

**MINISTERUL EDUCATIEI SI INVATAMINTULUI
INSTITUTUL POLITEHNIC „TRAIAN VULBA” TIMISOARA
FACULTATEA DE MECANICA**

Ing. Vlădoi Mirocea

TEZA DE DOCTORAT

**Cercetări privind modificarea structurii
aliajului de aluziniu - magneziu AlMg10,
elaborat și turnat în vid**

BIBLIOTECA CENTRALĂ
UNIVERSITATEA "POLITEHNICA"
TIMIȘOARA

Conducător științific

Prof. Dr. Ing. TRUSCULESCU MARIN

- 1935 -

566.665
358 + 1

PARTEA I - a - ASPECTE GENERALE

CAP. I - INTRODUCERE1.1. Generalități

În etapa actuală de dezvoltare a industriei, cu loc mutații importante în concepția, proiectarea și realizarea mașinilor, utilajelor și instalațiilor utilizate în diverse ramuri ale economiei.

Aluminiul, supranumit pe drept cuvânt „metalul viitorului” datorită multiplelor sale calități, are de pe acum o foarte largă utilizare în multiple domenii. Sub forma diverselor componente ai scoarței terestre, aluminiul este cel mai răspândit metal din natură, ca element fiind depășit doar de oxigen și siliciu. Aluminiul, sub formă de compuși, intră în compoziția scoarței terestre, cu un procent de 8,6 % (fig.1.1). Rezervele de aluminiu sunt apreciate ca fiind

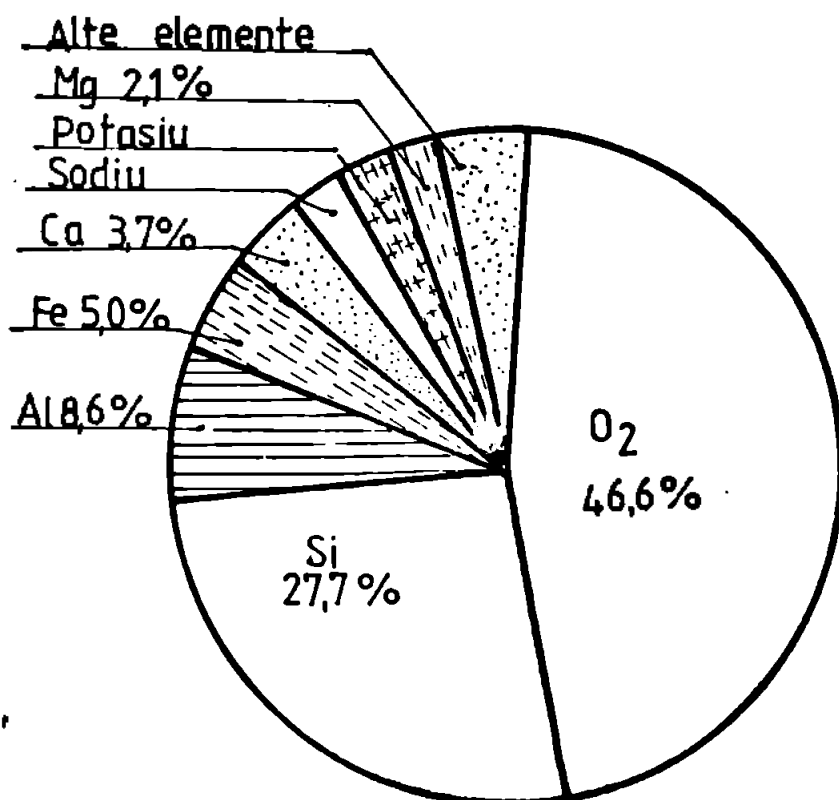


Fig.1.1.
Structura scoarței terestre pînă la adîncimea de 30 Km [2]

de peste două ori mai mari ca cele de fier și de peste o mie de ori, în comparație cu cele de Cu, Zn, Pb, etc.

Descoperit în anul 1807, de englezul Sir Humphrey Davy, care semnifică prezența în argile a unui metal legat de oxigen, pe care îl denumește „aluminu”.

În anul 1821 Pierre Berthier descoperă bauxita în localitatea Les Baux (Franța), iar în anul 1825, danezul Hans Christian Ørsted, separă pentru

prima oară aluminiul metallic. Doi ani mai târziu, chimistul german Fr. Wöhler stabilește unele proprietăți fizice ale aluminiului.

După numeroase încercări de separare a aluminiului metallic (Saint-Claire Deville, Robert von Bunsen, Nicolai Beketov, etc.), de

abia după anul 1886 se poate vorbi de un procedeu industrial de producere a aluminiului, când Paul Heroult, în Europa (9.VII.1886) și Martin Hall, în America (23.IV.1887) reușesc, independent unul de celălalt, să pună bazele actualilor procedee de obținere a aluminiului, prin reducerea electrolitică a unei soluții de oxid de aluminiu.

În anul 1890, austriacul Karl Josef Bayer obține patentele pentru metoda sa de obținere de Al_2O_3 din bauxită.

După un început modest - 5700 t, în anul 1900 producția de aluminiu crește vertiginos, așa cum rezultă din fig.1.2. Se apreciază că

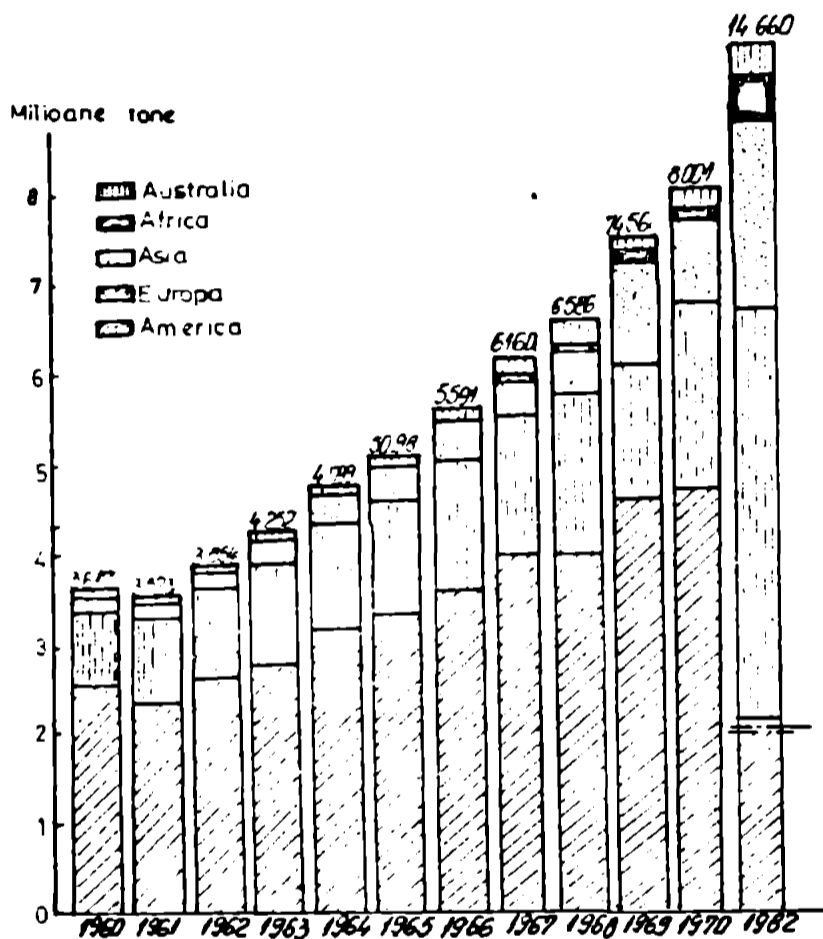


Fig.1.2.

Producția mondială de aluminiu

repartizate în 26 țări, I.A.Slatina, cu o producție de 100.000 tone în anul 1970, de 207.000 tone în 1976 și de 260.000 tone în 1980, va ajunge în anul 1990 să își mărească această producție cu 70-80 %.

România, ocupă astăzi, după 20 de ani, prin producția sa de aluminiu, locul 9 în Europa și locul 12 în lume, iar între țările socialiste R.S.România ocupă locul 3, după URSS și Polonia.

În anul 1971 a intrat în producție Întreprinderea de Prelucrare a Aluminiului Slatina, care produce un sortiment bogat de semifabricate din întreaga gamă de aliaje de aluminiu care se fabrică pe plan mondial, ce se situează la peste 4000 tipodimensiuni.

Dinamica producției de aluminiu românesc a cunoscut un ritm re-

ritmul de creștere anual va fi în continuare relativ mare (cca. 8 %) astfel că se va ajunge, în anul 2000, la o producție mondială de cca. 100 milioane tone.

Țara noastră, bogată în zăcăminturi de bauxită, al cărui conținut mediu de Al_2O_3 este unul din cele mai ridicate din lume, cca 55-65%, își dezvoltă o industrie proprie de aluminiu.

La 30 iunie 1963, ora 17 și 15 min, a fost elaborată la I.A.Slatina prima șarjă de aluminiu românesc.

Alături de cele circa 100 uzine de aluminiu din lume,

diu anual, unele în lume, de 20,4 %, înregistrându-se, de exemplu, în 1975 față de 1965 un spor de producție de 25,3 ori.

Așa cum se vede din „ Directivele Congresului al XIII-lea al Partidului Comunist Român, cu privire la dezvoltarea economico-socială a României în cincinalul 1986-1990 și orientările de perspectivă până în anul 2000 ”

- „ La aluminiu, producția se menține la nivelul capacităților actuale, urmărindu-se obținerea de aliaje speciale și lărgirea sortimentului produselor ”. - [1]

Se vor întreprinde de asemenea cercetări privind producerea aluminiului din argilă și din alte roci.

Evoluția consumului de aluminiu, în țara noastră, pe baza prognozelor elaborate, este prezentată în tabelul 1.1. [3]

Tabelul 1.1.

Evoluția consumului de aluminiu, în perioada
1970-2000 în R.S.România

Indicatori	Unit. de măsură	Valoarea indicatorilor la nivelul anilor					
		1970	1975	1980	1983	1990	2000
Producția totală de aluminiu	mil tone %	100	200	208	228	360	450
Consumul de aluminiu raportat la locuitor	Kg/loc %	5	10	10	10	14,0	16,0

În turnătorile moderne, și-au făcut apariția instalații de degazare a aluminiului și a aliajelor de aluminiu prin vacuumarea topiturilor în incinte special amenajate.

S-au încercat, la diverse aliaje, agenți noi de modificare (Na, S, P, B, Sb, Ti, Zr, Ca, K, U, Th, etc.) cercetările axându-se în special la aliajele Al-Si hipereutectice și la aliajele Al-Mg, cu conținut ridicat în magneziu (> 9 %).

În ultimul timp, în țara noastră, datorită cercetării științifice s-au asimilat noi aliaje ca: RR 59, A-U 5, Al-Si hipereutectic, Al-Si (aliaj AlSi10Mg), aliaje Al-Mn pentru uzinești, etc. În schimb aliajele Al-Mg, cu conținut ridicat în magneziu, nu s-au răspândit în producția industrială de piese turnate, datorită unei insuficiente cercetări în domeniu, pentru a înlătura dificultățile tehnologice de elaborare-turnare, pe care le ridică acest aliaj.

Însă, în o serie de țări, în care cercetările în acest domeniu

au fundamentat parametrii tehnologici de lucru optimi, la acest tip de aliaje se observă o tendință de creștere a utilizării lor în producția de piese turnate la care se cer performanțe fizico-mecanice superioare. Acest fapt este reliefat sintetic în fig.1.3.

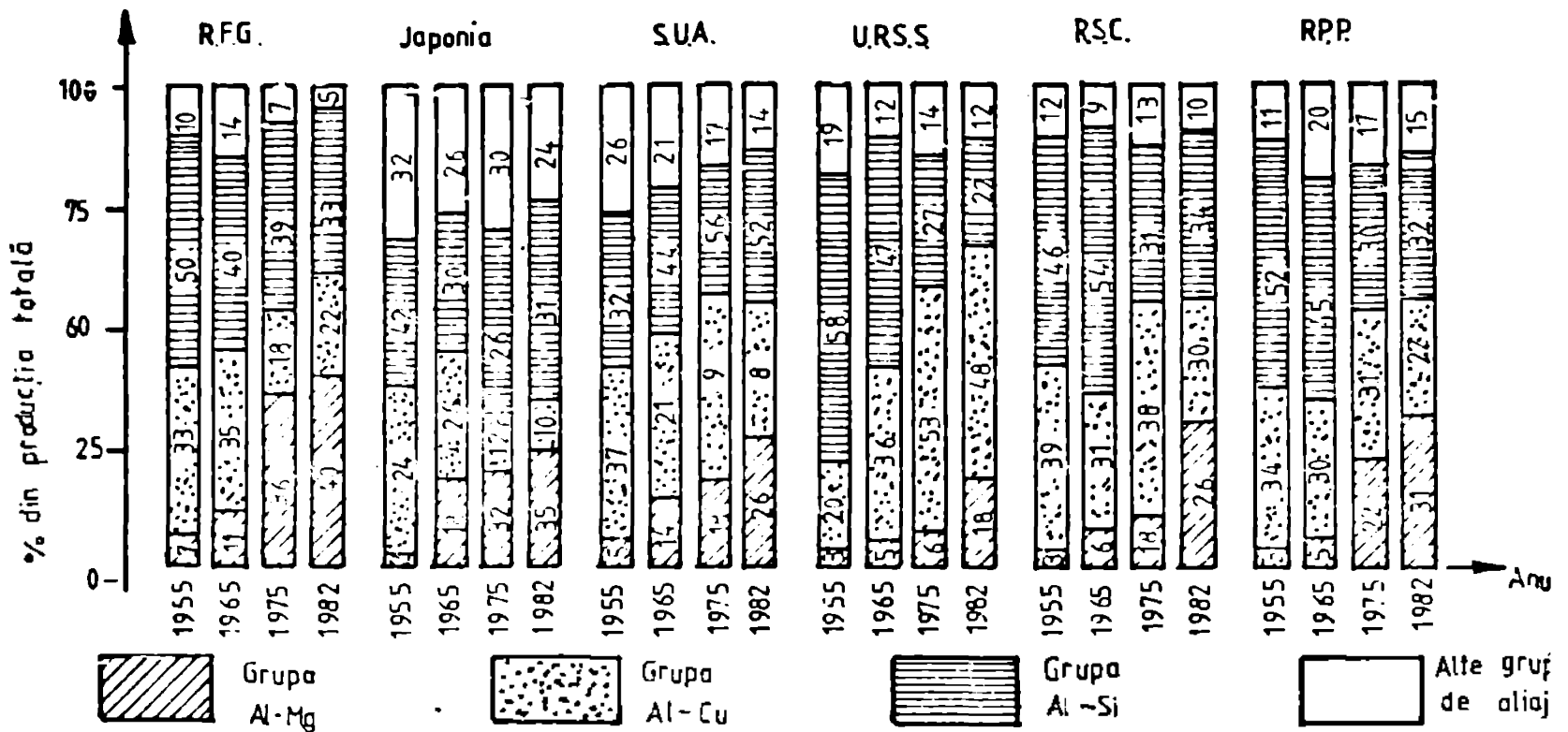


Fig.1.5.
Repartiția pe grupe de aliaje de aluminiu din
producția de piese turnate

1.2. Evoluția tehnologiilor de elaborare-turnare bazate pe utilizarea vidului

Utilizarea vidului în procesele metalurgice, la scară industrială a început în jurul anului 1950. Prizul cuptor instalat, de tip NOR-TON, avea o capacitate de câteva sute de grame. Ulterior, aceste cuptoare au fost perfecționate, ajungând la nivelul anilor 1960-1970, la circa 60 t., capacitate [4].

În industria metalelor neferoase și în special pentru realizarea pieselor turnate din aliaje de aluminiu, capacitatea cuptoarelor în vid a fost limitată la 500-1000 Kg [5], deoarece la capacități mai mari nivelul investiției inițiale precum și dificultatea conducerii procesului tehnologic de topire nu justifică utilizarea lor pentru scopuri industriale curente.

În construcția cuptoarelor de topire în vid, se disting două tipuri principale și anume:

a. cuptoare unicamerele cu funcționare intermitentă pentru efectuarea eliberării, retopirii sau numai a degazării după fiecare operație fiind necesară deschiderea instalației pentru deversare și reșar-

jare.

Avantajele acestui tip de cuptor constau din investiții reduse și în simplitatea funcționării.

b. Cuptoare bicamerale, cu funcționare continuă, produse de firma ARWOOD CORPORATION [6]. Aceste cuptoare au două camere - una de topire permanent vidată și una de turnare, cu vidare convențională.

În camera de turnare se amplasează formele, pe un carusel de turnare pentru mărirea productivității, vidarea făcându-se numai pe durata turnării și solidificării pieselor.

Datorită avantajelor proceselor metalurgice în vid, estimate de Van Cleave [7], folosirea topirii în vacuum a devenit comună pentru o serie de noi tehnologii.

Făcând un studiu comparativ între degazarea aliajelor de alu-miniu prin clorurare și prin vidare K. Alker [8], își concluzionează cercetările optînd pentru degazare prin vacuum. O serie de cercetători au fundamentat noi tehnologii de turnare gravitațională în vid [9,10,11], la presiune înaltă [12] sau prin absorbție [13,14], de asemenea Sperner și Flozier s-au ocupat de metoda turnării de precizie în vid [15].

Datorită tehnicității deosebite a instalațiilor recente, dotate cu aparatură de conducere și control al procesului de elaborare-turnare în mare parte automatizată, tehnologia de elaborare și turnare în vid devine indispensabilă pentru obținerea pieselor turnate utilizate în instalațiile cu fiabilitate ridicată. Centralele energetice nucleare, industria navală, aeronautică și aerospațială, industria constructoare de mașini și chimia sînt doar cîteva domenii în care se cer piese turnate, cu înalte performanțe ale caracteristicilor fizico-mecanice, cu structură lipsită complet de incluziuni de gaze sau solide, ce nu se pot obține astăzi decît prin desfășurarea procesului metalurgic în vid.

În acest scop, în Intr. Electroputere Craiova, în anul 1977 s-a lansat programul de cercetare în domeniul tehnologiei de vid cu aplicații în elaborarea și turnarea pieselor din aliaj aluminiu-magneziu cu 10 % Mg. Prima instalație pilot, de elaborare și turnare în vid, în Intr. Electroputere, a fost proiectată și realizată în anul 1977, avînd o capacitate de 10 kg, aliaj de aluminiu. După omologarea ei, am efectuat o serie de cercetări în vederea fundamentării tehnologiei optime de elaborare și turnare în vid a aliajului AlMg10, pentru a crea condițiile trecerii la producția industrială.

Pe baza rezultatelor obținute, împreună cu un colectiv, am tre-

cut 1. proiectarea și realizarea unei instalații de degazare în vid a aliajelor de aluminiu, cu o capacitate de 800 Kg, ce va fi pusă în funcțiune în anul 1985. Urmează, ca în etapa imediat următoare să se treacă la proiectarea unei instalații complexe de elaborare și turnare în vid.

1.3. Scopul lucrării

Etapa actuală de dezvoltare a Intreprinderii Electroputere Craiova, a impus în fabricația curentă, o serie de produse noi, cu performanțe tehnice la nivelul celor similare realizate pe plan mondial.

Creșterea competitivității tehnice, a fiabilității produselor, funcționarea lor în cele mai diverse medii, reducerea greutateii pe produs, mărirea randamentului concomitent cu reducerea pierderilor de energie electrică, creșterea puterii lor în paralel cu reducerea gabariturii, au devenit doar câteva din imperatiivele puse în fața proiectanților și a constructorilor de utilaj energetic și de transport feroviar din I.S.P.C.

O dată cu aceasta, s-a pus problema realizării unor piese turnate, cu caracteristici fizico-mecanice superioare, cu rezistență la coroziune și etanșitate ridicată, pe fondul elaborării unor aliaje lipsite aproape complet de incluziuni necometalice și de gaze.

Tehnologiile actuale, precum și aliajele existente, în special cele pe bază de aluminiu, nu conduc la obținerea acestor deziderate decât parțial și cu un nivel ridicat al pierderilor tehnologice.

S-a pus astfel problema asimilării unor noi tipuri de aliaje și tehnologii, ce vor permite realizarea unor piese turnate care să elimine actualele neajunsuri și să satisfacă nivelul actual calitativ.

Pornind de la aceste considerente stringente, lucrarea de față își propune să aducă unele noi lămuriri asupra morfologiei fazelor și a cristalizării în vid a aliajului de aluminiu-magneziu, de tip AlMg10Zn1, precum și a influenței nivelului de vid asupra variabilității compoziției chimice și a caracteristicilor fizico-mecanice a acestui aliaj. În paralel se va cerceta și influența prelucrării termice în stare solidă pentru a determina și optimiza structura cea mai favorabilă, din punct de vedere funcțional, pentru piesele turnate din acest aliaj.

Finalizarea lucrării și transpunerea ei în practică industrială se va realiza prin punerea în funcțiune, în a doua jumătate a acestui an a instalației de degazare în vid, de mare capacitate, destinată prelucrării aliajelor ușoare, în fază lichidă.

Prin rezultatele și concluziile reșite din această lucrare se

va pune la punct un procedeu tehnologic modern, la scară industrială, care va conduce la realizarea de piese din aliaje pe bază de aluminiu corespunzătoare cerințelor tehnicii actuale.

1.4. Opțiuni asupra aliajului cercetat

Tendința actuală în elaborarea și turnarea pieselor din aliaje cu bază de aluminiu este reflectată în balanța mondială de metale primare deficitare și energointensive, precum și de nivelul mereu crescând al caracteristicilor fizico-mecanice necesare în industriile consumatoare de piese turnate.

Din analiza comparativă asupra aliajelor pe bază de aluminiu, din standardele românești și din cele între naționale, realizată într-o etapă anterioară lucrării, corelată cu noile necesități ridicate de creșterea nivelului tehnic al produselor din IEP, a rezultat, necesitatea asimilării unui aliaj care să răspundă la următoarele deziderate:

- a - caracteristicii mecanice ridicate, superioare celor recomandate de actualul standard STAS 201/2 - 80 ;
- b - rezistență la coroziune în medii agresive ;
- c - greutate specifică redusă ;
- d - rezistență bună la etanșeitate ;
- e - stabilitate dimensională în funcționare, timp îndelungat ;
- f - posibilitate de finisare avansată a suprafeței ;
- g - prelucrabilitate bună prin aşchiere ;
- h - conținut în siliciu și cupru, sub 0,3 %/element ;
- i - existența în structură, a unor constituenți pentru durificarea structurală.

Utilizarea, în special a aliajelor din cele două grupe mari, aliaje Al-Cu și Al-Si, cunoaște un regres sensibil, în parte prin reducerea consumului de cupru primar, cât și datorită caracteristicilor de rezistență la coroziune și de proprietățile mecanice în permanență tendință de creștere.

Pe plan mondial, folosirea pieselor-turnate din aliaje aluminiu-cupru, pe scară industrială, se limitează în Europa, doar la U.R.S.S. și Anglia, iar a aliajelor aluminiu-siliciu, cu prețul cît în S.U.A.

Se semnalează însă, un interes crescând și o utilizare din ce în ce mai mare, pentru aliajele din sistemele Al-Zn și Al-Mg, acestea din urmă constituind un cîmp larg de cercetare și aplicabilitate în multe domenii ale industriei.

Aliajele de aluminiu cu conținut mărit de magneziu (7-11 %) prezintă un mare interes practic datorită unei game variate de proprie-

tați favorabile.

Aceste aliaje au caracteristicii mecanice ridicate (in stare tratată termic $R_m = 300-400 \text{ daN/mm}^2$, $A_5 = 5-16 \%$) cu o greutate specifică mică (cu oca. 5 % mai redusă față de Al-Si și cu oca. 7 % mai mică față de Al-Mg), au o bună rezistență la coroziune și o bună prelucrabilitate mecanică.

Datorită însă complexității și dificultăților tehnologice a procesului tehnologic de elaborare, turnare și prelucrare termică, aceste aliaje nu au căpătat o largă întrebuințare industrială.

Deficiențele tehnologice semnalate la elaborarea și turnarea aliajelor de aluminiu-magneziu, puternic aliate, se explică prin existența unui mare domeniu de solidificare, în diagrama de echilibru, precum și prin existența, în aceste aliaje, a fazei fragile și greu fezibile β (Al_3Mg_2) care se depune sub formă de aglomerări mari, formând adesea o rețea compactă și continuă.

Existența, în structura acestor aliaje, a componentului fragil β , constituie cauza formării crăpăturilor la turnare, iar domeniul larg de solidificare provoacă mărirea tendinței de fisurare la cald, în timpul solidificării, mai ales la piesele turnate în forme permanente, cu măsurii metalice.

Aliajul de aluminiu-magneziu cu 10 % Mg, ce face obiectul de cercetare al acestei lucrări, a fost introdus în STAS 201/2-71, ca marele APMg10 - ACPMg10, dar cu caracteristicii mecanice mult sub valoarea celor indicate de standardele străine. Ne fiind suficient cercetat, tehnologiile de lucru preconizate nu conduceau la eliminarea dificultăților tehnologice, iar caracteristicile mecanice obținute aveau valori mult inferioare. Din acest motiv noul standard de aliaje de aluminiu turnate în piese, STAS 201/2-80, nu mai conține această mare, ci numai aliajul pentru turnare sub presiune APMg9Si, și aceasta cu proprietăți modeste de rezistență și alungire.

Din aceste considerente, lucrarea își propune ca prin studierea structurii și a influențelor diversilor parametri asupra ei să se poată determina obținerea unui nivel superior al caracteristicilor fizico-mecanice și tehnologice a aliajului APMg10.

Pentru a reduce la minim dificultățile tehnologice, concomitent cu obținerea caracteristicilor fizico-mecanice și de rezistență la coroziune, ridicate, se impune adoptarea metodei de elaborare-turnare, sau deguzare, în vid, combinată cu optimizarea prelucrării termice în stare solidă, în concordanță cu transformările fazele favorabile.

Asigurând o elaborare în mediu de oxidabilitate minimă și o ali-

minare avansată a incluziunilor nemetalice și de gaze, prin variarea nivelului de vacuum din incinta de lucru, această tehnologie va constitui metoda optimă pentru obținerea pieselor turnate cu caracteristici fizico-mecanice înalte. În paralel se va studia și fundamenta tehnologic și metoda de elaborare-turnare, în atmosferă, a acestui aliaj, obținând însă, în final proprietăți mai reduse decât prin metoda în vid.

Compoziția chimică preconizată, pentru aliajul AMg10, este prezentată în tabelul Nr.1.2, iar caracteristicile mecanice ce urmează a fi atinse, în tabelul Nr.1.3, după condiționare prin tratament termic.

Tabelul Nr.1.2.

Compoziția chimică preconizată

Compoziția chimică, %						Impurități, % max.			
Mg	Si	Ti	Zr	Be	Al	Cu	Fe	Ni	Zn
9,5 -	max.	0,05-	0,05-	0,005-	rest	0,05	0,20	0,05	0,10
10,5	0,20	0,10	0,10	0,010					

Tabelul Nr.1.3.

Caracteristici mecanice obținabile

Caracteristici mecanice				
R _m daN/mm ²	R _e daN/mm ²	A ₅ %	H ₉₀ 2,5/62,5/15	K _{CU} calca/cm ²
25-30	14-16	4-9	75-90	3-6

Având în vedere că acest aliaj este sensibil la o serie de impurități, chiar în cantități foarte reduse, este necesar să se ia o serie de precauții în vederea înlăturării cauzelor de contaminare a aliajului topit, iar încărcatura metalică să fie forșată numai din materii prime de înaltă puritate.

Pentru blocarea oxidării topiturii prin adăsiia de oxigen în baie precum și pentru reducerea la minimum a posibilității de absorbție a gazelor (în special a hidrogenului), la elaborarea în atmosferă se introduce în aliajul topit beriliu, în conținuturi de 0,005 - 0,010 %. Conținuturi de 0,008 - 0,010 % nu sînt justificabile însă din punct de vedere al măririi neesențiale a efectului său degazant-dezoxidant, putînd conduce chiar la mărirea sensibilă a granulației masei metalice de bază.

Tehnologia complexă de prelucrare termică în stare lichidă și în stare solidă, va trebui să conducă și la îndeplinirea următoarelor condiții obligatorii și anume:

- nu este admis sodiu nici sub formă de urme ;
- adăugarea corectă a beriliului se va face în funcție de tipul și metoda de elaborare-turnare ;
- limitarea conținutului maxim în siliciu, pentru formarea compusului Mg_2Si , la cea. 0,20 %, pentru a elimina pericolul de coroziune accelerată la temperaturi ridicate (max. $100^{\circ}C$) și scăderea alungirii datorită unei autoimbătrâniri excesive după călire, analogă cu efectul zonal al aliajelor din sistemul Al-Mn;
- reducerea drastică a conținutului în cupru, sub 0,05 % pentru a combate coroziunea intercrystalină ;
- adăugarea modificatorului, ca agent finisator al structurii în limitele 0,10-0,15 %.

Dacă aceste condiții sînt satisfăcute, piesele turnate și condiționate termic vor fi rezistente la coroziune în condiții severe de lucru, și vor avea caracteristici mecanice foarte bune, stabile pînă la temperaturi de funcționare de max. $100^{\circ}C$.

1.5. Prezentarea lucrării

Aliajul aluminiu-magneziu, cu 10 % Mg se caracterizează, pe lângă un nivel ridicat al caracteristicilor fizico-mecanice și de coroziune, printr-o oxidabilitate puternică în atmosferă, în stare lichidă și saturare rapidă în hidrogen. Existența acestor efecte negative combinate și cu o turnabilitate slabă au frînat extinderea lor în practica industrială.

În consecință, lucrarea de față își propune, ca rezultat al studiului modificărilor structurale la varierea diversilor parametri, să conducă la fundamentarea unei tehnologii de elaborare-turnare și tratament termic aplicabilă industrial.

Tehnologia de lucru ce va fi pusă la punct va fi canalizată pe două căi distincte, în funcție de nivelul caracteristicilor impuse pieselor turnate.

Se va realiza o tehnologie de elaborare-turnare a aliajului Al Mg10 bazată pe desfășurarea întregului proces în atmosferă ce va conduce la obținerea unor piese turnate cu caracteristici fizico-mecanice superioare celor din STAS 202/2-71. În urma acesteia se va propune reintroducerea sa în următoarea ediție a standardului de aliaje de aluminiu turnate în piese.

Pentru obținerea de piese turnate cu caracteristici net superioare se va fundamenta o tehnologie de elaborare-turnare în vid a acestui aliaj, cu o primă etapă de aplicare industrială, numai de degazare prin vacuumare. Condiționarea termică finală va fi comună pentru ambele scheme tehnologice.

Lucrarea este structurată în patru părți distincte dar care interesează prin legături și interpretări în sistemul practică-teorie-practică.

Astfel, în prima parte sînt prezentate unele noțiuni introductive, scopul, motivația și prezentarea succintă a obiectivelor lucrării precum și unele referiri teoretice de fundamentare a cercetărilor și a tehnologiilor de aplicare industrială.

Metodica abordării cercetărilor, variantele experimentale efectuate precum și prezentarea instalației de elaborare-turnare în vid, de laborator sînt prezentate în primele capitole din partea a doua.

Pe baza fenomenelor fizice și metalurgice fundamentate teoretic, în finalul părții a doua sînt desfășurate rezultatele experimentărilor, analizelor și încercărilor precum și tehnica și aparatura de laborator utilizată.

Prelucrarea datelor experimentale în diferite variante, corelarea lor cu structura cristalină precum și interpretarea rezultatelor grafic, statistic sau pe calculator, fac obiectul părții a treia a lucrării.

