$Q_c = G[L + C_m \cdot (T_1 - T_s)] \quad (5.18)$$

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:

$$Q_c = Q_f ; \quad (5.19)$$

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 formei 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.;

## 5.6 Modelarea procesului de turnare

Relațiile matematice prezentate anterior pot fi direct aplicate la modelarea procesului de turnare. Un sistem CAE (Computer Aided Engineering ) de performanță, dedicat simulării turnării sub presiune a pieselor din aliaje neferoase trebuie să confere o înaltă predicție a analizelor ce trebuiesc realizate în toate stadiile: de proiectare, de fabricare și de asigurarea calității produsului [119], [120].

Dintre analizele curente disponibile într-un sistem CAE, cu referire la turnarea sub presiune se pot enumera: evaluarea grosimii pereților reperului turnat, dimensionarea reperului, amplasarea punctelor de alimentare a cavității matriței, amplasarea circuitului de răcire, optimizarea condițiilor de proces, evaluarea formei geometrice a reperului turnat.

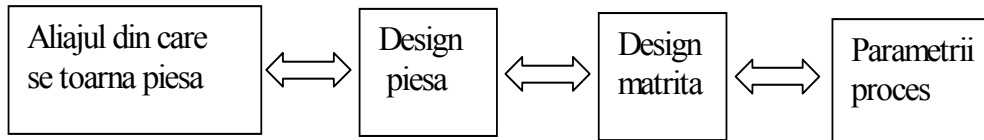
Cea mai completă analiză CAE posibil de realizat într-un sistem complex, dedicat tehnologiei pieselor turnate sub presiune, aceste analize se realizează înainte de finalizarea proiectării piesei turnate, precum și a matriței de turnare, trebuie să ofere răspuns la toate problemele tehnologice, incluzând cele mai mici detalii.

Sistemul CAE, folosit la analiza pieselor turnate sub presiune trebuie să evalueze cu precizie gradul de fezabilitate a piesei turnate în funcție de precizia ei geometrică. Ea trebuie să ofere inginerului proiectant condițiile de intrare în procesele de simulare. Funcția de estimare a procesului trebuie să ghideze inginerul proiectant prin toate deciziile ce se iau în această etapă:

- Alegerea aliajului;
- Alegerea agentului termic de răcire;
- Selectarea materialului pentru matriță;
- Alegerea mașinii de turnat sub presiune, în funcție de caracteristicile modelului.

Estimarea procesului are ca date de intrare valori introduse de către inginerul proiectant și îi oferă acestuia ( procesului ) următoarele răspunsuri:

- Caracteristica materialului;
- Simularea umplerii matriței, la care se adaugă și simulări privind contracția și deformația reperului;
- Materialul matriței împreună cu conductivitatea termică respectivă;
- Tipul mașini de turnat;
- Determinarea drumului maxim de curgere, pentru un anumit aliaj topit, la o anumită temperatură;
- Optimizarea grosimii pereților piesei;
- Determinarea combinației optime figura 5.6 pentru a minimiza problemele care apar în atelier
- Stabilirea corectă a parametrilor de proces, cum ar fi: temperatura topiturii, temperatura matriței, timpul de umplere, presiunea de turnare, forța de închidere a matriței;
- Estimarea gradului de contracție a piesei;
- Modificarea geometriei piesei, precum și a variabilelor de proces astfel încât să se optimizeze durata ciclului de turnare.



*Fig.5.6 Ecuația de optimizare a tehnologiei de obținere a pieselor turnate sub presiune*

Funcția de modelare a sistemului CAE trebuie să permită discretizarea nu numai a piesei, ci și a rețelei de alimentare, a sistemului de răcire pentru a putea fi utilizate în toate simulările figura 5.7.

Funcția de vizualizare îi oferă posibilitatea utilizatorului să „vadă fenomenele din interiorul matriței” în timpul procesului de turnare sub presiune.

Utilizatorul poate să examineze rezultatele pentru fiecare simulare, utilizând diferite forme grafice. Capabilitățile funcției de vizualizare a sistemului CAE încep de la rapoarte tip text și până la contururi colorate. În figura 5.8 este prezentată umplerea matriței cu punerea în evidență a zonei de turbulență.

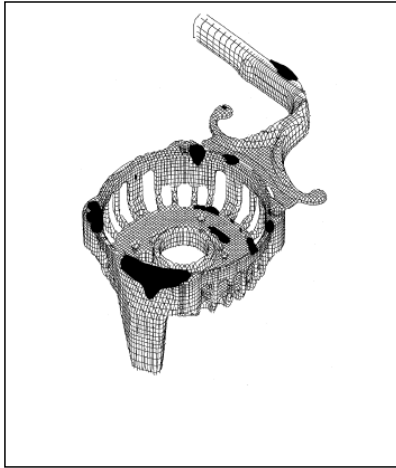


Fig. 5.6 Discretizarea piesei și a canalelor de alimentare

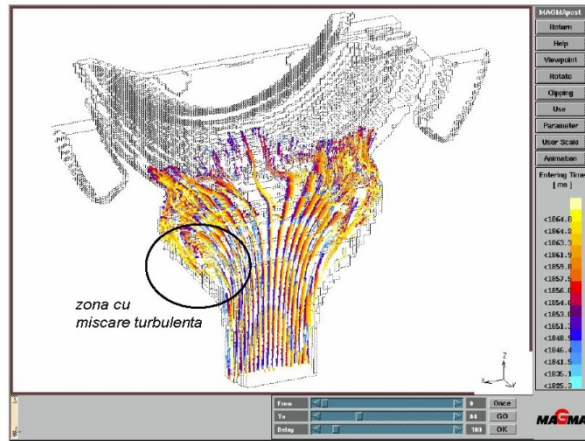


Fig. 5.8. Punerea în evidență a zonei de turbulență

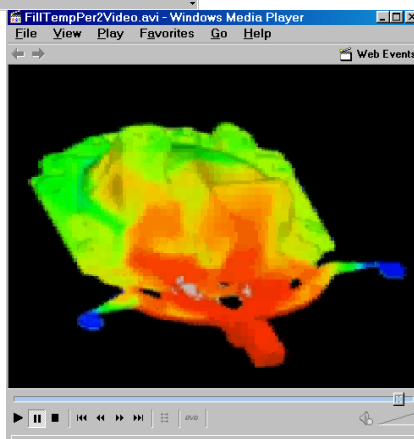
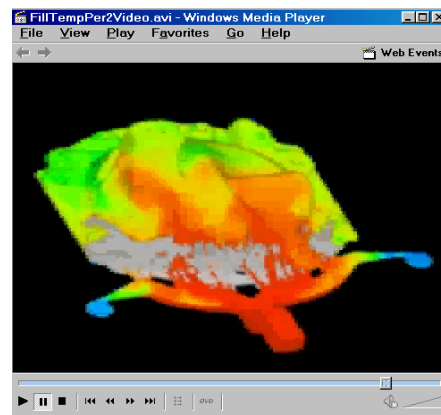
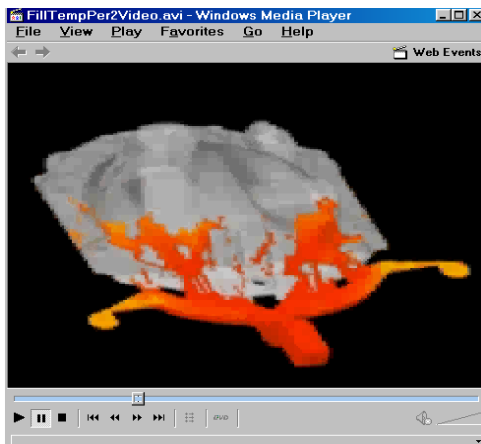


Fig. 5.9 Vizualizarea curgerii aliajului topit în matriță. (Capturi de imaginii pentru diverse momente ale umplerii cavității amprență )

Funcția de simulare a curgerii aliajului topit prin matriță oferă cel mai eficient mod de a simula comportamentul sculei (matriței) în procesul de turnare. Proiectantul „vede” aliajul curgând prin canalele de distribuție, și cavitatea matriței. Astfel el poate să optimizeze grosimea pereților piesei și să determine cu precizie poziția locului de alimentare cu aliaj, presiunea de injectare și forța de închidere a matriței. Figura 5.9 prezintă frontul topiturii în diverse momente ale curgerii.

Simularea solidificării este prezentată în figura 5.10

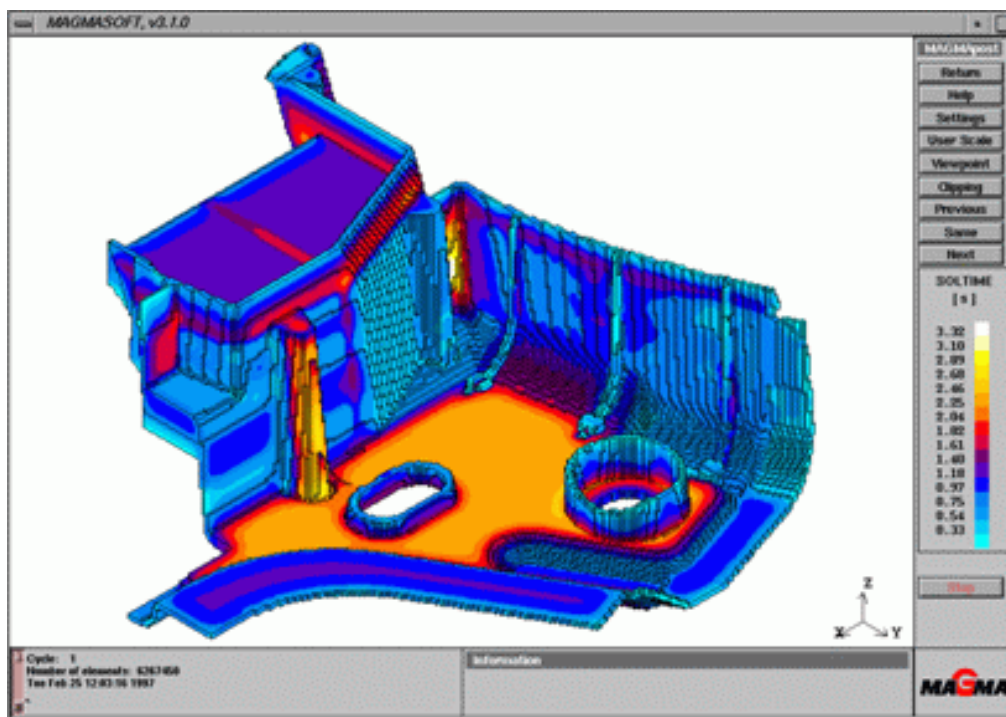


Fig.5.10 Funcția de simulare a solidificării aliajului în cavitatea amprentă

Funcția de simulare a proceselor post – umplere simulează starea de începere a solidificării aliajului în interiorul matriței figura 6, distribuția temperaturii în cavitatea amprentă figura.5.11 a și în piesă figura 5.11 b.

Răcirea matriței este variabilă cu cel mai mare impact în calitatea reperului turnat. Funcția de simulare a răcirii matriței analizează întregul ciclu și oferă informații critice necesare optimizării condițiilor procesului de răcire, proiectării matriței cât și proiectării piesei.

În majoritatea cazurilor, prin corectitudinea analizei, această funcție are un mare impact asupra duratei ciclului de turnare în sensul reducerii acestuia.

O importanță deosebită se acordă la cele mai avansate sisteme CAE pentru prezentarea explicită a condițiilor de răcire asimetrice dintre miezul matriței și pereții exteriori ai acesteia.

Această facilitate suplimentară este utilă în reducerea problemelor de deformări ale reperului prin modificarea proiectului și echilibrarea răcirii.

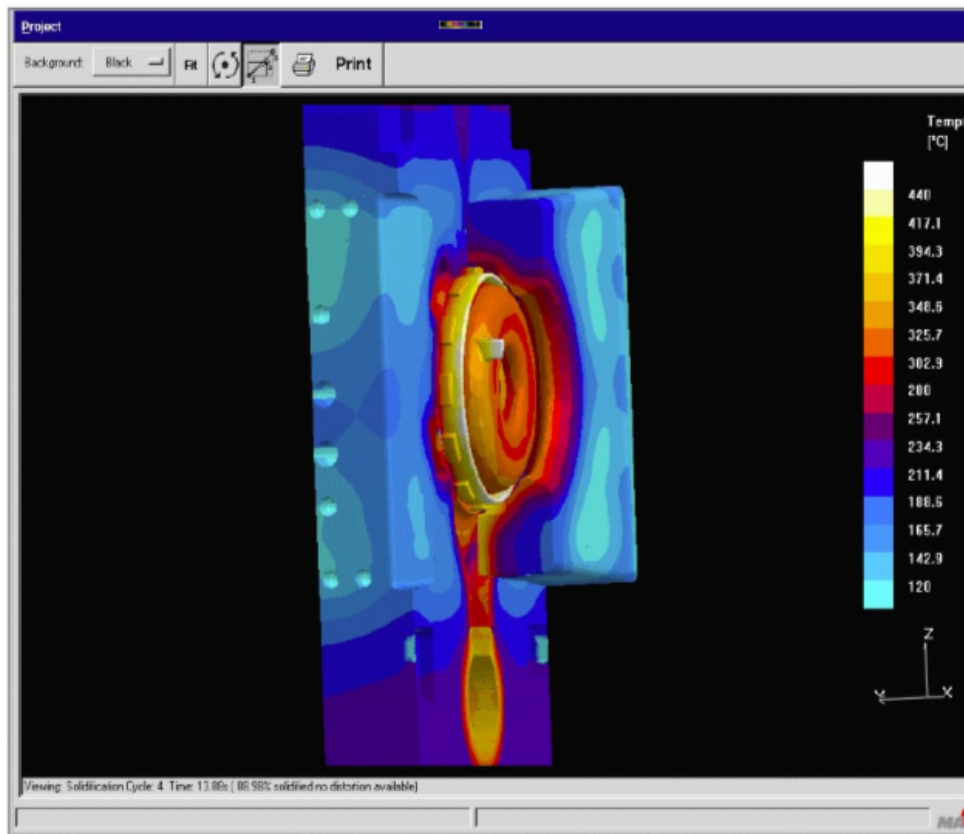
Figura 5.11 reprezintă calculul răcirii medii a pereților matriței în timpul unui ciclu de turnare sub presiune. Diferența de temperatură este prezentată în gradient.

Temperatura pereților matriței poate fi determinată cu precizie, pentru un anumit moment din ciclul de turnare.

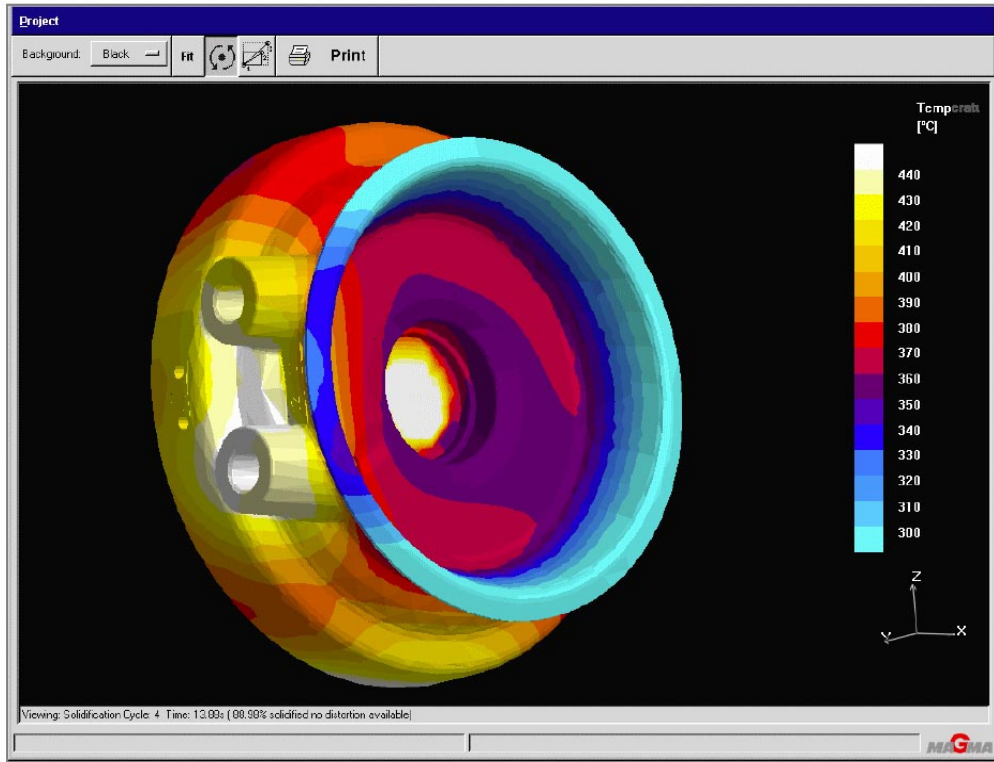
Eliminarea tensiunilor remanente este o funcție esențială, care ajută la înțelegerea fenomenelor complexe și are rolul să minimizeze impactul acestora asupra calității reperului, prin modificări introduse în proiect asupra reperului și matriței. La calcularea tensiunilor remanente dezvoltate în întregul ciclu de prelucrare, sistemul ține seama de efectele distribuției de temperatură și presiune, proprietățile aliajului topit și forma geometrică a piesei.

Se determină astfel cu precizie distribuția stării de tensiuni în orice punct al piesei rezultate.

Figura 5.12 prezintă media tensiunilor remanente ale piesei turnate sub presiune (văzute din exteriorul piesei) Estimarea modului în care va arăta reperul turnat și cum se va comporta după extragerea din matriță este deosebit de important. Stabilitatea dimensională și precizia dimensională se pot atinge cu ușurință dacă se utilizează un sistem CAE în conjuncție cu sistemul CAD/CAM.



a)



b)

Figura 5.11 Funcția de simulare a proceselor post-umplere

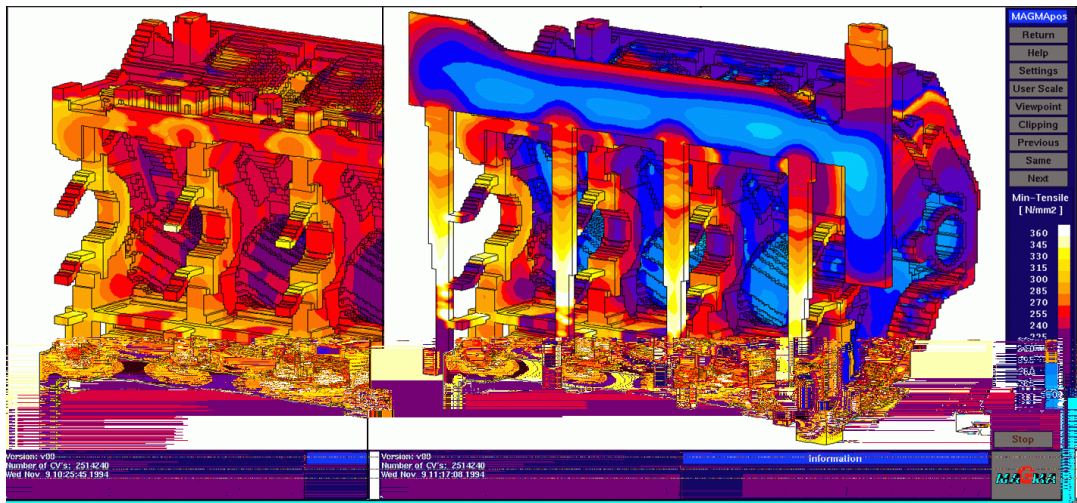


Figura 5.12 Tensiuni remanente în piesa turnată



## 5.8 - Influența stării și a tratamentului termic ale aliajului asupra stabilității dimensionale 77

Inginerii trebuie să utilizeze avantajele simulării CAE cât mai devreme în procesul de proiectare, pentru a optimiza procesul, reducând astfel costurile de producție. Acest fapt oferă posibilitatea inginerilor să reducă execuția unor multiple prototipuri, testarea și ciclurile de reproiectare; se elimină astfel și costurile suplimentare cu reproiectarea și reexecuția matrițelor, asigurându-se în același timp piese de calitate superioară.