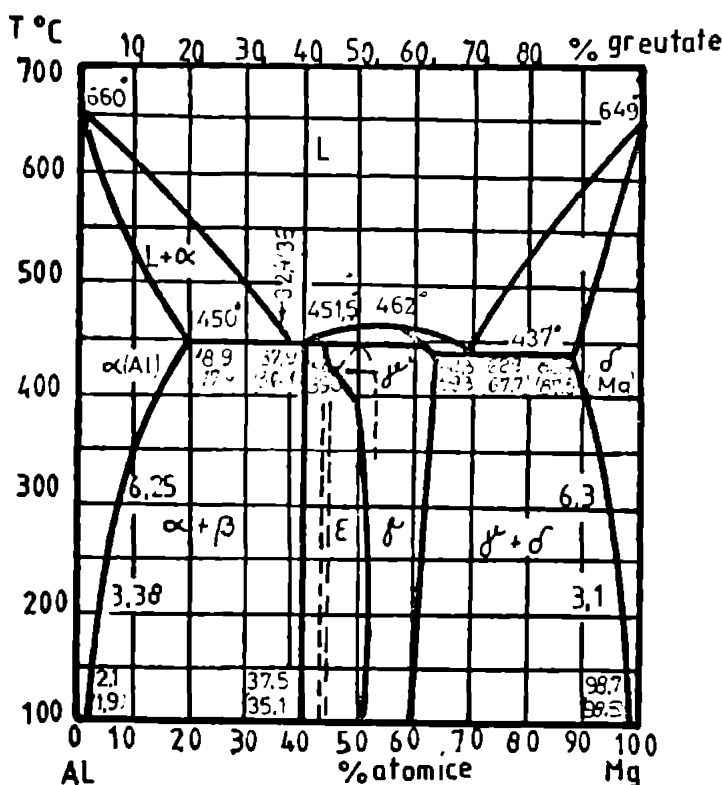
În partea a patra, sînt descrise contribuțiile lucrării la aplicarea în practică a cercetărilor efectuate, optimizarea variantelor tehnologice și se prezintă totodată și proiectul instalației de prelucrare în vid a aliajelor de aluminiu, la scară industrială.

În ultimele capitole din partea a patra se învioră succint indicatorii tehnico-economici comparativi, documentația tehnologică ce va sta la baza aplicării industriale și concluziile finale ale lucrării.

CAP. II - FUNDAMENTARI TERMOFIZICE

2.1. Diagrama de echilibru a sistemului binar Al-Mg

Diagrama de echilibru a sistemului binar Al-Mg prezentată în fig.2.1., este specifică sistemelor cu eutectice și faze intermetalice. În combinație cu aluminiul, magneziul formează o serie de com-



puși intermetalici: Al_3Mg_2 , Al_2Mg_3 , $AlMg$, Al_3Mg_4 și Al_2Mg_3 . Soluția solidă α (Al), de magneziu în aluminiu, prin tratamentul termic de punere în soluție poate dizolva cantități mari de magneziu, ceea ce conferă aliajelor proprietăți mecanice ridicate, atât ca rezistență cât și ca plasticitate. În stare brut turnată faza β' (Al_xMg_y), influențează negativ tenacitatea aliajelor.

În sistemul Al-Mg la temperaturi apropiate de începutul topirii există cinci faze, de compoziție variabilă [17,18], și nume:

Fig.2.1. Diagrama de echilibru a sistemului Al-Mg [16]

- soluția solidă α (Al-Mg)

pe bază de aluminiu, cristalizată în sistem cubic cu lățe centrate;

- faza β (Al_3Mg_2), cristalizează în sistem cubic cu lățe centrate, cu 1173 atomi în celula elementară, cu parametrul de rețea $a = 28,13 \text{ \AA}$ (sau $28,19 \text{ \AA}$, potrivit altor măsurători); structura sa este:

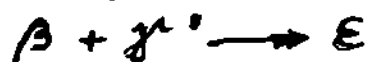
$$O_h^7 - Fd \ 3 \ m$$

Lucrări anterioare indicau o structură hexagonală cu parametri $a = 11,40 \text{ \AA}$ și $c = 17,91 \text{ \AA}$; Al_3Mg_2 formează un eutectic cu aluminiu la 57,4 at % (35 gr %) Mg, cu temperatura de topire la $451,5^\circ \text{C}$ Celsius. Are o gamă de omogenizare care se întinde de la 37,5 at % (30,1 gr %) Mg până la 41 at % (37,7 gr %) Mg la 450°C .

- faza β' (Al_xMg_y), are o serie de transformări intermediare ($\beta'_1, \beta'_2, \dots, \beta'_n$), stabilă la temperaturi ridicate, dar cu posibilități de apariție și la temperatura ambiantă, în urma condiționării termice; parametrii săi de rețea sînt nedeterminați, datorită multiplelor stări intermediare;

- faza γ (41,5 - 59,4 gr % Mg), este o fază de tip bertholida, pe baza compuşilor Mg_4Al_3 , cu rețea inestructurală cu α Cu (tip A.12); prezintă o transformare polimorfă la temperatura de 420°C, trecînd în varietatea γ' cu rețea distorsionată. Se presupune că la concentrația de 58,62 at % Mg, apare o fază cu structura ideală tip $Mg_{17}Al_{12}$;

- faza ϵ , se formează în stare solidă prin reacția peritectoidă, la temperatura de 410°C;



este o fază metastabilă, cu domeniul de existență între 41,3 - 43,8 at % Mg, cu o structură complicată cu simetrie simplă. Roentgenograma pulberii este mai simplă decît cea a fazei γ ;

- faza δ , reprezintă o soluție solidă de aluminiu în magneziu, cu rețea hexagonală compactă.

În domeniul aliajelor aluminiu-magneziu, un interes practic, prezintă numai aliajele hipoeutectice, cu max. 10-12 % Mg.

Variația solubilității magneziului în aluminiu, în funcție de temperatură prezintă un interval larg de valori (tabelul Nr.2.1.), se începe de la un minim de 0,8 % la temperatura ambiantă și atinge un maxim la temperatura eutectică, cînd în condiții normale de echilibru, solubilitatea atinge 17,4 % Mg.

Tabelul Nr.2.1.

Solubilitatea magneziului în aluminiu în funcție de temperatură

Temperatura, °C	450	400	350	300	250	200	150	100	20
Magneziu, %	17,4	13,5	9,9	6,7	4,4	3,1	2,3	1,9	0,8

Aliajele de turnătorie, din sistemul Al-Mg, sînt în general aliaje bifazice, cu structură alcătuită din soluția solidă bogată în aluminiu și separări de fază β (Mg_2Al_3). Deși eutecticul



ar trebui să se formeze, conform diagramei de echilibru termic numai în aliajele cu peste 17,4 % Mg, totuși datorită neomogenității chimice produsă prin segregările cristaline, eutecticul poate apărea, în aliajele brute de turnătorie chiar cu 6-7 % Mg.

Datorită impurităților de fier și siliciu, prezente în aliajele industriale, precum și adăosurilor de elemente de aliere sau modificatoare, se formează o serie de faze intermetalice, greu solubile ca: Al_6Mn , Mg_2Si , $Al-PeSiMn$, Al_3Ti , S_2Al , Al_3Zr , etc.

De asemenea, pentru a neutraliza efectul negativ al separărilor grosiere de fază β (Mg_2Al_3) se recomandă introducerea în aliaj a unor mici cantități de zirconiu, care sărunească precipitățile de fază β și asigură dizolvarea lor mai rapidă.

Deoarece aliajele binare aluminiu-magneziu nu sînt durificabile prin precipitare, se adaugă siliciu, care în combinație cu magneziu formează compusul intermetalic Mg_2Si , de tip CaF_2 (Cf) cu parametri rețelei $a = 6,496 \text{ \AA}$ și $c = 6,351 \text{ \AA}$.

Soluția solidă α , bogată în aluminiu, dizolvă la 595°C , 1,85 % Mg_2Si iar la 200°C , numai 0,2 % Mg_2Si (Fig.2.2).

Soluția solidă α , bogată în aluminiu, dizolvă la 595°C , 1,85 % Mg_2Si iar la 200°C , numai 0,2 % Mg_2Si (Fig.2.2).

Prin călire de la temperaturi apropiate de cea eutectică și îmbătrînire naturală ulterioară se vor obține efecte de durificare prin precipitare.

În figura 2.3 se prezintă aspectul metalografic al unor constituenți și faze prezente în aliajele Al-Mg. (Anexa I).

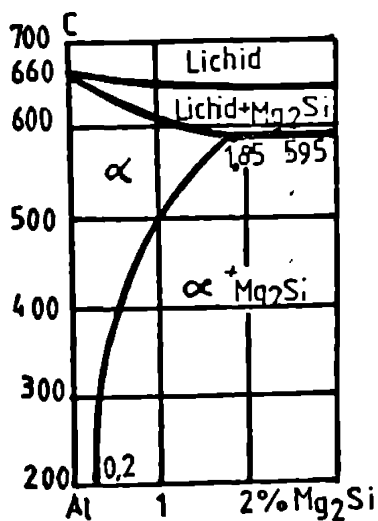


Fig.2.2
Diagrama de echilibru
Al- Mg_2Si [19]

2.2. Aliaje Aluminiu - Magneziu turnate

Caracteristicile mecanice ale aliajelor aluminiu-magneziu sînt dependente de % Mg și prezintă o variație cu maxim în domeniul valorilor de 8-12 % Mg (fig.2.4). Aliajul binar Al - 10 % Mg, are temperatura lichidus de 606°C și cea solidus de 515°C .

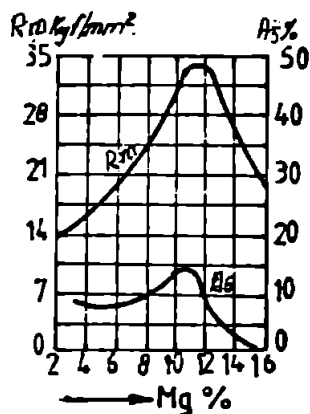


Fig. 2.4

Variația caracteristicilor mecanice ale aliajelor Al-Mg, în funcție de conținutul în magneziu [17]

Piesele turnate, după VAN LANKER [20], în stare tratată termic, au rezistența la tracțiune de minim 30 daN/cm^2 , limita de curgere, min. 15 daN/cm^2 , alungirea, min. 0 %, duritatea Brinell, min. 75, reziliența, min. $2-3 \text{ daNm/cm}^2$ modulul Young, min. 6350 daN/cm^2 .

Totodată, asupra caracteristicilor fizico-mecanice și tehnologice ale aliajelor aluminiu-magneziu,

influențează și elementele de aliere sau cele considerate ca impurități, așa cum se prezintă în tabelul 2.2 [21-27].

Metalele solubile în rețeaua aluminului afectează densitatea într-un mod mai complex decât în cazul prezenței a două sau mai multe faze, când densitatea se determină prin regula amestecului.

În cazul în care elementul de adăos formează o soluție solidă și contractă rețeaua, el mărește densitatea. La precipitarea unor faze, densitatea crește datorită dilatării rețelei, excepție făcând cazul în care volumul specific al fazei precipitate scade.

În cazul aliajului aluminiu-magneziu, acest efect este mai complicat datorită prezenței constituentului Al_3Mg_2 , mai puțin dens ca soluția solidă α .

Un factor deosebit de important, care influențează proprietățile de turnare îl reprezintă formarea și includerea în topitură a peliculelor de oxizi, în timpul elaborării și turnării aliajelor [28].

Acstele pelicule reduc fluiditatea și capacitatea de umplere a aliajului AlMg10 , la turnarea în forme. Tendința de formare a peliculelor oxidice se blochează însă prin mici adăosuri de beriliu, ce formează un strat oxidant protector pe suprafața băii metalice care împiedică formarea, în continuare a oxizilor metalelor prezente în topitură.

Pe plan mondial, aliajele aluminiu-magneziu în general și alia-

Jul AlMg10 în special, asigură un nivel ridicat al caracteristicilor fizico-mecanice fiind, din acest punct de vedere, printre cele mai bune aliaje de aluminiu destinate turnării în piese. În tabelul 2.3 se prezintă valorile compoziției chimice ale câtorva din cele mai cunoscute serii de aliaje AlMg10, iar în tabelul 2.4 se dau caracteristicile fizico-mecanice corespunzătoare acestora, obținute în stare tratată termic [20, 28-32]. În figura 2.5 se prezintă câtorva piese realizate din aliaj AlMg10, reprezentative pentru marea varietate din domeniul turnării (Anexa I).

2.3. Cinetica degazării în vid

Trecerea unui gaz dizolvat din metalul lichid în faza gaz - sau invers, cuprinde următoarele etape :

- transportul din interiorul spre suprafața metalului. În stare solidă, acest transport are loc numai prin difuzia atomilor sau ionilor de gaz prin rețeaua cristalină a metalului, iar în stare lichidă, mai întâi prin transportul convectiv din interior către o zonă apropiată de suprafața metalului și de aici prin difuzie, către suprafață.
- Tranziția atomilor de gaz de la starea dizolvată la starea adsorbită la suprafață.
- Reacția atomilor de gaz și stratul adsorbit, cu formarea de molecule, prin asociere între ei sau cu atomi de tipuri diferite.
- Desorbția moleculelor de gaz de la suprafață.
- Difuzia moleculelor de gaz, în exteriorul băii de aliaj și îndepărtarea lor prin sistemul de vidare.

În cursul desfășurării acestor procese, trebuie îndeplinită condiția continuării parcurgerii etapelor respective, precum și cea de atingere a stării quasistaționare pe fiecare treaptă în parte.

Din punct de vedere al vitezei de desfășurare, etapa determinată de coeficientul de transport este cea mai lentă [47].

În figura 2.6., se prezintă schematic modificările de concentrație în fazele de gaz și de gaz condensat. În funcție de etapa care determină coeficientul de transport, este cea mai lentă.

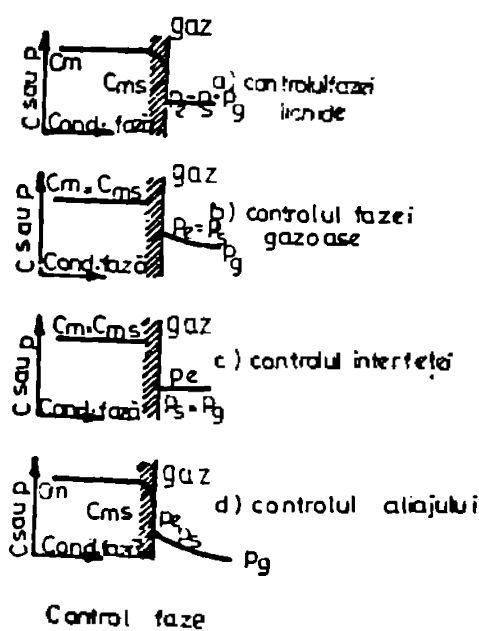


Fig. 2.6
Transportul de masă în apropierea interfeței gaz-lichid [5]

„ C_m ” este concentrația medie a substanței dizolvate în faza condensată și „ C_{ms} ”, cea a substanței dizolvate, unde substanța dizolvată este reprezentată de gazul din baie iar substanța condensată este topitura însăși; „ p_e ” este presiunea în echilibru corespunzătoare concentrației „ C_m ”, „ p_s ” este presiunea la suprafața băii, iar „ p_g ” este presiunea medie a gazului [5].
Eliberarea gazului poate avea loc, fie prin suprafața liberă a metalului topit, fie prin porțele creuzetului, presupunând că acesta este poros.

516665
358 H

După S.MENCENKO [36], dacă este posibilă formarea de bule de gaz în interiorul topiturii, se creează suprafețe suplimentare de schimb, care sînt în majoritatea cazurilor mult mai mari, la începutul procesului de degazare, decît la suprafața liberă a topiturii, dar mărimea lor descrește pe măsură ce degazarea progresa.

În cea mai mare măsură, degazarea băii lichide se realizează prin formarea spontană de bule de gaz.

Aceasta depinde de prezența nucleelor generatoare de bule de gaz care trebuie să dezvolte continuu procesul de formare și eliminare a lor. Presiunea de echilibru, din topitura vacuumată, ce acționează în interiorul unei bule staționare, în echilibru cu aliajul lichid, trebuie să fie cel puțin la fel de mare ca și suma presiunilor ce acționează din exteriorul bulei, și care sînt:

- presiunea atmosferică, ce acționează asupra lichidului ;
- presiunea metalostatică, exprimată prin presiunea coloanei de topitură pe bula de gaz ;
- presiunea capilară, produsă de tensiunea superficială.

Bula de gaz se caracterizează în principal prin noțiunea de „fază critică”, care este proporțională cu tensiunea superficială.

La un nucleu de bulă, pe un suport plat, unghiul de contact „ θ ” este o funcție a tensiunilor interfaciale ale celor trei faze-

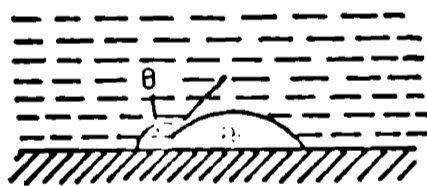


Fig.2.7

Unghiul de contact al bulei pe un suport plat [41]

limitrofe. Pentru un volum de bulă dat, unghiul de contact determină curbura și prin urmare presiunea internă minimă care se impune pentru a menține acest nucleu stabil (fig.2.7)

BRADSHAW [41], a arătat că acest unghi de contact trebuie să se apropie de 180° , pînă cînd

presiunea interioară devine mai mică decît presiunea de echilibru normală, adică topitura poate umezi cu greu suprafața.

Rezultă că numai porii, rețaturile sau alte goluri pot deveni surse de formare a germinilor de gaz. Presiunea interioară, depinde de unghiul de contact „ θ ”, dar și de forma golului. BRADSHAW alege ca model un gol de forma unui con ascuțit, cu o rază a bazei cavității „ r_0 ”, așa cum se prezintă schematic, în figura 2.8., creșterea bulelor la diferite unghiuri de contact ($90^\circ < \theta < 180^\circ$).

Din aceasta reiese evident că raza bulei rămîne suficient de mare, în timpul creșterii volumului său, ptr. unghiuri de contact mai mari de 90° , astfel că este posibilă creșterea ulterioară a bu-

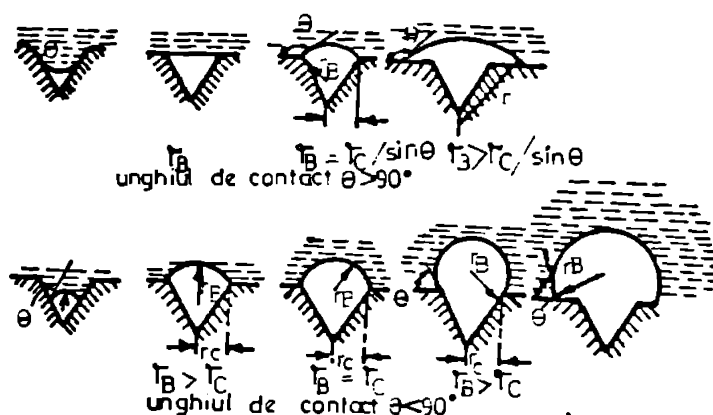


Fig. 2.8

Schemă creșterii bulei, pe un gol al unei suprafețe solide. Figurile de sus sînt pentru un unghi de contact $\theta > 90^\circ$, iar figurile de jos, pentru $\theta < 90^\circ$ [35]

lei. Cea mai mică rază a bulei, va fi dată de relația:

$$r_B = \frac{r_C}{\sin \theta} \quad (2.1)$$

Este de asemenea important ca golul să nu fie rotunjit la bază, deoarece s-ar putea produce unectarea completă. Dacă sînt îndeplinite aceste condiții, o astfel de cavitate sau gol reprezintă o sursă continuă de bule.

Acesta, sau un mecanism similar, de formare a bulelor este important nu numai pentru degazarea topiturilor din creuzete dar și pentru degazarea vînei de metal în timpul deversării cuptorului.

La această situație, dezintegrarea vînei de metal lichid este evidențiată ca rezultat al eliberării gazelor în incinta vîdătă.

Conform celor stabilite de WERNER [42] vor fi considerate numai trei din principalele posibilități de formare a germenilor de bule de gaz, și anume :

- a. - formarea eterogenă a germenilor de bule de gaz, în pori sau alte goluri. Condiția necesară pentru formarea germenilor de bule este ca acestea să nu apară datorită turbulenței din bula de topitură, înainte de a atinge o anumită dimensiune, care să facă posibilă creșterea lor ulterioară, adică bulele antrenate să fie suficient de mari.
- b. - Degajarea gazelor, din metalul topit, aspirate de mișcările băii sau prin pori și crăpăturile din căptușeala refractară a creuzetului.
- c. - Cea mai probabilă condiție de formare a bulelor, după WERNER, este antrenarea gazului, în timpul deversării metalului, de vîna de metal, în funcție de dimensiunile

gheabului de turnare.

WINCLER [42] afirmă că aceste particule de gaz sînt generate de turbulența și de instabilitățile curgerii, pătrunzînd odată cu vîna de metal în topitură unde, fie se divid, fie cresc datorită difuziei gazelor din lichidul înconjurător.

SAULLER [42], a demonstrat de asemenea că, pentru un anumit volum al porului de gaz coeficientul de creștere a bulei este mai mare, la o presiune de cea.10 mm.col.Hg., decît la presiuni mai reduse, din cauză că diametrul inițial al bulei antrenate este mai mare.

După KRAUS [5], această permite cel puțin o exprimare calitativă a fenomenelor observate, iar BLANCHET [5], bazează valabilitatea acestei concepții pe observația că, dispersia curentului de metal este mai evidentă la curgerea printr-un orificiu lung paralel decît prin unul unghiular ascuțit. Această teorie, de fapt, conduce la fundamentarea formei rețelelor de alimentare, pentru reducerea la minimum a absorbției de gaze în timpul umplerii formei de turnare.

Mărimea bulei crește cu distanța parcursă de ea pînă la suprafața băii, dimensiunile crescînd pe măsură ce diametrul inițial al bulei este mai mare. Valorile maxime ale dimensiunii bulei sînt obținute pentru adîncimi ale băii de cea.500 mm.

După KRAUS [5], cantitatea de gaz eliberată dintr-o topitură ar putea fi calculată, dacă frecvența de formare a germinilor de bule crește la o presiune și concentrație cunoscute.

Dar cum această corelare nu este determinată, calculul se restricționează la cazul de limitare cu un exces de germeni de bule.

Conform acestei ipoteze, cantitatea maximă de gaz eliberată, este dată de relația :

$$\frac{dn}{dt} \approx - 2 \psi \cdot A \cdot C_m \sqrt[3]{\frac{D_0 K}{L}} \quad (2.2)$$

unde „ L ” este coeficientul de solubilitate al gazului, dat de raportul concentrațiilor C_m/C_g , în mol/cm³, din topitură și din bula de gaz, care conform legii acțiunii maselor există la interfața în echilibru; „ ψ ” este densitatea populației de bule din apropierea suprafeței, adică volumul total de bule din zona suprafeței topiturii; „ A ” este suprafața băii lichide, iar „ D ” este coeficientul de difuzie al materialului transportat (al gazului din bula).

Modelul dezvoltat de KRAUS pentru degazarea prin bule ascendente presupune că bulele au forma unor sfere dar, în timpul ridicării lor spre suprafață, forma lor se schimbă cu mărirea lor. S-a determinat că bulele, inițial sferice, cu diametre echivalente de 7-8 mm pe

măsură ce crește tind spre forma unei elipse de rotație și că ulterior ia forma sferică.

Această deformare a bulei conduce la o creștere a transferului de masă și la o diminuare a coeficientului de ascendență, în comparație cu bulele sferice.

Prin comparație parametrul „ Ψ ” conține o incertitudine evidentă. În vederea nedeterminării frecvenței de germinare a bulelor și a reacției, simultan posibilă, dintre topitură și căptușeala refractară, verificarea domeniului de valabilitate a acestei teorii este extrem de dificilă, oricum, acea tă teorie indică o limită superioară pentru coeficientul de transport al masei, care momentan, nu poate fi depășită.

În principal, conținutul volumului bulei de gaz, în topiturile de aliaje de aluminiu-magneziu, este determinat de existența hidrogenului adsorbit, format prin reacția:



În bule, hidrogenul molecular format, se scindează, trecând în forma sa atomică, în care este destul de uniform distribuit în aliajul lichid, după reacția:



Concentrația hidrogenului monoatomic, în topitură depinde de presiunea exterioară „ p_e ” a hidrogenului molecular, cu care este în echilibru.

La presiune atmosferică a bulei de hidrogen molecular, fracțiunea atomică de hidrogen „ $f_{\text{H}_2}(760)$ ” va fi:

$$f_{\text{H}_2} = 760 \text{ mm.col.Hg} \quad (2.5)$$

$$f_{\text{H}_2}(760) = K^0 \cdot T \cdot \sqrt{760}$$

Dacă presiunea exterioară „ p_e ” a hidrogenului molecular este diferită de cea atmosferică ($p_e < 760 \text{ mm.col.Hg}$), atunci:

$$f_{\text{H}_2}(p_e) = f_{\text{H}_2}(760) \cdot \sqrt{\frac{p_e}{760}} \quad (2.6)$$

În loc de a folosi fracțiunea atomică, conținutul în hidrogen monoatomic poate fi exprimat în $\text{cm}^3 \text{H}_2 / 100 \text{ g aliaj}$, iar solubilitatea pentru H_2 , este dată de relația:

$$S_{\text{H}_2}(p_e) = S_{\text{H}_2}(760) \cdot \sqrt{\frac{p_e(\text{H}_2)}{760}} \quad (2.7)$$

ce se poate folosi la calculul determinării rezonanței de hidrogen în aliajul cercetat. Cind $S_{\text{H}_2}(760) = 10^{-3} / 100 \text{ g aliaj topit}$, presiunea exterioară „ p_e ” a hidrogenului este de 1 kg/cm^2 .

Solubilitatea hidrogenului monotomic la presiunea atmosferică, în funcție de temperatură este dată de relația :

$$\log S_{H_2}(760) = - 2750 T^{-1} + 2,765 \quad (2.8)$$

Luând în considerație relația (2.7), combinată cu (2.8), precum și aspectul variației solubilității hidrogenului din figura 2.9, metalul trebuie să fie supus degazării acționând asupra valorilor temperaturii , T ° și a presiunii , p_e °. În principiu T se ia la valoarea minimă posibilă, iar pentru scăderea presiunii de echilibru , p_e ° a hidrogenului în topitură, se aplică, în cazul aliajului AlMg 10, cercetat, vacuumarea, în instalații speciale.

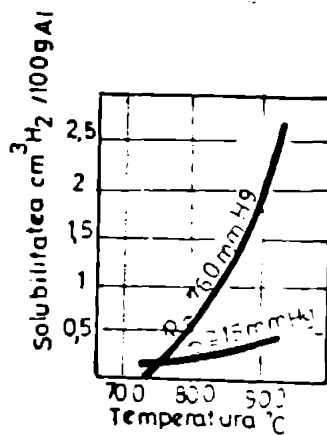


Fig. 2.9
Solubilitatea hidrogenului în funcție de presiune și temperatura aliajului [17]

2.4. Modificarea structurii aliajelor aluminiu-magneziu, turnate

Structura primară a aliajelor aluminiu - magneziu are o anumită influență ereditară asupra caracteristicilor fizico-mecanice ulterioare. Cea mai favorabilă structură este cea cu granulație fină, cu distribuția uniformă a tuturor elementelor structurale.

În stare modificată, piesele turnate au o structură fină și uniformă, o bună rezistență și plasticitate, rezistă mai bine la solicitările prin șoc, anizotropia proprietăților manifestându-se într-o măsură mai mică; de asemenea aliajul are o tendință mai redusă la fisurare și se comportă mai bine la variații de grosimi de perete.

În stare modificată, piesele turnate au o structură fină și uniformă, o bună rezistență și plasticitate, rezistă mai bine la solicitările prin șoc, anizotropia proprietăților manifestându-se într-o măsură mai mică; de asemenea aliajul are o tendință mai redusă la fisurare și se comportă mai bine la variații de grosimi de perete.

Pentru măruntirea structurii primare a aliajului AlMg 10, se pot utiliza o serie de modificatori.

astfel titanul, la conținuturi mici realizează o structură fină, însă la mărirea concentrației lui, peste 0,5 % produce fenomenul invers de mărire a structurii. Pe lângă efectul de finisare a structurii, la conținuturi sub 0,3 %, titanul contribuie și la creșterea sensibilă a tenacității și plasticității aliajului.

La aliajul modificat numai cu titan, formarea compusului dur și fragil Al_3Ti - cu rețea cristalină tetragonală, sub formă de cristale aciculare, conduce la reducerea plasticității aliajului constatându-se, în paralel, și o lăcuție puternică a fazei Al_3Ti , în secțiunile piesei turnate. Limitarea conținutului în titan la 0,15-0,20 %, a dus atât la măruntirea structurii și la înlăturarea zonei cristalelor columnare precum și la creșterea rezistenței și a alungirii rela-

tive. Creșterea caracteristicilor mecanice însă, nu a atins valorile scontate, tocmai datorită caracterelor puțin favorabile ale separărilor de Al_3Ti .

Zirconiu ca element de modificare acționează prin nărușirea grăuntelui primar. Concentrații de 0,1-0,2 % Zr, micșorează simțitor dimensiunile grăuntelui în aliajele Al-Mg, crescând plasticitatea acestora. Acest efect se explică prin, formarea particulelor de compus greu fuzibil Al_3Zr , ce îndeplinesc rolul de centre de cristalizare. Totuși efectul modificator al zirconiuului se realizează, ca și cel al wolframului și niobidului, în salturi, primele cantități având o influență nesemnificativă ca apoi, brusc, la atingerea unei anumite concentrații, modificarea să se producă aproape instantaneu și aproximativ completă.

Adăsurii concomitente de titan și zirconiu, de 0,05-0,1 % Ti și 0,05-0,1 % Zr, realizează o dispersie puternică a grăunților de 5500(41). Zirconiu, deplasează mult limitele de formare a cristalelor către temperaturi mai joase de supraîncălzire, în timp ce titanul acționează în sens opus. Cristalele radiale formate au o structură dendritică fină, iar particule ale fazei β (Al_3Mg_2) formează, în interiorul lor o structură fibroasă discontinuă. În procesul lor de creștere, acestea întâlnesc în calea lor grăunți mici, în echilibru care se localizează în interiorul cristalelor dendritice mari.

În acest fel, modificând condițiile de turnare și de răcire se poate influența considerabil structura internă a dendritelor asigurând o dispersie avansată a fazelor cristalizate secundar.

Teoretic, factorii tehnologici de turnare pot constitui un mijloc puternic de influență a structurii aliajului turnat, dar în practică se impune limitarea temperaturii de turnare și supraîncălzire la valori optime, pentru a nu crea condiții de saturare cu gaze și de apariție a porozităților în piesele turnate. La turnare, creșterea peste anumite limite a vitezei de răcire este împiedicată de conductibilitatea termică a formei de turnare. Totodată creșterea vitezei de turnare peste posibilitatea tehnologică practică, favorizează creșterea bruscă a cauzelor de rebut.

Din acest motiv, la turnarea aliajului aluminiu-magneziu cu 10 % Mg se vor aplica, de preferință, procesul de modificare cu elemente greu fuzibile, dar se pot folosi și elemente ușor fuzibile ce acționează în special asupra tensiunii superficiale a aliajului.

Pentru a putea stabili modul de acțiune a diferitelor adăsurii,

este necesar în primul rând, să se determine tendința unui element sau a altuia spre adsorbție și să se concretizeze existența peliculelor presupuse de adsorbție și de „barieră”.

Adsorbția superficială a elementelor se poate aprecia indirect în funcție de influența lor asupra tensiunii superficiale a aliajului cercetat.

Această funcție este prezentată în figura 2.10, în care se ob-

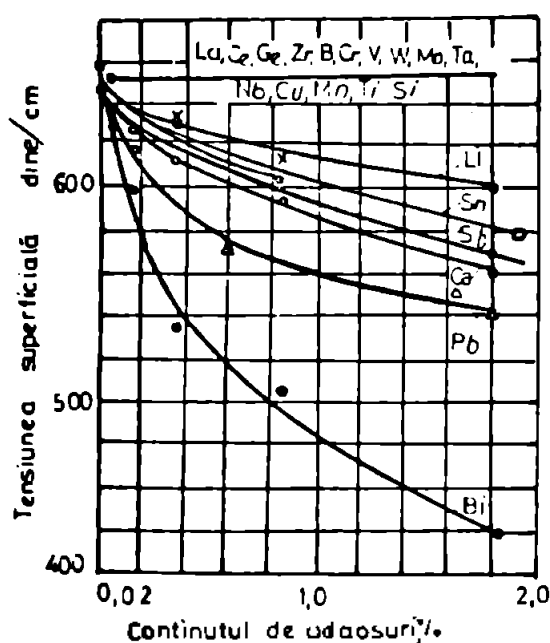


Fig. 2.10
Influența diferitelor elemente asupra tensiunii superficiale a aliajului de aluminiu cu 10 % Mg [46]

servă că unele din adăosurile modificatoare (Ca, Pb, Bi) reduc puternic tensiunea superficială a aliajului, ca adăosuri active de suprafață și pot difuza spre suprafața dendritelor. De asemenea, această figură arată că, spre deosebire de metalele ușor fuzibile, cele greu fuzibile (Ta, Nb, Ti, Mo, Zr, B etc), sînt modificatoare bune dar influențează tensiunea superficială a aliajului. Acestea, la introducerea

lor în topitură, formează particule puternic dispersate ale diferitelor combinații chimice (Al_3Ti , Al_3Zr , Al_3Ta , Al_2O_3 , etc.) care se manifestă o acțiune piră de blocare, concentrîndu-se în apropierea suprafețelor dendritelor, formînd un fel de obstacol pentru aducția atomilor lichidului de alimentare.