### 5.7 Tratamentul termic aplicat pistoanelor

Așa cum s-a văzut în paragraful 5.1, pistoanele autoturismelor se supun, după turnare, tratamentului termic de stabilizare care constă din încălzire la temperatura de 225 – 235°C 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, 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 220°C timp de 16 ore; de 260°C timp de 10 ore; de 300°C timp de 10 ore. Întrucât pistonul este solicitat (în principal în stare caldă) diferențiat pe înălțime temperaturi variabile pe înălțime, este de reținut faptul că la nivelul bolțului depășește 200°C. 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 350°C, cu menținere de 10 min/mm 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;
- reducerea pericolului de gripare în timpul rodajului;
- reducerii consumului de combustibil și lubrifiant;
- reducerii noxelor din atmosferă pe seama arderii mai pronunțate (complete) ale amestecului aer-combustibil-ulei;
- creșterii duratei în exploatare a pistoanelor motoarelor termice;

### 5.8 Influența stării și a tratamentului termic ale aliajului asupra stabilității dimensionale

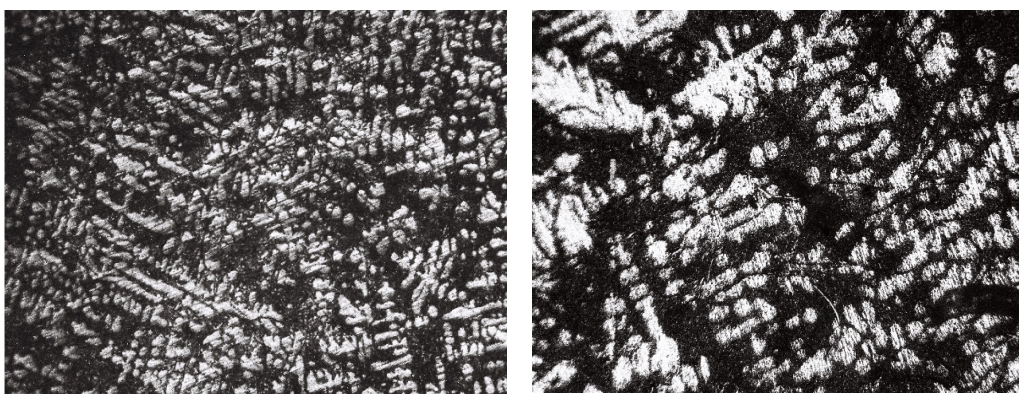
În vederea stabilirii influențelor stărilor (nemodificat-modificat) cât și a tratamentelor termice (călit-turnat), concomitent cu pistoanele s-au turnat și probe de  $\phi$  15 x 120 mm. Parte din probe au fost călite de la 350°C cu menținere 60 min apoi răcite în apă. Turnarea probelor s-a făcut cu 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 350°C 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 optimetrului, după încălziri și răciri repetate. Rezultatele măsurărilor efectuate pe lungimea de 100 mm, a probelor în discuție, sunt trecute în (tab. 5.1), 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 350°C până la aproximativ 20°C, pentru toate probele.

**Tabelul. 5.1 Influența elaborării și tratamentul termic asupra variației dimensiunilor probelor [mm].**

Starea	Tratamentul termic aplicat	Număr de reîncălziri la 350°C	Abaterea dimensională la 100 [mm]	Observații
<b>Nemodificat</b>	Călite și reîncălzite la 350° C și din nou răcite până la 20°C	1	+0,004	Abatere Maximă +0,004
		2	-0,002	
		3	-0,001	
		4	-0,001	
		5	-0,001	
<b>Modificat</b>	Netratate termic și reîncălzite la 350° C și din nou răcite până la 20°C	1	+0,005	Abatere Maximă +0,004
		2	-0,0025	
		3	-0,001	
		4	-0,001	
		5	-0,001	
<b>Nemodificat</b>	Netratate termic și reîncălzite la 350° C și din nou răcite până la 20°C	1	0,001	
		2	-0,002	
		3	-0,0016	
		4	-0,001	
		5	-0,001	
<b>Modificat</b>	Netratate termic și reîncălzite la 350° C și din nou răcite până la 20°C	1	0,000	
		2	-0,0025	
		3	-0,0017	
		4	-0,001	
		5	-0,001	

Din datele prezentate în tabelul 5.1 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.



a  
b  
**Figura 5.13 Structura aliajului netratat termic ATSi12CuMgNi a) nemodificat b) modificat**

## 5.8 - Influența stării și a tratamentului termic ale aliajului asupra stabilității dimensionale 79

Prin semnele (+) se indică abaterea (creșterea de dimensiune) față de dimensiunea inițială nominală și prin semnul (-) reducere de dimensiune (abatere dimensională).

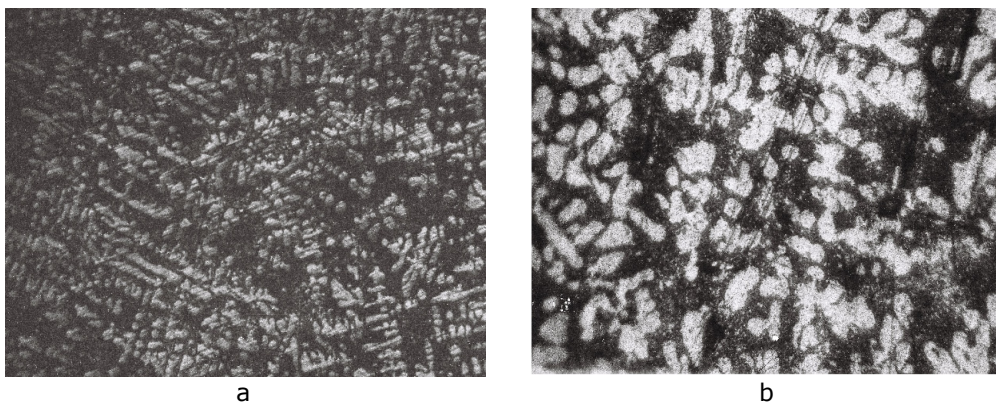


Figura 5.14 Structura aliajului netratat termic ATSi12CuMgNi a) nemodificat b) modificat

Din încercările efectuate asupra aliajului ATSi12CuMgNi (tabelul 5.1) turnat în probe și în pistoane de autoturisme, folosind o formă de turnare combinată (figura 5.3) pentru stările nemodificat și modificat cu substanțe complexe a reieșit din încercările probelor că:

- Aliajul modificat obține proprietăți mecanice superioare, pe seama îmbunătățirii structurii [2].

- Stabilitatea dimensională (vezi tabelul 5.1) este mai mare în cazul aliajelor netratate termic ceea ce confirmă concluziile trase de peste 30 de ani 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 [2].

- 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 tratamentelor termice de călire dacă piesele turnate lucrează la temperaturi > 300°C.

Concluziile trase din valorile înscrise în tab. 5.1 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 [2] în care se arată clar că: la aceste valori de temperatură și timpii de menținere se asigura stabilitatea structurală și deci și dimensională a aliajelor de aluminiu care lucrează la temperaturi ce depășesc valoarea temperaturilor liniei solvus când fazele secundare se dizolvă în soluția solidă  $\alpha$ . Figurile 5.13 și 5.14 arată structura aliajului pentru probele turnate.

### 5.9 Analiza dilatometrică

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 determinarea valorilor parametrilor de dilatare.

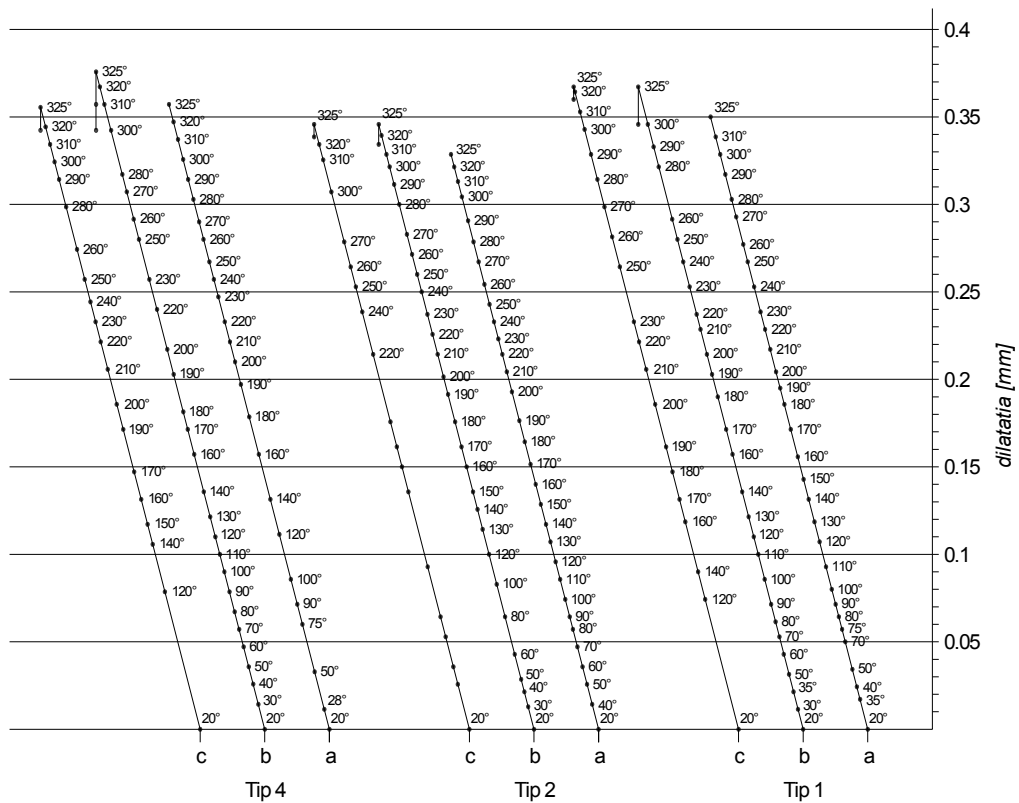


Fig. 5.8 Curbele dilatometrice absolute la aliajele de tip 1, 2 și 4 în stare a-recoaptă (R); b-tratată termic artificial (TT); c-netrată (N).

Curbele dilatometrice absolute de dilatare  $\Delta l$  (mm) în funcție de temperatură sunt reprezentate în figura 5.15 pentru diferite stări reprezentative ale aliajelor.

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:

$$K = \frac{75,5}{0,1} = 755 \quad (5.20)$$

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 ( $\Phi$  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

### **5.10 Concluzii parțiale**

Aplicația practică pentru turnarea pieselor din Al a arătat că există o corelație între observațiile realizate pentru studiul particular al rezistenței mecanice pe epruvete turnate și piese turnate. Respectarea unor tehnologii de turnare standardizate reduce amploarea studiilor care se pot realiza direct pe piese turnate. În această situație un rol important îl au corelațiile între valorile durității și cele ale rezistenței mecanice.

Aliajele de tip siluminu, printre care și aliajul ATSi12CuMgNi se pot trata în stare lichidă (modificată) cu diferite substanțe, care conduc la finisarea structurii eutecticului dar și a formațiilor de Si primar, 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. S-au efectuat încercări pentru a determina compoziția chimică optimă a aliajului în discuție întrucât acest aliaj este folosit și la turnarea sub presiune a pistoanelor pentru autoturisme . Aliajul nu se supune modificării înainte de turnare.

Aplicația de turnarea realizată a confirmat concluziile obținute în Capitolul 4. Modificarea compoziției chimice a aliajului ATSi12CuMgNi va fi analizată în Capitolul 6.

## **6. MODELAREA MATEMATICĂ PENTRU EFECTUL ELEMENTELOR DE ALIERE ASUPRA PROPRIETĂȚILOR MECANICE ALE ALIAJELOR DE ALUMINIU**

### **6.1 Metoda de modelare matematică și de analiză a variațiilor**

În cele ce urmează se propune un studiu asupra efectelor variației concentrației elementelor de aliere asupra proprietăților mecanice. Ca aliaj pentru studiu s-a ales aliajul ATSi12CuNiMg. Compoziția chimică a acestui aliaj a fost variată în limite care sunt în conformitate cu procesele de modificare ale acestui tip de aliaj. Pentru epruvetele turnate din acest aliaj s-au măsurat rezistența mecanică la tracțiune, duritatea HB și alungirea relativă. Acestea au fost considerate funcții obiectiv. Concentrațiile elementelor de aliere din aliaj au fost desemnate ca fiind factori de influență. Problema de modelare se formulează într-un sistem de tip intrări (factorii de influență) – ieșiri (funcții obiectiv). Modelul matematic polinomial prezintă o relație de corelație între factorii de influență și funcția obiectiv. Pe baza modelelor matematice se poate formula o analiză a variațiilor care la rândul ei poate fi integrată într-o problemă mai generală de optimizare.

Tipul de experimentare factorială prezintă modele matematice care iau în considerare variația mai multor factori la un moment dat [84]. Modelul matematic consideră efectele factorilor și efectele interacțiunilor între factori. Se consideră că interacțiunile între factori au aceeași comportare ca factori independenți. Coeficienții polinomului care reprezintă modelul matematic vor arăta efectul factorilor. Pentru ca valorile coeficienților modelului matematic să fie interpretabili valorile factorilor de influență vor trebui exprimate în „aceleași unități de măsură”. Pentru aceasta se transformă valorile reale ale factorilor de influență în valori codificate. Pentru nivelul inferior se consideră valoarea -1 iar pentru nivelul superior se consideră valoarea +1. Domeniul de variație pentru fiecare factor în parte definește domeniul experimental prin considerarea tuturor factorilor. Modelul matematic descrie comportarea funcției obiectiv pe domeniul experimental. În cazul de față factorii de influență fiind concentrațiile elementelor de aliere se exprimă în aceleași unități de măsură însă punctul central în jurul căruia este considerată variația diferă pentru fiecare element de aliere în parte. Astfel este necesară aplicarea unui sistem codificat pentru a face comparabile concentrațiile diferitelor elemente de aliere.

Rezultatele modelării matematice se prezintă sub formă de relație matematică (model matematic, diagramă Pareto și aplicație directă a relației matematice prin suprafață de răspuns. Modelarea matematică a fost însoțită de analiza statistică a variațiilor prin metoda ANOVA. Aceasta compară dispersia de nivel dată de un factor cu dispersia generală dată de variația tuturor factorilor. Aceasta arată care din factorii considerații relativ la modelul propus are un efect care poate fi determinat cu o abatere a probabilității de 0.05 de la medie specifică unor procese tehnologice. Efectele care depășesc linia punctată pe diagrama Pareto sunt exprimate cu încredere de modelul matematic propus. Pentru aceste efecte vom spune că au semnificație statistică.

Diagramele Pareto arată ierarhizarea efectelor factorilor și a interacțiunilor dintre factori. Pentru interpretarea acestora este importantă relația unui factor cu ceilalți factori și cu interacțiunile între factori. Se va preciza semnificația statistică a factorilor care apar în diagrama Pareto. Semnul pozitiv arată un efect de creștere a

funcției obiectiv iar semnul negativ arată un efect de descreștere asupra funcției obiectiv. Planul experimental propus a permis evaluarea numai a interacțiunilor de ordinul 2. Efectul general al unui element de aliere asupra funcțiilor obiectiv este dat de efectul propriu și de efectele interacțiunilor la care acesta participă.

O formă particulară a modelului matematică sub formă de funcție de gradul 2 este prezentată sub formă de suprafață de răspuns. Acest tip de grafic prezintă maxime și minime care pot fi interpretate relativ la unor condiții impuse funcțiilor obiectiv și care exprimă o situație favorabilă sau optimă pentru realizarea procesului tehnologic. Specific tipului de experiment factorial aplicat a fost obținerea unor maxime și minime la extremele domeniului experimental și a unor linii de îndoire, sau puncte de tip „șă” în interiorul domeniului experimental.

Prelucrarea datelor experimentale a fost realizată cu programul Statgraphics [74]. Acesta a permis dezvoltarea procedurii de analiză a datelor experimentale anterior descrise. S-a utilizat o procedură de analiză care să pună în evidență aspectele de variație date de datele experimentale fără a repeta analiza aceluiași aspect în alt mod. Un punct important în analiza datelor experimentale l-a constituit considerarea variațiilor cu prezența și respectiv fără prezența interacțiunilor între factori.

Variația unei funcții obiectiv în raport cu valoarea unui factor de influență a fost interpretată ca fiind crescătoare sau descrescătoare relativ la creșterea valorilor factorului de influență, în cazul de față creșterea concentrației elementului de aliere. Pentru funcțiile obiectiv analizate s-au considerat următoarele criterii de optimizare:

- Pentru rezistența mecanică se cer valori ridicate care să asigure supunerea pieselor la eforturi.
- Pentru duritate se cer valori ridicate care să asigure o deformare mică a pieselor.
- Pentru alungirea relativă se cer valori scăzute pentru a scădea plasticitatea.

În cele ce urmează se va studia efectul elementelor de aliere asupra acestor caracteristici mecanice ale aliajelor de tip siluminiu.

## 6.2 Studiul efectelor elementelor de aliere asupra proprietăților aliajului de tip ATSi12CuNiMg

Pentru estimarea valorilor funcțiilor obiectiv, este conceput și realizat un experiment factorial fracționat  $EFF 2^{5-1}$ , 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 tabelul 6.1.

Pornind de la compoziția chimică recomandată de literatura de specialitate pentru aliajul ATSi12CuNiMg în care se acceptă că elementele de aliere aparțin domeniilor de valori:

$$11 \leq Si \leq 13 \quad 1,5 \leq Cu \leq 3 \quad 0,8 \leq Mg \leq 1,3 \quad (6.1)$$

$$0,8 \leq Ni \leq 1,3 \quad 0,3 \leq Mn \leq 0,6 \quad 0,05 \leq Ti \leq 0,2$$

Pentru trecerea la sistemul de valori codificate ale factorilor de influență au fost utilizate următoarele relații matematice:

- pentru concentrația de siliciu

$$A = -1 + \frac{Si - 11}{13 - 11} \cdot (1 - (-1)) = -1 + \frac{Si - 11}{2} \cdot 2 = Si - 12 [-] \quad (6.2)$$

- pentru concentrația de cupru

$$B = -1 + \frac{Cu - 1.5}{3 - 1.5} \cdot (1 - (-1)) = -1 + \frac{Cu - 1.5}{1.5} \cdot 2 = 1.33Cu - 3 \quad [-] \quad (6.3)$$

- pentru concentrația de nichel

$$C = -1 + \frac{Ni - 0.8}{1.3 - 0.8} \cdot (1 - (-1)) = -1 + \frac{Ni - 0.8}{0.5} \cdot 2 = 4Ni - 4.2 \quad [-] \quad (6.4)$$

- pentru concentrația de mangan

$$D = -1 + \frac{Mn - 0.3}{0.6 - 0.3} \cdot (1 - (-1)) = -1 + \frac{Mn - 0.3}{0.3} \cdot 2 = 6.66Mn - 3 \quad [-] \quad (6.5)$$

- pentru concentrația de magneziu

$$E = -1 + \frac{Mg - 0.8}{1.3 - 0.8} \cdot (1 - (-1)) = -1 + \frac{Mg - 0.8}{0.5} \cdot 2 = 4Mg - 4.2 \quad [-] \quad (6.6)$$

**Tabelul 6.1 Matricea-program a programului experimental și valorile măsurate ale funcțiilor obiectiv**

Încercarea	Factori de influență										Funcții obiectiv		
	Siliciu		Cupru		Nichel		Mangan		Magneziu		Rm [daN/mm <sup>2</sup> ]	A [%]	HB [daN/mm <sup>2</sup> ]
	Si [%]	A [-]	Cu [%]	B [-]	Ni [%]	C [-]	Mn [%]	D [-]	Mg [%]	E [-]			
1.	11	-1	1,5	-1	0,8	-1	0,3	-1	1,3	+1	20,0	0,5	99,0
2.	13	+1	1,5	-1	0,8	-1	0,3	-1	0,8	-1	19,7	0,6	99,8
3.	11	-1	3	+1	0,8	-1	0,3	-1	0,8	-1	21,2	0,5	97,2
4.	13	+1	3	+1	0,8	-1	0,3	-1	1,3	+1	22,0	0,4	96,1
5.	11	-1	1,5	-1	1,3	+1	0,3	-1	0,8	-1	19,6	0,5	101,0
6.	13	+1	1,5	-1	1,3	+1	0,3	-1	1,3	+1	20,5	0,55	103,0
7.	11	-1	3	+1	1,3	+1	0,3	-1	1,3	+1	21,6	0,6	98,2
8.	13	+1	3	+1	1,3	+1	0,3	-1	0,8	-1	22,1	0,5	97,3
9.	11	-1	1,5	-1	0,8	-1	0,6	+1	0,8	-1	19,4	0,6	92,5
10.	13	+1	1,5	-1	0,8	-1	0,6	+1	1,3	+1	18,7	0,5	98,7
11.	11	-1	3	+1	0,8	-1	0,6	+1	1,3	+1	20,2	0,6	97,3
12.	13	+1	3	+1	0,8	-1	0,6	+1	0,8	-1	19,8	0,6	96,5
13.	11	-1	1,5	-1	1,3	+1	0,6	+1	1,3	+1	19,1	0,5	102,7
14.	13	+1	1,5	-1	1,3	+1	0,6	+1	0,8	-1	18,9	0,5	93,7
15.	11	-1	3	+1	1,3	+1	0,6	+1	0,8	-1	20,8	0,55	99,4
16.	13	+1	3	+1	1,3	+1	0,6	+1	1,3	-1	21,2	0,5	103,2



### 6.2.1 Analiza variațiilor fără interacțiuni între factorii de influență

Modelul matematic pentru rezistența mecanică este dat de relația:

$$R_m = 20.3 + 0.0625 A + 0.8125 B + 0.175 C - 0.5375 D + 0.1125 E \text{ [daN/mm}^2\text{]} \quad (6.7)$$

Analiza variațiilor prin metoda ANOVA pentru rezistența mecanică este dată în tabelul 6.2

**Tabel 6.2 ANOVA pentru rezistența mecanică**

Efectul	Suma pătratelor	Grade libertate	Media pătratică	Raportul F (Fisher)	Valoarea P
A(Si)	0.0625	1	0.0625	0.36	0.5707
B(Cu)	10.5625	1	10.5625	60.01	0.0000
C(Ni)	0.49	1	0.49	2.78	0.12
D(Mn)	4.6225	1	4.6225	26.26	0.0004
E(Mg)	0.2025	1	0.2025	1.15	0.3086
Total error	1.76	10	0.176		
Total (corr.)	17.7	15			
$R^2 = 0.90$			$R^2 (adj. \text{for } d. f.) = 0.85$		

Ierahizarea factorilor de influență pentru rezistența mecanică este dată de diagrama Pareto din figura 6.1. Se observă că efectele cele mai ridicate sunt ale Cu și ale Mn. Rezistența mecanică crește cu concentrația de Cu și scade cu concentrația de Mn. Concentrația de Si are o influență mică asupra rezistenței mecanice.