După KIRDIULOV [47], este posibilă formarea unor pelicule de barieră datorită depunerii particulelor intermetalică puternic dispersate la descompunerea soluției solide αC și la concentrarea lor pe suprafața dendritelor. În consecință, modificările structurale semnalate, condus, după prelucrarea termică finală, la îmbunătățirea substanțială a proprietăților mecanice a aliajului AlMg10, așa cum este prezentat în figura 2.11 și figura 2.12.

Din observarea acestor două diagrame se evidențiază clar diferența de proprietăți mecanice dintre cele două stări nemodificate (1) și cu faza β (Al_3Mg_2) puternic dispersată (3), valoarea de mijloc fiind pentru (2).

În general, creșterea caracteristicilor mecanice a aliajului

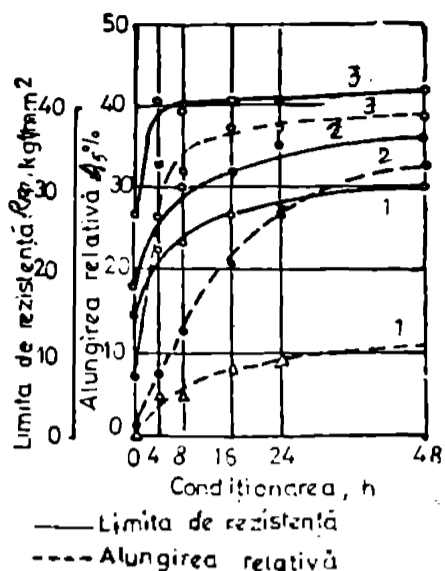


Fig. 2.11
Modificarea proprietăților mecanice a aliajului AlMg 10, pentru diferite grade de dispersie a β (Al_3Mg_2) [46]
— rezistența la rupere
- - - - - alungirea relativă

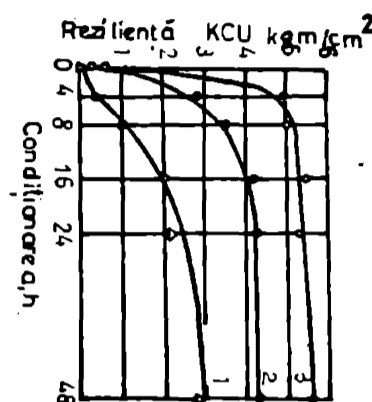


Fig. 2.12
Variația rezilienței aliajului AlMg 10 pentru diferite grade de dispersie a β (Al_3Mg_2) [46]

AlMg 10 turnat și condiționat termic depinde în principal de gradul de dispersie a fazei β (Al_3Mg_2) și practic este invariantă la natura modificatorului. Dar, în cazul diferitelor adăosuri cu același grad de dispersie al fazei β , se obține același efect de coasolidare a structurii.

Același efect se obține și prin dizolvarea rapidă și completă a degașirilor fragmentate de fază β (Al_3Mg_2), comparativ cu situația existenței separărilor grosiere ale acestei faze. Astfel, pentru atingerea consolidării maxime a aliajului cu structură brută de turnare (1) este necesară o menținere, la temperatura de tratament termic de 48 h, pe cînd la aliajul cu structură modificată, durata aceasta se reduce la 16-18 h.

Mărirea proprietăților de plasticitate și a rezilienței, precum și a omogenității piesei turnate favorizează concomitent și ameliorarea proprietăților tehnologice.

La distrugerea rețelei compușilor intermetalici, se reduce brusc tendința de formare a fisurilor la cald a aliajului cu 10 % Mg.

Concluzionînd, se poate afirma că cele mai eficiente adăosuri modificatoare care mărunțesc structura dendritelor primare ale SSC (Al), producînd dispersarea avansată a fazei β (Al_3Mg_2), sînt metalele greu fuzibile (Ti, Ta, Nb, Zr, Cr, Mo, W) introduse în cantități de 0,05-0,1 %.

2.5. Conditionarea termică în stare solidă a aliajului

AlMg 10

În esență, tratamentul termic aplicat aliajelor aluminiu-magneziu, în general, și aliajului AlMg 10, în special, constă din încălzirea la temperatura de punere în soluție, menținerea un timp îndelungat la această temperatură pentru dizolvarea compuşilor intermetalici în soluție solidă α de aluminiu și răcirea rapidă pentru călire; tratamentul este finalizat prin îmbătrânirea naturală, la temperatura ambiantă timp de 8-10 zile.

În principal, operația de punere în soluție urmărește obținerea unei soluții solide cât mai suprasaturată, fără a se atinge punctul de topire sau a se face recristalizări nedorite.

După punerea în soluție, urmează călirea; răcirea lentă, de la temperatura de punere în soluție, duce la un tip de precipitare al constituenților intermetalici, care înrăutățesc proprietățile mecanice și rezistența la coroziune a aliajului. O călire optimă, de la temperatura de punere în soluție conduse la obținerea unei soluții solide suprasaturate, la temperatura ordinară, evitând sau întârziind precipitarea imediată a compuşilor care au intrat în soluție solidă.

Sînt create astfel premisele pentru o precipitare dirijată, la timpul și condițiile necesare pentru obținerea unor proprietăți mecanice optime.

Soluția solidă răcită brusc are o rezistență mecanică scăzută și proprietăți de ductilitate ridicate.

Pentru a evita o precipitare accentuată înaintea îmbătrînirii trebuie satisfăcute două condiții, care se referă la timpul de transfer, din cuptor în mediul de răcire, și la viteza de răcire la călire.

Timpul de transfer din cuptor în mediul de călire, trebuie să fie destul de scurt - max. 5-15 sec., pentru a preveni o ușoară prerăcire cu viteză relativ mică, în domeniul de temperaturi $420-260^{\circ}\text{C}$, în care are loc o precipitare foarte rapidă.

În funcție de grosimea produsului, timpul de transfer recomandat este dat în tabelul Nr. 2.5. De aceea temperatura minimă de scoatere din cuptor și imersie în mediul de călire, pentru aliajele aluminiu-magneziu, cu conținut ridicat în magneziu este de cea. 415°C [42].

Viteza de călire depinde de tipul aliajului, de volumul înărcăturii, de conductibilitatea sa termică și de fluiditatea lichidului de răcire.

În general, în intervalul temperaturilor de călire de $420 - 440^{\circ}\text{C}$, viteza de călire trebuie să fie ridicată.

Tabelul nr. 2.5
Timpul de transfer

Grosimea piesei mm	Timp max. de transfer sec.
< 4	5
4 - 7,5	7
7,5-25	10
> 25	15

O călire prea lentă produce precipitații de echilibru grosolane, ce au un slab efect de durificare, o cantitate sporită de precipitații intergranulare care pot favoriza coroziunea intercrystalină și dispoziția vacanțelor, ce modifică eventual cele tratamente ulterioare.

La răcirea pieselor din AlMg 10, de turnatorie, pentru a diminua deformările și nivelul tensiunilor interne, mediul uzual de răcire este uleiul cald la 60-90°C.

Mecanismul care influențează precipitarea ulterioară, în cursul îmbătrînirii, depinde de zonele GUINIER-PRABSON formate, ce creează germeni de precipitare, ce finisează accentuat structura și îmbunătățesc caracteristicile fizico-mecanice. Efectul defavorabil al îmbătrînirii artificiale, asupra aliajului AlMg 10 se datorește tocmai redizolvării zonelor G.P., cu repercursiuni asupra caracteristicilor mecanice, pe care le diminuează. [43].

Dispersarea compuşilor formați, în urma cristalizării primare a aliajului AlMg 10, în urma tratamentului termic de punere în soluție și călire, are de asemenea o influență importantă asupra comportării aliajului la coroziunea intercrystalină la nivelul grăunților.

Prin fărâmițarea și dispersarea compuşilor, se mărește considerabil rezistența la coroziune a acestui aliaj. În cursul îmbătrînirii artificiale, separările fine de Al_3Mg_2 din aliajul AlMg 10, se aglutinează, cresc în volum și tind să se separe la limita cristalelor.

Această tendință favorizează dezvoltarea ulterioară a coroziunii intercrystaline prin oxidarea separărilor intergranulare, poroase de Al_3Mg_5 , reducând sensibil proprietățile mecanice și în special plasticitatea aliajului.

Concluzionând, se prezintă în figura 2.13, diagrama de tratament termic specifică aliajului aluminiu-magneziu, cu 10 % Mg, turnat în piese.

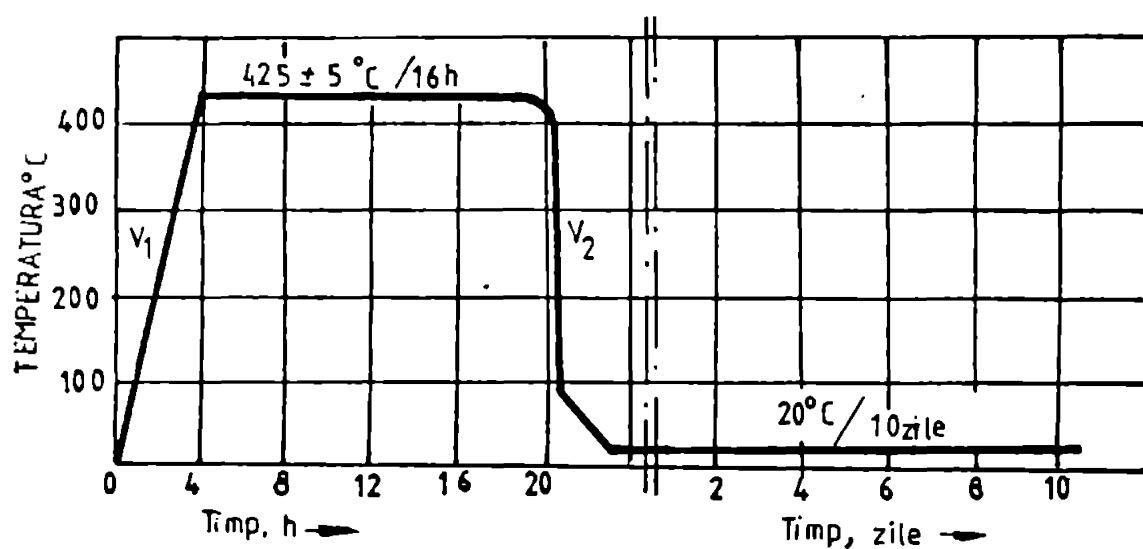


Fig.2.13

Diagrama de tratament termic specifică
aloiului 10

v_1 = viteza de încălzire la temperatura
de punere în soluție

v_2 = viteza de răcire la călire

PARTEA II. TEHNOLOGII DE LUCRU, EXPERIMENTAL
ANALIZE SI INCARCARI
CAP. III - Tehnologia de elaborare-turnare de
laborator

3.1. Elaborarea aliajului cercetat, in atmosfera

Aliajul aluminiu-magneziu cu 10 % Mg, elaborat in atmosfera are o tendinta avansata de oxidare. Formarea oxidului de aluminiu, ca urmare a contactului dintre aerul atmosferic si suprafata bazei metalice, este un fenomen frecvent, iar intensitatea oxidarii este direct proportionala cu temperatura, relatia dintre oxidare si temperatura fiind exprimata prin formula 3.1.

$$K = A \cdot e^{-\frac{Q}{RT}} \quad (3.1)$$

In care: K = gradul de oxidare ;

A = coeficient de proportionalitate ;

e = baza logaritelor naturali ;

R = constanta gazelor ;

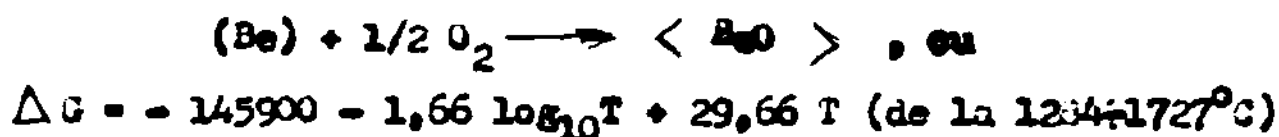
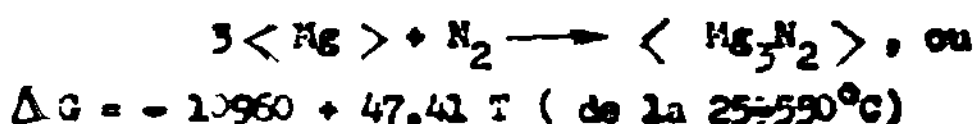
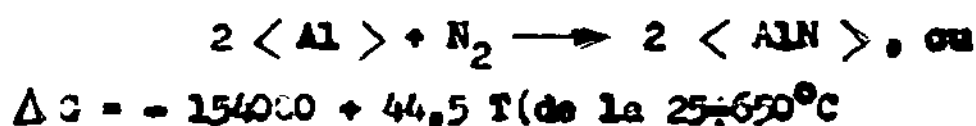
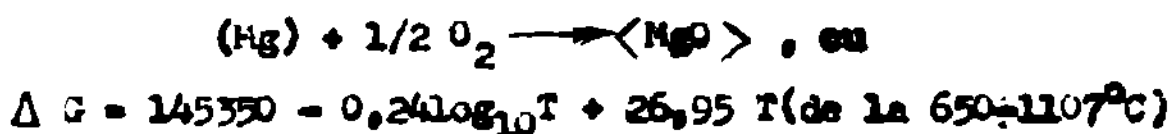
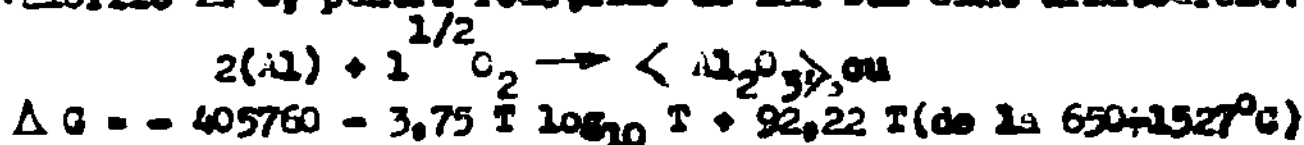
T = temperatura absoluta ;

Q = efectul termic al reactiei.

Pelicula de oxid de aluminiu, formata la suprafata bazei metalice, o protejeaza impotriva unei oxidarii avansate, numai in cazul cand ea nu este miscata. In insa, in timpul procesului de elaborare, este necesara interventia permanenta in baie, pentru rafinarea, alierea si modificarea ei, aceasta pelicula este rupta, oxidul de aluminiu este introdus in baie si astfel se creeaza conditiile pentru formarea unei noi pelicule pe suprafata topiturii. Pe de alta parte datorita greutatii specifice relativ reduse a peliculei de oxid de aluminiu ($\rho = 3,5-4 \text{ g/cm}^3$), separarea acesteia, gravitational, din baia metalica nu este intotdeauna posibila. In plus, oxidabilitatea magneziului in stare topita, chiar dispersat in baia de aluminiu, este deosebit de puternica, creand la suprafata un strat de oxid de magneziu, negru, cu o porozitate si o permeabilitate la gaze substantiale marita. Aceasta face ca oxidarea sa continue progresiv, atingand noi straturi de topitura, de sub cel de zgura format, incluziunile oxidice localizandu-se in final in piasele turnate si constituind cauze generatoare de rebut.

Astfel, se poate forma MgO , ce cristalizează în sistem $NaCl$ (c.f.c./K.5) cu $a_0 = 4,20 \text{ \AA}$, pe oînd structura de c $-Al_2O_3$ este complexă. Pot exista de asemenea compuși tip Spinel, ca de exemplu $MgAl_2O_4$ și se pot forma în fluxul de acoperire, pe baia de aluminiu topit. Cu azotul din atmosfera de lucru, magneziul poate forma compusul Mg_3N_2 , de tip structural Ca_2O_3 (c.v.c), cu $-\Delta H_{298^\circ K} = 110,3$ kcal/mol. N_2 , comparat cu AlN , format la aluminiu; acesta are structură de tip vîrtzit (H4, tip ZnS , cu 2 mol/celula elementară) și $-\Delta H_{298^\circ K} = 2 \times 76,5 = 153$ kcal/mol. N_2 .

Valorile ΔG , pentru reacțiile de mai sus sînt următoarele:



În practică, reacția acestui aliaj topit cu atmosfera produce nitrați complecși și oxizi. Tendința de incorporare a oxigenului și azotului de către aliajele Al-Mg, poate fi total eliminată prin adăugarea de mici cantități de beriliu, calculate în concordanță cu volumul metalului și timpul de menținere în topitură pînă la completa lui dizolvare. Beriliul se adaugă sub formă de prealiaj cu conținut mic (3-5 % Be). Oxidul de beriliu BeO , format cristalizează tot în sistemul vîrtzit.

De asemenea, adăugarea magneziului în baia de aluminiu topit, ducе la formarea de compuși complecși, inclusiv oxizi, nitrați, spineli și carbonitrați.

Dimensiunea reacției este redusă prin adăugarea de beriliu în cantități de 0,004-0,003 %. Acțiunea beriliului este neutralizată prin prezența sodiului în topitură, iar impurități ca: Fe, Si, Cu, Ca, K nu au acțiune negativă asupra acestuia. Mai mult, agenții degazați H_2 , Cl_2 , Ar, C_2Cl_6 și fluxurile bazate pe KCl și $MgCl_2$, împreună cu sodi-

ficatorii (Ti, B, Zr), nu au acțiuni negative asupra beriliului; trebuie însă de notat că hexaclorstanul (C_2Cl_6), introdusă carbon în topitură [34].

Este de notat că 0,004 % Be este mai eficient decât 0,035 % Be; dacă însă conținutul de sodiu este de 0,06 %, efectul de protecție al beriliului este anulat, influența sodiului asupra acțiunii beriliului somnolindu-se chiar la 0,003 % Na.

Acțiunea sa substanțială de protecție este dovedită și de raportul volumelor corespunzătoare dintre oxid și metal (factorul PILLING-BEDWORTH), care pentru aluminiu este 1,3, pentru magneziu 0,6, iar pentru beriliu 0,6. Mecanismul exact al acțiunii protectoare a beriliului nu este încă cunoscut, cu toate cercetările intense, întreprinse pe baza difracției pe pelicule de oxid [44].

În concluzie, pentru a realiza o corectă elaborare și turnare a aliajului AlMg 10, trebuie să se țină cont de următoarele :

- a - topiturile cu conținut în magneziu, pe bază de aluminiu, trebuie protejate de un flux care nu transferă sodiu metalului topit ;

- b - este util să se suplimenteze acțiunea protectoare prin adăugare de beriliu (max. 0,004 %), în concordanță cu tipul și metoda de elaborare-turnare ;

- c - se recomandă limitarea conținutului minim de siliciu pentru formarea compusului Mg_2Si (la max. 0,2 % Si), ce poate constitui cauza unei posibile coroziuni accelerate la funcționarea pieselor la temperaturi de peste $80^{\circ}C$;

- d - se va reduce drastic conținutul în cupru sub 0,05 %, pentru a combate coroziunea ;

- e - adăugarea titanului, ca agent finisator al granulației se recomandă să fie în limitele 0,10-0,15 % ;

- f - topirea se va face în creuzete de grafit, ce nu conțin silicați reducțibili ;

- g - se va evita contactul cu fierul sculelor specifice operațiilor de elaborare-turnare, prin acoperirea acestora cu vopsele refractare pe bază de grafit sau oxid de zinc ;

- h - temperatura de elaborare se recomandă să fie cât mai mică posibil pentru a nu se accelera fenomenul de oxidare ;

- i - deversarea materialului din cuptor în oalele de turnare, transvasările și turnarea aliajului în forme se va face cu vînt grosă și cât mai aproape de formă, iar pe baza din oală se recomandă să se presare praf de sulf, pentru a evita la gâtia apariția con-

dițiilor de oxidare.

Pe baza acestor considerente de ordin teoretic și practic se impune ca schema de elaborare și turnare a aliajului ATHg 10, în atmosferă să se întocmească conform metodei prezentată în cele ce urmează.

3.1.1. Compoziția chimică standard a aliajului

Având în vedere considerentele teoretice prezentate în partea II-a a lucrării precum și experiența practică acumulată în domeniul elaborării aliajelor aluminiu-magneziu cu conținut ridicat în principalele elemente de aliere, în tabelul 3.1 se dă compoziția chimică standard a aliajului ce va fi studiat în cele ce urmează.

Tabelul 3.1

Compoziția chimică standard

Elemente de bază, %				Impurități, max. %					
Hg	Si	Be	Modif.	Al	Cu	Mn	Zn	Fe	Total impurit.
10	0,2	0,004	0,15	rest	0,005	0,15	0,05	0,10	0,25

Se impune de asemenea eliminarea oricărei surse de sodiu, din încălțura metalică sau din materialele tehnologice, astfel ca procentul maxim admisibil de 0,001 % să nu fie mărit.

3.1.2. Materiali prime și materiale tehnologice. Caloulul încălțurii

La elaborarea aliajului ATHg 10 s-a impus folosirea numai a materiilor prime, în special a încălțurii metalice, de înaltă puritate pentru a limita, în acest mod influența negativă a impurităților.

De asemenea fluxurile și fondanții folosiți în prelucrarea topiturii au fost selectați pe criteriul obligativității lipsei în conținuturi de sodiu, iar la utilizare au fost deshidratați termic în etape pentru a nu produce gazearea și oxidarea băii prin apa de constituție.

a) Încălțura metalică - a fost compusă din: aluminiu de înaltă puritate, marca Al 99,99, STAS 7607/1-80, a cărui compoziție chimică este dată în tabelul 3.2.

Tabelul 3.2

Aluminiu de înaltă puritate, blocuri, STAS 7607/1-80

Marca	Al % min.	Impurități, max. %						
		Fe	Si	Cu	Zn	Al ₂ O ₃	Total impurit.	
Al 99,99	99,99	0,006	0,005	0,003	0,001	0,002	0,001	0,010

- magneziu tehnic primar, blocuri marca Mg 99,96, STAS 10273-75, cu conținuturi limitate de Na-max.0,01% și K-max.0,005%, are compoziția chimică dată în tabelul nr.3.3.

Tabelul nr.3.3

Magneziu tehnic primar, în blocuri,
STAS 10273-75

Marca	Mg % min.	Impurități, max %						Total impurități
		Fe	Si	Cu	Ni	Mn	Al	
Mg 99,96	99,96	0,004	0,005	0,002	0,002	0,004	0,006	0,030

- aliaj de aluminiu, marca ATSi10Mg, turnat în blocuri, STAS 201/1-77, pentru realizarea conținutului în siliciu în aliajul experimentat; este mai avantajos acest aliaj decât introducerea de siliciu metalic care conține un procent ridicat în impurități, în special fier și nu s-ar omogeniza bine în topitură datorită concentrației sale reduse; are compoziția chimică dată în tabelul nr.3.4.

Tabelul nr.3.4

Aliaje de aluminiu turnate în blocuri
STAS 201/1-77

Marca	Compoziția chimică %				Impurități, % max.					
	Si	Mg	Mn	Al	Fe	Zn	Cu	Ni	Ti	Total impurități
ATSi10Mg STAS 201/ 1-77	9,0- 11,0	0,2- 0,5	0,2- 0,6	rest	0,6	0,2	0,1	0,1	0,15	0,15
ATSi10Mg utilizat	10,2	0,31	0,22	rest	0,48	0,11	0,008	0,09	0,14	

- prealiaje binare, pentru adosuri de Be, Ti și Zr, elaborate din aluminiu de înaltă puritate și metale de puritate tehnică cu conținut în elementul de bază de min.99,99%; aceste prealiaje (aliajele intermediare) binare sînt: AlTi 3,5; AlZr 5 și AlBe 3 a căror compoziție chimică, după elaborare și turnare în blocuri este prezentată în tabelul nr.3.5

Tabelul nr.3.5

Aliaje intermediare binare elaborate în laborator^x

Marca	Element de aliaj, %	Impurități, % max						Total impurități
		Fe	Si	Cu	Zn	Mg	Al	
AlTi 3,5	3,7	0,016	0,008	0,005	0,005	0,009	rest	0,035
AlZr 5	5,2	0,018	0,011	0,004	0,001	0,005	rest	0,038
AlBe 3	2,8	0,005	0,002	0,002	0,001	0,002	rest	0,015

^x Analiza chimică a acestor prealiaje s-a realizat prin spectrometrie

b. - Fondanți, fluxuri, rafinatori, vasele refractare

Pentru asigurarea protecției băii metalice de acțiunea oxidantă a atmosferei, s-a utilizat o combinație de săruri, omogenizată și calcinată, pentru eliminarea completă a umidității-condiționată $Fp.l.n$ și folosită în proporție de 1-3% din greutatea încărcăturii metalice, formată din:



- Ca flux dezoxidant, în vederea purificării băii de incluziuni oxidice în special, s-a folosit, în proporție de cea.1% un amestec de săruri bine omogenizat și calcinat-condiționat $Fdz.2e$ - compus din:



- În vederea degazării preliminare a aliajului topit s-a utilizat hexaclorețul ($2Cl_6$), pastilat în doze de 20 gr, capsulate în folie de aluminiu și introduse în I-II etape, în proporție totală de 0,8 % din încărcătura metalică. Datorită aportului de carbon remanent în topitură, rezultând din reacția termică de decompunere termică, se favorizează formarea unor carburi solide în aliajul lichid, cu elemente modificatoare, ce accentuează efectul de mărunțire a structurii primare.

- Degazarea finală se realizează prin barbotare (insuflare de gaze) cu argon tehnic STAS 7956-75, uscat prin trecerea lui printr-o coloană de silicagel și preîncălzit pentru a nu produce răciră topiturii, într-un încălzitor spiralat cu gaze calde la cea. 200°C.

- Pentru protecția sculelor metalice specifice operațiilor de elaborare și turnare, precum și a cochilelor pentru turnarea probelor tehnologice și de încercări fizice-mecanice, s-a utilizat o vopsea refractară pe bază de oxid de zinc, tip VCA 2.

c. - Calculul încălzăturii metalice

Pornind de la componența încălzăturii metalice prezentată la punctul "a", din acest subcapitol și introducând obligativitatea obținerii compoziției chimice standard, din tabelul nr.3.1, calculul încălzăturii metalice se desfășoară după schemele clasice utilizate în acest scop.

De menționat că încălzătura standard se calculează ținând cont că modificatorul standard este titanul, în concentrația dată în tabelul nr.3.1.

La calculul încălzăturii metalice s-au utilizat pierderile prin ardere a elementelor în timpul elaborării aliajului recomandat de MILITIN și inserate în tabelul nr.3.6.

Tabelul 3.6

Pierderi prin ardere a metalelor,
in aliaje de aluminiu

Al	Cu	Zn	Si	Mg	Mn	Be	Ti	Zr	Fe
%	%	%	%	%	%	%	%	%	%
1 - 5	0,5- 1,5	1 - 3	1-10	2-4	0,5-2,0	-	10-20	-	-

Calculul încărcăturii se face pentru o șarjă de 8 Kg, în concordanță cu capacitatea cuptorului de elaborare.

Scheme de calcul, pentru elementele de aliere:

Tabelul 3.7

Încărcătură metalică standard

Arderea medie	Compoziția chimică standard				Încărcătura standard	
	Elementul	Elementul	Elementul	Elementul inclusiv arderile	Compoziția	Cantitatea
%		%	Kg	Kg		Kg
3	Al	rest	7,1717	7,3071	Al 99,99	6,370
3	Mg	10	0,8000	0,8250	Mg 99,96	0,825
5	Si	0,2	0,0160	0,0158	AlSi10Mg	0,165
-	Be	0,004	0,0003	0,0003	AlBe2,8	0,010
15	Ti	0,15	0,0120	0,0138	AlTi3,7	0,375
TOTAL			8,0000	8,243	-	8,245

Arderea medie a aliajului ≈ 3 %

- Apertul componentelor încărcăturii asupra concentrației impurităților :

- % Fe - rezultat, în valoare medie de 0,016 %, este adus în aliaj din :

Al 99,99 = 0,0004122 Kg/șarjă

Mg 99,96 = 0,0000330 Kg/șarjă

AlSi10Mg = 0,0007920 Kg/șarjă

AlBe 2,8 = 0,0000003 Kg/șarjă

AlTi 3,7 = 0,0000600 Kg/șarjă

Total = 0,0012975 Kg/șarjă

la 8 Kg 0,0012975 Kg Fe

100 Kg x

x ≈ 0,016 % Fe

- % Cu - rezultat, în valoare medie de 0,005 %, este adus în aliaj din :

Al 99,99 = 0,0002061 Kg/şarjă

Mg 99,96 = 0,0000165 Kg/şarjă

AT3110Mg = 0,0001320 Kg/şarjă

AlBe 2,8 = 0,0000002 Kg/şarjă

AlTi 3,7 = 0,0000187 Kg/şarjă

Total = 0,0003735 Kg/şarjă

la 8 Kg 0,0003735 Kg Cu

100 Kg y

$y \approx 0,0046 \% \text{ Cu inclusiv arderea de 1 \%}$

- % Mn - rezultat, în valoare medie de 0,005 %, este adus în aliaj din :

Mg 99,96 = 0,0000330 Kg/şarjă

AT3110Mg = 0,0003630 Kg/şarjă

AlBe 2,8 = 0,0000002 Kg/şarjă

AlTi 3,7 = 0,0000337 Kg/şarjă

Total = 0,0004299 Kg/şarjă

la 8 Kg 0,0004299 Kg Mn

100 Kg z

$z \approx 0,0053 \% \text{ Mn inclusiv arderea}$

- % Zn - rezultat, în valoare medie de 0,005 %, este adus în aliaj din :

Al 99,99 = 0,0002061 Kg/şarjă

Mg 99,96 = -

AT3110Mg = 0,0001815 Kg/şarjă

AlBe 2,8 = 0,0000001 Kg/şarjă

AlTi 3,7 = 0,0000112 Kg/şarjă

Total = 0,0003989 Kg/şarjă

la 8 Kg 0,0003989 Kg Zn

100 Kg w

$w \approx 0,0049 \% \text{ Zn inclusiv arderea}$

Aportul componentelor încălzătorii la principalele elemente de aliere este :

- % Mg - este adus în plus de aliajului AT3110Mg, în cantitate de:

la 100 Kg 0,51 Kg Mg

0,165 Kg a

a \approx 0,0005 % Mg inclusiv arderea

Acest adaos suplimentar de magneziu este complet nesemnificativ pentru conținutul real al acestui element.

- Si - este adus în plus de :

Al 99,99 = 0,0003435 Kg/garjă

Mg 99,96 = 0,0000412 Kg/garjă

AlTi 3,7 = 0,0000300 Kg/garjă

AlBe 2,8 = 0,0000002 Kg/garjă

Totul = 0,0004149 Kg/garjă

la 8 Kg 0,0004149 Kg Si

100 Kg b

b \approx 0,005 % Si inclusiv arderea

Acest supliment în siliciu nu are o influență semnificativă asupra concentrației reale, putând fi neglijat.

În final compoziția chimică completă, a încărcăturii metalice, va fi cea trecută în tabelul nr.3.6.

Tabelul 3.6

Compoziția chimică a încărcăturii
metalice standard

Compoziția chimică, %								
Kg	Elemente de bază, %				Impurități, max. %			
	Si	Be	Ti	Al	Fe	Cu	Mn	Zn
10	0,2	0,004	0,15	rest	0,016	0,005	0,005	0,005

3.1.3. Elaborarea aliajelor intermediare binare
(pre aliaje)

În încărcătură metalică a aliajului ATng10, studiat, intră o serie de aliaje intermediare binare (prealiaje), care trebuie elaborate inițial și analizate chimic pentru a putea face apoi calculul de garjă. Aceste prealiaje sînt: AlBe 3 ; AlTi 3,5 și AlZn 5.

a. Elaborarea prealiajului AlBe 3 S-a realizat într-un cuptor electric prin inducție, cu capacitatea creuzetului de 8 Kg/garjă, aliaj de alu-iniu, din aluminiu de înaltă puritate Al 99,99 și beriliu tehnic pur, cu un conținut minim în element de 99,94 %.

Încărcătura pentru o garjă de 8 Kg, a constat din :

- 0,240 Kg beriliu tehnic pur ;

- 8,000 Kg Al 99,99 (inclusiv arderea de 3 %).

Fluval de protecție utilizat, a fost format din :



in stare bine omogenizată și calcinat, in proporție de 5 %, din încărcătura metalică.

Ca degazant-deoxidant s-a folosit hexaclorețanul pastilat și coșetă în folie de aluminiu, in proporție de 0,7 % din încărcătura metalică.

Inițial in crucetă cuptorului de elaborare s-a introdus prima porție de Al 99,99 și circa 30 % din fluval de protecție. După formarea băii, se continuă introducerea aluminiului până la topirea întregii cantități. In acest moment, se trage prima zgură forată, se introduce pe baie încă circa 30 % din fondant și se procedează la degazarea, în 1-2 reprize a topiturii, cu hexaclorețan. După terminarea acestei operații se trage din nou zgură forată, se adaugă ultima porție de fondant de protecție și se supraîncălzește aluminiul topit la 900-1000°C. La această temperatură începe introducerea beriliului fărânițat, in porții mici și amestecând baia pentru omogenizare.

La epulzarea intrugii cantități de beriliu, se lasă cuptorul, in regia de menținere, timp de 5-8 min., pentru liniștirea topiturii și decantarea gravitațională a eventualilor impurități, după care se trage ultima zgură și se toarnă in lingotiere cu înălțime mică (max. 15 mm) pentru a facilita dozarea ulterioară.

Se transmite probe de analiză chimică la laborator și se depozitează lingourile in spații ferite de umiditate.

Jeculele utilizate in procesul de elaborare-turnare vor fi in mod obligatoriu protejate cu vopsea refractară tip VCA 2.

Compoziția chimică a acestui prealiaj elaborat in laborator este prezentată in tabelul 3.5.

- b. Elaborarea prealiajului AlTi 3,5 - se realizează in aceeași cupor ca in cazul precedent, in cantitate tot de 8 Kg, din aluminiu Al 99,99 și burote de titan cu min. 99,6 % Ti.

Încărcătura metalică, pentru o șarjă de 8 Kg, a fost formată din:

- 0,325 Kg burote titan (inclusiv arderea de 15 %)

- 8,235 Kg Al 99,99 (inclusiv arderea de 3 %)

- Arderea medie calculată este de $\approx 7,0 \%$

Fluvalurile de protecție și de degazare sînt cele utilizate la elaborarea prealiajului AlBe 3, inclusiv schema de elaborare.

Temperatura de supraîncălzire este tot de 900-1000°C și se iau aceleași precauții tehnologice ca la prealiajul precedent.

După analiza chimică a probelor transmise la laborator, au rezultat valorile date în tabelul 3.5.

- c. Elaborarea prealiajului AlZr 5 - se execută în aceleași condiții tehnologice ca prealiajul AlBe 3, cu utilizarea aceluiași fluxuri de protecție și de degazare.

Temperatura de supraîncălzire poate ajunge în acest caz la 1050-1100°C și timpul de omogenizare este ceva mai mare. Încărcătura metalică este formată din :

- 0,400 Kg Zr metalic (cu 99,99 % Zr)
- 7,850 Kg Al 99,99 (inclusiv arderea de 3 %)

cu o ardere medie calculată de $\approx 3\%$.

Compoziția chimică rezultată în urma analizei de laborator, pentru acest prealiaj este dată în tabelul 3.5, și a fost executată pentru toate prealiajele la un spectrograf tip 24.

3.1.4. Ciclul de elaborare a aliajului AlMg10, în atmosferă

În vederea elaborării aliajului studiat s-a dozat prin cântărire încărcătura metalică standard conform datelor prezentate în tabelul nr. 3.7. Ea a fost în așa manieră debitată încât să încapă în creuzetul cuptorului electric prin inducție. Sarja a fost calculată pentru greutatea totală de 8 Kg. Creuzetul utilizat a fost din grafit, lipsit de conținuturi de carburi de siliciu, și preîncălzit la min. 650°C, pentru eliminarea completă a eventualelor gaze sau umiditate.

În creuzet s-a introdus prima porție de Al 99,99 debitat în bucăți convenabile sub flux de protecție tip Fp.1n, calcinat pentru deshidratare la min. 250°C (cca 30 % din cantitatea totală de fondant).

Cu cuptorul reglat în regim de topire s-a început topirea aluminului. După topirea primei porții de aluminiu se introduce doza de AlBe 2,8 pentru blocarea admisiei de gaze în topitură, sub flux protector. Pe măsura topirii se introduce treptat noi porții de aluminiu, până la completa topire a cantității integrale. În acest moment se face o degazare preliminară cu hexachlorețan - 50 % din doza inițială - se trage zgura forantă, se formează o a doua, prin adăugarea unei noi porții de 35 % Fp.1n, după care se introduce cantitatea totală de AlBe 11 Kg și se începe adăugarea magneziului Mg 99,96.

Acestea se introduc cu atenție și la imediată imersare să fie acoperite complet de fondantul de protecție pentru a nu avea loc reacții violente de oxidare. De asemenea se vor evita buștile prea mici de magneziu pentru a nu contamina cu oxid de magneziu rezultat prin arderea lor instantanee, la contactul cu topitura.

După introducerea în topitură a întregii cantități de magnezia se face o nouă degazare cu hexaclorețan, se trage zgura și se introduce în baie cu un clopot perforat fluxul deoxidant Fdz.2e, în 2-3 porții.

Se acoperă oglinda băii cu zgură și se face o mică supraîncălzire a topiturii, până la o temperatură de maxim 720°C . De menționat că baia trebuie să fie complet și permanent acoperită de fluxul de protecție, în strat de min. 15-25 mm.

După oca. 10 min de supraîncălzire se trece cuptorul în regim de menținere și se procedează la efectuarea degazării prin barbotare cu argon. Lanca din oțel refractar (fig. 3.1), cu orificii practicate pe 1/3 din lungime, echivalentă cu adâncimea creuzetului, protejată cu vopsea refractară VCA 2 și preîncălzită la oca. $300-350^{\circ}\text{C}$, se introduce după ce debitul de gaz a fost reglat anterior inserării.

Argonul este uscat prin trecerea printr-o coloană de silicagel.

Barbotarea cu argon, pentru purificarea băii se execută la parametri:

- temperatura aliajului la începerea barbotării : $700-720^{\circ}\text{C}$;
- debitul de gaz insuflat : oca 5 l/min ;
- suprapresiunea gazului insuflat: 0,1-0,2 ata.

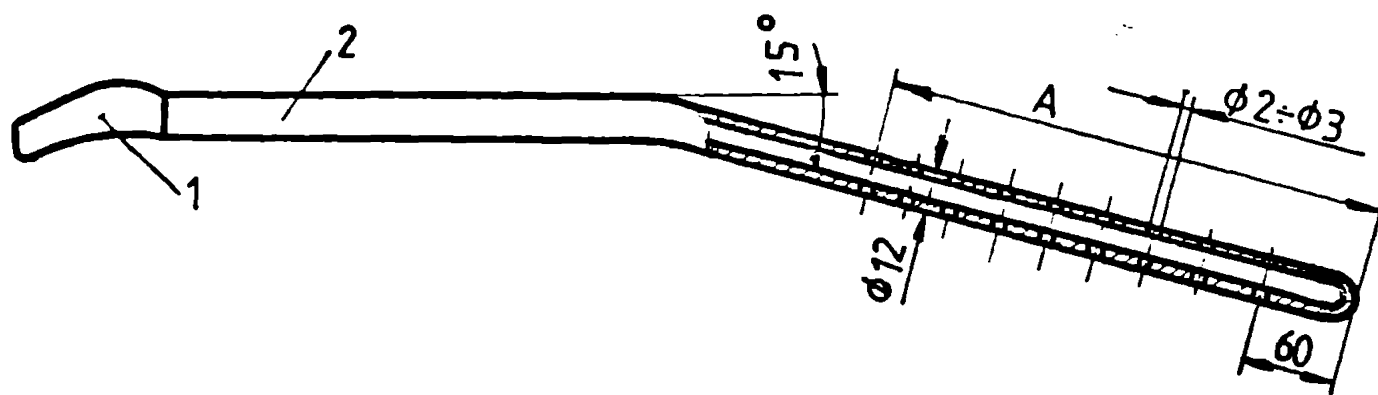


Fig. 3.1
Lanca pentru degazarea prin barbotare cu argon
1-furtun cauciuc; 2-lanca; A-zona cu orificii

După terminarea degazării prin barbotare se introduce în baie modificatorul, se trece cuptorul pe menținere oca. 3-4 min., pentru liniștirea băii, se trage zgura și se deversează aliajul în oala de turnare. Aceasta trebuie să fie deosebit de curată, bine protejată cu material refractar și preîncălzită la min. 600°C . La transvazarea aliajului în oală, se presară pe jgheabul cuptorului praf de sulf pentru a împiedica oxidarea lui în acest moment.

De asemenea se presară puțin praf de sulf și pe oglinda oalei de turnare pentru protecția aliajului.

Turnarea aliajului s-a efectuat în forme metalice permanente pentru epruvete și probe tehnologice. După solidificarea și răcirea lor completă, se îndepărtează, prin debitare rețeaua de turnare și masele, se tratează termic și se prelucraza mecanic în vederea supunerii lor la testele impuse.

Temperatura de turnare a aliajului s-a plasat în domeniul 670-700°C.

3.2. Elaborarea aliajului cercetat, în vid

Elaborarea aliajului studiat, în vid a avut două etape distincte, desfășurate în același cuptor dar după cicluri diferite și anume :

- a. - elaborarea prealiajului AlMg10
- b. - elaborarea aliajului AlMg10.

Deoarece în vid, în instalația de laborator realizată, nu se pot introduce materialele în porții, ci întreaga încălzitură metalică, dozată, se introduce toată o dată, sub formă de blocuri, în creuzet, s-a adoptat metoda de elaborare combinată atmosferă-vid.

Astfel, procesul tehnologic, prin care s-a obținut aliajul cercetat, el borat în final în vid, a constat din următoarele faze ale unui ciclu cu două variante:

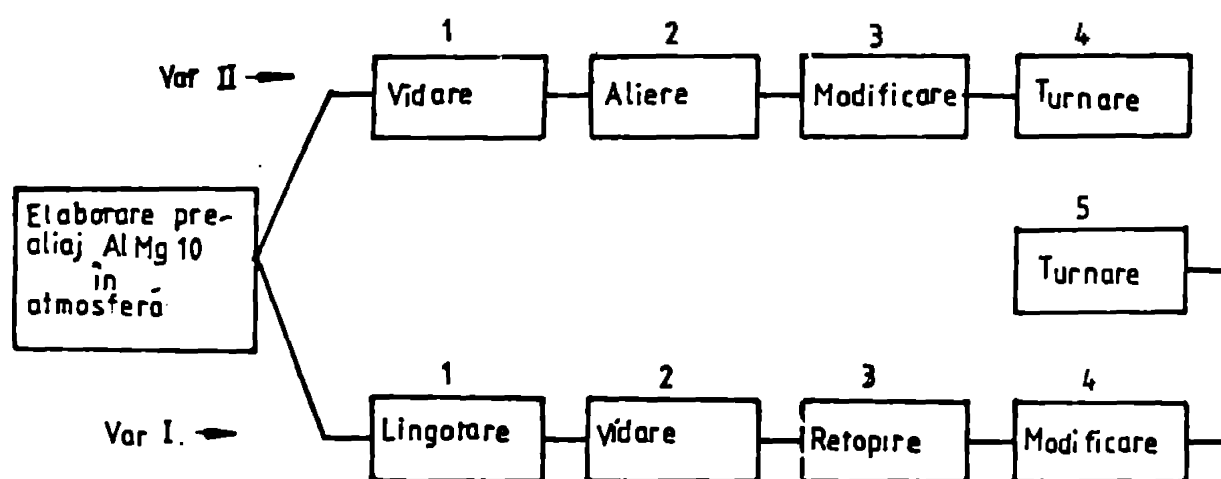


Fig. 3.2

Variante ale procesului de elaborare în vid

Elaborarea prealiajului aluminiu-magneziu cu 10 % Mg s-a făcut după aceeași metodă cu cea a aliajului AlMg10, desfășurată în atmosferă și prezentată în subcapitolul 3.1.4.

Deosebiră a constat din aceea că, după adăsisia completă a magneziului în topitura de aluminiu nu s-au mai introdus celelalte prealiaje și aliaje de corecție a compoziției chimice și de modificare.

Excepție a făcut AlBe 2,8 care a fost introdus pentru a bloca îmbogățirea prealiajului în hidrogen. Fluxurile s-au utilizat la aceleași proporții pentru fiecare tip folosit anterior, excepția din nou barbotarea cu argon ce va fi înlocuită, în acest caz, cu degazarea prin vacuumare.

După elaborarea prealiajului s-a mers pe două variante tehnologice așa cum s-a prezentat în figura 3.2 cu scopul de a obține și evidenția practic avantajele tehnico-economice ale variantei optime.

În prima variantă, aliajul intermediar binar de aluminiu cu 10 % Mg, elaborat în atmosferă a fost lingotat, după prelucrarea finală prin adăugarea de AlSi10Mg pentru corecția conținutului în siliciu.

A urmat apoi încălzirea cuptorului cu blocurile rezultate, dozate prin cântărire, închiderea și vidarea spațiului de lucru, rețopirea și modificarea cu prealiajele modificatoare introduse anterior în dispozitivul special destinat acestui scop și descris la punctul 7.2. , din capitolul 7. Turnarea s-a făcut în formele permanente, existente în spațiul de lucru, tot sub vid, la o temperatură a aliajului, de 530-650°C.

În a doua variantă, profitând de faptul că elaborarea prealiajului Al - 10 % Mg s-a făcut în cuptorul cu care este dotată instalația de elaborare-turnare în vid, de laborator, după finalizarea prelucrării băii de prealiaj - în atmosferă, s-a coborât cuva instalației, după ce în prealabil s-a încălzit dispozitivul special de adăugări cu AlSi10Mg, AlTi 3,7, etc., dozate prin cântărire, într-o singură doză și s-a început vacuumarea.

În tot acest timp regiul de lucru al cuptorului a fost trecut pe „menținere”. În această fază s-a produs de fapt, degazarea băii în proporție de 85-95 %. A urmat apoi alierea și modificarea topiturii, realizate tot sub vid, oxigenizarea băii prin menținere finală de 3-5 min și s-a trecut la turnarea sa, la temperatura de 630-650°C, în cochile pregătite și preîncălzite sub vacuum.

La solidificare, s-a dehidat în talația, s-a deschis spațiul de lucru și s-au scos, dobitat, tratat termic și prelucrat epruvetele de încercări și probele tehnologice turnate.

În fine, se mai poate folosi o variantă, mai simplă din punct de vedere tehnologic și anume degazarea în vid, a aliajului complet elaborat în atmosferă. Aceasta se aduce, prin transvazare, într-un cuptor de menținere cu rezistență electrică, care are adaptată o instalație de degazare prin vid.

Se execută vacuumarea topiturii, în circa 5-10 min, la același nivel de vid ca la elaborarea în vid a aliajului după care, instalația este deschisă, iar aliajul degazat prin vid este turnat în atmosferă, în forme temporare sau permanente.

Făcînd o comparație între cele două variante de bază ale procesului de elaborare⁵ turnarea în vid se pot desprinde următoarele concluzii:

- varianta I - este o metodă mai facilă, necesitînd capacități de elaborare distincte, cu fluxuri separate cu aplicație secvențială, în funcție de nevoile unui atelier pentru producția de serie.

În schimb rezultatele finale ale caracteristicilor mecanice sînt ceva mai modeste, iar datorită faptului că se lucrează cu topire și retopire se mărește sensibil pierderile prin ardere ale elementelor de aliere.

- varianta II - este cea mai rentabilă din punct de vedere tehnologico-economic, lucrînd pe „un singur cald”, adică continuînd în vacuum prelucrarea topiturii inițiată în atmosferă. Este un avantaj considerabil legat de diminuarea la maxim a pierderilor tehnologice prin ardere, a consumului energetic, a timpului total de desfășurare a procesului tehnologic complet și obținerea unor importante mărimi ale caracteristicilor fizico-mecanice și tehnologice, dar necesită o instalație ceva mai complexă.

Comparativ cu aceste două variante, metoda de degazare doar în vid, restul operațiilor desfășurîndu-se în atmosferă reprezintă doar o etapă de tranziție a metodei clasice de elaborare în atmosferă spre metoda superior tehnologică de elaborare-turnare în vid, fiind o etapă cu investiții de dotare reduse, cu repercursiuni imediate asupra calității pieselor turnate și în special de școlarizare a personalului de deservire, în trecerea spre treptele superioare tehnologice de proces în vacuum.

Pentru confirmarea celor afirmate, în tabelul nr.3.9, se prezintă analiza chimică deterală atât pe aliajul elaborat din încălțitură standard, în cele trei metode prezentate anterior.

Se observă că la reducerea tehnologicității metodei aplicate crește sensibil pierderile prin ardere a elementelor componente, ceea ce conduce în final la creșterea gradelor de libertate ale variantei compoziției chimice, lărgind domeniul valorilor elementelor componente, deci reducînd și gradul de repetabilitate și constanță, la o cadență mai mare a șarjelor elaborate în condiții identice.

Tabelul nr.3.9
Variația compoziției chimice standard în
funcție de metoda de elaborare

Aliajul AlMg elabo- rat în:	Compoziția chimică,%					Impurități,max. %			
	Cu	Si	Fe	Ti	Al	Fe	Cu	Mn	Zn
Var.I	9,5	0,14	0,002	0,12	rest	0,018	<0,005	<0,005	<0,005
Var.II	9,3	0,13	0,004	0,14	rest	0,014	<0,005	<0,005	<0,005
Dezaza- re sim- plă	9,4	0,15	0,003	0,12	rest	0,015	<0,005	<0,005	<0,005

Credem astfel nejustificat factorul aleator într-un proces ce se impune a fi cât mai precis și care condiționează rezultatele ulterioare.

CAPITOLUL IV. TEHNOLOGIA DE TRATAMENT TERMIC UTELAJE DE LABORATOR

Pentru a asigura structura secundară specifică acestui tip de aliaj, în vederea obținerii unor caracteristici fizico-mecanice superioare, corelate cu o înaltă rezistență la coroziune, aliajul AMg10, este supus unui tratament termic, în stare solidă, de punere în soluție, călire și îmbătrânire naturală, la parametri prezentați în figura 2.13 în variantă standard.

Îmbătrânirea artificială nu se aplică, deoarece orice încălzire, a acestui aliaj, peste temperatura de 100°C , conduse la modificări structurale ce afectează grav proprietățile de plasticitate, în special alungirea și caracteristicile specifice rezistenței la coroziune.

Parametrii standard ai ciclului de tratament termic :

- V1 - viteza de încălzire, nu trebuie să fie mare pentru a nu tensiona piesele și nici nu se recomandă să se înceapă tratamentul de la temperaturi mai mari de 150°C ; în general viteza medie de încălzire va fi de $60-120^{\circ}\text{C/h}$.

- Temperatura de tratament, pe palier va fi foarte bine termostată, variații mai mari de $\pm 10^{\circ}\text{C}$, conducând la reducerea sau depășirea punctelor de transformare în stare solidă cu efecte asupra structurii finale și implicit asupra caracteristicilor fizico-mecanice.

- Menținerea pe palierul de transformare în stare solidă, trebuie să fie suficient de îndelungată pentru a asigura transformările complete și pentru a asigura introducerea în soluția solidă α_2 de aluminiu a întregii cantități de magneziu. Timpul de menținere se corelează și cu secțiunea probelor sau pieselor tratate, respectându-se în general valoarea de $90-100$ min/mm secțiune piesă.

- Timpul de transfer, în cazul acestui aliaj nu va depăși, sub nici o formă 10-15 sec., permițându-se o scădere a temperaturii piesei, de la părăsirea cuptorului până la imersarea completă în mediul de răcire de max. 10°C .

- Viteza de răcire, în cazul aliajului AMg10 este mai redusă

decît pentru alte aliaje de aluminiu deoarece acest aliaj are o deosebită predispoziție de fisurare în cazul depășirii unui nivel de tensiuni interne, prea mare. Din acest motiv s-a impus ca, mediul de răcire (apă sau ulei) să aibă o temperatură de 60-100°C, iar viteza de răcire să nu depășească 30-50°C/sec. Aceste indicații se completează și cu o serie de condiții tehnice ce vin să asigure finalizarea optimă a tratamentului și anume:

- volumul mediului de răcire va fi de min. 25 ori mai mare decît cel al încălzirii de piese tratate ;
- piesele nu se scot din mediul de călire decît după ce temperatura acestuia a fost atinsă de întreaga cantitate de piese tratate, în caz contrar scopul tratamentului nu va fi atins;
- după uniformizarea temperaturii mediului de răcire în piesele tratate, finalizarea răcirii lor se poate efectua în atmosferă ;
- după călire, temperatura mediului de răcire nu trebuie să crească cu mai mult de 5-10°C.

După punerea în soluție și călirea pieselor și epravețelor turnate, acestea se vor depozita în spații cu temperatură constantă (15-25°C), timp de min. 10 zile pentru realizarea îmbătrînirii naturale, după care probele și piesele se pot uzina și supune testărilor impuse.

Tratamentul termic a fost efectuat, în fază de laborator, într-un cuptor tip cameră NS 800/37, cu volumul util de 800x540x420 mm, cu termoreglare și domeniul de temperatură de 20-1500°C; variația temperaturii reglate a fost de $\pm 10^\circ\text{C}$. Baia de răcire a avut un volum de 0,5 m³, iar volumul unei șarje tratată termic, compusă din epravețe, a fost de circa 10 dm³ (aprox. 26 Kg).

CAPITOLUL V. VARIANTE EXPERIMENTALE

Pentru a determina variabilitatea structurii primare și secundare, funcție de parametri ce urmează a fi cercetați, s-a lăsat realizarea unor variante experimentale prin studierea cărora să se desprindă mecanismul de influențare a morfologiei structurii în vederea determinării unor caracteristici fizico-mecanice favorabile și de un nivel cât mai ridicat.

Astfel pentru fundamentarea experimentală a studiului modificărilor structurale a aliajului cercetat, prin variabilitatea unei serii de parametri fizici și tehnologici s-a construit o schemă de varianță prezentată în cele ce urmează.

5.1. Variante de compoziție chimică

În vederea studierii influenței compoziției chimice asupra structurii aliajului cercetat, influență bazată pe formarea, în masa metalică de bază a unor proporții diferite de faze și constituenți, cu repercursiuni directe asupra caracteristicilor fizico-mecanice ulterioare.

În tabelul 5.1., se propun o serie de variante ale compoziției chimice bazate în primul rând pe varianța conținutului în magneziu și în al doilea rând pe cea a conținutului în siliciu, element care în combinație cu magneziu creează faza durificatoare Mg₂Si.

Totuși variația conținutului în siliciu în limite prea largi se poate repercuta negativ asupra rezistenței la coroziune a aliajului studiat, de aceea s-a lăsat o singură departajare pe subvariante la varianta 3 pentru conținutul în siliciu.

Tabelul nr.5.1

Variante de compoziție chimică

Elementul variant	Variante experimentale				
	1	2	3	4	5
Magneziu	3 % (7,5-0,5)	9 % 10 % (8,5-9,5)(9,5-10,5)	3,2 0,2 % Si 3,1 0,4 % Si 3,3 0,6 % Si	11 % (10,9-11,5)	12 % (11,5-12,5)

Variația impurităților Cu, Fe, Mn, Zn, nu s-a mai lăsat în con-

siderație deoarece componentele în structurii metalice sînt de puritate înaltă, cu aport redus în domeniul compoziției chimice, în aceste condiții.

Varianta compoziției chimice, s-a realizat practic prin modificarea proporțiilor diferitelor componente din înălțatura metalică standard stabilită în tabelul nr.3.7.

5.2. Variante de elemente modificatoare

Cunoșcînd influența deosebită a fenomenului de modificare asupra formei și măririi dendritei primare, influența realizată în special prin tipul sau combinația de diverse tipuri de elemente modificatoare, pentru studiul influenței acestui fenomen asupra structurii masei metalice de bază, s-a apelat la elementele modificatoare greu fuzibile Ti și Zr. Acestea două sînt considerate, de marea majoritate a cercetătorilor acestui domeniu, ca elemente deosebit de active în procesul de modificare, în plus făcînd parte din categoria de metale obținabile industrial, pentru asigurarea unei producții de serie (mai facil - titanul).

Utilizarea lor singulară s-au în combinație se va repercuta asupra gradului de finisare a structurii și în final, asupra caracteristicilor fizico-mecanice determinate pentru aliajul studiat.

Variantele propuse studiului sînt prezentate în tabelul 5.2.

Tabelul nr.5.2

Variante de elemente modificatoare

Elementul variant	Variante experimentale		
	N.1	N.2	N.3
Titan	0,15 %	0,08 %	-
Zirconia	-	0,07 %	0,15 %

5.3. Variante ale vitezei de răcire la turnarea în formele metalice

Pentru studiul influenței vitezei de răcire la solidificarea aliajului în forme metalice, asupra măririi de grăunte și implicit asupra caracteristicilor fizico-mecanice și asupra proprietăților tehnologice se vor studia diverse variante de preîncălzire a formelor permanente de turnare, în trei domenii de temperatură, așa cum se prezintă în tabelul 5.3.

Tabelul nr.5.3

**Variante ale vitezei de răcire,
la turnare**

Elementul variant	Variante experimentale		
	V.R.1	V.R.2	V.R.3
Viteza de răcire la turnare, prin temperatura de preincălzire a cochilelor (°C)	100 - 150°C	175 - 225°C	250 - 300°C

**5.4. Variante ale nivelului de vid în cursul elaborării
aliajului**

Determinarea influenței nivelului de vid, în care se efectuează elaborarea aliajului studiat este un factor esențial cu influențe multiple asupra compoziției chimice, disponibilității la tratamentul termic și asupra caracteristicilor fizico-mecanice finale.

Datorită acestui fapt varianta depresiunii create în spațiul de lucru va fi studiată în mod mai amănunțit, într-o multitudine de variante cu cercetarea și a modificărilor structurii cristaline și a remanenței de gaze în aliajul turnat. Astfel, în tabelul nr.5.4 se prezintă variantele experimentale ce vor fi realizate, în cursul cercetărilor și care vor conduce în final la stabilirea valorii optime a nivelului de vid specific pentru elaborarea acestui tip de aliaj.

Tabelul nr.5.4

Variante ale nivelului de vid

Elementul variant	Variante experimentale									
	V.1	V.2	V.3	V.4	V.5	V.6	V.7	V.8	V.9	V.10
Nivelul de vid în tim- pul elabo- rării alia- jului -mm.col.Hg.-	380	190	100	50	35	20	10	5	10 ⁻¹	5.10 ⁻²

5.5. Variante ale prelucrării termice în stare solidă

Influența tratamentului termic asupra structurii primare și implicit asupra caracteristicilor fizico-mecanice este hotărâtoare. Un ciclu de tratament termic cu parametri bine fundamentați conduse la obținerea unei structuri secundare, omogenă, cu constituenți interne-

taliei specificei, uniform repartizați care determină în final proprietăți fizico-mecanice și de rezistență la coroziune superioare.

Se va studia inițial influența temperaturii de punere în soluție asupra distribuției uniforme a componentelor masei metalice de bază și a gradului de difuzie a magneziului în rețeaua soluției solide și a aluminiului, prin variante de temperatură a palierului la timp constant de tratament. Apoi se va studia influența temperaturii mediului de răcire, la călire asupra fixării și repartizării compuşilor formați în rețeaua cristalină a aliajului studiat, menținând constant timpul de transfer.

Datorită sensibilității acestui aliaj la înălziri la temperaturi peste 80°C , nu se poate aplica îmbătrânirea artificială, care ar compromite caracteristicile acestuia.

Pentru aceasta se consideră invariabil parametri îmbătrânirii naturale (20°C - min. 10 zile).

În tabelul 5.5 se prezintă variantele experimentale ce vor fi testate pentru prelucrarea termică în stare solidă.

Tabelul nr.5.5

Variante de tratament termic

Elementul variant	Variante experimentale		
	T.1.2	T.2	T.3.2
Temperatura de punere în soluție	400°C	425°C	500°C
Viteza de răcire la călire, prin temperatura mediului de răcire. (ulei)	Variante experimentale		
	T.2.1	T.2.2	T.2.3
	20°C	80°C	150°C

La variantele de răcire în lichide mai calde ca mediul ambiant ($\geq 20^{\circ}\text{C}$), după uniformizarea temperaturii băii de răcire în întreaga masă a piesei, răcirea finală se realizează în atmosferă.

Din momentul atingerii temperaturii ambiante se consideră amorțit procesul îmbătrânirii naturale după finalizarea călirii piesele și epruvetele se pot testa.

CAPITOLUL VI. TIPURI DE ÎNCERCĂRI ȘI S.D.V.-URI UTILIZATE ÎN ÎNCERĂRI

6.1. Forme metalice pentru încercări mecanice

La turnarea în vid s-a folosit o cochilă specială care permite turnarea simultană a 12 probe de încercări mecanice, alimentate prin fontă din piciorul de turnare comun (fig. 6.1 - Anexa I). În acest fel se obține un set de 12 epruvete turnate în aceleași condiții tehnologice și având toate aceeași compoziție chimică, perioadă de coagulare și aceeași viteză de solidificare, condiții absolut necesare pentru evitarea dispersiei rezultatelor obținute, datorată unor condiții tehnologice și experimentale diferite.

Elementele mobile și suprafețele active se cooperează cu vopsea refractară V_{Ca2} , după care se realizează preîncălzirea la temperatura de $175-250^{\circ}\text{C}$.

6.2. Forme metalice în trepte

Această formă de probă tehnologică a fost pusă la punct de HILSON, WOOD și GREGG [53], în anul 1958 pentru studierea efectului grosimii de perete asupra caracteristicilor mecanice. În lucrarea aceasta, proba tehnologică în trepte, prezentată în figura 6.2, a fost adaptată, în special pentru cercetarea influenței grosimii de perete asupra structurii și a mărimii de grăunte, precum și pentru verificarea gradului de modificare și de puritate a aliajului elabo-



Fig. 6.2
Formă metalică în trepte

rat în diversele variante propuse, prin testul de încercare prin șoc (reziliență). Caracteristic pentru această formă metalică este mărirea grosimii de perete la fiecare treaptă, la o suprafață menținută constantă. Maselotajul este astfel calculat ca să asigure o alimentare normală, cu metal lichid, a grosimii maxime. Efectul maselotei este prelungit prin menținerea perimetrului maselotei cu un nierz din acestor elemente uscat cu rol de frânare a răcirii aliajului din maselotă.

6.3. Forma metalică pentru determinarea etanșeității

FLINN și PARTON au pus la punct o formă metalică de turnare pentru determinarea rapidă a etanșeității aliajelor cu ajutorul unui dispozitiv relativ simplu.

Proba constă dintr-un paralelipiped cu secțiunea pătrată aliniat printr-o roșea de aluminare bine studiată, în vederea eliminării oricărei posibilități de gazare a aliajului în timpul turnării. De fapt, în cea mai mare măsură forma probei și sistemul de aluminare, și variații dimensiunilor lor, au realizat o cochilă, specifică aliajelor pe bază de aluminiu-magneziu (fig. 6.3).



Fig. 6.3

Cochilă pentru determinarea etanșeității

Prin debitarea unei lame de aliaj, grosă de 1,6 mm, din secțiunea mediană, în sensul lungimii probei, cu ajutorul dispozitivului prezentat schematic în fig. 5.4, se determină rezistența la etanșeitate a aliajului studiat.

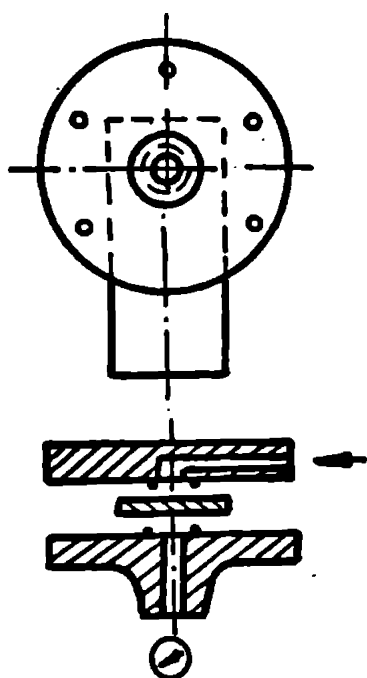


Fig. 5.4

Dispozitivul ptr. deternan. etanșeității (schemă)

După prelucrarea dezechit de atenție a lamei și lustruirea ei, se introduce în acest dispozitiv și se lasă să treacă, prin ajutaj (în sensul săgeții) un curent de azot uscat la o presiune de 7 kg/cm^2 . Secțiunea supraș testării din lamă de probă este de $1,6 \text{ cm}^2$ (diametrul testat = 14,3 mm).