Modelul matematic pentru duritatea HB este dat de relația:

$$HB = 98.475 + 0.0625 A - 0.325 B + 1.3375 C - 0.475 D + 1.3 E \text{ [daN/mm}^2\text{]} \quad (6.8)$$

Analiza variațiilor prin metoda ANOVA pentru duritatea HB este dată în tabelul 6.3.

**Tabel 6.3 ANOVA pentru duritatea HB**

Efectul	Suma pătratelor	Grade libertate	Media pătratică	Raportul F (Fisher)	Valoarea P
A(Si)	0.0625	1	0.0625	0.01	0.938
B(Cu)	1.69	1	1.69	0.21	0.6632
C(Ni)	28.622	1	28.622	3.51	0.0903
D(Mn)	3.61	1	3.61	0.44	0.5276
E(Mg)	27.04	1	27.04	3.32	0.0984
Total error	81.445	10	8.1445		
Total (corr.)	142.47	15			
$R^2 = 0.42$			$R^2 (adj. \text{for } d. f.) = 0.14$		

Ierahizarea factorilor de influență pentru duritate este dată de diagrama Pareto din figura 6.2. Efectele cele mai ridicate le au Ni și Mg aceste elemente cresc duritatea. Efectul acestor factori este apropiat de semnificația statistică. Elementele Mn și Cu scad duritatea. Si are un efect redus.

Modelul matematic pentru alungirea relativă este dat de relația:

$$A(\text{alungirea}) = 0.53125 - 0.0125A + 0B - 0.00625C + 0.0125D - 0.0125E [\%] \quad (6.9)$$

Analiza variațiilor prin metoda ANOVA pentru alungirea relativă este dată în tabelul 6.4:

**Tabel 6.4 ANOVA pentru alungirea A**

Efectul	Suma pătratelor	Grade libertate	Media pătratică	Raportul F (Fisher)	Valoarea P
A(Si)	0.0025	1	0.0025	0.61	0.4624
B(Cu)	0.00	1	0.00	0.00	1
C(Ni)	0.000625	1	0.000625	0.15	0.70
D(Mn)	0.0025	1	0.0025	0.61	0.4624
E(Mg)	0.0025	1	0.0025	0.61	0.4624
Total error	0.04125	10	0.004125		
Total (corr.)	0.049375	15			
$R^2 = 0.16$			$R^2(\text{adj. for d. f.}) = 0$		

Ierahizarea factorilor de influență pentru alungirea relativă este dată de diagrama Pareto din figura 6.3. Modelul matematic prezentat nu are semnificație statistică. Se observă că în general efectul elementelor de aliere este de a scădea alungirea relativă. Efectul redus al Cu asupra alungirii relative poate fi asociat cu efectul ridicat asupra rezistenței mecanice.

**Diagrama Pareto pentru Rezistența mecanică  $R_m$**

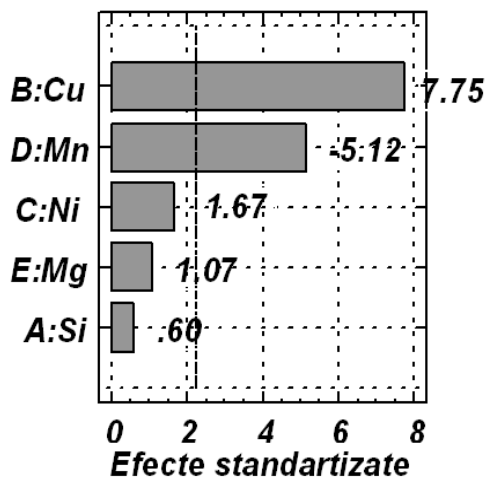


Figura 6.1 Diagrama Pareto pentru rezistența mecanică

**Diagrama Pareto pentru Duritatea HB**

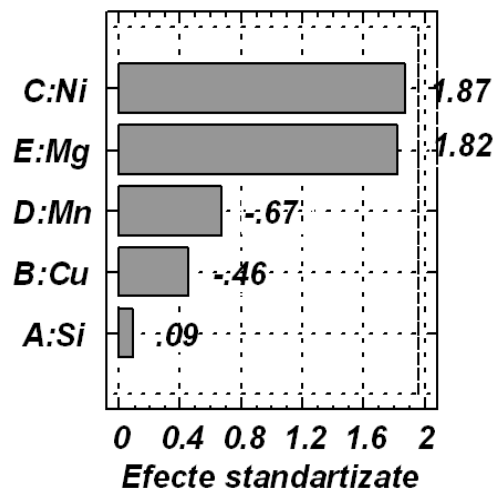


Figura 6.2 Diagrama Pareto pentru duritate HB

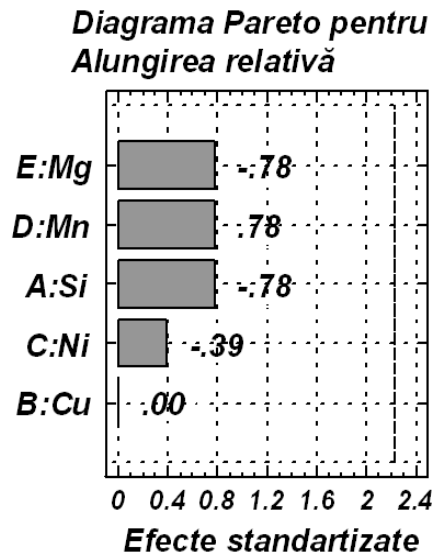


Figura 6.3 Diagrama Pareto pentru alungirea relativă

Modelele matematice care consideră numai efectele factorilor de influență fără a considera interacțiunea între factori arată că acest tip de model este adecvat pentru studiul rezistenței mecanice unde se obține semnificația statistică. Se arată că elementele de aliere care cresc duritatea cresc și rezistența mecanică, dar în general nu poate fi propusă o corelație. Alungirea relativă este puțin dependentă de elementele de aliere dar creșterea rezistenței mecanice este asociată cu efectul redus asupra variației alungirii relative.

### 6.2.2 Analiza interacțiunilor între factorii de influență

Alături de studiul direct al efectelor date de elementele de aliere este necesar studiul interacțiunilor între elementele de aliere. Pentru aceasta s-au realizat modele matematice polinomiale de gradul 2. Acestea consideră efectele factorilor de influență și efectul interacțiunilor de ordinul doi între aceștia. Prin considerarea interacțiunilor de ordinul doi a crescut numărul coeficienților din modelul polinomial. Astfel nu au mai existat încercări suplimentare pentru un studiu statistic de adecvanță a acestor modele.

Modelul matematic pentru rezistența mecanică este dat de relația:

$$R_m = 20.3 + 0.0625 A + 0.8125 B + 0.175 C - 0.5375 D + 0.1125 E + 0.1 AB + 0.1375 AC - 0.175 AD + 0.125 AE + 0.1375 BC - 0.075 BD + 0.025 BE + 0.0625 CD + 0.0125 CE - 0.075 DE \quad (6.10)$$

Ierarhizarea factorilor de influență pentru rezistența mecanică este dată de diagrama Pareto din figura 6.4. Se arată că efectul cel mai ridicat este al Cu urmat de cel al Mn. Pe locul trei se află interacțiunea dintre Mn și Si. Efectul Ni este de același ordin de mărime cu cel al Ni. Se observă că Si are efecte importante prin interacțiunile la care participă.

Modelul matematic pentru duritate este dat de relația:

$$\begin{aligned}
 HB = & 98.475 + 0.0625 A - 0.325 B + 1.3375 C - 0.475 D + 1.3 E + \\
 & 0.0625 AB - 0.575 AC - 0.0375 AD + 0.4125 AE + 0.0375 BC + \\
 & 1.425 BD - 0.75 BE + 0.4125 CD + 0.6625 CE + 1.175 DE \\
 & (6.11)
 \end{aligned}$$

Ierahizarea factorilor de influență pentru duritate este dată de diagrama Pareto din figura 6.5. Se observă că primul efect îl are interacțiunea între Cu și Mn. Se arată astfel că Mn are o influență ridicată atât asupra durității cât și a rezistenței mecanice. În relație cu efectul Mn creșterea durității este asociată cu scăderea rezistenței mecanice. În raport cu efectul Cu există o asociere inversă și anume de asociere a creșterii durității cu creșterea rezistenței mecanice. Se remarcă efectul scăzut al Si atât ca efect propriu cât și prin interacțiunile la care participă.

Modelul matematic pentru alungirea relativă este dat de relația:

$$\begin{aligned}
 A(\text{alungirea}) = & 0.53125 - 0.0125 A + 0 B - 0.00625 C + 0.0125 D - \\
 & 0.0125 E - 0.01875 AB + 0 AC - 0.00625 AD - 0.01875 AE + 0.0125 BC [\%] \\
 & (6.12) \\
 & + 0.01875 BD + 0.00625 BE - 0.025 CD + 0.025 CE - 0.00625 DE
 \end{aligned}$$

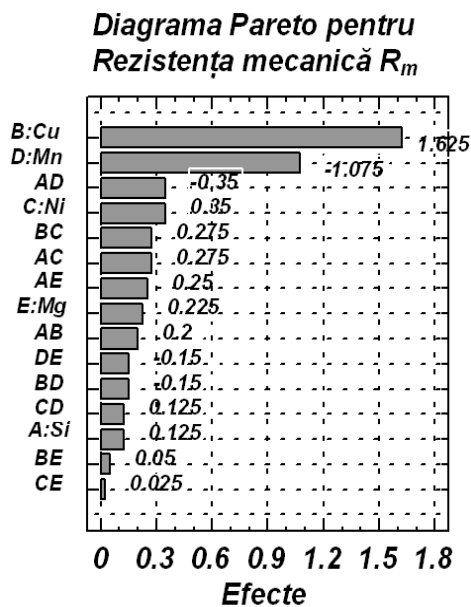


Figura 6.4 Diagrama Pareto pentru rezistența mecanică

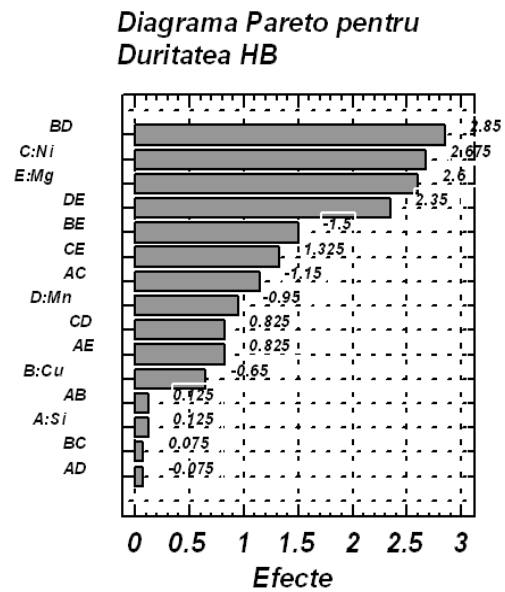


Figura 6.5 Diagrama Pareto pentru duritatea HB

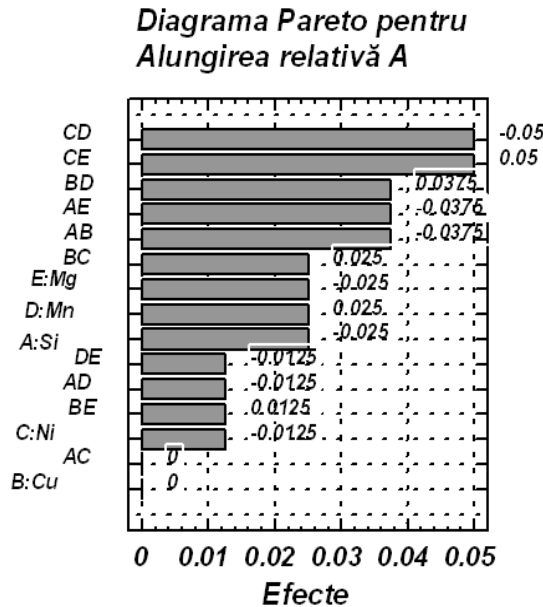


Figura 6.6 Diagrama Pareto pentru alungirea relativă

Ierarhizarea factorilor de influență din figura 6.6 arată că pentru alungirea relativă efectele cele mai ridicate le are nichelul prin interacțiunea sa manganul și prin cea cu magneziu. Se observă că pentru alungirea relativă efectul interacțiunilor între factori este mai ridicat decât efectul factorilor. Se observă că Cu nu are efect față de alungirea relativă. Pe ansamblu se arată că mai multe din efectele prezentate se anulează între ele. Efectul principal care duce la creșterea alungirii relative se află în al doilea grup de efecte. Acesta este dat de interacțiunea dintre Si și Mg.

Exprimarea variațiilor date de modelele matematice prin suprafețe de răspuns exprimă într-o formă mai accesibilă efectul elementelor de aliere relativ la proprietățile mecanice studiate. O discuție asupra suprafețelor de răspuns obținute este prezentată în cele ce urmează.

În figura 6.7 se prezintă variația rezistenței mecanice cu concentrația de Si și cu cea de Cu. Se arată că pe domeniul experimental rezistența mecanică crește cu concentrația de Cu efectul concentrației de Si este unul de creștere. Acesta este pus în evidență numai asociat cu valori ridicate ale concentrației de Cu.

În figura 6.8 se prezintă variația rezistenței mecanice cu concentrația de Ni. Pe domeniul experimental rezistența mecanică crește cu concentrația de Ni. Concentrația de Si crește rezistența mecanică pentru valori ridicate ale rezistenței mecanice. Maximul rezistenței mecanice se obține la valori ridicate ale concentrațiilor de Ni și de Si.

Figura 6.9 prezintă variația rezistenței mecanice în funcție de concentrația de Si și de cea de Mn. Pe domeniul experimental există o scădere a rezistenței mecanice cu concentrația de Mn. Aceasta este mai puternică la valori mari ale concentrației de Si. Maximul rezistenței mecanice se obține la valori mari ale concentrației de Si și mici ale celei de Mn.

Figura 6.10 prezintă variația rezistenței mecanice cu concentrația de Si și cu cea de Mg. Se arată că pe domeniul experimental rezistența mecanică crește cu

concentrația de Mg la valori ridicate ale concentrației de Si. Valoarea maximă pentru rezistența mecanică se obține la valori ridicate ale concentrației de Si și a celei de Mg. Se observă că la valori scăzute ale concentrației de Si, concentrația de Mg are o influență scăzută.

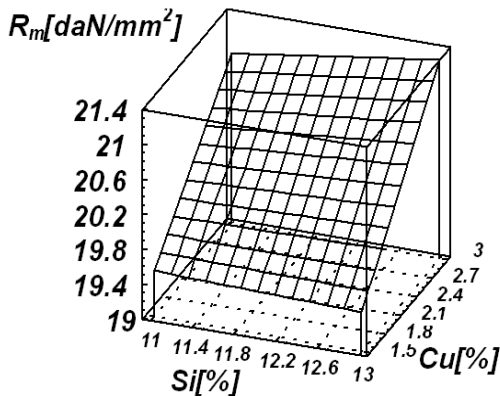


Figura 6.7 Suprafața de răspuns pentru variația rezistenței mecanice funcție de concentrațiile Si de și Cu

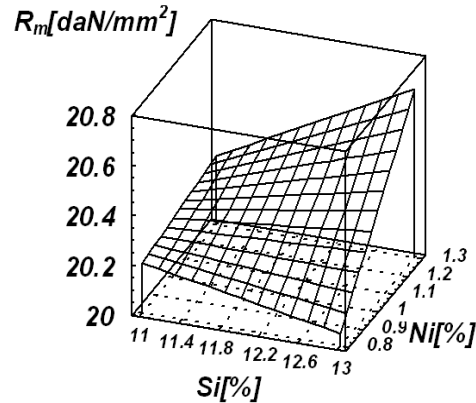


Figura 6.8 Suprafața de răspuns pentru variația rezistenței mecanice funcție de concentrațiile de Si și Ni

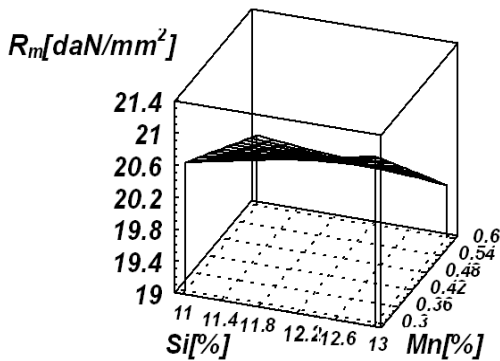


Figura 6.9 Suprafața de răspuns pentru variația rezistenței mecanice funcție de concentrațiile Si de și Mn

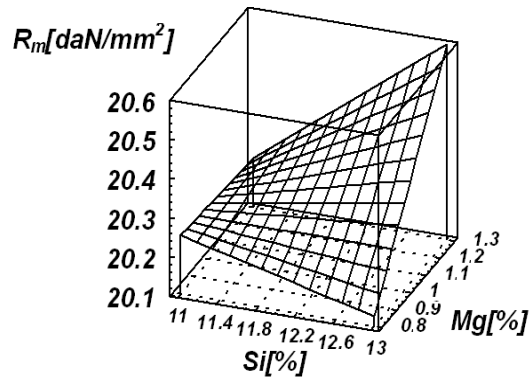


Figura 6.10 Suprafața de răspuns pentru variația rezistenței mecanice funcție de concentrațiile Si de și Mg

În figura 6.11 se prezintă variația rezistenței mecanice cu concentrațiile de Cu și cu cea de Ni. Se observă că pe domeniul experimental rezistența mecanică crește cu concentrația de Cu. Concentrația de Ni influențează puțin rezistența mecanică. Valorile ridicate ale rezistenței mecanice sunt direct asociate cu concentrația ridicată de Cu.

În figura 6.12 se prezintă variația rezistenței mecanice cu concentrația de Cu și cu cea de Mn. Se observă că pe domeniul experimental există o creștere a rezistenței mecanice cu concentrația de Cu și o scădere cu cea de Mn. Maximul rezistenței mecanice se obține pentru valori ridicate ale concentrației de Cu și valori scăzute ale concentrației de Mn.

În figura 6.13 se prezintă variația rezistenței mecanice cu concentrația de Cu și cu cea de Mg. Se observă că pe domeniul experimental există o creștere a rezistenței mecanice cu concentrația de Cu. Concentrația de Mg nu produce în acest caz variația rezistenței mecanice. Valorile ridicate ale rezistenței mecanice sunt asociate cu valori ridicate ale concentrației de Cu.