Încordarea de presiune, datorită necetanșeității se disoară cu un caracteru pierdut pe orificiul superior al dispozitivului. Pentru o caracterizare cât mai exactă a testării se supun probării minia

trei zone din labele prelevată și se face o medie a lor.

6.4. Formă ortalică pentru determinarea fisurabilității la cald

Această formă ortalică, pentru determinarea tendinței de fisurare la cald, în construcție frântă a derivat din cea instrumentată de EDWARDS și COUTURE [34], pentru studiul măsurării la solidificare a aliajelor de cupru.

Bazată pe principiul solidificării unor bare de 12,5 mm diametru, în construcție frântă realizată prin două zone - sferică și paralelipipedică, această probă este concepută să testeze tendința de fisurare la cald a aliajului cercetat, pentru diferite lungimi de bare, echivalente cu diferite distanțe dintre două puncte de schimbare a profilului peretelui unei piese turnate.

Această formă ortalică, prezentată în figura 6.5, se utilizează, de fapt ea și celelalte, protejată cu vopsea refractară VCA 2 și preîncălzită la temperatură în domeniul 175-250°C.

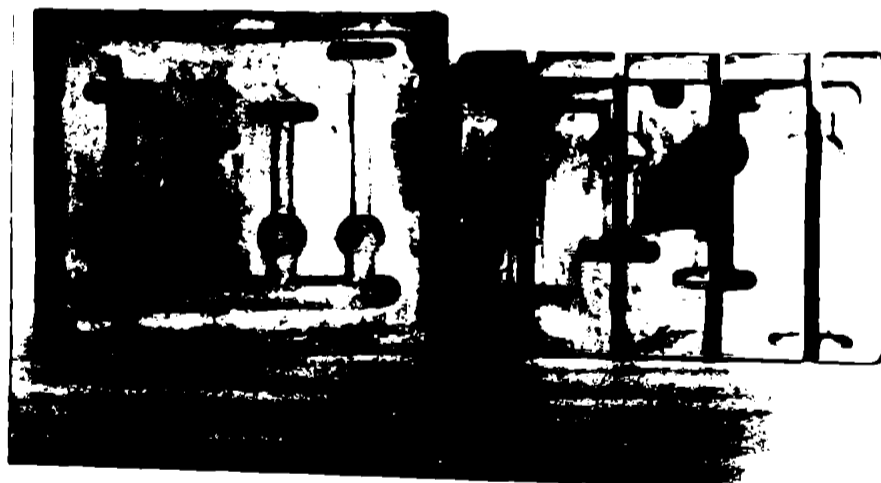


Fig. 6.5
Cochila pentru determinarea fisurabilității la cald

CAPITOLUL VII . Instalații pentru turnarea în vid

7.1. Principiul de realizare a instalației de elaborare - turnare în vid

Realizarea instalației de elaborare-turnare în vid, de laborator, s-a bazat pe principiul desfășurării complete a procesului tehnologic în vid. Aceasta a fost fundamentată de necesitatea eliminării influenței atmosferei, în toate fazele procesului metalurgic, pentru a determina corect influența nivelului de vid asupra parametrilor cercetați.

Schema de principiu a instalației de laborator este prezentată în figura 7.1 (Anexa II).

Acastă instalație, este un agregat complex, ce permite desfășurarea întregului ciclu operațional sub vid, prin acționări electrice, de la un pupitru central de comenzi.

Spațiul util al instalației a fost dimensionat pe principiul volumului minim necesar mișcării dispozitivelor din interior precum și reducerii accentuate a încălzirii carcacei, prin radiație, de la cuplorul de topire.

Calculul de dimensionare a grosirii carcacei, s-a făcut în funcție de nivelul maxim al depresiunii posibile (10^{-2} mm.col.Hg) și de încălzirea maximă a pereților (max. 60°C), prin radiație.

Din acesta a rezultat o valoare a grosirii de perete de 3 mm. Pentru asigurarea carcacei instalației, la eforturile de deformare datorate depresiunii, aceasta a fost armată, la interior, cu o rețea cu ochiuri de 20×20 mm din oțel profil „T 40”; acest sistem de armare preia cea. 35-40 % din forțele de compresie normale pe pereții carcacei.

Dotarea instalației cu un cuplor de topire prin inducție, la medie frecvență, a impus ca majoritatea subsansabilelor metalice, de contact direct, sau în imediata vecinătate, să fie realizate din materiale dia și paramagnetice (oțeluri antimagnetice, aliaje niferose), pentru a nu produce încălziri suplimentare ale elementelor instalației și pentru a nu reduce puterea de topire a inductorului.

Oțelul, carcasa cuplurului, suportul bobinei de inducție, placa de bază și dispozitivele ce funcționează în interiorul instalației au fost construite din oțeluri antimagnetice inoxidabile, prin

lustruirea avansată a acestor elemente s-a redus simțitor și încălzirea acestora prin radiația de la cuptor.

Trecerile cablurilor speciale, cu conductori și circulație de apă de răcire au fost practicate prin elemente termoizolante și electroizolante, prezentând totodată și o rezistență avansată la etanșeitate.

Toate dispozitivele funcționale în instalația vidată sînt telecomandate prin acționări electrice pentru o mai mare fiabilitate a lor.

Comenzile dispozitivelor operaționale și de prelevare a informațiilor din camera de vid se fac centralizat de la un pupitru de comandă. De aici se comenzi și funcționarea pompei de vid și alimențarea generală cu energie electrică a instalației.

7.2. Prezentarea instalației de elaborare-turnare în vid de laborator

Instalația de elaborare-turnare în vid, de laborator, a fost pusă în funcțiune în decembrie 1977, fiind omologată prin „Proces verbal Nr.4103/24.XII.1977”.

Ea este prezentată în Anexa Nr.II, în reproducere foto, în poziția de proiectare și în poziția de lucru.

-ste o instalație de tip continuu-intermittent, adică :

- desfășurarea operațiilor tehnologice de topire, aliere, modificare, turnare se realizează în mod continuu, fără a mai fi nevoie să se devidese camera de lucru ;

- încărcarea cuptorului cu materiile prime și a dispozitivului de introducere a adăsurilor este secvențială, necesitînd, după fiecare turnare, devidarea camerei de lucru și reîncărcarea cu materiale componente ale șarjei.

În Anexa III sînt incluse fig.7.1 - 7.7 , ce redau detalii constructive ale instalației de elaborare-turnare în vid, de laborator.

7.3. Parametrii de lucru

În baza protocolului de încercări și a Procesului verbal de omologare Nr.4103/24.XII.1977, parametrii de lucru ai instalației de elaborare-turnare în vid, de laborator sînt:

- Capacitatea agregatului de topire:

- 10 Kg - aliaje neferoase ușoare ;

- 25 Kg - aliaje neferoase grele.

- Volumul incintei cuptorului : 2 m^3 .

- Tipul de topire al unei șarje :

- 15-20 min. - pentru aliaje neferoase ușoare ;
- 25-30 min. - pentru aliaje neferoase grele.
- Timpul de vidare pînă la 10^{-1} mm.col.Hg: 25 min.
- Nivel de vid: max. 10^{-2} mm.col.Hg.
- Temperatura spațiului de lucru :
 - max. 45°C - pentru aliaje neferoase ușoare ;
 - max. 52°C - pentru aliaje neferoase grele.
- Durata completă a unui ciclu de încălzire-turnare :
 - max. 45 min. - pentru aliaje neferoase ușoare ;
 - max. 60 min. - pentru aliaje neferoase grele.
- Temperatura de preîncălzire a coștilor: max. 300°C .
- Temperatura de elaborare :
 - max. 600°C - pentru aliaje de aluminiu - la
5 mm.col.Hg ;
 - max. 1050°C - pentru aliaje de cupru - la
0,1 mm.col.Hg.

CAPITOLUL VIII - ANALIZE FIZICO-CHEMICE

8.1. Analiza chimică a aliajului studiat

Analiza chimică a aliajului cercetat s-a realizat în paralel, pe un spectrometru tip 226 și pe un cuantometru tip 3151.18, adaptat și etalonat și pentru analize de aliaje neferoase pe bază de aluminiu.

Toleranța de determinare a valorilor înregistrate, prin cele două metode, la analiza chimică efectuată pe aceleași probe, a variat în domeniu 2-5 % din mărimea valorii găsite, la fiecare element în parte.

^{Natura} Distribuția fazelor și constituenților prezente în masa metalică de bază, a aliajului cercetat, s-a realizat pe un difractometru în raze X, tip DRON-3, iar determinările respective s-au făcut în laboratorul specializat din cadrul Institutului de Cercetări Metalurgice București.

Deoarece, determinarea hidrogenului remanent în aliajul solidificat, nu s-a putut determina cantitativ, pe un aparat specializat în acest tip de analize, din lipsă de aparatură specifică în țară, s-a pus la punct o metodă proprie de testare, ce este descrisă în acest capitol, la subcap.8.3.

Realizarea analizei chimice s-a realizat în toate fazele procesului tehnologic aplicat în cadrul cercetărilor de Laborator și este obligatorie, la aplicarea în producție atât la aliajul elaborat cât și la materiile prime și materialele tehnologice din componența înăscăturii șarjei.

8.1.1. Rezultatele variantelor experimentale

Variația compoziției chimice în funcție de parametrii cercetați, a condus la obținerea unor serii de valori care au contribuit la optimizarea, în final, a compoziției chimice a aliajului studiat.

În prima fază, s-a introdus ca element variabil, conțin-

tul în magneziu. Domeniul de împrăștiere a valorilor acestui parametru, stabilit inițial la punctul 5.1 (cap. 7), este prezentat în tabelul nr. 8.1.

În această etapă, s-au considerat ca elemente constante, conținuturile în siliciu și cele în impurități.

Acestea din urmă, având valori impuse, ce nu s-au depășit prin aportul materialelor componente ale încălzăturii metalice, datorită utilizării unor materii prime de calitate superioară, s-au considerat ca neglijabile, în stabilirea influenței lor asupra structurii cristaline a aliajului.

În a doua parte a experimentărilor, stabilindu-se ca optim teoretic valoarea de 10 % pentru conținutul în magneziu, s-a realizat o variație limitată a conținutului în siliciu datorită aportului său benefic, în unele concentrații, asupra fenomenului de durificare structurală, prin formarea compusului Mg_2Si .

În final, se stabilește ipoteza, urmind ca prin experimentări, să se dovedească veridicitatea prezunției inițiale, pentru conținutul în siliciu o valoare optimă de 0,2 %.

Variația procentului de siliciu din compoziția aliajului AlMg10 este dată în tabelul 8.2.

De menționat că rezultatele descrise în tabelele 8.1 și 8.2 s-au determinat pe șarje la care nu s-a aplicat tratamentul de modificare în stare lichidă.

Tabelul nr. 8.1

Analiza chimică. Rezultate experimentale
seria I

Cod varianta	Nr. șarjă	Conținutul în magneziu determinat	Cod varianta	Nr. șarjă	Conținutul în magneziu determinat	Cod varianta	Nr. șarjă	Conținutul în magneziu determinat
0	1	2	3	4	5	6	7	8
A	1	7,95	valoarea medie	1	8,33	valoarea medie	3	10,72
		7,87			8,79			10,91
		7,96			abateră procentuală			10,33
	2	7,81	C	1	9,12	valoarea medie	abateră procentuală	10,75
		7,91			9,63			10,56
		7,88			9,88			23,22 %
	3	7,95	2	2	9,62	E	1	11,55
		7,80			9,57			11,33
		7,81			9,57			11,66

0	1	2	3	4	5	6	7	8
valoarea medie		7,87		3	9,65		2	11,98
abaterea procentuală		+1,14%			9,73			11,26
					9,85			11,65
B	1	8,82 8,91 8,66	valoarea medie		9,74		3	11,52
			abaterea procentuală		+1,65%			11,38
	2	8,72 8,63 8,88	D	1	10,72 10,23 10,65			11,44
						valoarea medie		11,53
						abaterea procentuală		+3,55%
	3	8,93 8,72		2	10,78 10,56			

Tabelul nr.3.2

Analiza chimică, Rezultate experimentale, seria II

Cod variantă	Număr șarjă	Conținut determinat %		Cod variantă	Nr. șarjă	Conținut determinat %		Cod variantă	Nr. șarjă	Conținut determinat %	
		Mg	Si			Mg	Si			Mg	Si
C ₁	3.1 1	9,83	0,37 0,38 0,38	C ₂	3.2 1	9,75	0,16 0,17 0,19	C ₃	3.3 1	9,81	0,58 0,53 0,55
	3.1 2	9,78	0,38 0,37 0,37		3.2 2	9,76	0,17 0,19 0,19		3.3 2	9,76	0,56 0,54 0,54
	3.1 3	9,85	0,39 0,38 0,38		3.2 3	9,80	0,18 0,17 0,18		3.3 3	9,79	0,59 0,57 0,55
valoarea medie		9,82	0,38	valoarea medie		9,78	0,18	valoarea medie		9,79	0,55

În seria a III-a de experimentări, luându-se ca bază șarjele cu conținut mediu în magneziu de 10 % și în siliciu de 0,2 %, asupra topiturii s-a acționat cu elemente modificatoare, în variantele prezentate în tabelul 5.2 (cap.V). Compoziția chimică a aliajului, după efectuarea experimentărilor de modificare este prezentată în tabelul 5.3.

Elaborarea acestor șarje s-a realizat tot în atmosferă, în aceleași condiții cu seriile I și II de experimentări. În plus s-a introdus în topitură și beriliul, sub formă de prealiaj AlBe 2,8.

Tabelul nr.3.3

Analiza chimică
Rezultate experimentale-seria III

Cod variantă	Număr serie	Compoziția chimică, %					
		Hg	Si	Se	Ti	Zr	Al
C ₂ N ₁	1	9,56	0,17	0,003	0,14	-	rest
		9,72	0,17	0,004	0,13	-	rest
		9,63	0,16	0,003	0,14	-	rest
	2	9,31	0,18	0,004	0,13	-	rest
		9,77	0,16	0,004	0,13	-	rest
		9,66	0,16	0,003	0,14	-	rest
	3	9,57	0,17	0,003	0,14	-	rest
		9,75	0,17	0,003	0,13	-	rest
		9,80	0,18	0,003	0,13	-	rest
Valoarea medie		9,70	0,17	0,0033	0,134	-	rest
Randament asimilare, %		9,70%	34,5	32,5	89,6	-	rest
C ₂ N ₂	1	9,63	0,17	0,004	0,07	0,07	rest
		9,75	0,15	0,004	0,07	0,07	rest
		9,71	0,18	0,003	0,08	0,06	rest
	2	9,68	0,17	0,003	0,06	0,06	rest
		9,82	0,18	0,004	0,07	0,07	rest
		9,63	0,18	0,003	0,07	0,06	rest
	3	9,75	0,16	0,003	0,07	0,07	rest
		9,68	0,18	0,003	0,08	0,06	rest
		9,76	0,16	0,003	0,07	0,06	rest
Valoarea medie		9,71	0,17	0,0033	0,071	0,064	rest
Randament asimilare, %		97,1	85,0	32,5	88,75	91,4	rest
C ₂ N ₃	1	9,77	0,17	0,003	-	0,13	rest
		9,62	0,17	0,004	-	0,14	rest
		9,75	0,18	0,003	-	0,14	rest
	2	9,31	0,17	0,003	-	0,14	rest
		9,85	0,16	0,004	-	0,14	rest
		9,66	0,18	0,004	-	0,14	rest
	3	9,75	0,16	0,003	-	0,14	rest
		9,77	0,18	0,003	-	0,13	rest
		9,82	0,17	0,004	-	0,14	rest
Valoarea medie		9,76	0,171	0,0034	-	0,138	rest
Randament asimilare, %		97,6	85,5	85,0	-	92,0	rest

Ulterior, s-a trecut, în seria a IV-a de experimentări, la elaborarea aliajului în vid, compoziția sa chimică fiind cea corespunzătoare pentru varianta C₂/N₂, în valoare optimizată.

În această etapă, variabilă a fost presiunea realizată în camera de lucru a instalației de laborator, variantele experimentale fiind cele reșite din tabelul nr.5.4(cap.V). S-au elaborat câte două șarje la fiecare variantă a nivelului de vid, plasat în domeniul $30-5 \cdot 10^{-2}$ mm.col.Hg.

Valorile determinate pentru compoziția chimică analizată numai pentru conținutul în magneziu, ca singur element influențat de vid, în domeniul de vacuum realizat, sînt prezentate în tabelul 8.4. (Anexa III).

Celelalte elemente sînt considerate ca invariante, pierderile prin vaporizare, la aceste depresiuni fiind neglijabile.

De asemenea, nu s-au luat în considerare nici impuritățile, deoarece concentrația lor este sub valoarea maximă admisă.

8.2. Analiza metalografică prin difracție de raze X

Pentru analizarea fazelor și a compuşilor intermetalici, existenți în aliajul cercetat, precum și pentru determinarea modificărilor survenite în urma elaborării în vid și a prelucrării termice, s-au efectuat o serie de determinări prin difracție în raze X, pe un difractor tip DRON-3. Parametrii de lucru utilizați, în cursul determinărilor au fost:

- radiația folosită: $\text{Mo K}\alpha_1$, cu $\lambda = 0,7103 \text{ \AA}$
- tensiunea de lucru : 30 KV
- intensitatea curentului: 30 mA.

Pentru analizarea spectrului continuu a radiației $\text{K}\alpha$ s-a utilizat un montaj Bragg-Brentano, folosind un filtru de zirconiu (fig.8.1)

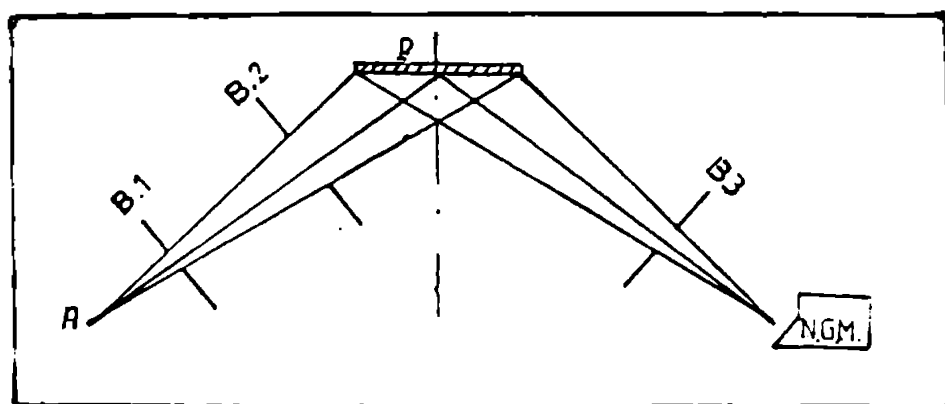


Fig.8.1.

Schemă de principiu a montajului Bragg-Brentano

A-anod de Mo; B₁; B₂; B₃-fante; P-proba în goniometru; NGM-numărător Geiger-Müller

Pregătirea probelor a fost efectuată după următoarea metodă:

- după frezare, a urmat șlefuirea pe hirtie abrazivă, continuată cu o șlefuire fină. După verificarea planității cu o riglă cu muchie activă, proba a fost degresată și supusă analizei.

Analiza difractogramelor obținute a avut ca scop determinarea fazelor și constituenților din structura aliajului cercetat precum și a nivelului de dislocații existente în material.

Pentru determinarea fazelor prezentate în aliajul AlCuNiO , pe difractogramele obținute prin iradierea probelor cu radiația

$$\text{MoK}\alpha \quad \lambda = 0,7103 \text{ \AA} \quad \left(\lambda = \frac{2\lambda_{\text{K}\alpha_1} + \lambda_{\text{K}\alpha_2}}{3} \right)$$

s-a folosit fișierul ASTM [25], pentru fazele :

- soluția solidă SS \propto (Al)	= (4 - 787)
- constituentul β (Al_3Mg_2)	= (3 - 0877)
- constituentul Al_3Ti	= (2 - 1121)
- constituentul Al_3Zr	= (2 - 1093)
- constituentul Mg_2Si	= (1 - 1192)

În tabelul nr.9.5 sînt prezentați parametri rețelei cristaline, determinați pe difractogrammele obținute pe probele cercetate pentru fazele existente în aliajul AlCu10, (Anexa III).

Din studiul acestor difractograme s-au reperat un număr de 4 linii de difracție certe care nu aparțin nici uneia din fazele existente și posibile din structura aliajului AlCu10 și nici nu sînt date în lucrările [26,28,29,30] , pentru sistemul Al-Mg.

Pentru a evidenția natura constituentului nedeterminat, corespunzător acestor patru linii de difracție s-a folosit metoda matematică propusă de O BALLY [27] , verificînd parametri obținuți pentru rețeaua hexagonală, tetragonală și ortorombică.

La relația de bază pentru calculul planurilor cristalografice:

$$d_{hkl}^{-2} = [\sin^2\theta]_{hkl}^{-2} = \frac{\lambda^2}{4a^2} (h^2 + k^2) + \frac{\lambda^2}{4a^2} \left(\frac{c}{a}\right)^2 l^2 = A(h^2 + k^2) + C \cdot l^2 \quad (8)$$

aplicînd formulele:

$$d_{hkl}^{-2} - d_{00l}^{-2} = A^2(h^2 + k^2) \quad (8.1)$$

$$d_{2h2kl}^{-2} - d_{00l}^{-2} = 4 A^2(h^2 + k^2) \quad (8.2)$$

$$d_{3h3kl}^{-2} - d_{00l}^{-2} = 9 A^2(h^2 + k^2) \quad (8.3)$$

și combinînd metodică cu calculul parametrilor d_{hkl} , s-a identificat că regulile de selecție pentru aceste patru linii sînt corespunzătoare sistemului tetragonal-piramidal, cu indicele 4 - pentru formula elementelor de simetrie și notat după SCHONFLISS/cu codul C_4 , iar după Tabelele cristalografice internaționale cu "4".

Utilizînd formulele (8.1.-8.3) s-au calculat parametri de rețea ai constituentului ce va fi rotat cu 45° , obținînd:

$$a = 4,20 \text{ \AA} \text{ și } c = 15,52 \text{ \AA}$$

Pe baza acestor parametri, s-au calculat apoi d_{hkl}^{-2} și d_{hkl} identificîndu-se o serie de peakuri slab relevate din d_{hkl} dar care reliefează identitatea structurii și care sînt conforme cu diagramele BURKI, HELLA și HULL-DREWY, cu formulele (8.4-8.5).

$$\frac{1}{d^2} = \frac{h^2 + k^2}{a^2} + \frac{l^2}{c^2} \quad (8.4)$$

și

$$n \lambda = 2d \cdot \sin \theta \quad (3.5.)$$

Rezultatele acestor calcule sînt prezentate în tabelul nr. 3.6., indicarea scotînd în evidență cele patru linii de difracție corespunzătoare la planele specifice fazei β' .

Tabelul nr. 3.6

Parametrii de rețea ai constituentului β'

Nr. crt.	hkl	$h^2+k^2+l^2$	d_{hkl}	θ_{hkl}	Observații
d_{0k0}					
1	(100)	1	4,200	4°51'	linii în afara spectrului înregistrat
2	(110)	2	2,960	6°52'	
3	(200)	4	2,100	9°44'	
4	(210)	5	1,873	10°54'	
5	(220)	8	1,454	13°50'	
6	(300)	9	1,400	14°42'	- linie caracteristică
7	(310)	10	1,328	15°31'	- linie caracteristică
8	(320)	13	1,164	17°45'	
9	(400)	16	1,050	19°46'	- linie caracteristică
10	(410)	17	1,018	20°24'	
11	(330)	18	0,989	21°02'	
12	(420)	20	0,939	22°13'	
d_{00l}					
1	(001)	1	6,920	3°07'	linii în afara spectrului înregistrat
2	(002)	4	3,260	6°15'	
3	(003)	9	2,000	6°48'	
4	(004)	16	1,630	12°35'	-linie caracteristică
5	(005)	25	1,304	15°48'	
d_{hkl}					
1	(111)	3	2,702	7°33'	linii în afara spectrului înregistrat
2	(112)	6	2,190	9°18'	
3	(113)	11	1,753	11°41'	
4	(114)	18	1,428	14°23'	
5	(115)	27	1,194	17°18'	
6	(211)	6	1,804	11°51'	
7	(212)	9	1,627	12°36'	-linie caracteristică

Din rezultatele înscrise în tabelul nr.8.6., reiese că planele cristalografice specifice fazei β' sînt :

(212)(004) ; (300) ; (310) ; (400)

înscrise în ordinea descreșterii intensității lor.

Pentru evidențierea completă a parametrilor cristalografiei precum și pentru determinarea formulei sale, de tipul Al_xMg_y , se impune continuarea cercetărilor pe această direcție, prin aprofundarea analizei difracționometrice completată cu determinări pe microsondă și prin microscopie electronică, urmînd ca, în final acest constituent să fie introdus în tabelele cristalografice, în raze X.

Prin compararea cu monogrammele etalon, a intensității liniei (111) a aluminiului s-a determinat nivelul dislocațiilor pe unitatea de suprafață, rezultatele obținute fiind prezentate în tabelul nr.8.7.

Tabelul nr.8.7

Nivele de dislocații determinate

Nr. crt.	Cod esanțion	Compoziția chimică, %					Nivel de vid la turnarea probelor mm.col. Hg	Stare de testare	Dura- ta de dola- efec- tura căli- rii	Nivel de dislo- cații $\times 10^{12}/$ cm^2
		Mg	Si	Ti	Zr	Al				
1	090	3,96	0,173	0,080	0,060	rest	20	Stare brut turnată	-	5,2
2	091	10,04	0,130	0,085	0,072	rest	20	- " -	-	3,6
3	092	10,96	0,171	0,082	0,071	rest	20	- " -	-	5,8
4	093	11,83	0,192	0,078	0,074	rest	20	- " -	-	6,0
5	094	8,06	0,182	0,076	0,071	rest	20	- " -	-	4,1
6	095	10,25	0,151	0,083	0,075	rest	20	500°C/16h/ ulei 30°C	240h	1,0
7	096						760		240h	1,4
8	097						20		425°C/16h/ ulei 30°C	240h
9	098	50		240h	0,30					
10	099	760		240h	1,00					
11	100	760	425°C/16h/ ulei 80°C	6 luni	0,30					
12	101	50		- " -	0,75					
13	102	20		- " -	0,60					

Tabelul 8.7, continuare

	1	2	3	4	5	6	7	8	9	10
14	103						20	400°C/15h/ ulei 80°C	240h	0,75
15	104						50		240h	0,75
16	105						760		240h	0,75

Analizând valorile obținute, apare evident un nivel al dislocațiilor mult mărit pentru starea brut turnată, ca stare tensionată și cu o mare densitate a defectelor de rețea. Pe măsură ce aliajul este supus tratamentului de punere în soluție dislocațiile migrează spre limita de cristal realizând o rețea mai avansată, la temperaturi reduse ale condiționării termice.

Nivelul dislocațiilor rămâne la valori ceva mai mari la temperatura de tratament pentru palier - de 500°C, deoarece gradientul termic la călire fiind mai mare, conduce la conservarea și chiar generarea de noi concentrații ce amplifică gradul de tensionare a aliajului.

Totodată se distinge clar, din valorile nivelului de dislocații, efectul benefic ce îl produce vidul, ca mediu de elaborare a aliajului ATCHg10, prin diminuarea avansată a cantității de impurități din material și îmbunătățirea continuității masei metalice.

Aste încă o confirmare a avantajului elaborării acestui aliaj în vid, avantaj confirmat de fapt și de valorile atinse de caracteristicile mecanice, dependente în mare măsură de cantitatea de defecte de structură din aliajul supus testării.

Tot prin analiza de difractometrie în raze X sînt confirmate și tipurile de rețea cristalină specifice fazelor existente în structura aliajului ATCHg10, și anume:

- α (Al) - cristalizată în sistem cubic cu fețe centrate (C.f.c) cu $a = 4,041 \text{ \AA}$ și intensitate maximă pentru (111) ;
- β (Al_3Fe_2) - cristalizat în sistem cubic cu fețe centrate (c.f.c) tip $Fd.3.m$, cu $a = 28,13 \text{ \AA}$ și intensitate maximă ptr. (10.4.2) ;
- Fe_2Al - cristalizat în sistem romboedric tip $Fm.3.m$ (C1), cu $a = 6,35 \text{ \AA}$ și intensitate maximă pentru (220) ;
- Al_3Ti - cristalizat în sistem tetragonal, tip $I4/mmm$

$P4/mmm(DO_{22})$, cu $a = 3,420 \text{ \AA}$ și $c = 8,570 \text{ \AA}$ și intensitate maximă pentru (202)

- Al_3Zr - cristalizat în sistem tetragonal tip $I4/mmm(DO_{23})$, cu $a = 3,000 \text{ \AA}$; $c = 3,24 \text{ \AA}$ și intensitate maximă pentru (110).

Se consideră că prin analiza difracționtrică în raze X s-au obținut o serie de date care aduc o serie de argumente obiective, experimentale asupra structurii și modificărilor structurale, funcție de alve și parametri tehnologici variabili, în aliajul $AlMgSiO$, cerostat.

8.3. Determinarea conținutului remanent de hidrogen în aliajul $AlMgSiO$

În general, incluziunile gazoase localizate în piesele turnate din acest aliaj, ca de altfel în toate aliajele de aluminiu sint, în cea mai mare parte datorate adsorbției de hidrogen în topitură. Remanența sa, în aliajul turnat conduse la diminuarea sensibilă a caracteristicilor fizico-mecanice și tehnologice ale pieselor. De aceea este deosebit de important de a se determina din timp, conținutul de hidrogen existent în topitură, pentru a se lua operativ măsurile tehnologice necesare în vederea reducerii sau eliminării lui avansate.

În timp real, această determinare rapidă se realizează cu aparate speciale, prin testul HYCON, bazat pe principiul apariției primei bule pe suprafața unei probe de 100 g aliaj prelevat din cuptorul de elaborare. Testul HYCON este un procedeu izometric de analiză, desfășurat la presiune constantă, legea sa de bază fiind:

- „ La creșterea conținutului în hidrogen remanent în aliaj va crește și presiunea dezvoltată de acesta într-o impință dată și la o anumită presiune ”. -

Aceasta constituie însăși metoda de determinare cantitativă a conținutului în hidrogen.

Dar aparate de tip Aŷu - Jahnaltester, nu există în dotarea institutelor și uzinelor de profil din țară.

De aceea, pentru a putea caracteriza influența vidului asupra structurii și caracteristicilor aliajului a fost necesar să se pună la punct o nouă metodă de determinare a conținutului de hidrogen remanent.

În acest scop s-a fundamentat o metodă de testare bazată pe analiza spectrală.

In spectru, liniile corespunzătoare hidrogenului au următoarele lungimi de undă, utile determinării :

Tabelul nr.3.9

Liniile spectrale specifice hidrogenului

Lungimea de undă. λ_0 Å	3889	3970	4101	4340	4361	6563

Dintre acestea, primele două linii (3889 Å și 3970 Å) sînt blocate de suprapunerea liniei magneziului, prezent în aliaj, iar linia 6563 Å este în afara spectrului ce se poate înregistra pe plăcile spectrale uzuale.

Cele trei linii 4101 Å, 4340 Å și 4361 Å, plasate în domeniul infraroșu al spectrului sînt însă mascate de prezența, în imediata apropiere a liniilor specifice pentru oxigen și azot. Astfel, în atmosferă normală, este imposibil de decelat prezența hidrogenului, pe un spectru de aliaj de aluminiu. Încercările efectuate pe un spectrograf 24, cu dispozitivul de scînteiere deschis nu au condus la nici un rezultat.

Pentru a elimina influența perturbatoare a oxigenului și azotului atmosferic s-a apelat la un spectrograf tot tip 24 dar cu cameră închisă de scînteiere, în care s-a insuflat pentru spălare, argon spectral 99,996 (STAS 7956-75, tip S), timp de 1,5 min și cu un debit de 0,5 l/min. După montarea probei în dispozitivul de scînteiere și spălarea camerei, s-a închis complet aceasta și s-a continuat insuflarea cu argon pînă la umplerea ei (timp 2,5 min, debit 1 l/min) .

Parametrii programului de analiză spectrală, realizat pe spectrograful 24 cu generator de scînteie UBL3, au fost:

- fanta = 15 μ m
- diafragma sistemului optic : 15 mm
- diafragma camerei : 15 mm
- distanța dintre electrozi : 2 mm
- contraelectrod : aluminiu spectral pur
- tensiunea de alimentare a arcului : 300 V
- curentul arcului : 2 A
- rezistența : 4 Ω
- capacitatea : 10 μ F
- timp - prescînteiere : 5 sec
- scînteiere : 56 sec

- regim de lucru : semiara.

Spectrul a fost înregistrat pe plăci spectrale tip VP1, sensibile în domeniul infraroșu (ROT RAPID, panoramatic 22 DIB-125 A3A, ORWO), deoarece plăcile folosite în mod curent, tip WU 3, nu au sensibilitate în infraroșu.

Intru-sit, la acest nivel, determinările conținutului în hidrogen sînt calitative, în tabelul nr.8.10 se dă programul de analiză spectrală pentru 10 esanțioane înscrise în ordinea crescătoare a nivelului de vid.

Tabelul nr.8.10

Conținutul de H_2 remanent funcție
de nivelul de vid

Nr. crt.	Scopul testului	Nivel de vid mm.co.Hg	Zona secțiunii probei	Lungimea de undă, λ , Å		
				4861	4740	4101
				Raport de înregistrare		
1	Determinarea secțiunii de concentrație maximă a hidrogenului	760	1/2 S	114	107	87
			1/2 I	115	108	88
			1/4 S	117,5	111	89
			1/4 I	117,5	112	89
			1/8 S	122	119	95
			1/8 I	125	119	95,5
2	Determinarea influenței nivelului de vid la elaborarea aliajului asupra conținutului în hidrogen remanent.	760	1/8 I	125	119	96,0
3		380	1/8 I	115	113	92,5
4		190	1/8 I	114	109	90
5		100	1/8 I	112	107	89,5
6		50	1/8 I	102	97	78
7		35	1/8 I	101	96,5	77,5
8		20	1/8 I	91	86,5	72,5
9		10	1/8 I	89	84	68
10		5	1/8 I	83,5	82	66

Urmasă să se realizeze, în cadrul unei cercetări de durată, o serie de etaloane, cu conținuturi de hidrogen cu care să se pună bazele unei analize cantitative, prin metodă spectrală.

Probele s-au turnat într-o cochilă pentru baghete de analiză spectrală, figura 8.2, cu dimensiunile : $\varnothing 8 \times 120$ mm.

Se-a considerat că acest tip de probă corespunde la conservarea, în timpul turnării și solidificării, a întregii cantități de

hidrogen din aliajul lichid, deoarece bulele de gaz nu vor avea timp să străbată decât maxim jumătate din înălțimea probei.

Bazat pe acest considerent, după turnare, bagheta se secționază mecanic la jumătatea înălțimii sale și se cupune analizei spectrale în ambele zone secționate, ca probe paralele. S-a efectuat încă o secționare la jumătatea secțiunii inferioare, după care s-a efectuat o nouă analiză.

S-a constatat, prin comparație, că la secționarea mediană, rezonanța de hidrogen este inferioară față de cea determinată pe secțiunea sfertului baghetei. S-a evidențiat astfel că la înălțimea de aproximativ $1/4$ din lungimea totală a probei se înregistrează concentrația maximă a hidrogenului remanent.

Pentru control s-a mai efectuat încă o secționare la $1/8$ din lungimea probei, analizând interfața optimă inferioară. După efectuarea analizei spectrale, în majoritatea cazurilor conținutul apreciat în hidrogen a fost inferior secțiunii sfertului, și doar în câteva cazuri egal; nu s-a înregistrat nici o depășire a acestui conținut.

S-a stabilit astfel experimental că secțiunea cea mai consistentă și cu conținut maxim în hidrogen este prin planul situat la $1/4$ din lungimea probei, analizând sfertul superior (față de poziția de turnare din cochilă).

La fundamentarea acestui tip de analiză, cu determinare cantitativă, ea poate deveni operativă în timp real, cu caracter de analiză rapidă, deoarece, prin rutinarea operatorului, durata determinării nu va depăși 15 min. Confirmarea acestei aprecieri este dată prin defalcarea, mai jos, a timpilor operaționali:

- a. timp turnare - răcire - pregătire probă = 3 min ;
- b. timp total analiză = 3 min ;
- c. timp dezvoltare placă spectrală = 2,5 min ;
- d. timp uscare accelerată a plăcii spectrale = 2,5 min ;
- e. timp fotocetruare = 2 min ;
- f. timpi intermediari = 2 min.

Deci, timpul de comunicare telefonică a rezultatului nu va depăși 15 min.

Se poate aprecia, pe baza rezultatelor înregistrate până la această etapă, că finalizarea cercetării și omologarea metrologică a metodei de analiză spectrală cantitativă rapidă, a conținutului de hidrogen remanent în aliajele de aluminiu, să se realizeze în circa 3-4 luni, având în vedere că partea cea mai dificilă a metodei este

realizarea de etaloane cu conținut de hidrogen rezanant cuprins între 0,020-0,600 $\text{cm}^3 \text{H}_2 / 100 \text{ g}$ aliaj.

Pentru exprimarea conținutului de hidrogen rezanant în $\text{cm}^3 \text{H}_2 / 100 \text{ gr. aliaj}$, înainte de secționarea probelor se cântăresc cu o precizie de $\pm 0,5 \text{ gr.}$ rezultatul raportându-se la greutatea probei analizate. La efectuarea de probe paralele din aceeași gară, pentru rezultatul final se ia valoarea medie a determinărilor.

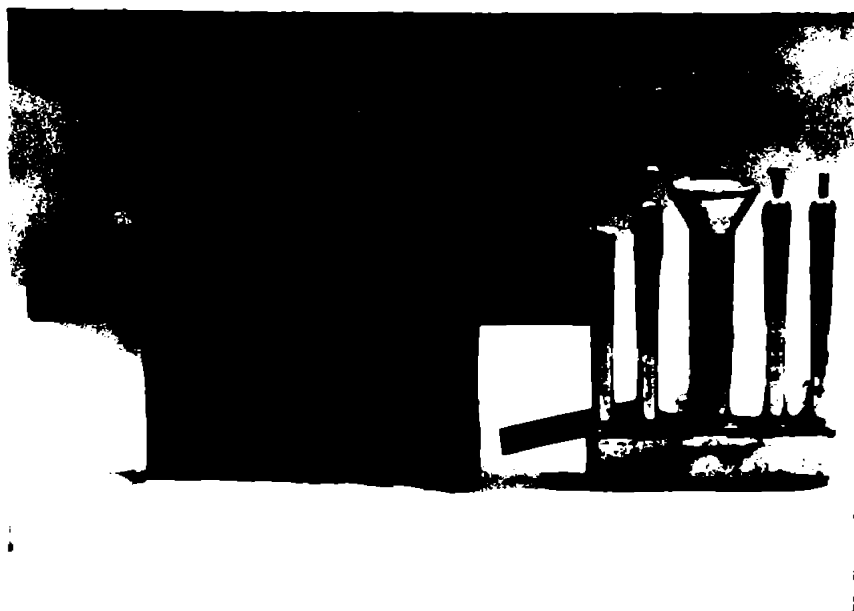


Fig. 3.2
Cochilă pentru turnarea bu metalelor de
analiză spectrală

La fotometrarea plăcii spectrale s-a folosit scara normală de înregistrare, o fantă cu lățimea de 1,2 mm și înălțimea de 25 mm.

În fig. 3.3 este prezentată fotocopia plăcii spectrale înregistrată, cu cele trei linii specifice, dintre care linia 4061 Å este cea mai intensă și linia 4061 Å, cea mai slabă (Anexa III).

3.4. Determinarea punctelor de transformare prin dilatactria

Analiza dilatactriică efect ată la aliajul AlCu10 s-a realizat cu scopul determinării punctelor critice de transformare precum și a coeficienților de dilatare liniară și a variabilității lor.

Acastă analiză s-a executat conform STAS 7901-66, pe un dilatactru cu vid tip D.L.3, cu o precizie de măsurare a dilatării de $2,5 \cdot 10^{-7}$ mm.

Testarea s-a făcut pe probe prelevate din aliajul AlCu10, elaborat în atmosferă(1) și în vid(2), în stare brută de turnare, pentru a determina influența variațiilor de temperatură asupra structurii, precum și pentru stabilirea temperaturii optime de tratament termic.

Parametrii de lucru ai analizei au fost:

- compoziția chimică a epruvetelor ;
- proba 1 - conform variantei C2/M2 - tabel 3.3 ;
- proba 2 - conform variantei C2/M2/V6 - tabel 3.4 (Anexa III);
- dimensiunile epruvetei: $5 \times 5 \times 25$ mm ;
- amplificarea directă: 5 ;
- gradientul de temperatură pe epruvetă ;
- domeniul temperaturilor de lucru: $110-350^{\circ}\text{C}$;
- viteza de încălzire ;
- durata de menținere la diferite temperaturi.

Coeficientul de dilatare, pentru diferite temperaturi, calculat cu relația :

$$\alpha = \frac{l}{l_0} \left(\frac{l-l_0}{t-t_0} \right) = \frac{l}{l_0} \cdot \frac{\Delta l}{\Delta t} \quad (3.6)$$

în care: α = coeficientul de dilatare liniară, (grad^{-1})
(se exprimă: $\alpha \cdot 10^6 \text{ grad}^{-1}$) ;

l_0 = lungimea inițială a epruvetei, (mm) ;

l = lungimea epruvetei la temperatura T , (mm) ;

t_0 = temperatura inițială, (20°C) ;

t = temperatura de lucru ($^{\circ}\text{C}$) ;

Δl = dilatarea măsurată pe curba dilatactriică (10^{-3} mm) ;

Δt = diferența între temperatura de lucru și temperatura inițială, ($^{\circ}\text{C}$) ,

are o variație în funcție de temperatură, prezentată grafic în figura 3.5, (Anexa III), după valorile înscrise în tabelul Nr.3.13.

În figura 3.6 este prezentată curba dilatactriică a probei 1 (aliaj elaborat în atmosferă) și în figura 3.7, curba dilatactriică a probei 2 (aliaj elaborat în vid) (Anexa Nr. III).

Determinarea punctelor critice de transformare, cuprinse în tabelul nr.3.14, evidențiate prin inflexiunile curbei dilatometrice, prezintă o serie de indicații asupra fenomenelor de solubilitate, în stare solidă, a magneziului în rețeaua cristalină a soluției solide de aluminiu(550°C), precum și asupra limitei de temperatură, în care apare inițierea topirii intercristaline, pe limita de grăunte cristalin.

Tabelul nr.3.13

Valori ale coeficientului de dilatare

Aliaj AlMg20 - elaborat în atmosferă		Aliaj AlMg20 - elaborat în vid	
Temperatura de lucru °C	Coeficient de dilatare $\alpha \cdot 10^6 \text{ grad}^{-1}$	Temperatura de lucru °C	Coeficient de dilatare $\alpha \cdot 10^6 \text{ grad}^{-1}$
150	30,7	150	36,1
200	30,3	200	38,8
250	40,4	250	39,1
300	42,1	300	42,8
350	39,4 P.T.1	350	44,8
400	38,7	400	44,7 P.T.1
425	38,7 P.T.2	425	44,9 P.T.2
450	37,6	450	43,7
475	36,6	475	43,5 P.T.3
483	36,5 P.T.3	500	44,6
500	38,8	525	45,3
525	38,6	550	45,3
550	38,6	540	44,4 P.T.4
540	38,6	550	43,0
550	38,5 P.T.4		

Temperatura optimă de tratament termic de punere în soluție este dată de inflexiunea curbei dilatometrice, în punctul de transformare P.T.2, unde se înregistrează de altfel solubilizarea maximă a magneziului în 550(Al).

Din studiul variației coeficientului de dilatare(tabelul 3.13), al curbelor dilatometrice, și al diagramei de variabilitate a coeficientului de dilatare cu temperatura, efectuat separativ, pentru aliajul elaborat în atmosferă și în vid, se desprind o serie de concluzii și concluzii:

Tabelul nr.0.14

Puncte critice de transformare

Aliaj AlMg10 elaborat în atmosferă			Aliaj AlMg10 elaborat în vid		
Punct transformare	Temperatura °C	Transformarea	Punct transformare	Temperatura °C	Transformarea
P.T.1	30	Intersecția cu curba de solubilitate a Mg în 33°C - începutul solubilizării magneziului	P.T.1	400	Intersecția cu curba de solubilitate a Mg în 33°C - începutul solubilizării magneziului.
P.T.2	425	Solubilizarea completă a magneziului în 33°C (Al).	P.T.2	425	Solubilitatea completă a magneziului în 33°C (Al).
P.T.3	435	Atingerea liniei solide	P.T.3	475	Atingerea liniei solide
P.T.4	530	Începerea topirii limitei intercrystaline.	P.T.4	530	Începerea topirii limitei intercrystaline.
	590	Topirea aliajului		530	Topirea aliajului

- La elaborarea aliajului AlMg10 în vid, datorită temperaturilor de elaborare și de turnare mai reduse, intervalul de solidificare scade, creându-se astfel condiții pentru o mășorare a măririi de grăunte, comparativ cu elaborarea în atmosferă. În aceste condiții, efectul elementelor modificatoare este mai accentuat, conducând în final la o mărșire avansată a structurii. Lipsa cvasitotală a impurităților, sub formă de incluziuni necretalice, existente în aliajul elaborat în atmosferă, cu rol secundar în germșnșrea cristalină, este astfel suplinită de efectul nivelului de vacuș asupra intervalului de solidificare.

Totodată, lipsa incluziunilor gazeose conduse la o mărșire a continuității masei metalice de bază, cu efect imediat asupra omogenității dimensiunilor grăuntelui cristalin.

- Datorită mărșnșirii structurii aliajului elaborat în vid, suprapusă peste efectul similar și accelerat, al fenomenului de modificare, tendința de creștere a cristalelor, la încălzire, în stare solidă este mai accentuată, în comparație cu aliajul elaborat în atmosferă. La acesta cristalin, deși cu dimensiuni mai mari are o creștere mai mică, pînă la atingerea unei limite comune orbalelor cazuri.

Se explică astfel, valorile mai mari ale coeficientului de dilatare α , înregistrate la aliajul elaborat în vid.

Pentru a realiza solubilizarea magneziului, în retocșa cult

mirun, ită a aliajului elaborat în vid, este necesară o excitație termică mai avansată, raf ectată prin creșterea temperaturii de început de dizolvare a magneziului în rețeaua SS_C (Al), transformare ce are loc de altfel, în variație de volum.

Se evidențiază din nou tendința de creștere a coeficientului de dilatare, la aliajul prelucrat în vid (P.T.1).

- Reducerea domeniului de solidificare, face ca aliajul să fie mai sensibil la supraîncălziri, datorită deplasării liniei solide spre temperaturi mai mici (P.T.3).

- Deplasarea, o dată cu linia solidă, și a liniei lichide, conduce la constatarea că aliajul elaborat în vid este predispus la topiri ale liniei de cristal, la ridicarea temperaturii peste valoarea de 540°C (P.T.4).

În consecință, aliajul Mg_{10} , elaborat în vid este mult mai sensibil la transformările în stare solidă, din cursul tratamentului termic, ducând la creșterea substanțială a mărimi de grăunte și chiar la topiri zonale pe limita de cristal.

- Corelarea acestor date, cu diagrama de echilibru a sistemului Al-Mg (fig.2.1), devine astfel obligatorie, la stabilirea regiunii și a diagramei de tratament termic a aliajului Mg_{10} .

CAPITOLUL - IX - INCERCIUNI MECANICE9.1. Determinarea caracteristicilor mecanice

Incercările mecanice, în vederea determinării caracteristicilor aliajului cercetat, în diverse variante, s-au efectuat pe epruvete prelucrate, cu diametrul de 13,8 și celelalte dimensiuni corelate cu recomandările din STAS 201/2-80. Epruvetele s-au turnat în cochila specială prezentată în fig. 6.1, în seturi de 12 bucăți pentru fiecare variantă cercetată și s-au prelucrat prin strunjire, cu un cuțit profilat pentru realizarea razei de încoțare a zonei calibrate cu capul de prindere. Epruveta prelucrată este prezentată în figura 9.1.

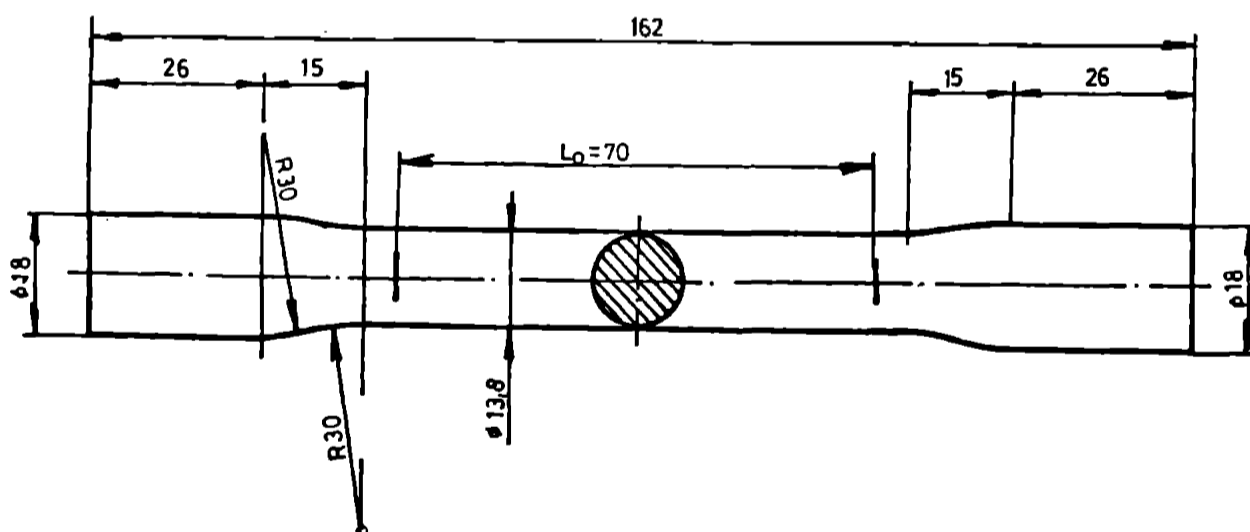


Fig. 9.1
Epruveta de încercări mecanice

Experimentările s-au desfășurat în două serii distincte, ale căror rezultate vor conduce la determinarea influențelor parametrilor cercetați, asupra caracteristicilor mecanice.

În prima serie de experimentări s-au efectuat elaborări ale aliajului cercetat cu compoziție chimică și încălzire metalică constantă, în varianta optimizată C2/M2, în vederea determinării influenței nivelului de vid asupra caracteristicilor mecanice în stare brut turnată.

Valorile obținute în cursul testărilor, în condițiile prezentate, sînt date în tabelul nr. 9.1.

Tabela nr.9.1
Caracteristicile mecanice in stare brut
turnata

Nivel de va- cua cu col.Hg	Cod e- pru- veta	Caracteristicile mecanice			Nivel de vacu- um col.Hg	Cod e- pru- veta	Caracteristicile mecanice		
		Rm N/mm ²	AS %	HB 10/1000/ 30			Rm N/mm ²	AS %	HB 10/1000/ 30
760	0,01	142,0	2,40	70,20	190	2,01	152,0	2,60	71,10
	0,02	154,0	2,40	69,50		2,02	159,0	2,30	71,70
	0,03	153,5	2,30	71,80		2,03	157,0	2,70	71,70
	0,04	147,0	2,40	72,10		2,04	150,0	3,20	72,40
	0,05	154,0	3,20	71,40		2,05	149,0	3,10	70,20
	0,06	149,0	2,30	70,30		2,06	155,0	2,70	70,90
	0,07	147,0	2,60	71,20		2,07	159,0	2,90	69,70
	0,08	152,0	2,70	70,70		2,08	162,0	2,80	70,70
	0,09	140,0	2,30	70,80		2,09	157,0	2,40	71,40
	0,10	154,0	3,00	71,20		2,10	150,0	3,20	70,20
	0,11	160,0	2,30	69,30		2,11	160,0	2,30	69,80
	0,12	142,0	2,30	70,70		2,12	152,0	2,80	71,20
Valoarea media		149,5	2,63	70,35	Valoarea media		157,5	2,35	70,90
330	1,01	164,0	2,70	71,70	100	3,01	170,0	3,00	70,70
	1,02	150,0	2,70	70,80		3,02	165,0	2,90	70,70
	1,03	153,5	2,40	71,30		3,03	149,0	3,20	72,40
	1,04	144,0	2,20	69,50		3,04	153,0	2,80	70,70
	1,05	147,0	2,20	70,20		3,05	162,0	2,60	71,60
	1,06	160,0	3,00	71,70		3,06	168,0	2,60	69,70
	1,07	142,0	2,40	69,50		3,07	159,0	2,60	70,50
	1,08	150,0	3,20	71,50		3,08	173,0	2,90	71,40
	1,09	149,0	2,70	70,30		3,09	162,0	2,70	72,50
	1,10	145,0	2,80	69,80		3,10	159,0	2,90	71,20
	1,11	152,0	2,90	72,60		3,11	170,0	2,80	70,80
	1,12	153,0	3,00	72,30		3,12	160,0	3,00	71,70
Valoarea media		151,6	2,68	71,02	Valoarea media		162,5	2,85	71,17

Tabel nr.9.1

Nivel de vacu- um mm.col. Hg	Cod epru- vetă	Caracteristici mecani- ce			Nivel de vacu- um mm.col. Hg	Cod epru- vetă	Caracteristici mecani- ce		
		Rm N/mm ²	δ %	HB 10/1000/ 30			Rm N/mm ²	δ %	HB 10/1000/ 30
50	4,01	162,0	3,20	72,10	20	6,01	169,0	3,40	72,00
	4,02	164,0	2,70	73,60		6,02	175,0	3,50	71,70
	4,03	169,0	2,70	70,70		6,03	175,0	3,20	72,30
	4,04	172,0	3,00	71,20		6,04	182,0	3,90	70,70
	4,06	185,0	3,50	69,80		6,05	173,0	2,90	70,50
	4,06	177,0	2,80	70,50		6,06	169,0	3,30	70,70
	4,07	159,0	2,60	70,20		6,07	172,0	3,40	69,90
	4,08	172,0	3,20	72,30		6,08	167,0	2,80	71,30
	4,09	168,0	2,50	71,70		6,09	180,0	3,50	71,50
	4,10	173,0	2,70	70,70		6,10	174,0	3,50	69,90
	4,11	163,0	3,50	71,60		6,11	168,0	3,00	72,00
	4,12	165,0	2,90	71,00		6,12	170,0	2,90	69,90
Valoarea medie		159,1	2,94	71,28	Valoarea medie		172,6	3,20	71,12
35	5,01	172,0	3,00	71,70	10	7,01	169,0	3,50	71,30
	5,02	159,0	2,80	72,40		7,02	177,0	3,20	70,70
	5,03	130,0	2,90	71,70		7,03	172,0	3,70	71,70
	5,04	173,0	3,50	70,70		7,04	175,0	3,40	70,30
	5,05	167,0	3,20	70,40		7,05	179,0	4,00	72,10
	5,06	175,0	2,80	69,70		7,06	169,0	4,20	71,80
	5,07	170,0	2,80	69,70		7,07	180,0	3,60	69,30
	5,08	172,0	3,00	71,20		7,08	177,0	3,00	70,50
	5,09	165,0	2,70	71,80		7,09	172,0	3,20	71,20
	5,10	169,0	3,50	71,70		7,10	173,0	3,40	70,80
	5,11	167,0	3,30	71,20		7,11	176,0	3,30	71,40
	5,12	175,0	3,00	69,90		7,12	189,0	3,60	71,00
Valoarea medie		171,0	3,04	71,10	Valoarea medie		176,5	3,53	71,17

Continuare tabel nr.9.1

Nivel vacu- um mm. col. Hg	Cod epru- vetă	Caracteristicii mecani- rice			Nivel vacu- um mm. col. Hg	Cod epru- vetă	Caracteristicii mecani- rice		
		Rm kg/mm ²	A5 %	HB 10/1000/ 30			Rm kg/mm ²	A5 %	HB 10/1000/ 30
5	8,01	177,7	4,10	70,50	5.10 ⁻²	10,01	132,0	6,80	52,40
	8,02	172,0	3,80	71,70		10,02	133,0	5,60	50,20
	8,03	155,0	3,60	70,30		10,03	130,0	6,20	49,30
	8,04	184,0	3,50	72,60		10,04	129,0	6,40	49,60
	8,05	192,0	3,00	71,70		10,05	136,0	5,80	48,20
	8,06	179,0	3,80	71,60		10,06	130,0	7,10	50,10
	8,07	175,0	4,00	72,10		10,07	123,0	6,20	51,20
	8,08	182,0	3,80	71,80		10,08	132,0	5,90	49,60
	8,09	190,0	3,20	70,50		10,09	130,0	6,40	53,50
	8,10	182,0	3,60	72,30		10,10	136,0	7,10	52,90
	8,11	178,0	3,50	71,20		10,11	140,0	8,30	53,00
	8,12	189,0	4,20	70,70		10,12	132,0	7,20	51,80
Valoare medie		182,2	3,68	71,54	Valoare medie		133,1	6,67	51,00
10 ⁻¹	9,01	148,0	4,40	55,10					
	9,02	153,0	3,80	54,40					
	9,03	139,0	5,20	55,10					
	9,04	145,0	5,10	57,30					
	9,05	150,0	3,60	56,50					
	9,06	156,0	4,20	55,80					
	9,07	140,0	4,00	54,90					
	9,08	133,0	4,70	54,30					
	9,09	142,0	5,10	56,60					
	9,10	147,0	5,00	57,20					
	9,11	150,0	4,70	55,10					
	9,12	149,0	4,10	57,30					
Valoarea medie		145,4	4,50	55,56					

Din studiul preliminar al valorilor obținute se restrânge domeniul nivelului de vid inițial de 30-5.10⁻² mm.col.Hg., la zona optimă de 35-5 mm.col.Hg., în care valorile determinate se situează la nivele maxime.

La aceste valori ale vidului aplicat, s-au realizat experimentările pentru determinarea influenței prelucrării termice în stare solidă, asupra caracteristicilor mecanice, în cadrul seriei a doua de testări.

Luându-se ca bază variantele de tratament termic din tabelul nr.5.5, desfășurat după diagrama din figura 4.1, s-au executat lucrări variind, în prima fază temperatura mediului de călire, la aceeași temperatură de punere în soluție, iar în faza a doua, considerând ca optimă temperatura de călire în ulei la 80°C, s-a variat temperatura palierului de menținere pentru punere în soluție.

Epruvetele de încercări s-au turnat și prelucrat în aceleași condiții cu cele din prima serie. În plus s-a cercetat și variația rezistenței la șoc (reziliența) deoarece, în valorile ei se reflectă, în măsură hotărâtoare gradul de mărunțire a structurii prin efectul de modificare și gradul de eliminare a gazelor rezonante din topitură, datorită depresiunii create.

Epruvetele de reziliență, prelucrate la dimensiunile din figura 9.2, conform STAS 1400-75, au fost testate prin metoda încercării prin șoc, pe epruvete cu creștătură în „U”, la temperatura ambiantă, cu un ciocan pendul, cu energie potențială de $150 \pm 5 \text{ J}$ (tip KCU 150/5/10).

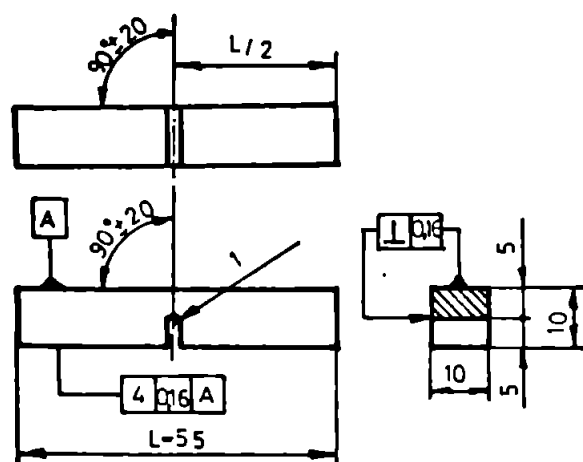


Fig.9.2

Epruveta pentru testarea rezilienței

Valorile obținute în seria a doua de experimentări, sînt prezentate în tabelul 9.2, pentru starea condiționată termică (tratamente termice la parametri diferiți) și la diferite nivele de vid. (Anexa IV).

CAPITOLUL X - ANALIZE STRUCTURALE

10.1 Prelevarea și pregătirea probelor metalografice

În vederea efectuării analizei structurale, eșantioanele metalografice s-au prelevat și pregătite conform STAS 4203-74, astfel, în funcție de scopul urmărit și metoda de analiză utilizată s-au prelevat eșantioane metalografice în felul următor:

- a - pentru studiul influenței nivelului de vid și a tratamentului termic asupra structurii, s-au turnat, în coștilă prezentată în fig.10.1, seriile de eșantioane metalografice necesare analizei microstructurale și roentgen-structurale ;

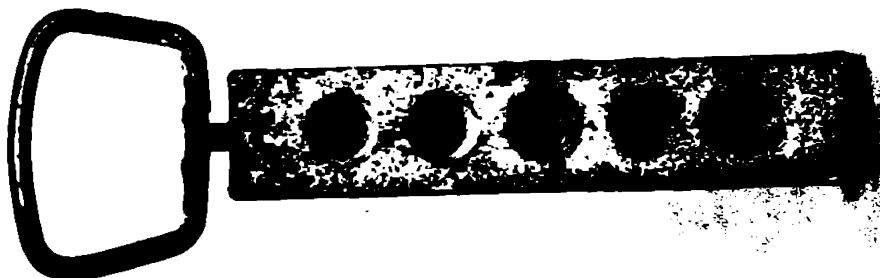


Fig.10.1
Coshilă pentru eșantioane metalografice

b -

pentru determinarea influenței parametrilor cercetați, s-au debitat eșantioane metalografice, din probele tehnologice turnate din AlSi10, în atmosferă și în vid. De asemenea, pentru studierea comportării aliajului prin dilatarea, s-au debitat și prelucrat probe speciale din aliajul cercetat, turnat în vid și în atmosferă.

Apă prelevare eșantioanele metalografice au fost pregătite prin prelucrări mecanice, polizare grosieră și lustruire fină cu

hârtie abrazivă. Șlefuirea finală s-a efectuat în mediu umed, cu emulsie de alumini, pe discuri de piatră fină.

Prezintărea metalografică s-a efectuat fără a depăși temperatura de $35-40^{\circ}\text{C}$ pentru evitarea influenței structurii sale reale.

Mărimea de grăunte s-a determinat pe secțiuni longitudinale prin probele în trepte turnate și condiționate termic în diversele variante studiate. Polucrate mecanic, polizate, șlefuite și lustrate, probele, încastate anterior în rășină epoxidică DINOX 010 P, cu întărire la rece, sunt prezentate în figura 10.2.



Fig. 10.2

Secțiune longitudinală pentru
determinarea mărinii de grăunte

Modificarea condițiilor, în funcție de parametri cercetați și metoda de cercetare este prezentată în tabelul nr. 10.1 (Anexa IV).

Reactivii metalografici folosiți la studierea microstructurii aliajului AlMg10 sunt redați în tabelul 10.2.

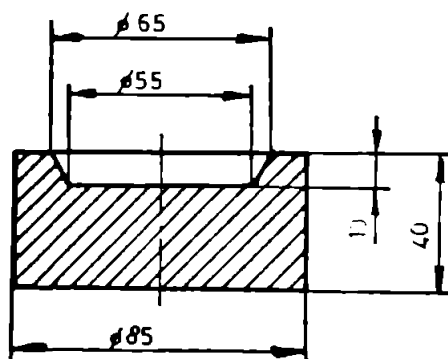


Fig. 10.3

Cochia pentru probe macro ($\varnothing 55$)

Tabelul nr.10.2

Reactivi metalografici

Cod reactiv	Denumire reactiv	Compoziție reactiv	Condiții de atac	Destinație
R ₁	Acid fluorhidric HF.1	1cm ³ HF + 100 cm ³ H ₂ O	timp=15 sec. Temp.=20°C imersare	Evidențiază structura aliajelor Al-Vg
R ₂	KELLER	10cm ³ HF+15cm ³ HCl+25cm ³ HNO ₃ +50cm ³ H ₂ O	timp=10-20 sec. temp.=20°C imersare	Pune în evidență limita de cristal în aliajele AlMg-Macro
R ₃	Soluție con-	0,5cm ³ HF+1,5cm ³ HCl+2,5cm ³ HNO ₃ +95,5cm ³ H ₂ O	timp=15 sec. temp.=20°C imersare	Mg ₂ Si - dialocat prin dizolvare
R ₄	Acid fluorhidric 5.1	5,1cm ³ HF+95cm ³ alcool etilic	electrolitic timp=15 sec. temp.=20°C	Evidențiază urmele de coroziune.
R ₅	Acid azotic	65cm ³ HNO ₃ +35cm ³ alcool etilic	electrolitic temp.=20°C timp= 5 sec.	Evidențiază structura și compoziții în aliajele de aluminiu
R ₆	Heller	1,0cm ³ HF+1,5cm ³ HCl+2,5cm ³ HNO ₃ +95 % H ₂ O	timp:15-20sec temp:20°C imersare sau tamponare	Reactiv micro ptr.evidențierea compozițiilor și fazelor în aliaje de aluminiu.
R ₇	Hidroxid de sodiu	5gr.NaOH+100cm ³ H ₂ O	tamponare la 20°C	După atacul cu HNO ₃ 65.4-electrolitic ptr.relifarea coroziunii.