În figura 6.14 se prezintă variația rezistenței mecanice cu concentrația de Ni și cu cea de Mn. Se observă că pe domeniul experimental există o scădere a rezistenței mecanice cu concentrația de Mn. Concentrația de Ni crește rezistența mecanică. Valori ridicate ale rezistenței mecanice se obțin pentru concentrații scăzute de Mn.

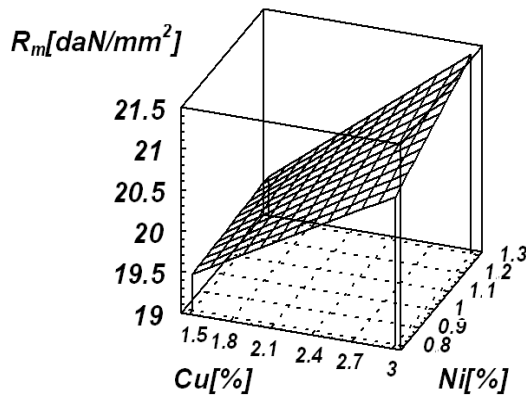


Figura 6.11 Suprafața de răspuns pentru variația rezistenței mecanice funcție de concentrațiile de Cu și Ni

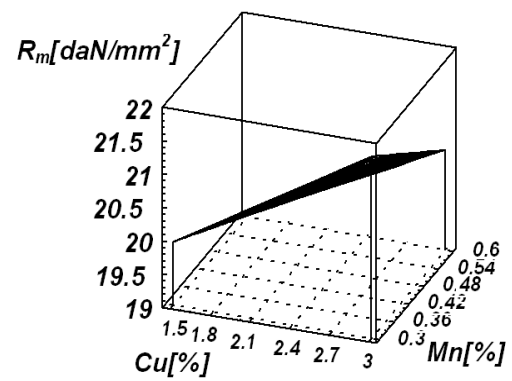


Figura 6.12 Suprafața de răspuns pentru variația rezistenței mecanice funcție de concentrațiile de Cu și Mn

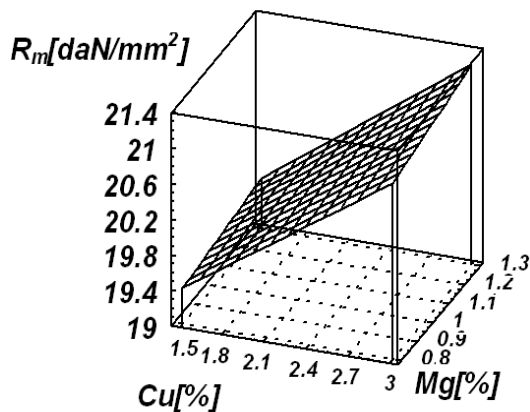


Figura 6.13 Suprafața de răspuns pentru variația rezistenței mecanice funcție de concentrațiile de Cu și Mg

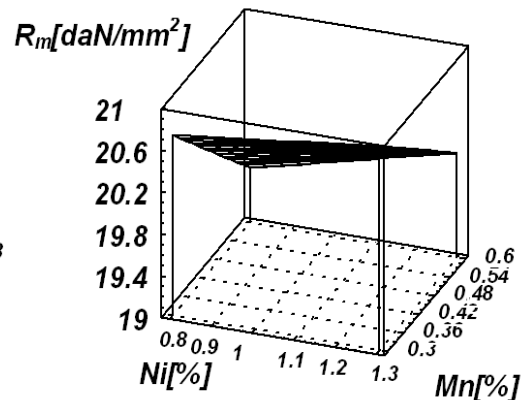


Figura 6.14 Suprafața de răspuns pentru variația rezistenței mecanice funcție de concentrațiile de Ni și Mn

În figura 6.15 se prezintă variația rezistenței mecanice cu concentrația de Ni și cu cea de Mg. Se observă că pe domeniul experimental există o creștere a rezistenței mecanice cu concentrația de Ni și cu cea de Mg. Valoarea maximă a rezistenței mecanice se obține pentru concentrațiile maxime de Ni și Mg.

În figura 6.16 se prezintă variația rezistenței mecanice cu concentrațiile de Mn și Mg. Se observă că pe domeniul experimental există o scădere a rezistenței mecanice cu concentrația de Mn. Valorile maxime ale rezistenței mecanice se obțin pentru valoarea minimă a concentrației de Mn și maximă a celei de Mg.

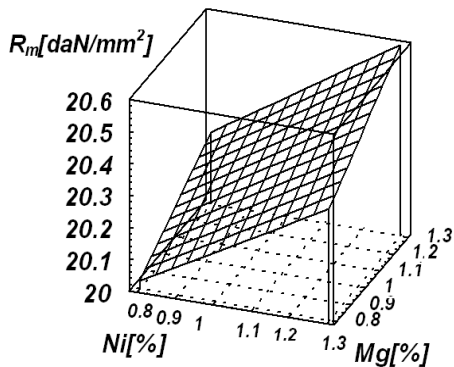


Figura 6.15 Suprafața de răspuns pentru variația rezistenței mecanice funcție de concentrațiile de Ni și Mg

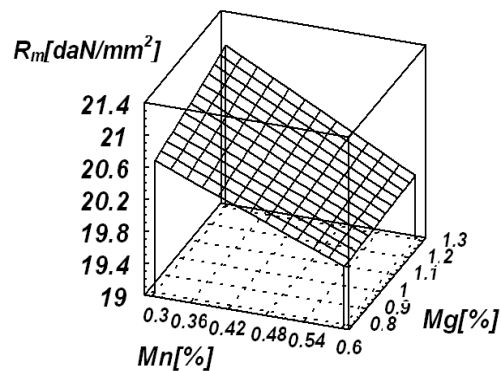


Figura 6.16 Suprafața de răspuns pentru variația rezistenței mecanice funcție de concentrațiile de Mn și Mg

Analiza suprafețelor de răspuns prezentate anterior a arătat că elementele de aliere au arătat următoarele:

- Variația concentrației de Si este inclusă în caracterizarea aliajului analizat și asociată cu un anumit tip de siluminiiu, practic restrângând discuția la aliaje de tip siluminiiu sărace în Si, acesta nu poate fi considerat element de aliere. Influențele asupra efectelor elementelor de aliere date de Si au existat însă au fost mici. Se remarcă faptul că o concentrație scăzută de Si atenuază efectul de scădere a rezistenței mecanice dat de Mn

- Rezistența mecanică este crescută puternic de Cu. Acesta este principalul element de aliere care crește rezistența mecanică.

- Ni și Mg au un efect de creștere a rezistenței mecanice dar acesta este mai redus decât cel al Cu.

- Mn are un efect de scădere a rezistenței mecanice a aliajului.

În figurile următoare este prezentată variația durtății HB a aliajelor elaborate sub formă de suprafețe de răspuns.

În figura 6.17 se prezintă variația durtății HB cu concentrațiile de Si și cu cea de Cu. Se observă că pe domeniul experimental durtatea scade cu concentrația de Cu. Există un efect de creștere a durtății cu concentrația de Si. Acest efect este pus în evidență la concentrații ridicate de Cu. Valori ridicate ale durtății se obțin la concentrații de Cu scăzute.

În figura 6.18 se prezintă suprafața de răspuns pentru variația durtății HB cu concentrațiile de Si și Ni. Pe domeniul experimental există o creștere a durtății cu concentrația de Si. Valoarea maximă a durtății se obține la valoarea minimă a concentrației de Si și maximă a celei de Ni.

În figura 6.19 se prezintă variația durtății HB cu concentrația de Si și cu cea de Mn. Se observă că pe domeniul experimental durtatea HB scade cu concentrația de Mn și nu variază practic cu concentrația de Si. Valorile cele mai ridicate pentru durtate se obțin la valori scăzute ale concentrației de Mn.



În figura 6.20 se prezintă variația durezza HB cu concentrația de Si și cu cea de Mg. Se observă că pe domeniul experimental există o creștere a durezza HB cu concentrația de Mg. Concentrația de Si are un efect redus. Acesta este un efect de descreștere la concentrații scăzute de Mg și unul de creștere la concentrații ridicate de Mg. Valoarea maximă pentru durezza HB se obține la valori maxime ale concentrației de Si și de Mg.

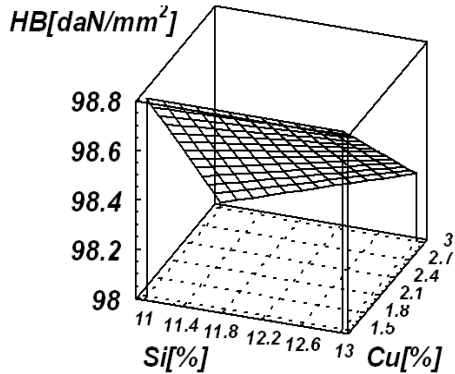


Figura 6.17 Suprafața de răspuns pentru variația durezza HB funcție de concentrațiile de Si și Cu

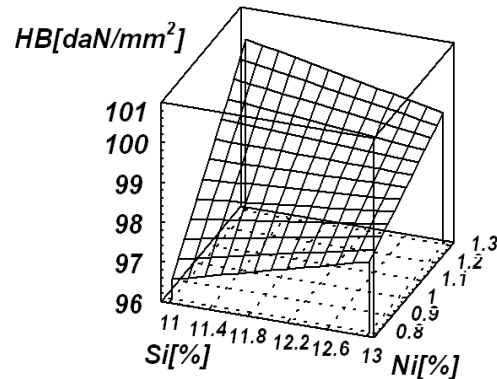


Figura 6.18 Suprafața de răspuns pentru variația durezza HB funcție de concentrațiile Si și Ni.

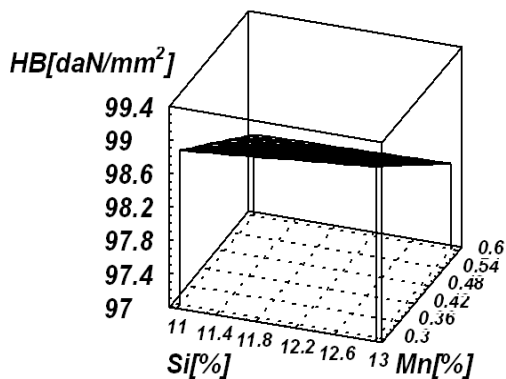


Figura 6.19 Suprafața de răspuns pentru variația durezza HB funcție de concentrațiile de Si și Mn

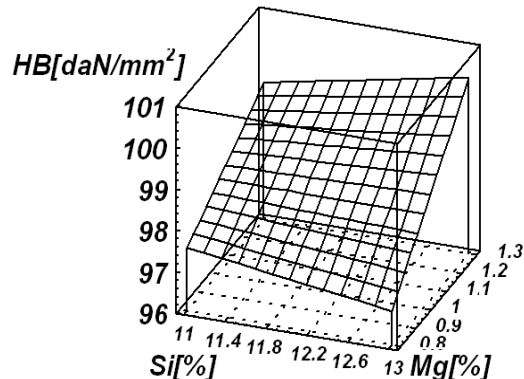


Figura 6.20 Suprafața de răspuns pentru variația durezza HB funcție de concentrațiile de Si și Mg

În figura 6.21 se prezintă variația durezza HB cu concentrația de Cu și cu cea de Ni. Se observă că pe domeniul experimental există o creștere a durezza HB cu concentrația de Ni. Cu are un efect de scădere a durezza. Maximul durezza se obține pentru valoarea minimă a concentrației de Cu și pentru cea maximă a concentrației de Ni.

În figura 6.22 se prezintă variația durezza HB cu concentrația de Cu și cu cea de Mn. Se observă că pe domeniul experimental există o scădere a durezza HB cu concentrația de Cu. Odată cu creșterea concentrației de Mn se obține o creștere ușoară a durezza. Această creștere poate fi interpretată ca o stabilizare a valorilor

durității. Valoarea maximă a durității se obține la valoare minimă a concentrației de Cu și a concentrației de Mn.

În figura 6.23 se prezintă variația durității HB cu concentrația de Cu și cu cea de Mg. Pe domeniul experimental se observă o creștere a durității în raport cu concentrația de Mg. Creșterea concentrației de Cu are un efect de creștere ușoară a durității la concentrații mici de Mg și un efect de scădere puternică a durității la concentrații mari de Mg. Valoarea maximă pentru duritatea HB se obține la valoarea minimă a concentrației de Cu și cea maximă a concentrației de Mg.

În figura 6.24 se prezintă variația durității HB cu concentrația de Ni și cu cea de Mn. Se observă că pe domeniul experimental există o creștere a durității HB cu concentrația de Ni. Concentrația de Mn are un efect de scădere a durității. Acesta este mai puternic la concentrații scăzute de Ni. Concentrația de Mn nu produce efecte în cazul concentrațiilor ridicate de Ni.

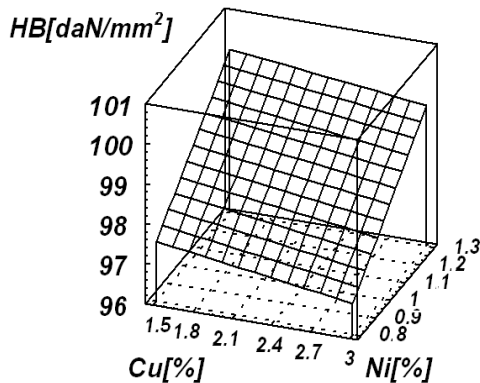


Figura 6.21 Suprafața de răspuns pentru variația durității HB funcție de concentrațiile de Cu și Ni

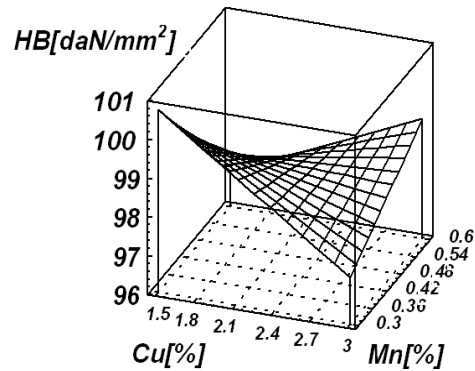


Figura 6.22 Suprafața de răspuns pentru variația durității HB funcție de concentrațiile de Cu și Mn

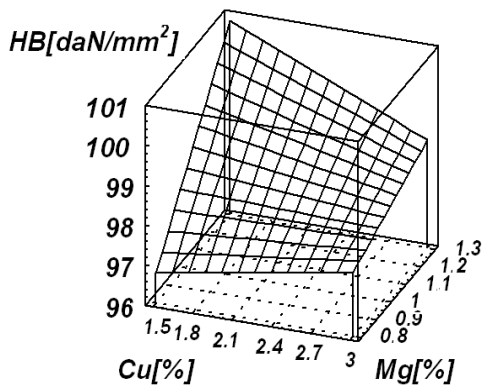


Figura 6.23 Suprafața de răspuns pentru variația durității HB funcție de concentrațiile de Cu și Mg

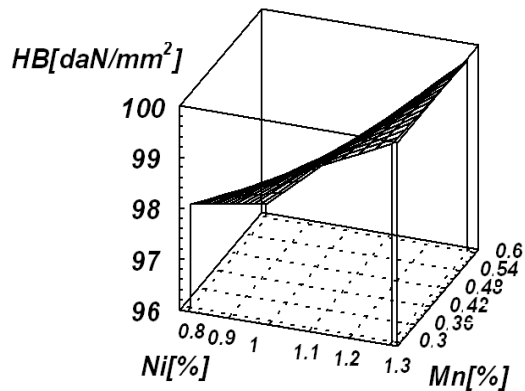


Figura 6.24 Suprafața de răspuns pentru variația durității HB funcție de concentrațiile de Ni și Mn

În figura 6.25 se prezintă variația durității HB în funcție de concentrația de Ni. Se observă că pe domeniul experimental duritatea HB crește cu concentrația de Ni

și cu concentrația de Mg. Valoarea maximă a durezzații pe domeniul experimental se obține pentru valorile maxime ale concentrațiilor de Ni și Mg.

În figura 6.26 se prezintă variația durezzații HB în funcție de concentrațiile de Mn și Mg. Se observă că pe domeniul experimental există o scădere a durezzații HB cu concentrația de Mn și o creștere cu concentrația de Mg. La valori mici ale concentrației de Mn și mari a celei de Mg se obține o zonă de relativă stabilitate a durezzații. Valoarea maximă a durezzații se obține pentru valorile maxime ale concentrațiilor de Mn și Mg.

Asupra variațiilor durezzații HB analizate se pot formula următoarele concluzii:

- Concentrația de Si asociată cu tipul aliajului (siluminiiu cu conținut scăzut de Si) produce mici variații asupra durezzații HB, acestea însă nu afectează tipul variației date de celelalte elemente de aliere.

- Ni și Mg cresc duritatea HB a aliajului. Mg are un efect de creștere mai puternic decât cel al Ni.

- Cu și Mn descreșc duritatea HB a aliajului. Efectul de descreștere al Cu este mai puternic decât cel al Mn.

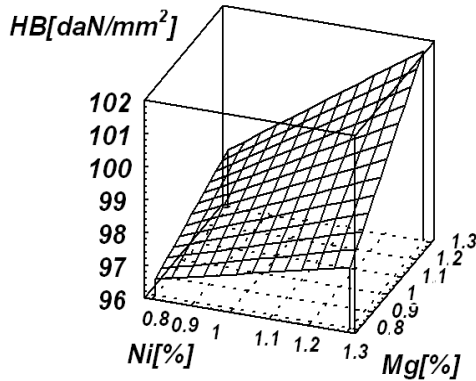


Figura 6.25 Suprafața de răspuns pentru variația durezzații HB în funcție de concentrațiile de Ni și Mg

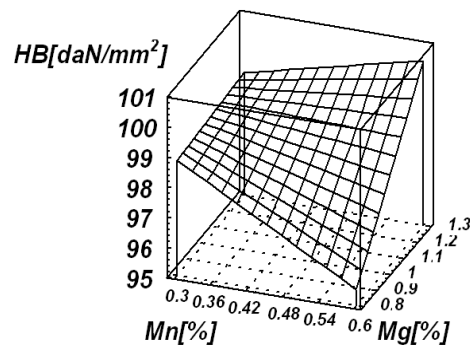


Figura 6.26 Suprafața de răspuns pentru variația durezzații HB în funcție de concentrațiile de Mn și Mg

În cele ce urmează se va discuta efectul variației concentrației elementelor de aliere asupra alungirii relative pe baza reprezentărilor grafice date de suprafețe de răspuns.

În figura 6.27 se prezintă variația alungirii relative cu concentrația de Si și cu cea de Cu se observă că există o creștere a alungirii relative cu concentrația de Cu la valori scăzute ale concentrației de Si. Valoarea maximă a alungirii relative se obține la valori scăzute ale concentrației de Si și crescute ale concentrației de Cu. La valori mici crescute ale concentrației de Si și scăzute ale concentrației de Cu se obține o zonă cu valori scăzute ale alungirii relative. În această zonă variația cu concentrația elementelor de aliere este minimă.

În figura 6.28 se prezintă variația alungirii relative cu concentrația de Si și Ni. Se observă că pe domeniul experimental alungirea relativă scade cu concentrațiile ambelor elemente de aliere. Scăderea cu concentrația de Si este mai puternică decât cea cu concentrația de Ni. Se observă că valoarea minimă pentru alungirea relativă se obține pentru valorile maxime a concentrațiilor de Ni și de Si.

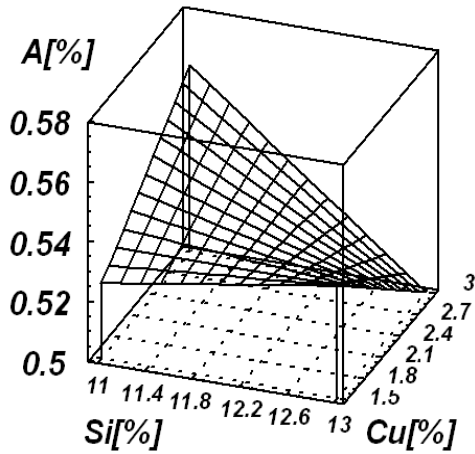


Figura 6.27 Suprafața de răspuns pentru variația alungirii relative funcție de concentrațiile de Si și Cu

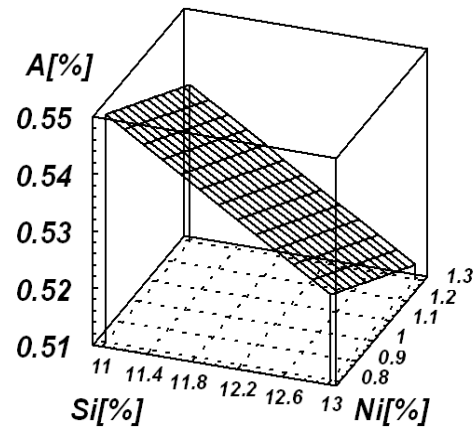


Figura 6.28 Suprafața de răspuns pentru variația alungirii relative funcție de concentrațiile de Si și Ni

În figura 6.29 se prezintă variația alungirii relative cu concentrațiile de Si și de Mn. Se observă că pe domeniul experimental există o scădere puternică a alungirii relative cu concentrația de Si. Alungirea relativă crește cu concentrația de Mn. Valoarea minimă ale alungirii relative se obține pentru valoarea maximă a concentrației de Si și cea minimă a concentrației de Mn.

În figura 6.30 se prezintă variația alungirii relative cu concentrația de Si și cu cea de Mg. Se observă că pe domeniul experimental alungirea relativă scade cu concentrația de Si. Concentrația de Mg are un efect de creștere la concentrații mici de Si și un efect de scădere puternică la concentrații mari de Si.

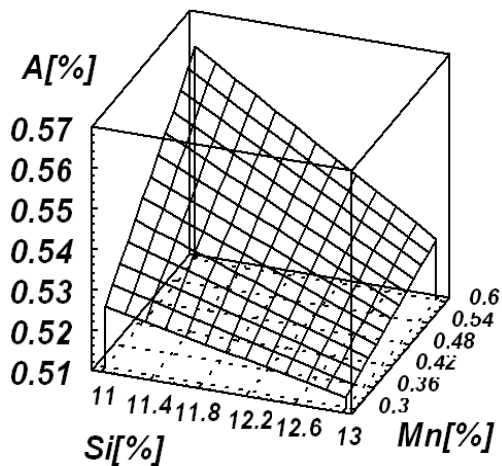


Figura 6.29 Suprafața de răspuns pentru variația alungirii relative funcție de concentrațiile de Si și Mn

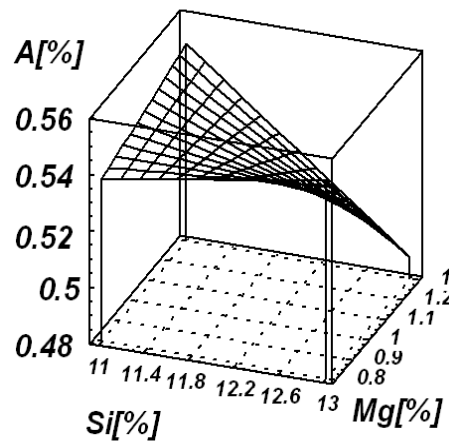


Figura 6.30 Suprafața de răspuns pentru variația alungirii relative funcție de concentrațiile de Si și Mg

În figura 6.31 se prezintă variația alungirii relative cu concentrația de Cu și cu cea de Ni. Valori scăzute ale alungirii relative se obțin pentru valori scăzute ale

concentrației de Cu asociate cu valori ridicate ale concentrației de Ni și reciproc pentru valori scăzute ale concentrației de Ni asociate cu valori ridicate ale concentrației de Cu. Se arată astfel că cele două elemente de aliere au un efect similar asupra alungirii relative. Utilizarea de valori minime sau maxime pentru concentrațiile ambelor elemente de aliere va produce o creștere a alungirii relative. La centrul domeniului experimental există o zonă în care variațiile alungirii relative sunt minime.

În figura 6.32 se prezintă variația alungirii relative cu concentrațiile de Cu și Mn. Se observă că pe domeniul experimental există o creștere alungirii relative cu concentrația de Mn la valori ridicate ale concentrației de Cu. La valori mici ale concentrației de Cu concentrația de Mn nu influențează valorile alungirii relative. Concentrația de Cu are un efect de descreștere la valori mici ale concentrației de Mn și un efect de creștere la valori mari ale concentrației de Mn.

În figura 6.33 se prezintă variația alungirii relative cu concentrațiile de Cu și de Mg. Se observă că pe domeniul experimental există o scădere a alungirii relative cu concentrația de Mg. Aceasta este mai puternică la valori scăzute ale concentrației de Cu. La concentrații scăzute de Mg concentrația de Cu are un efect descrescător iar la concentrații ridicate un efect crescător. Se arată astfel că asupra alungirii relative Cu și Mg au efecte independente. Valoarea minimă pentru alungirea relativă se obține la concentrația de Cu minimă și cea de Mg maximă.

În figura 6.34 se prezintă variația alungirii relative cu concentrațiile de Ni și Mn. Se observă o scădere a alungirii relative cu concentrația de Ni și o creștere cu concentrația de Mn. Valori scăzute ale alungirii relative se obțin la valori ridicate ale concentrației de Ni și scăzute ale concentrației de Mn.

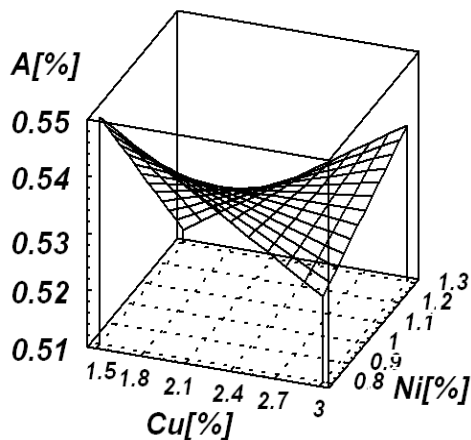


Figura 6.31 Suprafața de răspuns pentru variația alungirii relative funcție de concentrațiile de Cu și Ni

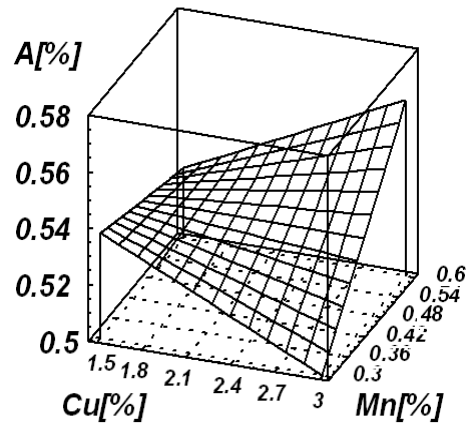


Figura 6.32 Suprafața de răspuns pentru variația alungirii relative funcție de concentrațiile de Cu și Mn

În figura 6.35 se prezintă variația alungirii relative cu concentrația de Ni și cu cea de Mg. Se observă că pe domeniul experimental există o scădere a alungirii relative cu concentrația de Mg și cu cea de Ni. La valori ridicate ale concentrațiilor de Ni și de Mg există un domeniu de stabilitate al alungirii relative aflat pe un fond general de creștere. Obținerea unei valori minime a alungirii relativă este posibilă prin reducerea concentrației unuia din elementele de aliere.

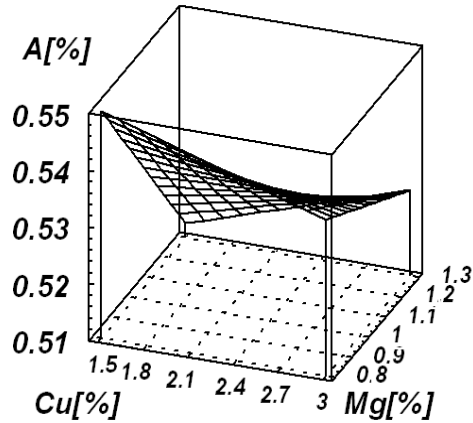


Figura 6.33 Suprafața de răspuns pentru variația alungirii relative funcție de concentrațiile de Cu și Mg

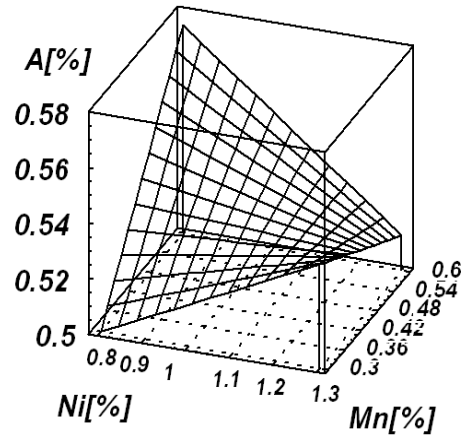


Figura 6.34 Suprafața de răspuns pentru variația alungirii relative funcție de concentrațiile de Ni și Mn

În figura 6.36 se prezintă variația alungirii relative cu concentrația de Mn și de Mg. Se arată că pe domeniul experimental există o creștere a alungirii relative cu concentrația de Mn și o scădere a acesteia cu concentrația de Mg. Valorile scăzute pentru alungirea relativă se obțin la valori scăzute ale concentrației de Mg și ridicate ale concentrației de Mn.

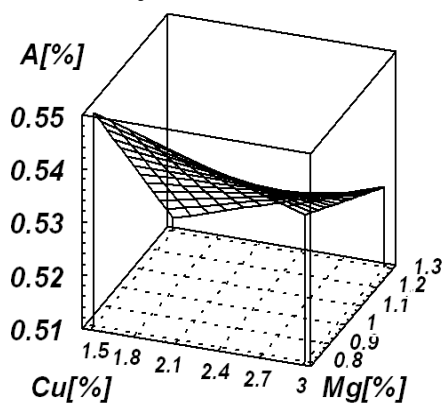


Figura 6.33 Suprafața de răspuns pentru variația alungirii relative funcție de concentrațiile de Cu și Mg

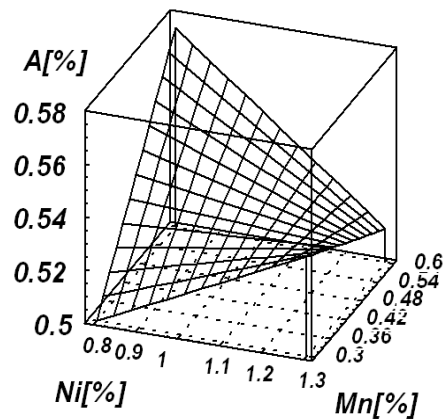


Figura 6.34 Suprafața de răspuns pentru variația alungirii relative funcție de concentrațiile de Ni și Mn

Pentru variațiile alungirii relative cu concentrațiile elementelor de aliere se pot formula următoarele concluzii:

- Concentrația de Si are un efect important asupra alungirii relative, ea influențează efectul celorlalte elemente de aliere.
- Elementele de aliere Cu, Mg și Ni au un efect de scădere a alungirii relative. Fiecare din aceste elemente de aliere produce un efect independent.
- Mn are un efect de creștere a alungirii relative.

Structura aliajelor elaborate este prezentată în următoarele figuri 6.37-6.44.

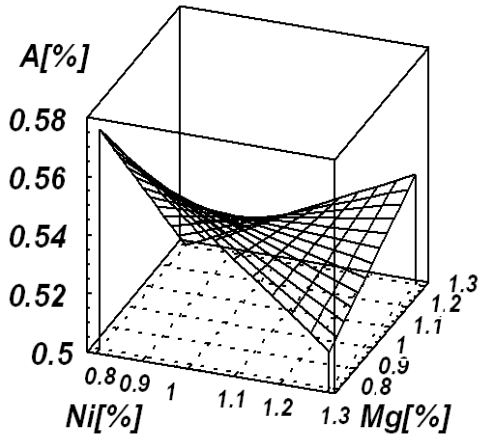


Figura 6.35 Suprafața de răspuns pentru variația alungirii relative funcție de concentrațiile de Ni și Mg

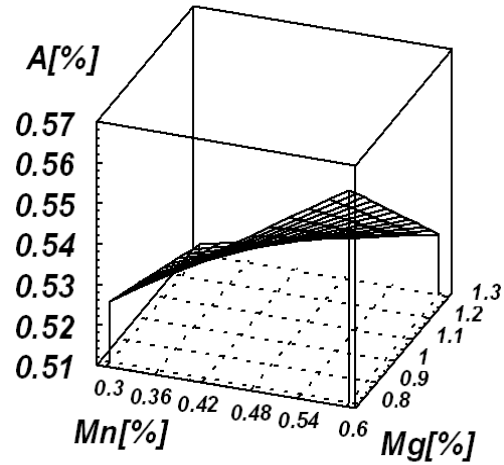


Figura 6.36 Suprafața de răspuns pentru variația alungirii relative funcție de concentrațiile de Mn și Mg

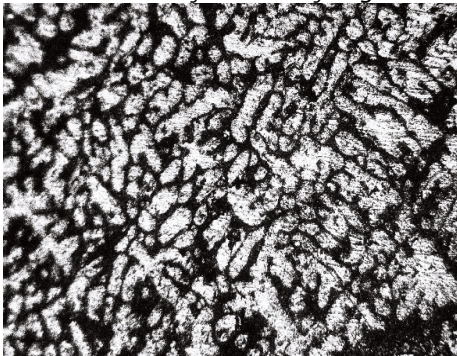


Figura 6.37 Structura aliajului ATSi12CuMgNi cu conținut scăzut de Mg la 200:1

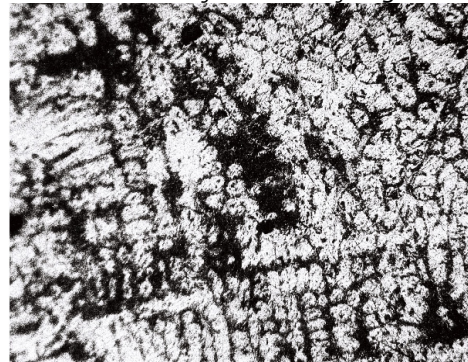


Figura 6.38 Structura aliajului ATSi12CuMgNi cu conținut ridicat de Mg la 200:1

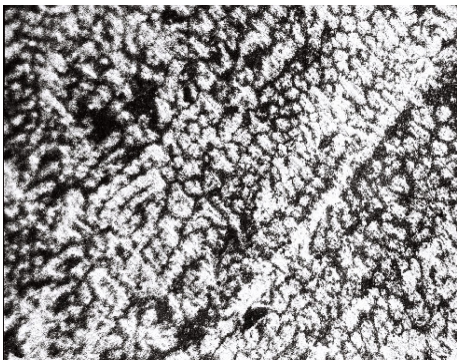


Figura 6.39 Structura aliajului ATSi12CuMgNi cu conținut scăzut de Cu la 200:1

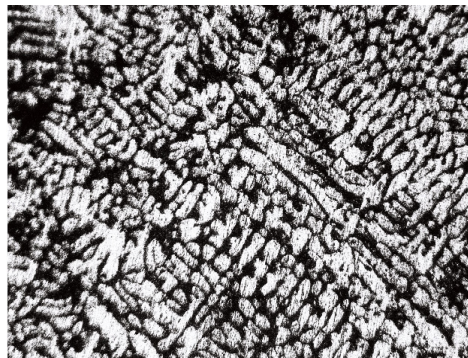


Figura 6.40 Structura aliajului ATSi12CuMgNi cu conținut ridicat de cu la 200:1

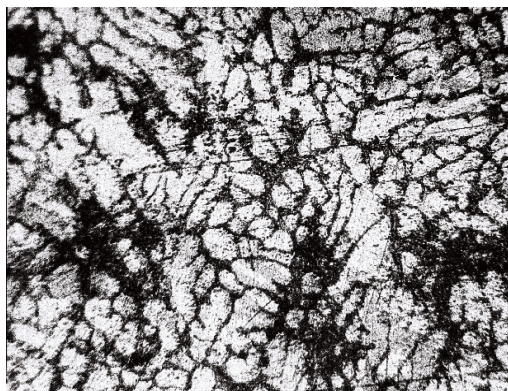


Figura 6.41 Structura aliajului ATSi12CuMgNi cu conținut scăzut de Ni la 200:1

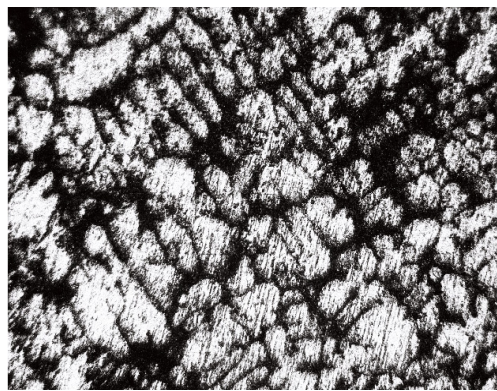


Figura 6.42 Structura aliajului ATSi12CuMgNi cu conținut ridicat de Ni la 200:1

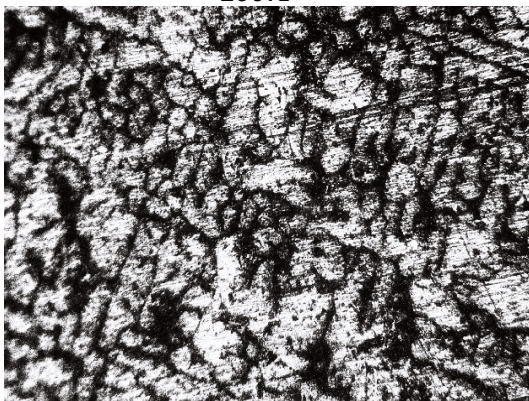


Figura 6.43 Structura aliajului ATSi12CuMgNi cu conținut scăzut de Mn la 200:1

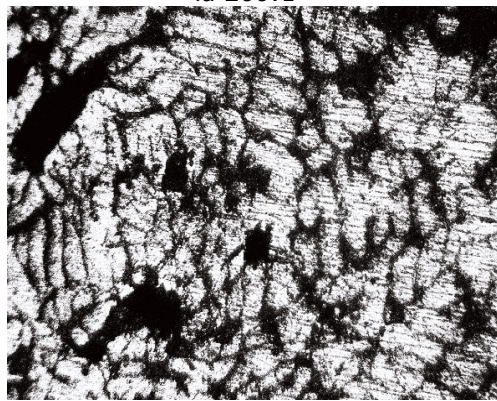


Figura 6.44 Structura aliajului ATSi12CuMgNi cu conținut ridicat de Mn la 200:1

### 6.3 Concluzii parțiale

Din încercările efectuate asupra probelor de  $\Phi 12$  mm turnate în amestecuri de formare temporare și recoapte la  $200^{\circ}\text{C}$ , 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 anterior. Se constată că în cazul funcției obiectiv  $R_m$  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 alungirea relativă  $A$ , 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, [13].

- Pentru funcția obiectiv 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  $H_B$  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 exemplu prin metoda gradientului) și eventual realizarea ulterioară a unui experiment factorial de grad superior.

## 7. CONCLUZII FINALE. CONTRIBUȚII PERSONALE. PERSPECTIVE

Studiile teoretice și experimentale efectuate asupra unor aliaje de aluminiu binare din principalele grupe (Al-Cu și Al-Si) în vederea creșterii refractarității aliajelor ce se folosesc în condiții de temperaturi ridicate, medii nocive și sunt puternic solicitate mecanic, așa cum este și cazul pistoanelor motoarelor de autovehicule, conduc la concluzii finale, contribuții personale și perspective de o deosebită importanță.

### 7.1. Concluzii finale

Studiile teoretice și experimentale și în special complexul de încercări mecanice, atât la temperatura ambiantă cât și la temperaturi superioare, efectuate asupra aliajelor de aluminiu turnate refractare au relevat câteva particularități în comportament funcție de locul de exploatare! Reliefăm acest comportament cu aplicații practice pe pistoanele motoarelor autoturismelor (turnate din aliaje de aluminiu), pistoane ce se încălzesc la temperaturi de  $\sim 300^{\circ}\text{C}$ .

**1.** Valorile proprietăților mecanice la temperatura de funcționare a pistoanelor sunt foarte reduse față de valorile inițiale, deci, se poate spune că practic, între valorile proprietăților mecanice ale aliajelor tratate termic și netratate nu există deosebiri mari, ceea ce conduce la susținerea (părerea) că tratamentul termic ce urmărește obținerea de valori maxime în stare rece (înainte de funcționare) motorului este inutil.

**2.** Încălzite la  $300^{\circ}\text{C}$  aliajele de aluminiu 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  $\alpha$  de dilatare termică.

**3.** Prin încălzire la  $300^{\circ}\text{C}$ , 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.

**4.** 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  $300^{\circ}\text{C}$ ). Se tinde către o natură, proporție și aranjament a constituenților asemănătoare cu cele ale aliajelor în starea de recoacere sau revenire.