10.2. Determinarea macrostructurii și a mărimii de grăunte

Determinarea macrostructurii aliajului AlMg10, s-a efectuat în vederea cercetării influenței unor factori fizico-chimici și tehnologiei asupra structurii și a mărimii de grăunte.

Astfel, pentru determinarea influenței vitezei de răcire, controlată prin temperatura de preîncălzire a cochilei și prin viteza ei de răcire, s-a obținut o variație a mărimei de grunte, prezentată în microstructurile din figura 10.4(a-d). Studiul influenței vitezei de răcire s-a efectuat pe eșantioanele 021, 022, 023 și 024 turnate în cochilă, cu diametrul de 55 mm.

Viteza de răcire, a fost dirijată în felul următor :

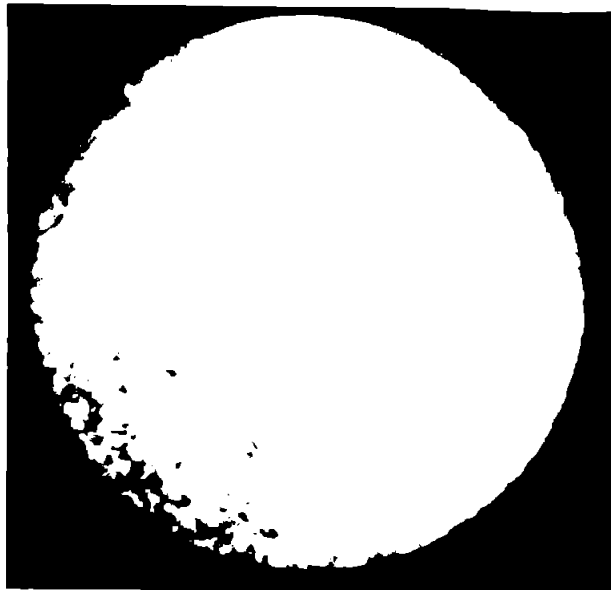
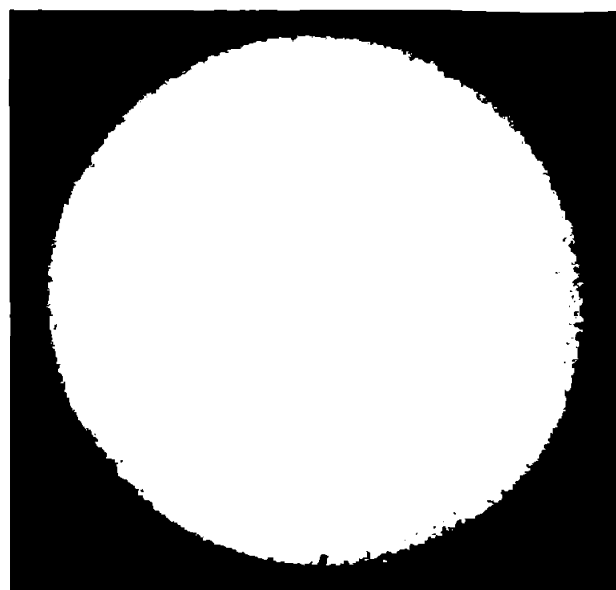
- a - pentru eșantionul 021, fig.10.4.a ;
 - cochila s-a preîncălzit la temperatura de 125°C, în cuptor de laborator cu termostatare ;
 - turnarea aliajului, s-a făcut la temperatura de 650°C ;
 - după turnare, cochila s-a răcit imediat în apă ;
 - timpul de solidificare și răcire a fost de cea.30 sec.
- b - Pentru eșantionul 022, fig.10.4 b :
 - cochila s-a preîncălzit la temperatura de 200°C, în același mod ;
 - temperatura de turnare a aliajului: 650°C ;
 - după turnare, cochila s-a răcit cu curent de aer sub presiune ;
 - timpul de solidificare și răcire a fost de cea.60 sec .
- c - Pentru eșantionul 023, figura 10.4.c.
 - cochila s-a încălzit la temperatura de 275°C, în cuptor termostatat ;
 - temperatura de turnare a aliajului, 650°C ;
 - după turnare, cochila s-a răcit liber, în atmosferă ;
 - timpul de solidificare și răcire a fost de cea 2 min.
- d - Pentru eșantionul 024, figura 10.4.d.
 - cochila s-a încălzit la temperatura de 300°C, în cuptor termostatat ;
 - temperatura de turnare a aliajului, 650°C ;
 - după turnare, cochila s-a răcit dirijat, fiind învelită cu un strat termoizolant de azbest și vată de sticlă ;
 - timp de solidificare și răcire = cea.13 min.

În vederea testării influenței tipului precum și a cantității de modificador s-a efectuat o a doua serie de eșantioane, studiate microstructural pentru determinarea mărimei de grunte.

Eșantioanele de studiu au fost: 011-015, și s-au turnat într-o formă metalică specială, cu grosime uniformă de perete pentru a uniformiza gradientul termic la solidificare și răcire.

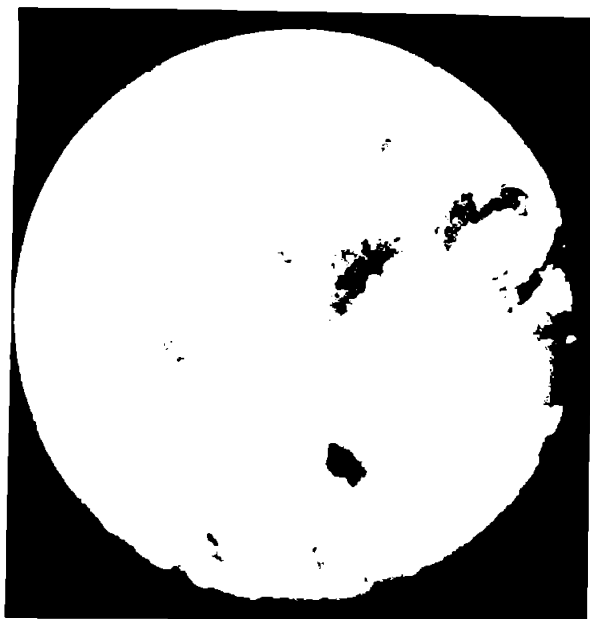
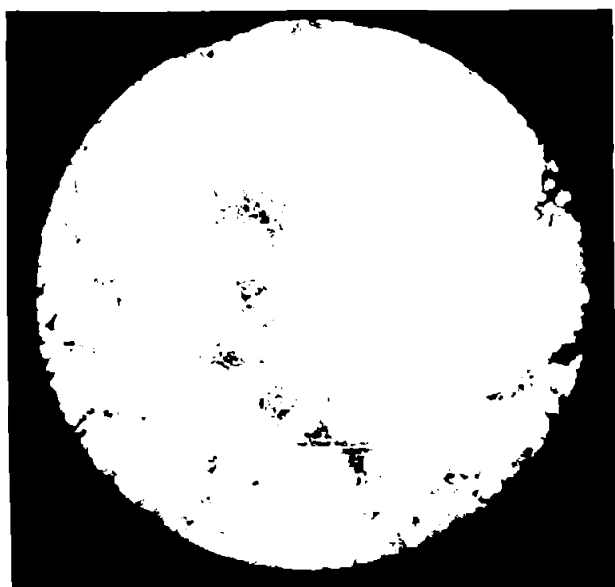
1. 1. 1. 1. 1. 1.
 1. 1. 1. 1. 1. 1.

1. 1. 1. 1. 1. 1.
 1. 1. 1. 1. 1. 1.



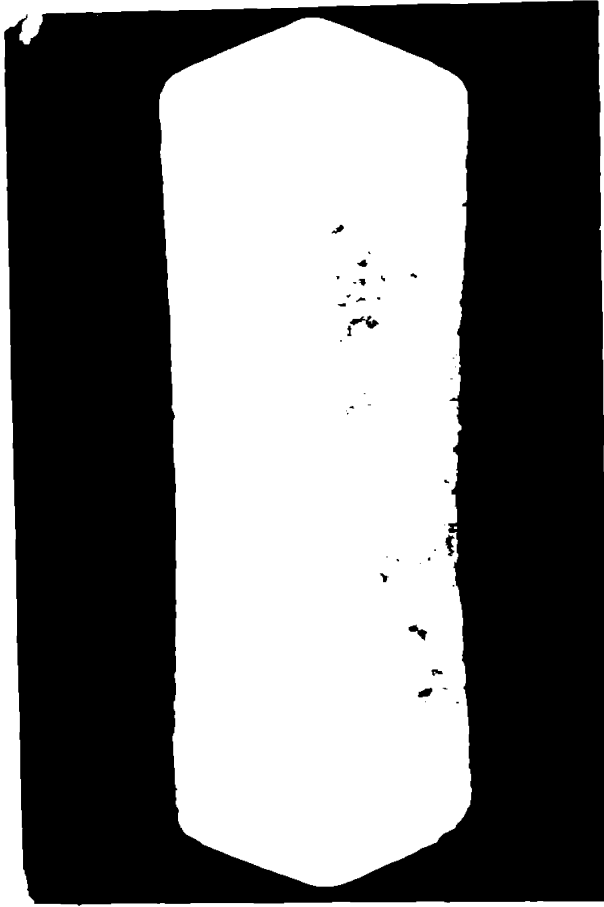
1. 1. 1. 1. 1. 1.
 1. 1. 1. 1. 1. 1.
 1. 1. 1. 1. 1. 1.
 1. 1. 1. 1. 1. 1.
 1. 1. 1. 1. 1. 1.
 1. 1. 1. 1. 1. 1.

1. 1. 1. 1. 1. 1.
 1. 1. 1. 1. 1. 1.
 1. 1. 1. 1. 1. 1.
 1. 1. 1. 1. 1. 1.
 1. 1. 1. 1. 1. 1.
 1. 1. 1. 1. 1. 1.



1. 1. 1. 1. 1. 1.
 1. 1. 1. 1. 1. 1.
 1. 1. 1. 1. 1. 1.
 1. 1. 1. 1. 1. 1.
 1. 1. 1. 1. 1. 1.
 1. 1. 1. 1. 1. 1.

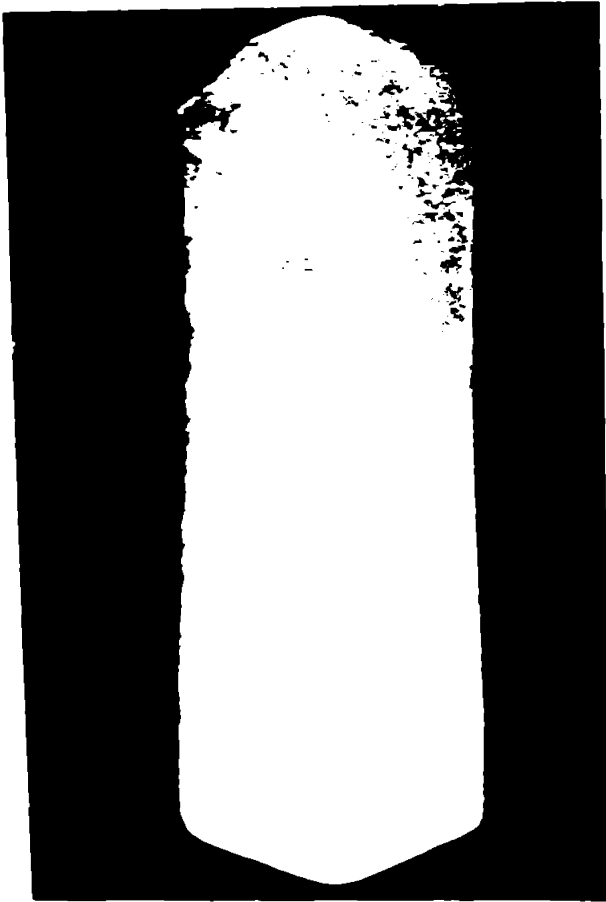
1. 1. 1. 1. 1. 1.
 1. 1. 1. 1. 1. 1.
 1. 1. 1. 1. 1. 1.
 1. 1. 1. 1. 1. 1.
 1. 1. 1. 1. 1. 1.
 1. 1. 1. 1. 1. 1.



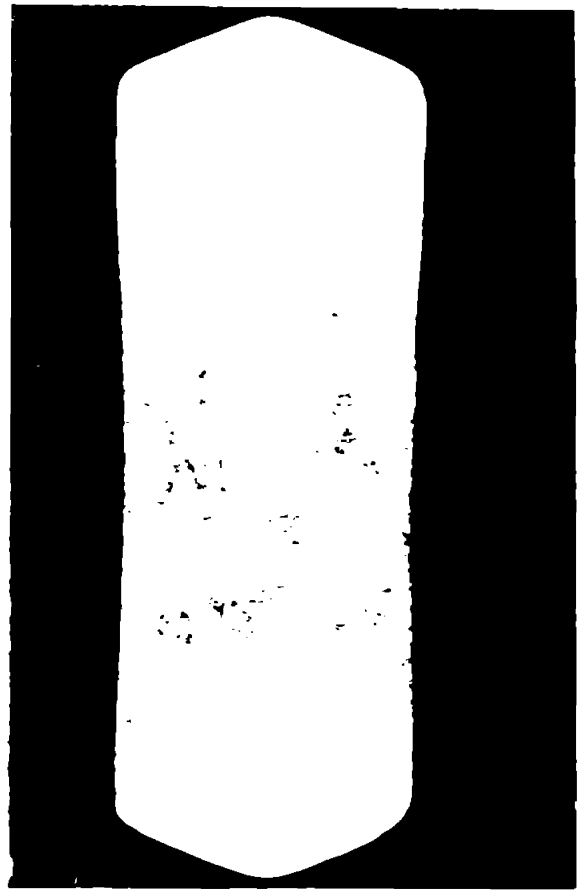
a



b



c



d

Fig. 1.5
Influența elementelor modificatoare asupra
structurii și a mărții de greutate
x 1



Fig. 10.5.e

Astfel, aliajul el borat și turnat în condiții de vid (20 mm. col. Hg), s-a studiat, la următoarea parametri de lucru constanti:

- 015
t.3
- temperatura de el borare: 500°C ;
 - temperatura de turnare: 550°C ;
 - viteză de răcire: cea. 500 - $600^{\circ}\text{C}/\text{min}$;
 - compoziția chimică varianta C 2 + 0,2 % Al;
 - temperatura de preîncalzire a cochiței: cea. 200°C ;
- și la diferite tipuri de modificatori, ca și cum urmează:
- esanțional 011 - element modifcator: 0,15 % Ti;

- esanțional 012 - modifcator complex: 0,20 % Ti + 0,07 % Al;
- esanțional 013 - element modifcator: 0,15 % Ti;
- esanțional 014 - element modifcator : 0,15 % Ti;
- esanțional 015 - element modifcator: 0,20 % Ti;

Din studiul aspectelor metalografice prezentate în figura 10.5, realizate prin fotografiere la mărirea (x1), pe esanționale în stare brut turnată se observă cum, la creșterea procentului de element modifcator, în special peste valoarea de 0,15%, se evidențiază o creștere a mărimii de grăunte, astfel că la, peste 0,15% element modifcator, grăuntele cristalinului este mai mare chiar decât aliajul în stare nemodificată, cu viteză medie de răcire, prezentat în figura 10.4.b.

Pentru cercetarea variației mărimii de grăunte cu gradul de porozitate, s-a efectuat un studiu asupra esanționalelor 070-075, preluate prin secționarea longitudinală a probei în trepte, așa cum se arată în fig. 10.2. Creșterea s-a efectuat pe esanționale în stare brut turnată, la diferite viteze de răcire la solidificare, turnate din aliaj AT 5010, elaborat la diferite niveluri de vid. Se menționează că vitezele de răcire la solidificare aplicate sunt cele prezentate în Cap. V în tabelul 5.3.

Aspectele metalografice obținute sunt date în fig. 10. , prin

fotografiere, la mărirea(x1).Eşantioanele au fost secţionate la limita treptelor T2/T3 pentru a se putea obţine o fidelitate mai bună la fotografiere. (Anexa IV).

După secţionare acestea au fost încastrate în răşină epoxidică DINOX 010 P, cu întărire la rece pentru o mai bună pregătire metalografică.

Rezultatele determinărilor mărimii de grăunte, executate conform STAS 10013-75, prin metoda comparării, după scara etaloanelor şi prin metoda numărării grăunţilor, sînt prezentate, pentru toate variantele studiate în tabelul nr.10.3.(Anexa IV).

Eşantioanele 071,^u74 şi 077 au fost testate prin ambele metode de determinare a mărimii de grăunte, microstructura lor fiind prezentată în figura 10.13, la celelalte determinarea efectuându-se numai prin metoda comparării imaginii la mărirea(x100), plasată pe ecranul microscopului NEOPHOT 2(Karl Zeiss Jena - RDG), cu etaloanele scării 1 din STAS 10013-75.(Anexa IV).

Determinarea mărimii de grăunte prin metoda numărării lor s-a efectuat, conform STAS 10013-75, pe un oîmp din imaginea fotografiei microstructurii realizată la mărirea(x100), de formă dreptunghiulară, cu dimensiunile 91x55 mm.

Ataşul metalografic s-a realizat, pentru cercetarea microstructurii cu reactiv KELLER(R2, din tabelul 10.2), ceea ce pune în evidenţă, mai bine, limita de cristal, iar microstructurile din figura 10.13, pentru eşantioanele 071,^u74;077, au fost ataşate cu HP 1 B(r.1 din tabelul 10.2).

10.3. Determinarea microstructurii Faze și constituenți

Studiul microstructurii aliajului AlMg10 constituie principalul obiectiv al cercetărilor efectuate în cadrul acestei lucrări.

Efectuat cu scopul de a pune în evidență modificările structurii în funcție de diferiți parametri fizico-dinamici și tehnologici, acest studiu are ca finalitate fundamentarea variabilității caracteristicilor fizico-mecanice și tehnologice cu tipul și mărimea structurii, primare și secundare, concluzionarea realizându-se printr-o optimizare a tipului de structură maxim favorabil.

Pentru aceasta s-a elaborat o schemă de variabilitate a structurii sub influența a o serie de parametri, din sinteza căreia să se obțină concluziile teoretice și tehnologice optime.

Această schemă de cercetare a morfologiei structurii, cuprinde următorii parametri variabili, ce sînt cuprinși în tabelul nr.10.4.

În general structura aliajului AlMg10, elaborat din materii prime de înaltă calitate modificat și condiționat termic se pune în evidență, la cercetarea microstructurală, următoarele faze și constituenți:

- soluția solidă de aluminiu α (Al), ca masă metalică de bază, cu structură cubică cu fețe centrate (c.f.c.) ;

- constituențul intermetalic β (Al_3Mg_2), cristalizează în sistem cubic cu fețe centrate cu 1173 atomi în celula elementară cu $a_0 = 28,13 \text{ \AA}$ [20], cu structura



Alte lucrări indică pentru acest constituenț structură hexagonală cu $a_0 = 11,40 \text{ \AA}$ și $c_0 = 17,91 \text{ \AA}$, temperatura lichidus ne-optimizată cu compoziția sa stoechiometrică (40 % at.Mg), fiind deplasată la valoarea de 41 % at.Mg la $451,5^\circ\text{C}$, sau romboedrică cu $a_0 = 4,68 \text{ \AA}$. Se separă la limita cristalelor continue - în stare brut turnată și discontinuu (perlat) după condiționare termică. De fapt acest fenomen de perlare, în urma tratamentului termic contribuie la creșterea substanțială a rezistenței la coroziune.

- constituențul intermetalic Mg_2Si , cristalizează, în sistem romboedric tip $R\bar{3}m$ cu $a = 6,35 \text{ \AA}$, se separă intercrystalin, în structura brut turnată a aliajului elaborat în atmosferă sau la

vid grosier și dispersat fin în masa metalică de SS α (Al), la nivele de vid superioare. Poate fi realizat la limita grăunților de SS α (Al), sub formă de insule de $(Al_3Fe_2 + Fe_2Al)$, la un tratament termic cu temperatură de punere în soluție plasată sub valoarea ce asigură o solubilitate totală a acestui constituent, în soluția solidă SS α (Al) pentru asigurarea durificării structurale ;

- constituentul intermetalic Al_3Ti , cristalizează în rețea tetragonală cu $a_0 = 5,42 \text{ \AA}$ și $c_0 = 8,57 \text{ \AA}$. Se separă intracristalin, între axele dendritelor de SS α (Al), cu formarea unor baghete simple sau ramificate cu lungimi cuprinse între 50-200 μ și grosimi de 2-10 μ m. Format în urma reacției în faza lichidă, cu SS α (Al), compusul Al_3Ti constituie germeni de cristalizare cu efect modificator, de finalizare a structurii. Plasat interdendritic și având o duritate mare ($\sim 740 \text{ \mu HV}$ la 5μ), Al_3Ti conduce la frinarea creșterii dendritelor și deci la obținerea unei structuri deosebit de fine, dar pînă la concentrații de max. 0,3 % Ti în aliajul elaborat. Feste această concentrație apare fenomenul de supramodificare evidențiat prin creșterea mărinii grăunțului cristalin. În figura 10.7 se prezintă o astfel de separare caracteristică a compusului Al_3Ti , în care se evidențiază clar efectul de barieră în calea dezvoltării grăunțurilor de SS α (Al).

Consider că acest efect al constituentului Al_3Ti poate fundamenta, în urma unor cercetări mai aprofundate unul din aspectele fizice ale fenomenului de modificare.



Fig. 10.7
Constituentul intermetalic Al_3Ti
SS α (Al) + Al_3Ti
atm: HNO_3 , 65% electrolitice + Heller, $\times 1000$

Tabelul nr.10.4

Schema cercetării morfologiei structurii aliajului AlMg10

Mr. crt.	Cod experiment	Structură prezentată în Fig.	Prelevare metalică Comis Proba în timp	Starea epantionului cercetat	Parametrii variabili	Influențe asupra structurii
1	001-003	10.10.	x	C2/M2	Conținutul în aliuia	<p>7</p> <ul style="list-style-type: none"> - Variaza cantitatea de Mg₂Si din structură. - Până la max. 0,25 % Si are efecte durificarea structurii. - Peste 0,25 % Si se influențează negativ caracteristicile mecanice. - Variaza cantitatea de Al₃Mg₂ din structură și mărimea de grăunte.
2	001-005	10.11.	x	Modificat pe em. col. Mg	Conținutul în magnezium	<ul style="list-style-type: none"> - Variaza solubilitatea Mg₂Si în 35°C (Al) și mărimea de grăunte. - Apar modificări asupra formei granulelor cristaline. - Variaza mărimea de grăunte.
3	030-040	10.12.	x	C2/M2	Nivelul de vid	<ul style="list-style-type: none"> - Variaza mărimea de grăunte. - Modul de repartizare a grăunților cristalini, cantitatea de β (Al₃Mg₂) formată după durificarea structurii și tipul de repartizare intermetalică pentru β (Al₃Mg₂), cu efecte asupra rezistenței la coroziune.
4	071-070	10.13.	x	C2/M2	Viteza de răcire la solidificare Grosimea de perete Nivelul de vid	<ul style="list-style-type: none"> - Variaza mărimea de grăunte. - Modul de repartizare a grăunților cristalini, cantitatea de β (Al₃Mg₂) formată după durificarea structurii și tipul de repartizare intermetalică pentru β (Al₃Mg₂), cu efecte asupra rezistenței la coroziune.
5	090-060	10.14.	x	C2/M2	Viteza de răcire la punere în soluție Viteza de răcire la cald.	<ul style="list-style-type: none"> - Variaza mărimea de grăunte. - Modul de repartizare a grăunților cristalini, cantitatea de β (Al₃Mg₂) formată după durificarea structurii și tipul de repartizare intermetalică pentru β (Al₃Mg₂), cu efecte asupra rezistenței la coroziune.

- constituentul intermetalic Al_3Zr , cristalizat în sistem tetragonal cu $a_0 = 3,00 \text{ \AA}$ și $c_0 = 3,24 \text{ \AA}$ [20] sau $a_0 = 4,013 \text{ \AA}$ și $c/a = 4,316 \text{ \AA}$ și $c_0 = 17,320 \text{ \AA}$, tip D0 23 [16] ; el se formează la 47,01 % Al și temperatura de 1530°C . Din acest motiv, separarea și evidențierea sa în structură nu se poate observa, la concentrații sub 0,5 %, la care se utilizează, decît prin efectul său modificator. Se observă cum la creșterea concentrației sale se mărește grăuntele cristaline (fig. 10.8-10.9)

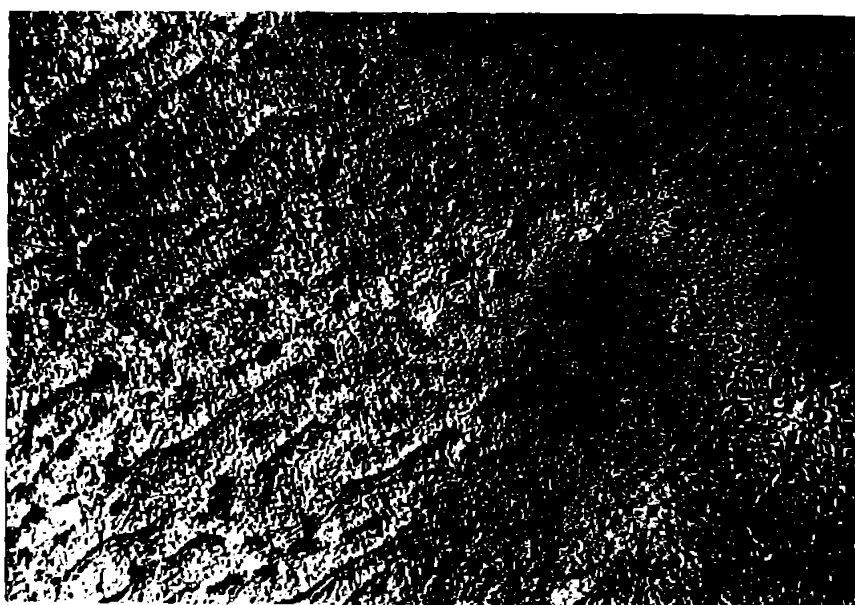
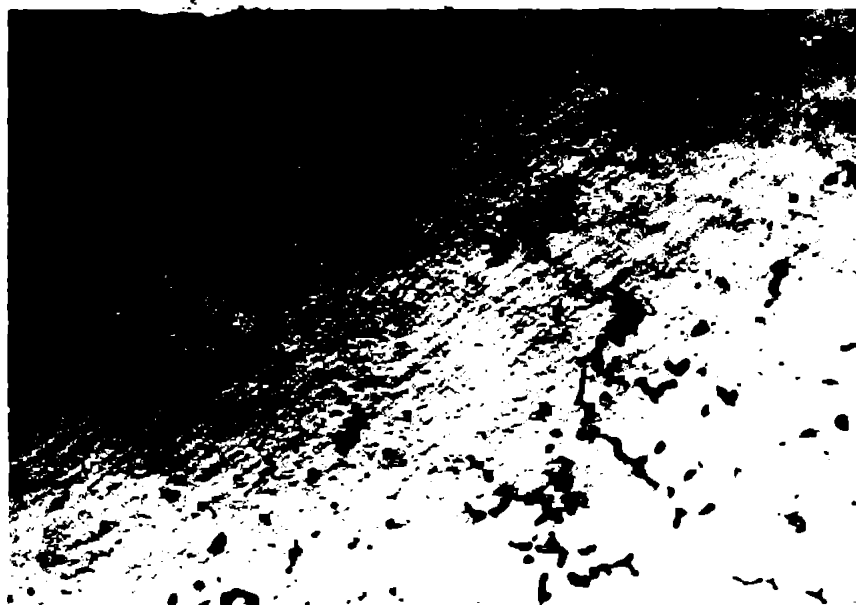


Fig. 10.8
Aliaj modificat cu 0,2 % Zr - Stalon 7
- atac HNO_3 65 %, electrolitic-Heller/x200



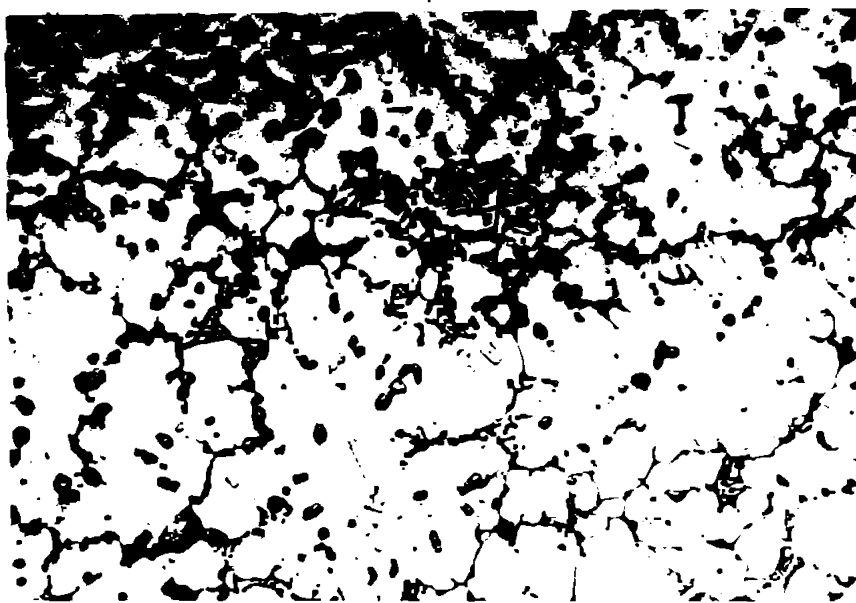
Fig. 10.9
Aliaj modificat cu 0,5 % Zr - Stalon 5
- atac HNO_3 65 %, electrolitic-Heller/x200

In vederea cercetării microstructurii aliajului ATMg10 s-a prelevat epantioane din probele în trepte și s-au turnat în cochila specială din fig.10.1. După pregătirea preliminară, metalografică și atacul cu reactivii prezentați în tabelul 10.2, aliajul a fost studiat în lumină monocromatică (lampă cu xenon) pe un microscop metalografic tip MICROHOT 2 (Karl Zeiss Jena-RDG). Microstructurile obținute sînt date în fig.10.10-10.14.



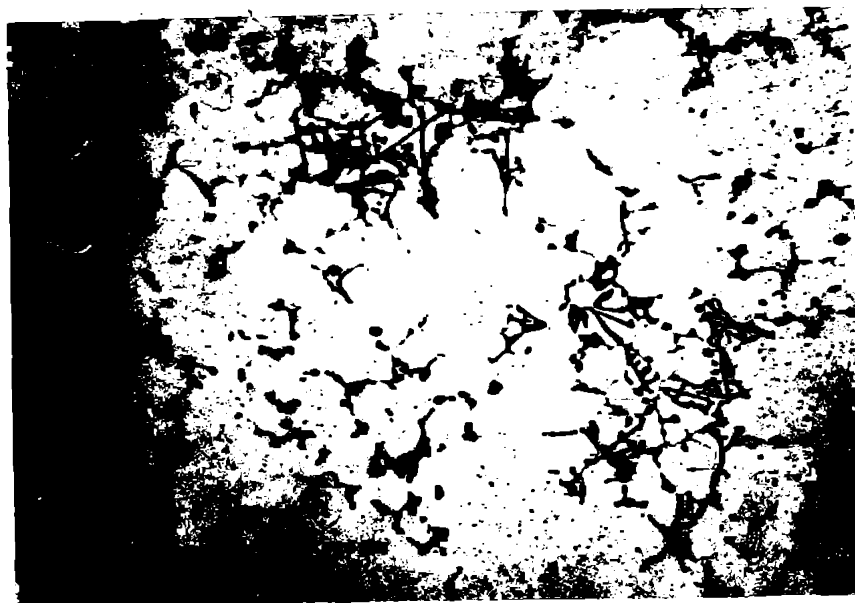
001

- a - ATMg10 cu 0,2 % Si - nemodificat
HF 1 % x 200



002

- b - ATMg10 cu 0,4 % Si - nemodificat
HF 1 % x 200



005

- c - ATCMg10 cu 0,6 % Si - nemodificat
HF 1 % x 200
Fig. 10.10

Influența conținutului în siliciu asupra
structurii brut turnate a aliajului ATCMg10,
elaborat în vid la $p=20$ mm.col.Hg (variante
C2/A2

- Pentru determinarea schimbărilor structurale survenite prin varierea conținutului în siliciu s-a efectuat o gamă de experimentări cu concentrații de 0,2-0,6 % Si, pe aliajul ATCMg10, elaborat în condiții de vid ($p=20$ mm.col.Hg), cu compoziția chimică corespunzătoare variantei C2/A2. Studiul microstructurii brut turnate, nemodificată, redat în fig. 10.10, evidențiază o creștere progresivă a cantității de Mg_2Si , la mărirea conținutului în siliciu.