**5.** Aliajele netratate sunt o formă caracterizată de un anumit grad de intermediaritate între forma tratată termic și ca recoaptă (având o anumită atitudine preferențială pentru adeziunea pentru forma tratată în cochilă urmată de menținerea la temperatura mediului ambiant când intervine fenomenul de îmbătrânire naturală). La încălzirea până la  $325^{\circ}\text{C}$  în aliaje se vor petrece fenomenele combinate ale celor două stări, întreg procesul fiind caracterizat și aici de reversibilitatea transformărilor structurale intensificată la această temperatură.

**6.** La toate aliajele în stare tratată și netratată s-a remarcat o scădere de volum datorată desăvârșirii fenomenului de dizolvare a soluției solide la temperatura de  $300^{\circ}\text{C}$  prin coeficienții Cs. În felul acesta se obțin valorile finale ale coeficienților de dilatare termică liniară  $\alpha_f$  care prezintă valori mai mici decât  $\alpha$ .

**7.** 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 af. Calcularea valorilor jocului termic de proiectare în funcție de af, (nu funcție de a care este de fapt o pseudoproprietate cu caracter tranzitoriu) este obligatorie [2].

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

**9.** Trebuie subliniat că produsele descompunerii soluției solide a metalelor de tranziție în Al, sunt particule 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) disperse 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:

a – coeficient mare de difuzie a Si în Al;  
 b – nu se observă separări intermediare de forma  $CuAl_2$  ca în aliaje Al-Cu;  
 c – particulele în echilibru, necoerente cu matricea, au o energie superficială mare;

d – particulele disperse sunt grosolane, densitatea lor este mică.

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

Având la bază cercetările din lucrare, cât și [1], [2] aliajelor de turnare refractare din aluminiu.

**a)** Baza aliajelor binare trebuie să posed temperatură de topire a eutecticului  $T_E$  cu 1500-200°C mai mare decât temperatura  $T_{func}$  la care va lucra aliajul în condiții practice (diferența  $\Delta T$  dintre aceste temperaturi trebuie să fie cu atât mai mare cu cât este mai lung timpul de funcționare a pieselor din aceste aliaje), adică  $\Delta T$ :

$$\Delta T = T_E - T_{func} > 150 \dots 200^\circ C \quad (7.1)$$

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 temperatură înaltă de topire, iar temperatura  $\Delta T_{crist}$  a intervalului de cristalizare să nu depășească mai mult de 60°C, adică:

$$\Delta T_{crist} = T_{inc} - T_{sf} < 60^\circ C \quad (7.2)$$

**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 elementelor de aliere, cele care caracterizează forța de legătura interatomică în interacțiune cu alți componenți din soluția solidă.

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

**f)** Pentru obținerea unei soluții solide  $\alpha$  relativ stabilă și reducerea autodifuziei aluminului, drept elemente de aliere trebuie să fie folosite 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 grăunți de soluție solidă  $\alpha$  conduce la o frânare (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 soluției solide  $\alpha$  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 puțin electroni în stratul „d” atomul metalului de aliere inițial, cu atât va fi mai puternic efectul de la aceste Ea de adaos;

**h)** Cu cât este mai complexă compoziția soluției solide, ce conține Ea greu fuzibile și cu cât este mai stabilă neomogenitatea structurii grăunților săi, cu atât mai puternic se încetinesc procesele de difuzie, motiv pentru care se formează ZGP, ZGPE, cât și „atmosfera” Cottrell și Suzuki, „faze” metastabile legate coerent cu rețeaua cristalină a matricei [1];

**i)** Cu cât este mai înaltă temperatura de lucru a pieselor din aliaje de aluminiu, cu atât crește necesitatea de întărire a limitelor de separație a grăunților soluției solide  $\alpha$  cu faze stabile la aceste temperaturi de lucru precum  $Al_{24}Cu_8Ce_3Mn$ ,  $Al_6Cu_3Ni$ ,  $Al_3(CuNi)_2$ , faze care cristalizează sub formă ramificată;

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

**k)** Particulele fazelor secundare ce apar atât la cristalizarea cât și la descompunerea soluției solide  $\alpha$  nu trebuie să fie grosolane întrucât în acest caz acestea pot fi concentratori de tensiuni.

Metalele din grupele de tranziție favorizează reducerea valorii intervalului efectiv  $\Delta T$  de cristalizare a aliajelor de aluminiu de tipul soluției solide:

$$\Delta T = T_{inc.cr} - T_{sf.cr} \quad (7.3)$$

în care  $T_{inc.cr}$  temperatura de început și  $T_{sf.cr}$  sfârșit de cristalizare.

În concluzie, aliajele de turnătorie de tipul soluția solidă [13], au o influență favorabilă asupra proprietăților de turnare: reducerea tendinței de formare a fisurilor (crăpăturilor) la cald, creșterea refractarității și ermeticității.

Funcție de condițiile de lucru ale pieselor turnate din aliaje refractare 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 a lucra timp îndelungat la temperaturi înalte, nu se va recomanda a se folosi o temperatură prea înaltă la călire întrucât, în această situație, soluția solidă sărăcește puternic în elemente de aliere din grupele de tranziție, se reduc brusc particulele fine ale fazelor stabile, cele care creează microeterogenitatea din interiorul soluției solide și crește cantitatea de vacanțe, lucru ca 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 călirea obișnuită în apă întrucât, acesta din urmă, conduce la o mai mică refractaritate și un grad înalt de suprasaturare cu vacanțe a soluției solide.

Particulele stabile ale fazelor secundare, în special cele ce conțin metale din grupele de trecere (Ti, Cr, Mo, Zr ș.a.), în majoritatea lor au un efect de dilatare termică mai mic decât Al. În momentul călirii, în jurul particulelor de faze secundare nedizolvate, apar tensiuni ce conduc la formarea unor verigi de dislocații. Aceste verigi, mai departe pot servi ca locuri de apariție a separărilor la descompunerea soluția solidă cum se întâmplă de exemplu în aliajele sistemului Al-Mg. Cinetica de descompunere a soluției solide 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 [75], [22], se arată că refractaritatea aliajelor tip silumin precum ATSi5Cu3MgMn și ATSi10MnMg și îmbătrânite din starea turnată, este cu 15% mai mare față de starea călită și îmbătrânire artificială (precipitare). Acest fapt se explică prin aceea că în procesul de încălzire pentru călire, se distruge carcasa intergranulară, ceea ce ajută procesele de difuzie și prin urmare refractaritatea aliajelor scade, întrucât soluția solidă  $\alpha$  influențează, în grad mare, refractaritatea aliajului (piesei turnate). Drept produse de descompunere a soluției solide  $\alpha$  sunt particulele ultradisperse de faze secundare care nu au tendința de coagulare la temperaturi ridicate.

Într-adevăr, refractaritatea aliajelor de aluminiu turnate de tipul soluția solidă  $\alpha$  aliate cu metale din grupele de tranziție în stare călită și îmbătrânită artificial ATCu5MnTi, este mult mai mare comparativ cu refractaritatea aliajelor care au la bază sistemele Al-Si, Al-Mg, Al-Cu-Si, Al-Mg-Si, ce nu conțin, în calitate de element de aliere principal, metale din grupele de trecere. În interiorul grăunților soluției solide  $\alpha$  aliajelor din prima grupă există un grad înalt de microeterogenități, în timp ce în interiorul grăunților soluție solide  $\alpha$  aliajelor din grupa a 2-a, acest lucru nu se observă: produsele de descompunere se depun, în principal, pe limita de separație sub formă de particule groșiere și sunt concentratori de tensiune care ajută formării fisurilor (crăpăturilor) în proba sau piesa încercată.

De aceea, trebuie subliniat că [1], [75], [22], [2] introducerea unui număr mare de elemente de aliere din grupele de trecere în aliaj, în cantități totale reduse, asigură un efect mărit de modificare și creștere a proprietăților de rezistență (și refractaritate), față de introducerea unui număr redus de elemente de aliere dar în cantități mărite a fiecăruia, separat. Acest fapt se poate reliefa prin aliajele: compus aliate [1], [2].

Trebuie subliniat că:

**a)** Tratamentul termic permite a se regla nu numai componența fazelor, dar și structura aliajelor precum: cantitatea, mărimea, forma, repartiția separărilor fazelor secundare în volumul grăunților și pe limita lor de separație, mărimea grăunților însăși a soluției solide  $\alpha$  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 grăunților și blocurilor, iar la temperaturi mai scăzute apar într-un grad mai înalt în interiorul grăunților soluție solide  $\alpha$  [2].

## 7.2. Contribuții personale

Rezolvarea temei tezei de doctorat intitulată „Studii și cercetări privind influența microadaosurilor și a tratamentelor termice asupra aliajelor de aluminiu” a condus (impus unele) contribuții importante între care amintim:

**1.** Prelucrarea unei bibliografii bogate legată de aliajele de aluminiu și sintetizată după elementul de aliere principal și urmată de celelalte elemente de aliere în ordine descrescătoare a capacității de influență asupra structurii și deci și asupra proprietăților mecanice la rece și la cald. În plus această ordonare asigură o alegere ușoară, rapidă și mult mai corespunzătoare (corectă) a aliajelor dorite de constructori și tehnologi de piese turnate. Alegerea poate fi făcută și de specialiști cu calificare medie fără risc de a greși în alegerea și folosirea celui mai propice aliaj pentru piesa turnată pentru un anumit loc de muncă (scop).

**2.** Crearea, realizarea și folosirea unei instalații de determinare a durtății Brinell (HB) la cald, instalație ce permite realizarea de măsurători în condiții mai simple, cu un grad mare de încredere și siguranță pe seama aliajului Wood care asigură o mai rapidă transmitere a căldurii de la elementul care încălzitor spre proba ce se încearcă la duritate la cald. Toate instalațiile cunoscute transmit căldura de la elementul încălzitor spre probă direct prin pereții metalici pe care se sprijină proba. În această situație contactul celor două materiale se face pe suprafețe mici (punctiform) și de aici apar erori în măsurarea la cald a HB. În cazul nostru contactul dintre aliajul Wood și proba de încercat este mult mai intim (aliajul Wood la 100°C este în stare lichidă) chiar și în stare solidă proba fiind „înglobată” asigură o transmitere mai bună a căldurii. Instalația fiind de construcție originală stă la baza unui brevet de invenție.

**3.** Alegerea și folosirea unor microadaosuri (elemente de aliere din grupele de tranziție) care la cantități de sub 0.3 %, introduse în aliajele turnate de aluminiu din grupele Al-Cu, Al-Si, produc obținerea de proprietăți mecanice superioare și stabile la temperaturi de încercare la cald, de aproximativ 300°C, temperaturi la care funcționează și pistoanele motoarelor termice pe seama formațiilor (fazelor complexe) ce iau naștere precum cele din tabelele 1.3 din grupele IV și V faze stabile la temperaturile la care lucrează aliajele refractare, între care și pistoanele motoarelor de autovehicule.

**4.** Elaborarea unor aliaje de înaltă refractaritate prin introducerea de elemente de aliere din grupele de tranziție în cantități reduse, de aceea au fost numite microadaosuri, fapt ce a permis a se trage o concluzie de mare importanță metalurgică și economică: prezența în aliajele refractare de aluminiu a mai multor elemente de aliere este rentabilă structural (structuri mai stabile la temperaturi ridicate reliefate prin valoarea proprietăților mecanice), fie și la cantități reduse comparativ cu prezența unui singur (sau două) elemente de aliere în cantitățile mărite, chiar dacă aparține grupelor de tranziție. Introducerea de cantități mai reduse a elementelor de aliere are și avantajul că pierderile prin oxidare sunt mai mici pe seama unei mai bune asimilări de către topitura metalică.

**5.** Încercările efectuate la încălzirea continuă până la temperatura de 300°C cât și menținerea la această temperatură (cu timpi variabili) au arătat că tendința de a efectua tratamente termice asupra aliajelor de aluminiu ce lucrează la temperaturi de peste 300°C în scopul obținerii de proprietăți maxime posibile (de regulă călire urmată de revenire) este o tendință păguboasă întrucât efectul de întărire dispăre din cauza separării formațiunilor secundare (dure și fragile) din soluția solidă a preeutectic sau chiar a eutectic la depășirea temperaturii solvus. Datorită acestui fapt proprietățile mecanice ajung să aibă valori foarte apropiate la  $T \rightarrow 300^\circ\text{C}$

indiferent de natura aliajului, starea inițială a acestuia, valorile proprietăților mecanice înainte de încălzire.

**6.** Consecințele influenței temperaturii asupra structurii (proprietăților) la peste 300°C a determinat (impus) concluzia că nu este necesar tratament termic de îmbunătățire ci găsirea mijloacelor celor mai eficiente de tratament termic (recoacere) care să asigure o structură „stabilă” la variația temperaturii și în special la temperatura de 300°C, cum este și cazul pistoanelor mașinilor termice. Acest lucru s-a făcut prin încercările de determinare a timpilor de recoacere minim necesari la diferite niveluri de temperatură care să asigure valori de HB=constant (structură stabilă).

**7.** În cazul folosirii aliajului cu structură stabilă la turnarea pistoanelor de motoare termice apare avantajul că variațiile de volum cu temperatura sunt mai reduse și se poate admite un joc piston-cilindru mai mic fără risc de gripare însă cu consecințe benefice asupra consumului de combustibil, ulei și de aici și asupra noxelor (mai reduse ca valoare).

**8.** Din încercările efectuate în vederea stabilirii timpului minim până la obținerea unei valori HB=constant a reieșit că: acestea depind de natura și starea aliajului dar nu pot fi mai mici de 250°C și 10 ore de menținere pentru recoacere sau revenire, urmate de o răcire lentă astfel ca să se descompună total soluția solidă a atât cea preeutectică cât și cea eutectică.

**9.** Aliajul de aluminiu folosit la turnarea pistoanelor motoarelor termice după metoda propusă de autorul tezei a demonstrat că este evident superior aliajului similar ce se toarnă actualmente la uzinele Slatina atât ca durabilitate cât și în privința noxelor fapt demonstrat și în [2].

Obiectivele tezei de doctorat au fost realizate prin programul experimental propus. Acesta a fost susținut un studiu bibliografic extins care confirmă cele observate experimental.

### **7.3 Perspective**

O problemă importantă care poate face obiectul unor viitoare studii este obținerea unei corelații între valorile rezistenței mecanice și a durtății. Aceasta ar ușura realizarea de încercări mecanice pentru aliaje de aluminiu turnate.

Studiile efectuate de autor și concluziile din multitudinea studiilor instituțiilor de specialitate arată că în privința aliajelor de aluminiu refractare turnate pentru a obține performanțe maxime, în cazul utilizării într-un domeniu sau altul este necesar a se stabili un program cadru de cercetare din care să se poată desprinde locul de destinație al aliajului, temperatura de lucru și durata acesteia, factorii de tensiune și intensitatea acestora pentru a avea siguranța alegerii cât mai corespunzătoare a aliajului refractar de aluminiu turnat.

## ANEXA

Grafice de variație pentru proprietățile mecanice ale aliajului ATCu4Ni2Mg

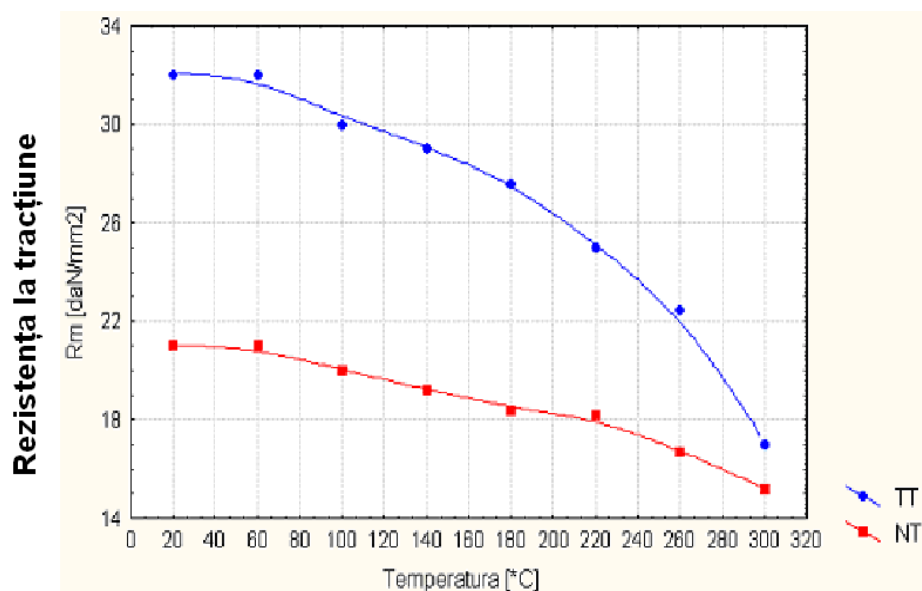


Figura A1 Variația rezistenței mecanice a aliajului ATCu4Ni2Mg cu temperatura TT- tratat termic NT-netratat termic

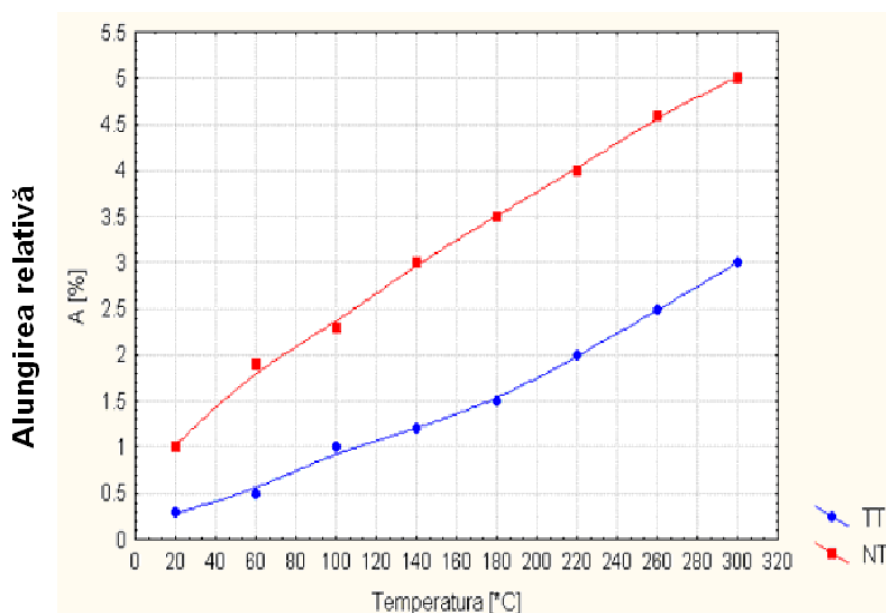


Figura A2 Variația alungirii relative a aliajului ATCu4Ni2Mg cu temperatura TT- tratat termic NT-netratat termic



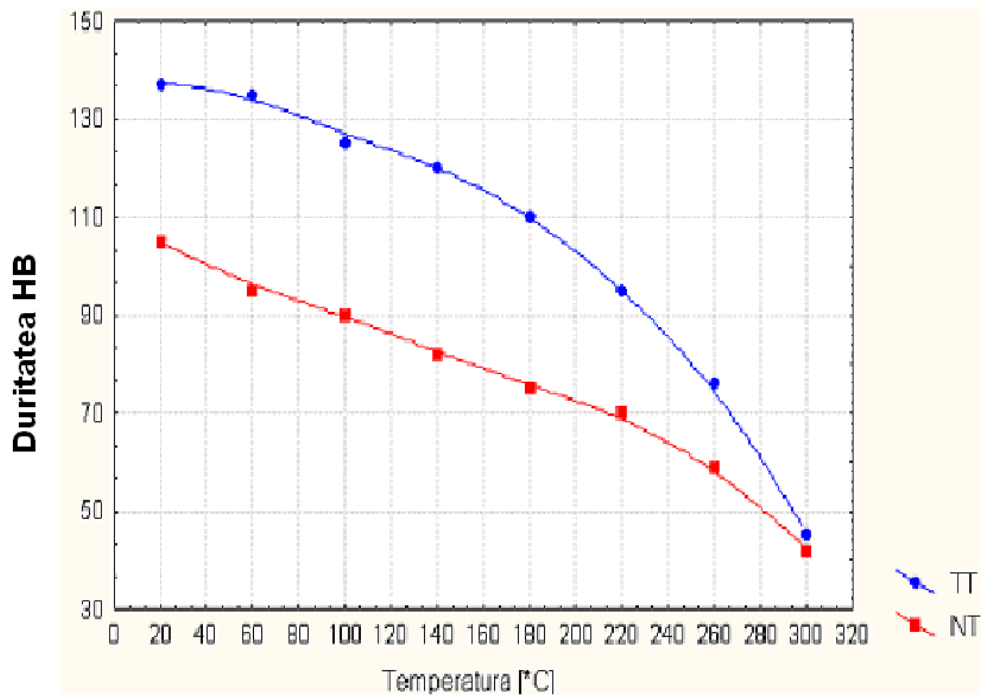


Figura A3 Variația durtății HB a aliajului ATCu4Ni2Mg cu temperatura TT- tratat termic NT-netratat termic

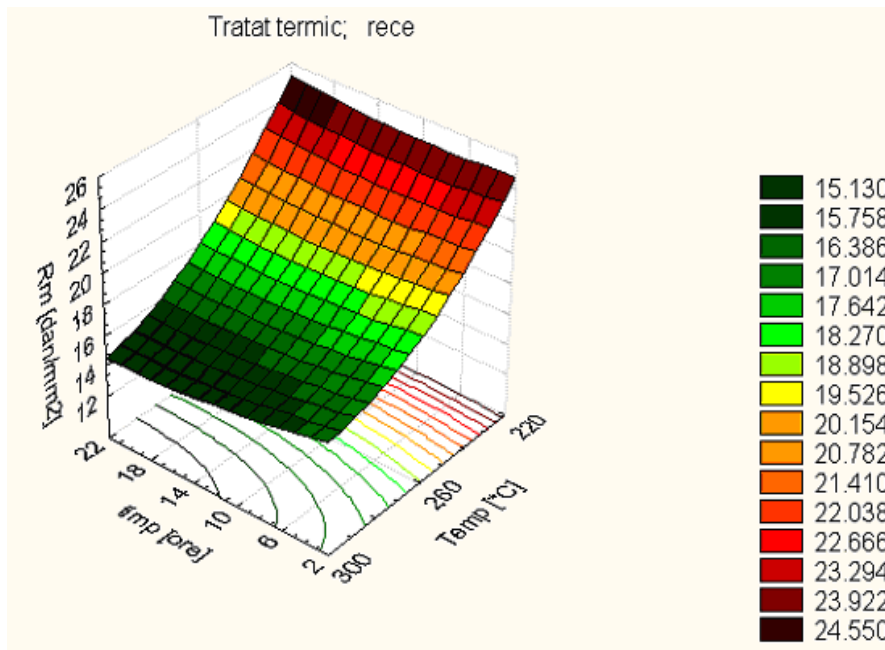


Figura A 4 Variația rezistenței mecanice a aliajului ATCu4Ni2Mg cu temperatura și timpul pentru aliajul tratat termic, la rece

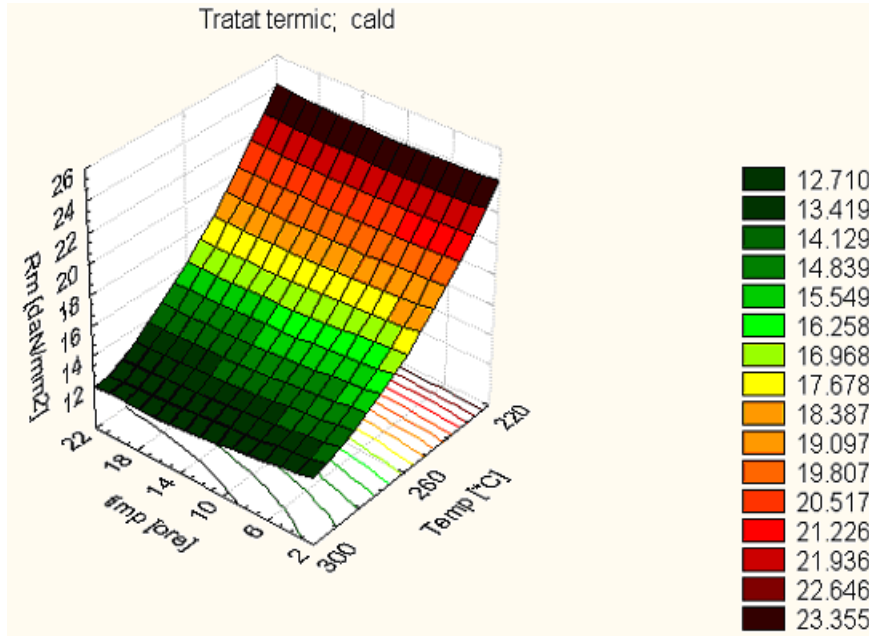


Figura A5 Variația rezistenței mecanice a aliajului ATCu4Ni2Mg cu temperatura și timpul pentru aliajul tratat termic, la cald

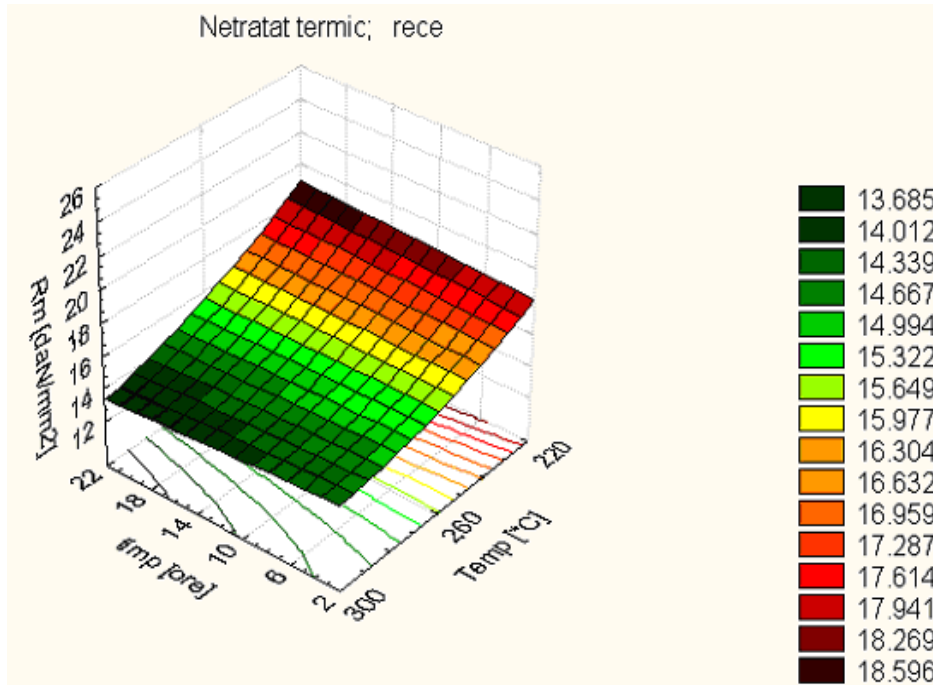


Figura A6 Variația rezistenței mecanice a aliajului ATCu4Ni2Mg cu temperatura și timpul pentru aliajul netratat termic, la rece

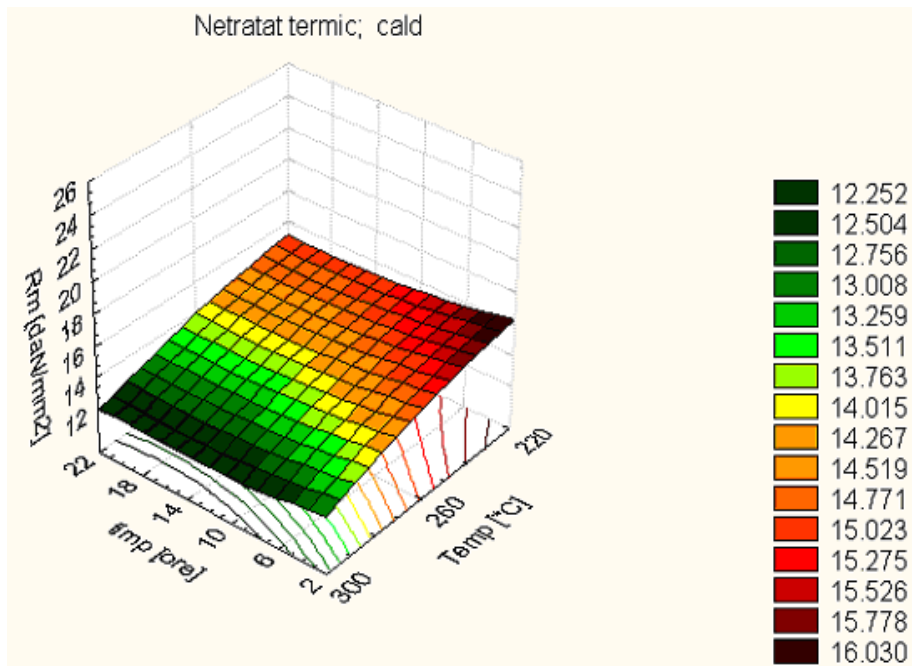


Figura A7 Variația rezistenței mecanice a aliajului ATCu4Ni2Mg cu temperatura și timpul pentru aliajul netratat termic, la rece

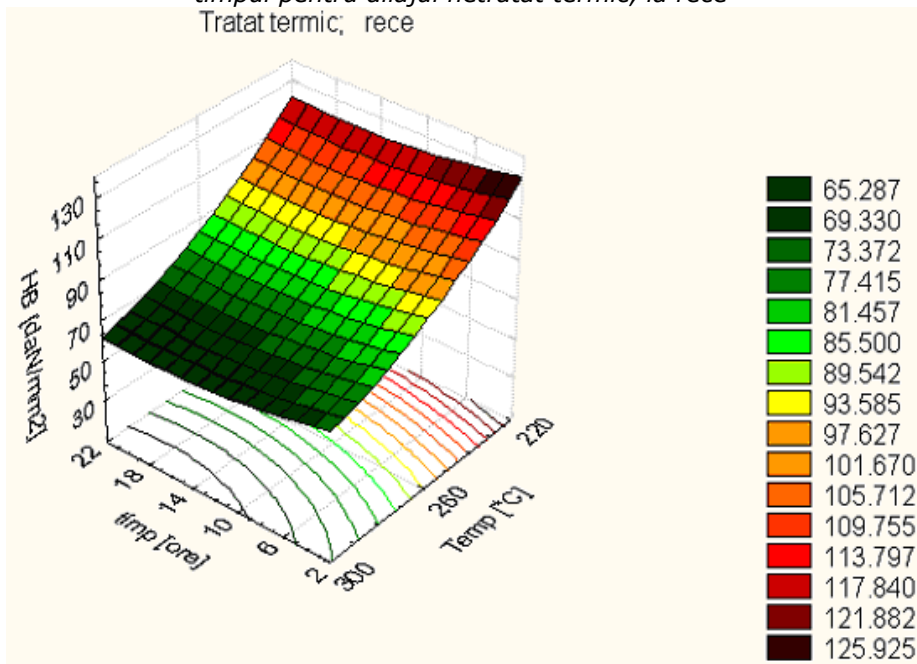


Figura A8 Variația durtății HB a aliajului ATCu4Ni2Mg cu temperatura și timpul pentru aliajul tratat termic, la rece

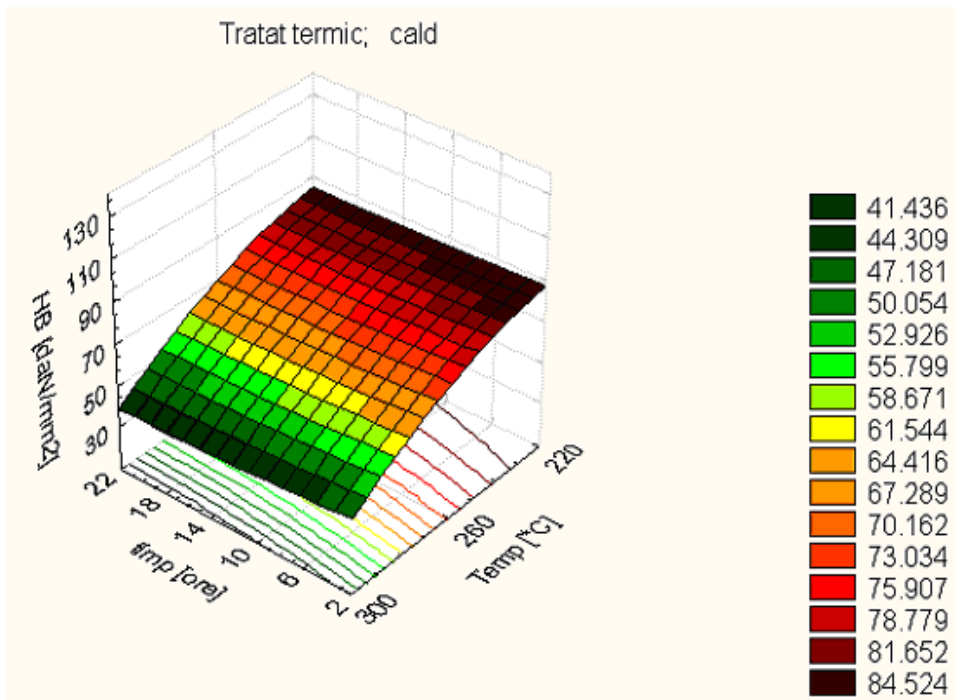


Figura A9 Variația durtății HB a aliajului ATCu4Ni2Mg cu temperatura și timpul pentru aliajul tratat termic, la cald

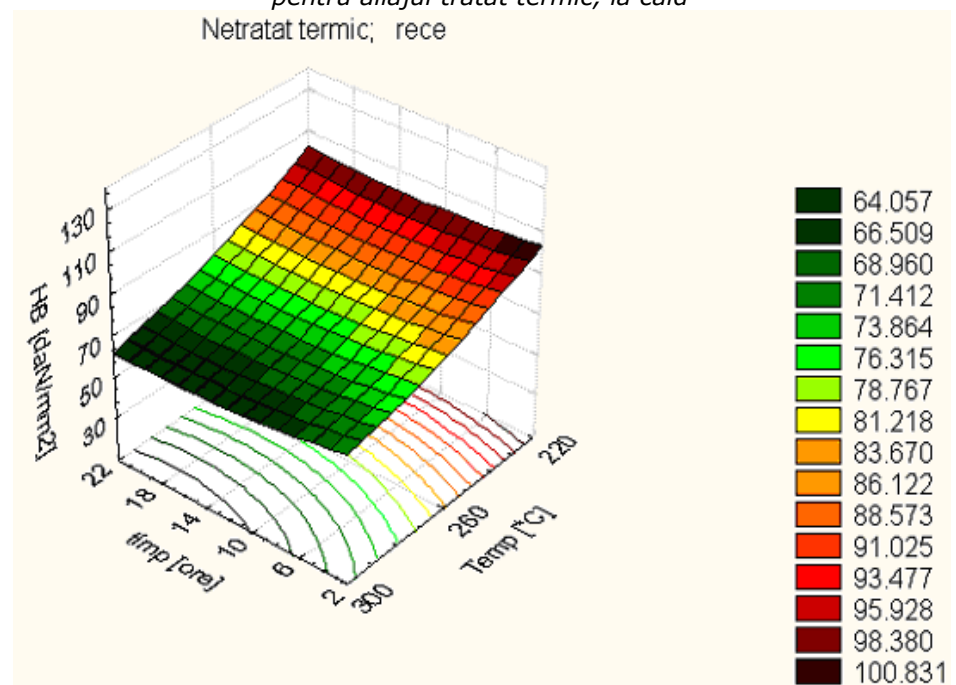


Figura A10 Variația durtății HB a aliajului ATCu4Ni2Mg cu temperatura și timpul pentru aliajul netratat termic, la rece

## BIBLIOGRAFIE

- [1] -Kolobnev, I.F.,- Jaroprocinosti liteinah aluminievah splavov Moskva "Metallurghia"1973 Rusia.
- [2] - Sporea I., Bordeasu I.,Mandek F., Aliaje de aluminiu refractare turnate în pistoane de motoare termice Editura Politehnica Timișoara 2008 ISBN 978-973-625-627-1, România.
- [3] - Mondolfo Z,F Metalography of aluminium Alloys 1943.
- [4] - Wakkery D, Mat. Eng, 1970 v.51, No5, p.40.
- [5] - Gâdea S., Protopopescu, M Aliaje neferoase. Editura Tehnică, Buc 1965 România.
- [6] - Deniels, S. D.,- J. Inst.of.Met., 1936, v.36, p.601.
- [7] - Vorici. Nil, Burov, L.M.FMM, t.18, 164, vop3,p.1x Rusia.
- [8] - Mandek, F., 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. România.
- [9] -Bageriațkii Iu. A. DAN URSS, 1962 t.87 No.4 p.155.
- [10] - Bagiu, L. ș.a. – O nouă metodă de tratament termic pentru durificarea aliajelor complexe de aluminiu. BSt. IPT Timișoara, Tom 3 (17) 1958.
- [11] - 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.
- [12] - Malțev M.V.Sb. naucinâh trudov MITMZ 25 Metalurgia 1955 p.37.
- [13] - 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.
- [14] - Osipov, K.A.,- Voprosa teorii jaroprocinosti metallov i splavov. Izd.-vo AN SSSR, 1960.
- [15] - Sb. "Issledovanie po jaroprocnam splavam", t.II. Izd.-vo AN SSSR, 1957, vap.7.
- [16] -<http://www.table-aluminiu.ro/aliaje-aluminiu>-23.08.2012.
- [17] - Margareta Iulia Nițu Cercetări privind îmbunătățirea unor proprietăți fizico-mecanice la aliajele de aluminiu turnabile prin intermediul tratamentelor termice Teză de doctorat Universitatea Transilvania din Brașov 2010 România.
- [18] - Mihaela Smeardă Studii și cercetări privind imbunătățirea proprietăților fizico-mecanice ale materialelor utilizate în tehnica aerospațială Universitatea Transilvania din Brașov 2011.
- [19] - [www.turnef.ro/produse\\_piese\\_turnate\\_sub\\_presiune\\_aluminiu.htm](http://www.turnef.ro/produse_piese_turnate_sub_presiune_aluminiu.htm).
- [20] - Schell, E, Masuda, A Aluminium (Dusseldorf), 1961, Bd.31.
- [21] - Bocivar, AA Izv. Acad. Șt, URSS, 1955, No. 10-11, p.1089.
- [22] - Kornilov, I.I.,- Fiziko-himiceskie osnovî jaroprocinosti splavov. Izd-vo AN SSSR, 1961, c.258.
- [23] - STAS 201/2-80 (SR EN 1706/2000).
- [24] - Alexandru , C. , Sporea I, Studii și încercări privind tratarea aliajelor lichide, România.
- [25] - Ch. Gras , M. Meredith , J.D. Hunt Microstructure and texture evolution after twin roll casting and subsequent cold rolling of Al–Mg–Mn aluminium alloys Journal of Materials Processing Technology 169 (2005) 156–163.

- [26] -J.E. Wyatt , J.T. Berry , A.R. Williams Residual stresses in aluminum castings *Journal of Materials Processing Technology* 191 (2007) p:170–173.
- [27] - X. Teng , H. Mae , Y. Bai , T. Wierzbicki Statistical analysis of ductile fracture properties of an aluminum casting *Engineering Fracture Mechanics* 75 (2008) 4610–4625
- [28] - Sjölander Emma, Salem Seifeddine The heat treatment of Al–Si–Cu–Mg casting alloys *Journal of Materials Processing Technology* (2010) Article in press.
- [29] - R.N. Lumley, I.J. Polmear, H. Groot, and J. Ferrier Thermal characteristics of heat-treated aluminum high-pressure die-castings *Scripta Materialia* 58 (2008) p:1006–1009.
- [30] - Feng Chun, Liu Zhi-yi, Ning Ai-lin, Liu Yan-bin, Zeng Su-min Retrogression and re-aging treatment of Al-9.99%Zn- 1.72%Cu-2.5%Mg-0.13%Zr aluminum alloy *Trans. Nonferrous Met. SOC China* 16(2006) 1163-1170.
- [31] - M. Tash , F.H. Samuel, F. Mucciardi, H.W. Doty , S. Valtierra Effect of metallurgical parameters on the machinability of heat-treated 356 and 319 aluminum alloys *Materials Science and Engineering A* 434 (2006) p:207–217.
- [32] -X. Chen, W. Kasprzak, J.H. Sokolowski Reduction of the heat treatment process for Al-based alloys by utilization of heat from the solidification process *Journal of Materials Processing Technology* 176 (2006) p:24–31.
- [33] -Karabay Sedat Modification of AA-6201 alloy for manufacturing of high conductivity and extra high conductivity wires with property of high tensile stress after artificial aging heat treatment for all-aluminium alloy conductors *Materials and Design* 27 (2006) p:821–832.
- [34] - Tsuyoshi Takahashi, Katsuhiko Sasaki Low cycle thermal fatigue of aluminum alloy cylinder head in consideration of changing metrology microstructure *Procedia Engineering* 2 (2010) p:767–776.
- [35] - Li Guo-feng Zhang Xin-ming, Li Peng-hui , You Jiang-hai Effects of retrogression heating rate on microstructures and mechanical properties of aluminum alloy 7050 *Trans. Nonferrous Met. Soc. China* 20 (2010), p:935-941.
- [36] - Muzaffer Zeren The effect of heat-treatment on aluminum-based piston alloys *Materials & Design*, Volume 28, Issue 9, 2007, Pages 2511-2517.
- [37] - Yucel Briol Response to T6 heat treatment of extruded and thixoformed EN AW 2014 alloys *Materials Science and Engineering: Volume 528, Issues 16-17, 25 June 2011, Pages 5636-5641*
- [38] - M. Wamuzek, G.Mirowka, J.Sieniawsky Influence of heat treatment on the precipitation of intermetallic phases in commercial AlMn1FeSi alloy *Journal of Materials Processing Technology*, Volume 157-158, 20 December 2004, Pages 624-632.
- [39] -FENG Chun, LIU Zhi-yi, NING Ai-lin, LIU Yan-bin, ZENG Su-min Retrogression and re-aging treatment of Al-9.99%Zn- 1.72%Cu-2.5%Mg-0.13%Zr aluminum alloy *Trans. Nonferrous Met. SOC. China* 16(2006) p:1163-1170.
- [40] - Gaute Svenningsen, John Erik Lein, Astrid Bjørgum, Jan Halvor Nordlien, Yingda Yu, Kemal Nisancioglu Effect of low copper content and heat treatment on intergranular corrosion of model AlMgSi alloys *Corrosion Science* 48 (2006) p:226–242.
- [41] M.A.Aznah Hanlm, S. Chang Chung, O Khang Chuan Effect of two step solution heat treatment on the microstructure and mechanical properties of

- 332 aluminium silicon cast alloy *Materials & Design*, Volume 32, Issue 4, April 2011, Pages 2234-2336.
- [42] - Hiroyuki Toda, Takanori Nishimura, Kentaro Uesugi, Yoshio Suzuki, Masakazu Kobayashi Influence of high-temperature solution treatments on mechanical properties of an Al-Si-Cu aluminium alloy. *Acta Materialia*, Volume 58, Issue 6, April 2010 Pages 2014-2025.
- [43] - E. Rincon, H.F. Lopez, M.M Cisneros, H. Mancha Temperature effects on tensile properties and ductility of an Al-A319 *Materials Science and Engineering: A*, Volume 519, 30 August 2009, Pages 128-140.
- [44] - Rafiq A. Siddiqui, Hussein Abdullah, Khamis R Al-Belushi Influence of aging parameters on the mechanical properties of 6063 aluminium alloy *Journal of Materials Processing Technology*, Volume 102 Issues 1-3, 15 May 2000, Pages 234-240.
- [45] - Mohammed Noor Desmikh, R.K. Pandey, A.K. Mukhopadhyay Effect of aging treatments on the kinetics of fatigue crack growth aluminium alloy *Materials Science and Engineering A*, Volume 435-436, 5 November 2006, Pages 318-326.
- [46] - Ibrahim Özbek A study on the re-solution heat treatment of AA 2618 aluminum alloy *Materials Characterization* 58 (2007) p:312-317
- [47] - R.H. Oskouei and R.N. Ibrahim The effect of a heat treatment on improving the fatigue properties of aluminium alloy 7075-T6 coated with TiN by PVD *Procedia Engineering* 10 (2011) p:1936-1942.
- [48] - A May, M.A Belouchrani, S Taharoucht, A Boudras Influence of heat treatment on the fatigue behaviour of two aluminium alloys 2024 and 2024 plated *Procedia Engineering* 2 (2010) 1795-1804
- [49] - Jiang Long-tao, Wu Gao-hui, Yang Wen-shu, ZHAO Yong-gang, LIU Shan-shan Effect of heat treatment on microstructure and dimensional stability of ZL114A aluminum alloy *Trans. Nonferrous Met. Soc. China* 20 (2010), p:2124-2128.
- [50] - M.Baki Karamiş, İ. Halici The effects of homogenization and recrystallization heat treatments on low-grade cold deformation properties of AA 6063 aluminum alloy *Materials Letters* 61 (2007) p:944-948
- [51] - Peng Ji-hua<sup>1</sup>, Tang Xiao-long, He Jian-ting, Xu De-ying Effect of heat treatment on microstructure and tensile properties of A356 alloys *Trans. Nonferrous Met. Soc. China* 21 (2011), p:1950-1956.
- [52] - Wang Tao, Zhi-min, Sun Qiang Effect of homogenization treatment on microstructure and hot workability of high strength 7B04 aluminium alloy *Trans. Nonferrous Met. Soc. China* 17(2007) p:335-339.
- [53] - M. Arshad Choudhry, Muhammad Ashraf Effect of heat treatment and stress relaxation in 7075 aluminum alloy, *Journal of Alloys and Compounds* 437 (2007) 113-116
- [54] - Jianhua Wang, Danqing Yi, Xuping Su, Fucheng Yin Influence of deformation ageing treatment on microstructure and properties of aluminum alloy 2618 *Materials characterization* 59 (2008) 965-968.
- [55] - Ren Jiang-wei, Shan Ai-dang Strengthening and stress drop of ultrafine grain aluminum after annealing *Trans. Nonferrous Met. Soc. China* 20 (2010), p:2139-2142.
- [56] - Popa, B. – Motoare pentru autovehicule. Ed. Dacia Cluj-Napoca 1982.
- [57] - Buinov, NN, Descompunerea SS metalice suprasaturate, Ed. „Metalurgia” Moscova 1974.
- [58] - Gunier.A *Electrokemie* 1962 V.56 p:468.

- [59] - **Băețan Alin, Teoretical and experimental studies on mechanical proprieties of aluminium alloys, Metalurgia International 1/2011-Revistă cotată ISI.**
- [60] -Anderko, K Structurî voinâh splavlov (Traducere din limba engleză) „Metaldurghizdat” Moskva 1972.
- [61] - Dix.H.Fink. W.L.Trans. AIMME. 1943. V.104.
- [62] - O.Kousumoto K,J, Appl,Phys. Japan 1960, V29, p.12.
- [63] -Maltev, M.V. Modificarea structurii metalelor și aliajelor E.T. București 1966.
- [64] - Zareciniuk O,S u dr. YNH 1963 T. VIII, No.7, p.1668.
- [65] -Dorn, D.E.,- Sb."Polzucesti i vozvrat". Metallurghizdat, 1961.
- [66] -Kuznețov, V. G. Izv SFMA, AN URSS, 1940, t.13, p:177;191
- [67] -Domsa A, s.a Pistoane ETB 1961.
- [68] -Contract de cercetare științifică IPT- ELBA Timișoara 1987.
- [69] - Mandek, Fr., ș.a. – Încercări practice de folosire a aliajelor de Al modificate turnate în pistoane. Univ. Tehnică Cluj-Napoca, TSMA 2004.
- [70] - 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.
- [71] - Mandek, Fr. Studii teoretice și experimentale în vederea optimizării proprietăților mecanice ale aliajelor turnate în pistoane Teză de doctorat Universitatea Politehnica Timișoara 2006
- [72] -Bănărescu, M Motoare cu ardere internă, ET. București 1967.
- [73] -Kolobnev, I.F.,- Sb. "Legkie splavî", Izd. AN.SSSR, 1960, vap.1, c.123.
- [74] - Statgraphics Reference Manual, Manugistic, Inc. Combridge, 1992.
- [75] -Kolobnev, I.F.,- V sb."Liteinîe aliominievie splavî". Odoronghiz, 1961, c.52.
- [76] -**Băețan Vasile Tokar Adriana, Prof.Sporea Ion, PhD, Asst.Prof. Olariu Mircea, PhD, Asst. Prof. Hamat Codruța, PhD, Tokar Dănuț Marcel, Considerations regarding the Refractoriness of Aluminium Alloys Intended for Casting into Heat Engine Pistons, Proceedings of the 14<sup>th</sup> internațional conference Land forces academy „ Nicolae Bălcescu” november 2008 Sibiu p:104-112 ISSN 1843-6722.**
- [77] -**Băețan Vasile, Adriana Tokar, Ion Sporea, Adriana Negoiteșcu, Dănuț Marcel Tokar, Analele Influence of heat treatment on the a coefficient and the noxious agents with Dacia engines Universității „Constantin Brâncuși” din Târgul Jiu Seria Inginerie No. 2/2008 ISSN 1844-4856 718 , p:171-174.**
- [78] -**Băețan Vasile Adriana Tokar, Ion Sporea, Mariela Sfetcu, , Refractoritatea metalelor, fazelor și constituienților ce se formează în aliajele de aluminiu turnate Lucrările simpozionului cu participare internațională „Durabilitatea și fiabilitatea sistemelor mecanice” Editura academică Brâncuși Univ. C-tin Brâncuși Trgul Jiu 2008 ISBN 978-973-144-180-1 p :227-230.**
- [79] -**Băețan Alin Vasile Ion Sporea , Remus Boboescu , , Mircea Olariu, Ion Cârpean „ The influence of chemical composition structure and thermal treatment on the casting refractory aluminium alloys”, Volumul conferinței AFASES 2009 Academia forțelor aeriene " Henri Coandă" Brașov, p:977-983 I.S.B.N. 978-973-8415-67-6.**
- [80] -**Băețan Alin, Ion Sporea, Adriana Tokar „The effects of copper as alloyng element on mechanical proprieties Proceedings of the 21st international conference NAV-MAR-EDU 2009 Editura Academiei**



- [81] **Navale „Mircea cel Bătrân” Constanța ISSN 1843-6749 p:481-486.**  
-Băețan Vasile, Ion Cârpean, Ion Sporea, Remus Boboescu  
**Elaboration of the casting technology for the moving parts of braking machine The Proceedings of 7th International Scientific Conference RIM 2009 Cairo, Egypt September 26th – October 3rd 2009 Official acceptance of paper for International Scientific Conference RIM 2009 Bihać, 21.06.2009.**
- [82] -Băețan Alin Vasile, Sporea Ion, Boboescu Remus, Sporea Corina, Sofroni Laurentie **Obtaining cast iron with spherical graphite into metal deposited through welding, Proceedings of the 13<sup>th</sup> internațional conference Land forces academy „ Nicolae Bălcescu” , november 2007 Sibiu p : 86-90 ISSN 1843-6722**
- [83] -Băețan Alin Vasile, Sporea Ion, Boboescu Remus, Sporea Corina, **Researches regarding the optimization of producing grey cast irons for foundries Proceedings of the 13<sup>th</sup> internațional conference Land forces academy „ Nicolae Bălcescu” , november 2007 Sibiu p : 91-97 ISSN 1843-6722.**
- [84] -Cicală E. Metode de prelucrare statistică a datelor experimentale EP Timișoara 1999.
- [85] -Nowak Iwona, Jacek Smolka , Andrzej J. Nowak An effective 3-D inverse procedure to retrieve cooling conditions in an aluminium alloy continuous casting problem Applied Thermal Engineering 30 (2010) p:1140–1151.
- [86] -Boboescu Remus, Ion Sporea, Ilarie Bordeasu, Adriana Tokar, Victor Bujor The usage of siluminiu alloys with magnesium for casting very large used pieces, International symposium "Interdisciplinary regional research" Hunedoara Romania 23 - 24 April, 2009.
- [87] -Boboescu Remus, Ion Mitelea, Ion Sporea, Victor Bujor, Gheorghe Gîrniceanu Încercări experimentale în vederea stabilirii corelației transformărilor metastabile la încălzirea sistemului bifazat **Lucrările simpozionului cu participare internațională „Durabilitatea și fiabilitatea sistemelor mecanice” Editura academică Brâncuși Univ. C-tin Brâncuși Târgul Jiu 2008 ISBN 978-973-144-180-1 p :121-124.**
- [88] -Boboescu Remus, Ion Sporea, Adriana Tokar, Victor Bujor, Gheorghe Gîrniceanu, **Refractaritatea aliajelor polinare din sistemele Al-Cu-Mg-Ni ; Al-Cu-Mg-Ni-Mn-Cr și altele folosite la turnarea pistoanelor de motoare termice** **Lucrările simpozionului cu participare internațională „Durabilitatea și fiabilitatea sistemelor mecanice” Editura academică Brâncuși Univ. C-tin Brâncuși Trgul Jiu 2008 ISBN 978-973-144-180-1 p :125-128.**
- [89] -Herman Richard, Sporea Ioan, Herman Mihaiela „ The influence of Chemical components and thermic treatment on alluminium alloys casted for thermal engines”, p:907-911 Volumul conferinței AFASES 2009 , Academia forțelor aeriene " Henri Coandă" Brașov, p:907-911 I.S.B.N. 978-973-8415-67-6.
- [90] -Mărcușanu, A., Sporea, I. – Aspecte privind transf. din mat. pistoanelor motoarelor cu ardere internă. BST. IPT Tom 27(41) Timișoara 1982.
- [91] -Mitelea Ion, Ion Sporea Adriana Tokar, Gheorghe Gîrniceanu, Ilare Bordeasu **Corelația refractarității aliajelor de aluminiu ce lucrează la temperaturi ridicate și cantitatea de faze (de regulă secundare) conținute de aliaje** **Lucrările simpozionului cu participare internațională „Durabilitatea și fiabilitatea sistemelor mecanice” Editura academică Brâncuși Univ. C-tin Brâncuși Târgu Jiu 2008 ISBN 978-973-144-180-1 p :170-173.**
- [92] -Nanu, A. Sporea, I., – Einfluss von Mikrozusätzen zu Hochofenroheisen auf

- das Gefuge und die ERGusseisen. NeueHutte, 1970.
- [93] -Olariu, M., Sporea, I. – Influența fluxurilor asupra calității sudurilor din Al realizate din flacăra de gaze. Acad. Univ. "Eftimie Murgu", fasc. II, Reșița, 1996.
- [94] -Olariu, M., Sporea, 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, pg. 80-83.
- [95] -Popescu Rodica, Sporea, I., Crivacucea, Oct. – Influența vibrațiilor asupra proprietăților aliajelor de aluminiu. Acad. Univ. "Eftimie Murgu", sect. V, Reșița, 1993.
- [96] - Sporea, I. – Influența temperaturii de încălzire și a timpului de menținere asupra valorilor coef. BST 8 (22), 1963, Fasc. 2.
- [97] -Sporea, I. – Cu privire la influența T.T. asupra comportării unor aliaje de pistoane la temperatura de funcționare. BST 8 (22), 1963, Fasc. 1.
- [98] -Sporea, I., Bagiu, L. – Cercetări experimentale pentru înlocuirea aliajului "SILAFONT" din import. BSTIPT, Tom 10 (24), Fasc. 1., 1965.
- [99] -Sporea, I., ș.a. – Studii privind stabilitatea efectului de T.T la piesele turnate din AA. Metalurgia, 19 (1967), Nr. 1, Buc. Pg. 11-15.
- [100] - Sporea, O., Sporea, I. – The tehnology of Aluminium Alloys Refering to the Pistons casting for the ICE. BIP Iasi. Tom XLII, Secțiunea a-IX-a, 1977.
- [101] -Sporea, O., Sporea, I. – The tehnology of Aluminium Alloys Refering to the Pistons casting for the ICE. BIP Iasi. Tom XLII, Secțiunea a-IX-a, 1977.
- [102] - Sporea, I. - Studiul prelucrabilității prin aşchiere. BSTIPT, Tom 22 (36), Fasc. 1., 1977.
- [103] -Sporea, I., Mehedințeanu, M. – Tehnologie mecanică și mașini unelte. EDP, Buc. 1982.
- [104] -Sporea, I., ș.a. – Asupra eficacității modificării aliajelor de tip silumin. BSTIPT, Tom 22 (36), Fasc. 1., 1997.
- [105] -Sporea, I., ș.a. – Studiul influenței vibrării sculei. BSTIPT, Tom 24 (38), Fasc. 1., 1997.
- [106] -Sporea, O., Bagiu, L. – Studii privind efectul TT asupra comportării în exploatare a AATP. A XVI-a SCS, SECOMAR 1999, Vol. 1, Constanța 1999
- [107] - 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.
- [108] - Sporea, I., ș.a. – Influența oscilațiilor asupra calității suprafețelor aşchiate BCST v.II Hunedoara 2002.
- [109] -Sporea Ion, Remus Boboescu, Dan Valentin Boboc Influence of heating temperature and dilatation factor on the aluminium alloys used for pistons „Machine Design” (monografie-volum aniversar) editor prof. Sinisa Kuzmanovici Facultatea de Stiinte tehnice Novi Sad , Serbia 2008, ISBN 978-86-7892-105-6.
- [110] - Sporea Ion, Mariela Sfetcu, Mihaela Herman, Influența elementelor de aliere asupra rezistențelor mecanice ale aliajelor de aluminiu la temperatura ambiantă și la temperaturi ridicat Lucrările simpozionului cu participare internațională „Durabilitatea și fiabilitatea sistemelor mecanice” Editura academică Brâncuși Univ. C-tin Brâncuși Trgul Jiu 2008 ISBN 978-973-144-180-1 p :205-208.
- [111] - Sporea Ion, Remus Boboescu, Mircea Olariu, Dan Tokar, L.Pârvulescu Fazele și constituenții aliajului ATCU4MGNI2 Lucrările simpozionului cu participare internațională „Durabilitatea și fiabilitatea sistemelor mecanice”

- Editura academică Brâncuși Univ. C-tin Brâncuși Trgul Jiu 2008 ISBN 978-973-144-180-1 p :209-212.
- [112] - Stănescu Gelica, Victor Bujor, Gheorghe Gîrniceanu Comportamentul aliajului de aluminiu ATCu5Ni3Mg refractar ( numit refr.II NUMIT) în prezența unor microadaosuri Lucrările simpozionului cu participare internațională „Durabilitatea și fiabilitatea sistemelor mecanice” Editura academică Brâncuși Univ. C-tin Brâncuși Trgul Jiu 2008 ISBN 978-973-144-180-1 p :213-216.
- [113] -Stănescu Gelica, Sporea Ion, Dan Valentin Boboc Adriana Tokar, Remus Boboescu, Influențele microalierii, tratamentul termic și temperaturii de încercare asupra proprietăților mecanice ale aliajului ATCu5Ni3Mg folosit la turnarea de pistoane termice Lucrările simpozionului cu participare internațională „Durabilitatea și fiabilitatea sistemelor mecanice” Editura academică Brâncuși Univ. C-tin Brâncuși Trgul Jiu 2008 ISBN 978-973-144-180-1 p :223-226.
- [114] - Tokar Adriana, Bujor Victor, Sporea I.-Refractoriness of alloys from the polynar system Al-Cu-Mg-Si-Mn-Ti ect. Used on piston casting for heat engines, SMAT 2008 International congress automotive, safety and environment, Ed. Universitaria Craiova, Craiova 2008.
- [115] - Tokar Adriana, Ion Sporea, Dănuț Marcel Tokar, Daniela Rusen, Victor Bujor Influence of heat treatment on the  $\alpha$  coefficient, the piston-cylinder clearance with DACIA engines Analele Universității „Constantin Brâncuși” din Târgul Jiu Seria Inginerie No. 2/2008 ISSN1844-4856 „revistă categoria C” cod CNCIS 718 , p:165-170.
- [116] - Tokar Dan ,Ion Sporea Arina Negoîtescu Aluminium alloys structures, mechanical proprieties after castig treatments Proceedings of the 21st international conference NAV-MAR-EDU 2009 Editura Academiei Navale „Mircea cel Bătrân” Constanța ISSN 1843-6749 p:344-349.
- [117] -Bagiu, L., Sporea, I. – Cercetări teoretice și experimentale asupra pistoanelor motoarelor cu combustie internă. BSt.TIPT-șoara, Tom 7 (21) 1962.
- [118] - Tokar Adriana, Ion Sporea, Arina Negoîtescu Studies and tests cencerning smelting casting alloy of universal aluminium International symposium”Interdisciplinary regional resarch” Hunedoara Romania23 - 24 April, 2009.
- [119] -Bulzan F. Tehnologia turnarii sub presiune. Referat Nr.2., Timișoara 2004.
- [120] -Christopher Rosbrook, Casting Process Simulation of Stresses and Distorsion in Castings and Dies Ralf Kind. MAGMA Giessereitechnologie GmbH, Aachen, Germany.