Influența conținutului în magneziu, asupra structurii aliajului ATCMg10, elaborat în vid ($p=100$ mm.col.Hg) este dată în figura 10.11. La creșterea conținutului în magneziu în domeniul 8-12 %, structura primară obținută conduce la următoarele constatări:

- la creșterea % Mg se înregistrează o creștere echivalentă a separărilor de β (Al_3Mg_2), atât ca formă cit și ca mărime, la conținuturi de peste 10 %, începând să se organizeze o separare mai netă, la limita cristalelor de $SS \alpha$ (Al) ;

- o dată cu mărirea conținutului în magneziu se înregistrează și o diminuare sensibilă a mărimei de grăunte.

Elaborarea în vid la $p=100$ mm.col.Hg, s-a realizat pe considerenți posibilității de evaporare a conținutului în magneziu, la concentrații mai mari de 10 %. În acest din urmă caz, conținuturi de 10-12 % Mg, pot deplasa echilibrul stării lichide, modificând tensiunea de vaporizare la nivelele de vid sub 50-100 mm.

col.Hg, putina apare fenomene de evaporare a acetona.



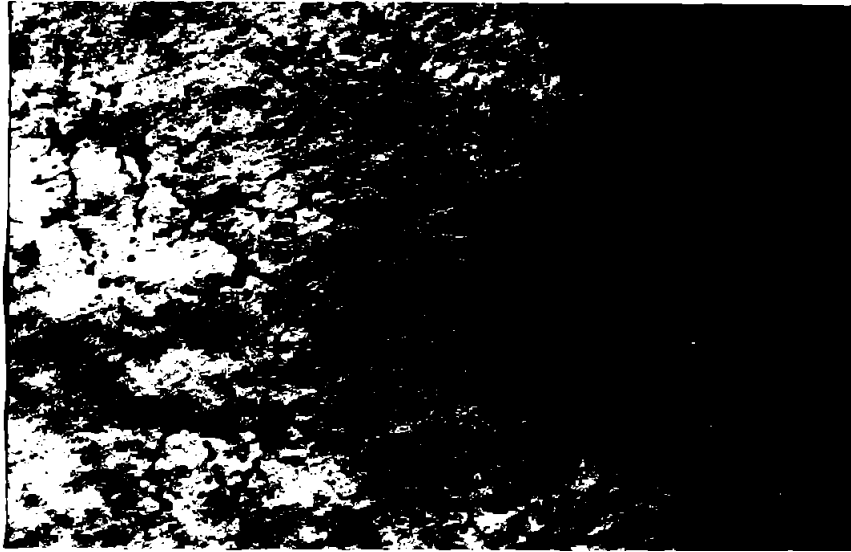
041
Et.2

a - Aliaj cu 8 % Mg - modificat
HF 1 % x 100



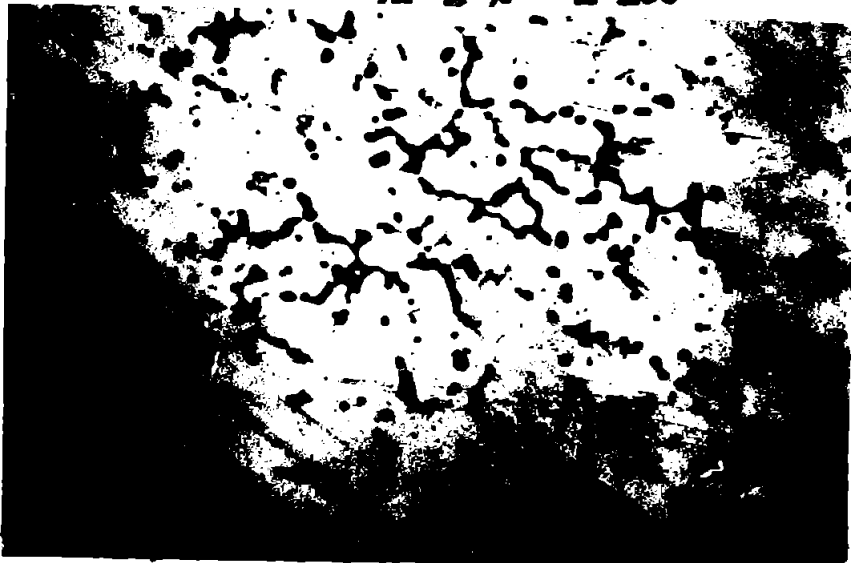
042
Et.3

b - Aliaj cu 9 % Mg - modificat
HF 2 % x 100



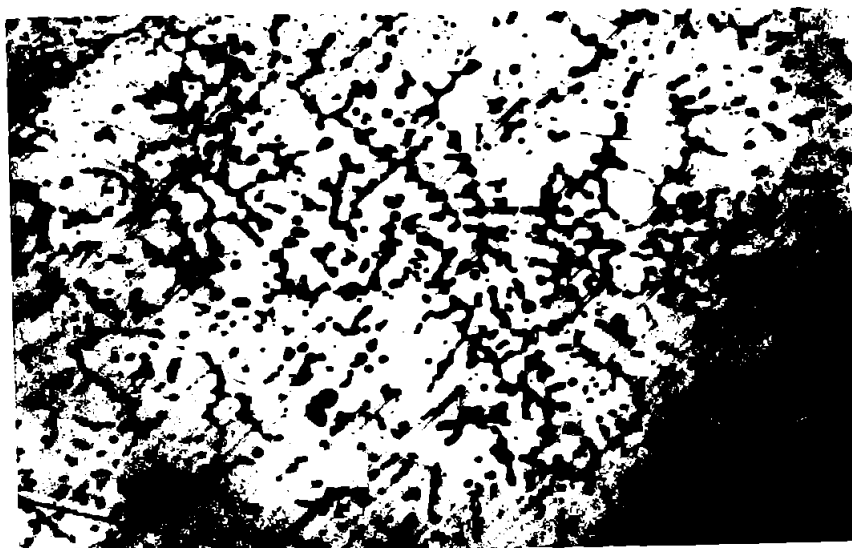
043
Et.3

c - Aliaj cu 10 % Mg - modificat
HF 1 % x 100



044
Et.4

d - Aliaj cu 11 % Mg - modificat
HF 1 % x 100



045
Et.6

e - Aliaj cu 12 % Mg - modificat
HF 1 % x 100

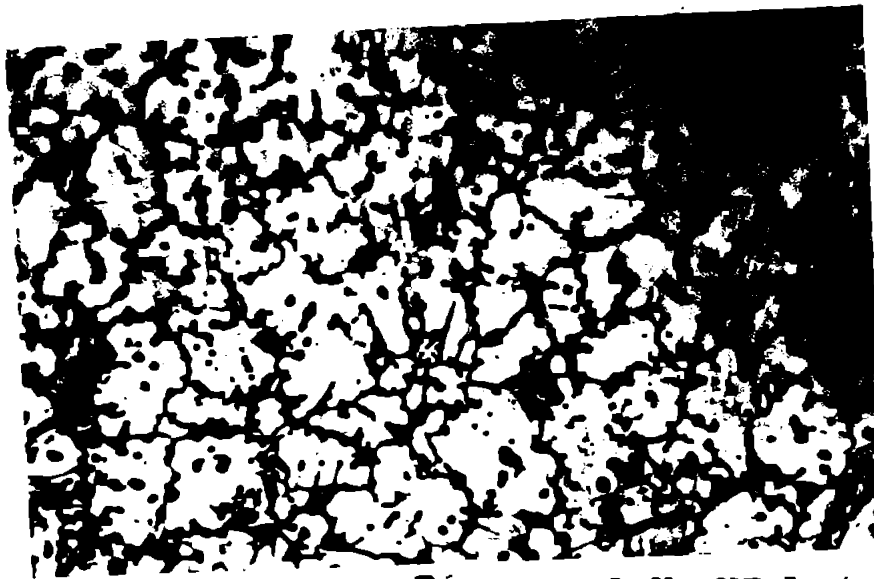
Fig.10.11

Influența conținutului în magneziu asupra structurii
aliajelor Al-Mg, elaborate în vid la $p = 100$ mm.col.Hg
(aliaj modificat)

Totodată creșterea conținutului în magneziu, în domeniul 8-12 %, are implicații substanțiale asupra parametrilor tratamentului termic, în special asupra temperaturii de punere în soluție, al cărui palier se deplasează spre temperaturi mai înalte, o dată cu creșterea conținutului în magneziu din aliaj.

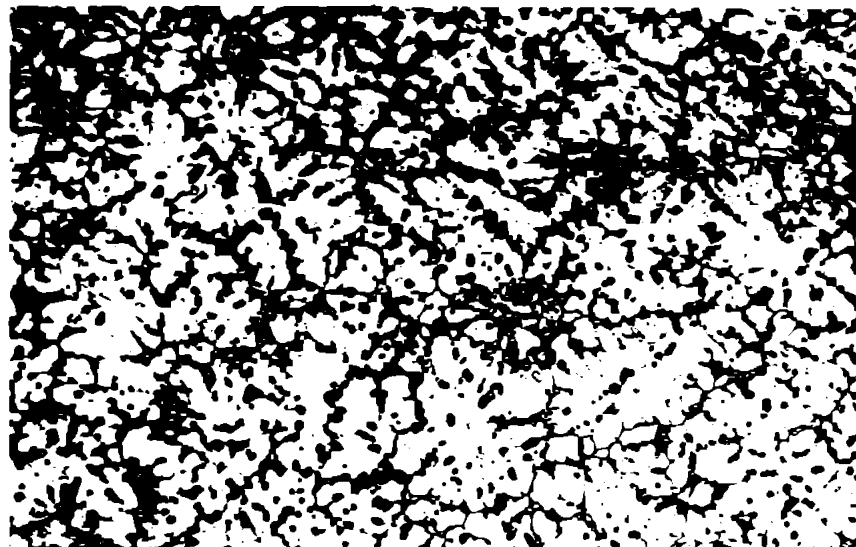
- O altă serie de experimentări s-au făcut cu scopul de a determina influența nivelului de vid, la elaborarea aliajului AlMg10 asupra structurii sale primare. Aliajul elaborat a avut compoziția chimică corespunzătoare variantei C2/M2 (tabelul 8.3).

Aspectele metalografice obținute în urma cercetării micro-structurii sînt date în figura 18.12.



070
St. 4
12,7%

a - p = 700 mm.col.Hg, HF 1 %
x 100



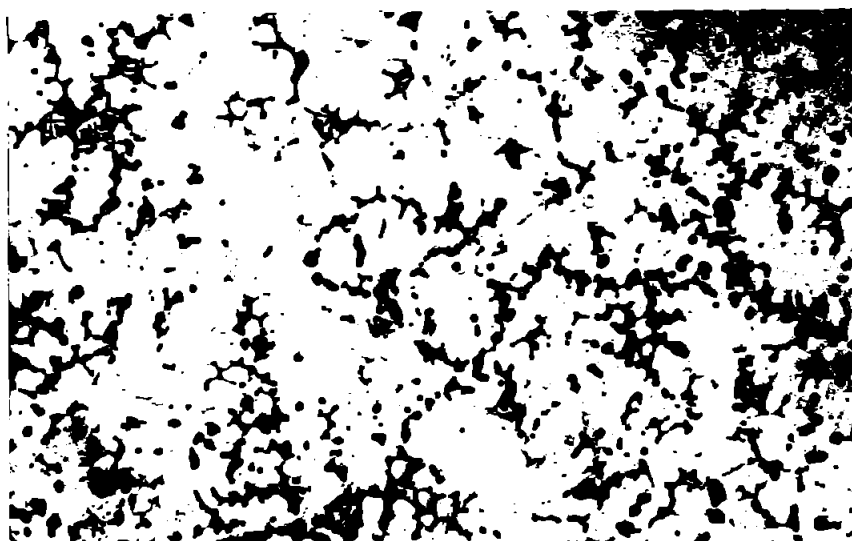
071
St. 5
9,92%

b - p = 350 mm.col.Hg, HF 1 %
x 100



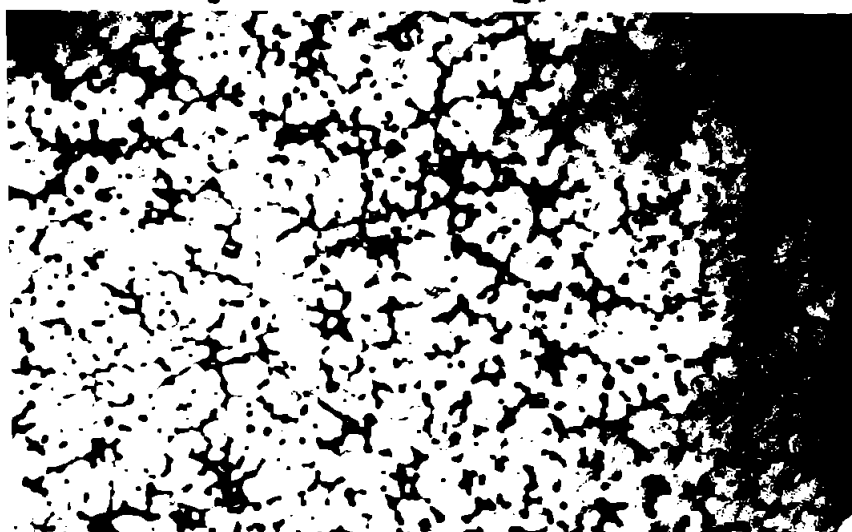
032
Et.3
8.43 %

c - p=190 mm.col.Hg, HF 1 % x 100



033
Et.3
8.30 %

d - p=100 mm.col.Hg, HF 1 % x 100



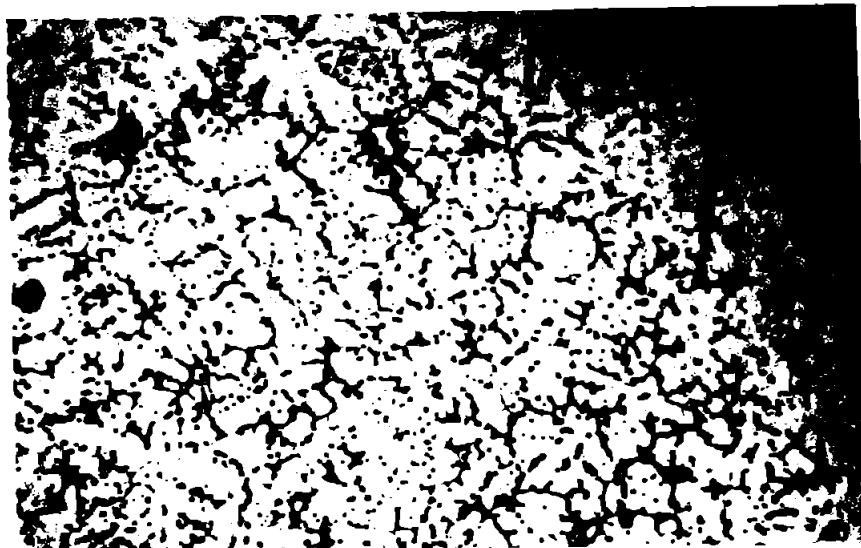
035
Et.5
9.69 %

e - p=50 mm.col.Hg, HF 1 % x 100



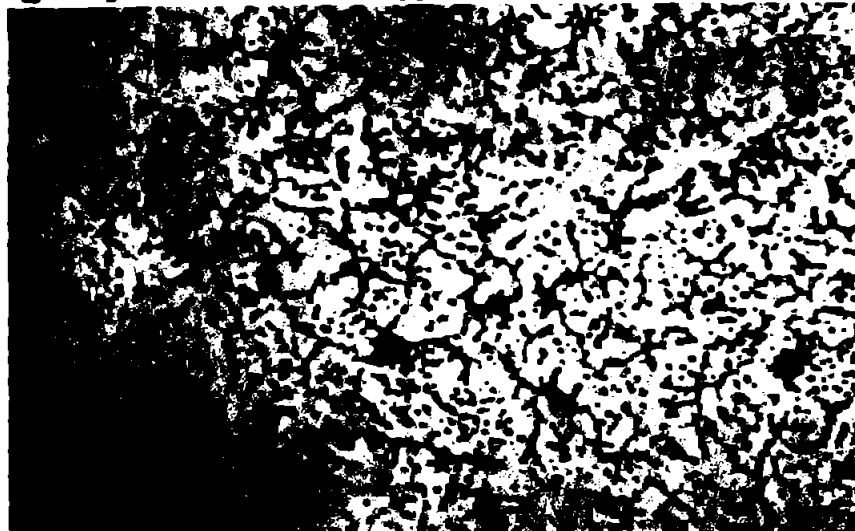
072
Et.6
10,96%

f - p=35 mm.col.Hg, HF 1 % x 100



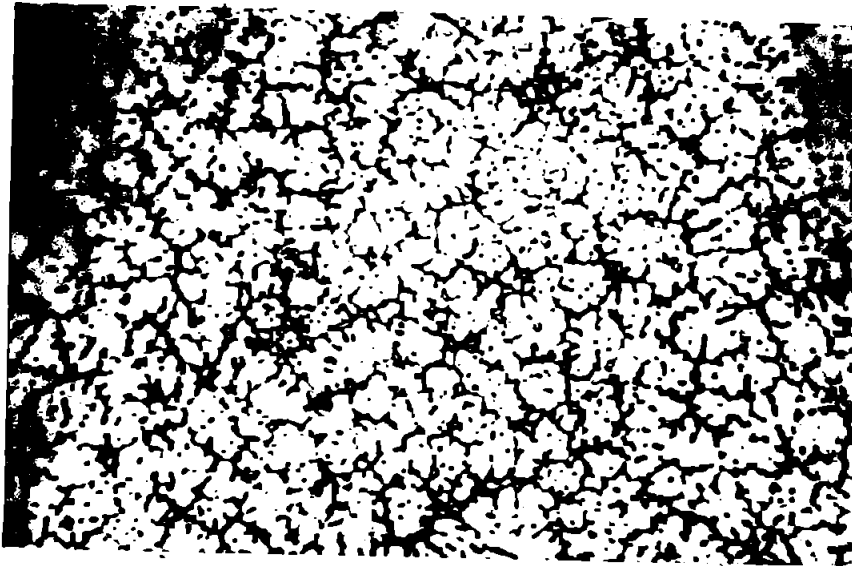
076
Et.6
11,03%

g - p=20 mm.col.Hg, HF 1 % x 100



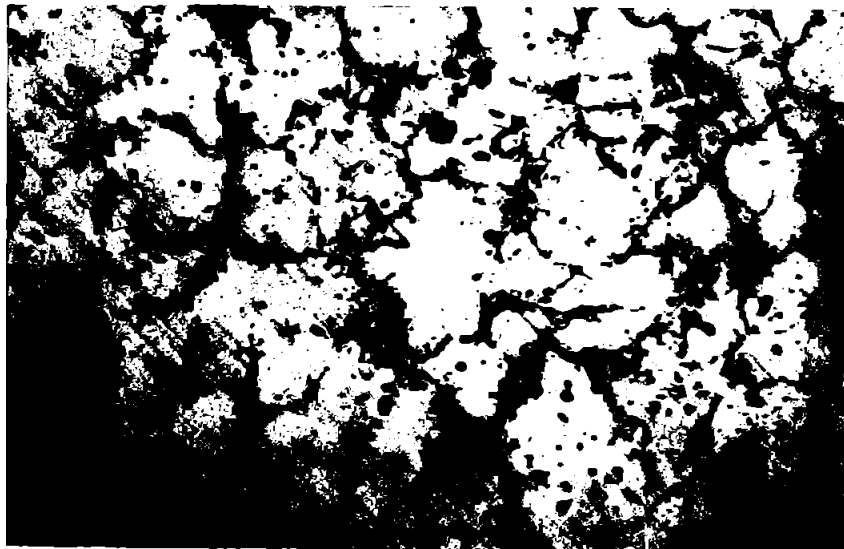
077
Et.6
11,34%

h - p=10 mm.col.Hg, HF 1 % x 100



036
Et.5
11,02%

i - $p=5$ mm.col.Hg, HF 1 % x 100



039
Et.3
4,54%

j - $p=10^{-1}$ mm.col.Hg, HF 1 % x 100



040
Et.2
1,86%

k - $p=5 \cdot 10^{-2}$ mm.col.Hg, HF 1% x 100

Fig.10.12

Influența nivelului de vid, la elaborare-turnare
asupra structurii aliajului ATCMg10 modificat.
Structură brut turnată, varianta C2/M2

Studiul acestor microstructuri prezintă o variație accentuată a măririi de grăunte cu nivelul de vid la elaborare. Se înregistrează astfel o creștere a numărului de grăunți pe unitatea de suprafață, concomitent cu finisarea structurii, datorită amplificării efectului modificator al elementelor specifice (Ti, Zr).

Acest fenomen se explică printr-o creștere a eficacității modificatorului datorită:

- utilizării integrale, la nivele de vid ridicate (35-10 mm. col.Hg), a modificatorului prin reducerea integrală a arderilor înregistrate la desfășurarea procesului de elaborare în atmosferă normală (760 mm.col.Hg) pe de o parte;

- purificarea avansată a topiturii înregistrată la nivele superioare de vid, duse la o stare de excitare termodinamică a stării lichide a aliajului ce creează prezicele unei activități mai intense a efectului de modificare. De altfel, în lipsa elementelor de modificare, aliajul are tendința de a forma o structură primară cu etit mai grosieră cu oit crește nivelul de vid. Această predispoziție este determinată de reducerea la minim a incluziunilor din topitură, cu efect de centri exogeni de cristalizare. Acest fenomen este combătut, în cadrul cercetărilor de acțiunea elementelor de modificare, intensificată și de eliminarea oricărei bariere create de incluziuni solide sau de gaze, în continuitatea masei metalice.

Purificarea accentuată a aliajului în stare solidă, relaxează rețeaua cristalină a soluției solide SS_{CC} (Al), impactul cu germeii modificatori introdusi prin formarea compuşilor intermetalici Al₃Ti și Al₃Zr, conducând la fibrărirea prezumată a structurii.

Este un fenomen nou, contrar concepțiilor actuale prin care se consideră că accentuarea vidului la elaborarea aliajelor, prin purificare avansată conduce la creșterea măririi de grăunte.

În sprijinul combaterii acestei teorii, vine și constatarea că, la concentrații relativ mici de element modificator se înregistrează efecte maxime de finisare a structurii, la elaborarea în vid în comparație cu desfășurarea procesului tehnologic în atmosferă, la cantități similare de modificator (exantionul 030, comparativ cu exantionul 037). Rezultă că la elaborarea în atmosferă, pentru atingerea aceluiași grad de finisare a structurii, este necesară plasaarea concentrației modificatorului la nivelul 0,30-0,35 %, lucru ce este de fapt folosit curent în practica industrială actuală.

În acest sens, se impune realizarea, unui program amplifecat de cercetări, în vederea validării experimentale și de practica industrială, a acestei teorii. Va fi o cale, prin care, la cantități mici de elemente modificate să se înregistreze efecte finalizatoare importante, prin care se va obține o importanță economică de materii prime scumpe și deficitare.

O influență importantă asupra structurii primare o are, de asemenea, viteza de răcire la solidificare și grosimea de perete a piesei sau epravei turnate. În această direcție s-au realizat o serie de experimentări care să definească mecanismul de influențare a structurii primare.

Finisarea structurii prin alegerea unui tip optim de viteză de răcire la solidificare și de grosime de perete, prin ereditatea sa, transmite structurii secundare, după condiționarea termică, un grad ridicat de mărunțire, cu efecte imediate asupra caracteristicilor fizico-mecanice și tehnologice. Prezentate în figura 10.13, aspectele metalografice ale structurii reliefează o diminuare pronunțată a mărții grăunțului cristalin, la creșterea vitezei de răcire, diminuarea grosimii de perete și scăderea nivelului de vid. (Anexa IV).

Studiul s-a efectuat pe esanțioane prelevate prin secționarea longitudinală a probelor în trepte, ca în fig. 10.2.

În final, s-a făcut un studiu asupra structurii secundare obținută prin diferite cicluri de condiționare termică cu variabilitatea temperaturii de punere în soluție, a vitezei de răcire și a nivelului de vid în care s-a desfășurat elaborarea și turnarea aliajului Al_3Mg_{10} .

Apare astfel evident, din analiza structurilor obținute, evoluția mărții de grăunțe corelată cu parametrii variabili.

Astfel, temperatura de punere în soluție are o influență hotărâtoare în asigurarea unei dispersii omogene, în toată masa, a compusului Al_3Mg_2 . Optimizarea temperaturii palierului termic s-a făcut pe criteriul deteninerii unei structuri fine, discontinuă, cu separări de Al_3Mg_2 egal dezvoltate și uniform repartizate în toată masa de soluție solidă $SSOC (Al)$.

Preluând grăunțele primare, ca finisarea ereditară imprimată de modificarea structurii aliajului elaborat în condiții de vid avansat (35-10 mm.col.Hg), condiționarea termică prin temperatura de transformare în stare solidă a asigurat plasarea în domeniul

de maximă solubilizare a constituențului β (Al_3Mg_2) în rețeaua soluției solide SS α (Al), iar datorită vitezei de răcire pentru călire a finisat acest efect conducând la realizarea unei structuri cu dispersie omogenă fiind a compusului predominant.

Temperaturi sub valoarea optimă dus la obținerea unei structuri neomogene, cu granulatie mare și separări de Al_3Mg_2 sub forma unor precipitări incorect dezvoltate, iar depășirea ei are ca efect creșterea evidentă a mărimei structurii concomitent cu o separare continuă a fazei β (Al_3Mg_2) la limita de cristal.

Aceasta favorizează pătrunderea facilă a agenților de coroziune și accelerarea degradării întâi a limitelor și apoi a cristalului însuși.

Corelat cu temperatura de punere în soluție, viteza de răcire la călire influențează în mod hotărâtor fixarea structurii specifice transformării în stare solidă, de la temperatura palierului la cea a mediului ambiant.

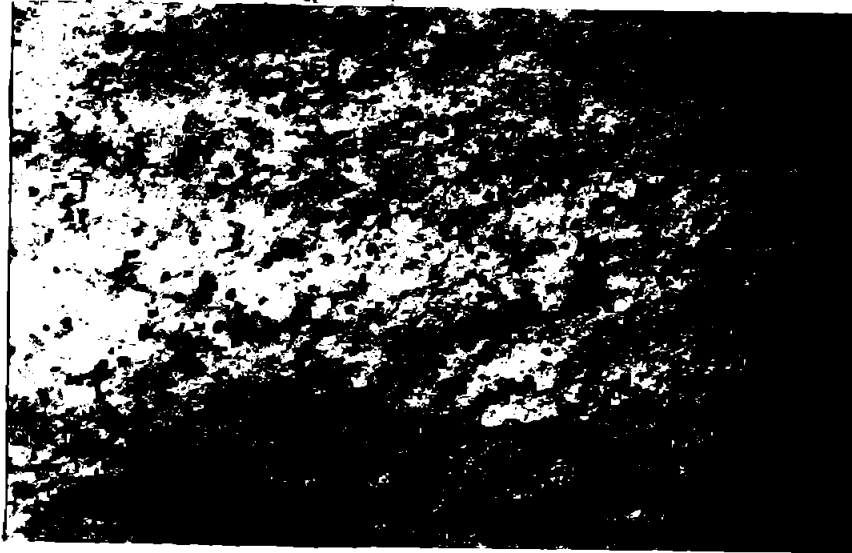
Deodată se ține cont și de necesitatea tensionării minime a stării solide, prin viteza de călire, dată de temperatura mediului de răcire.

Această morfologie a structurii aliajului AMg10, elaborat în vid, în cursul tratamentelor termice aplicate este prezentată în figura 10.14.



050
Et. 2

$\alpha - \beta = 35 \text{ mg. sol. Mg; RT} - 425^\circ\text{C} / 15 \text{ h} / 10.20^\circ\text{C} + 240 \text{ h} / 20^\circ\text{C}; H^0 = 1 \times 100$



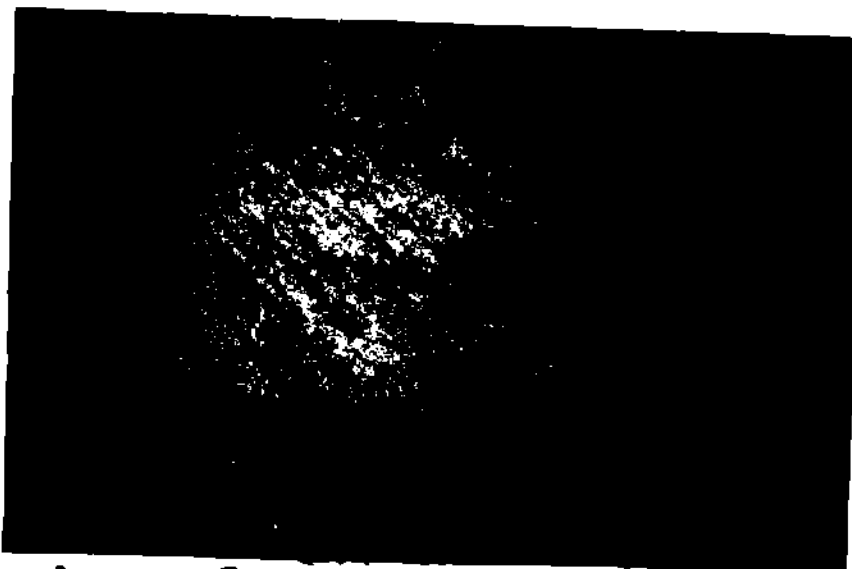
051
Et.3

b - p = 20 mm.col.Hg
TT = 425°C/16h/0.20°C+240h/20°C
HF 1 % x 100



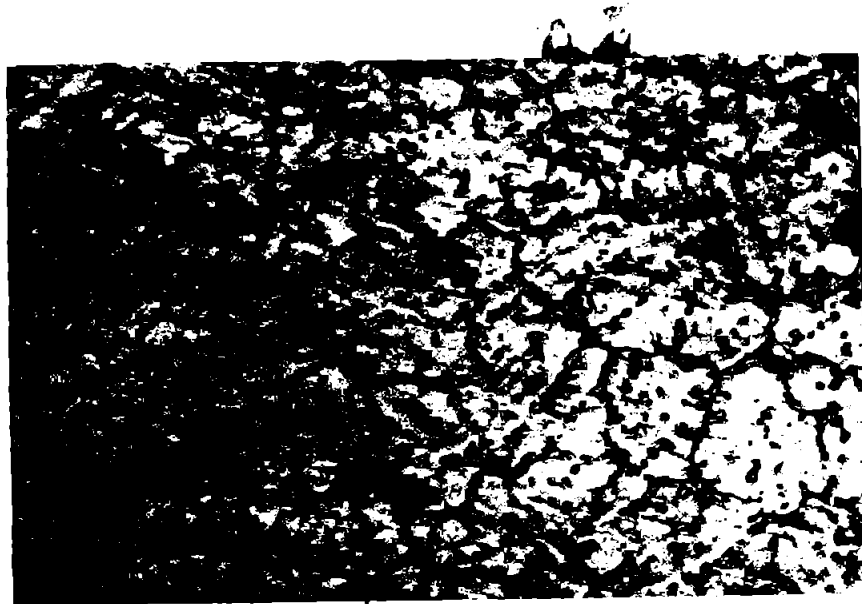
052
Et.4

c - p = 10 mm.col.Hg
TT = 425°C/16h/0.20°C+240h/20°C
HF 1 % x 100



053
Et.3

d - p = 5 mm.col.Hg
TT = 425°C/16h/0.20°C+240h/20°C
HF 1 % x 100



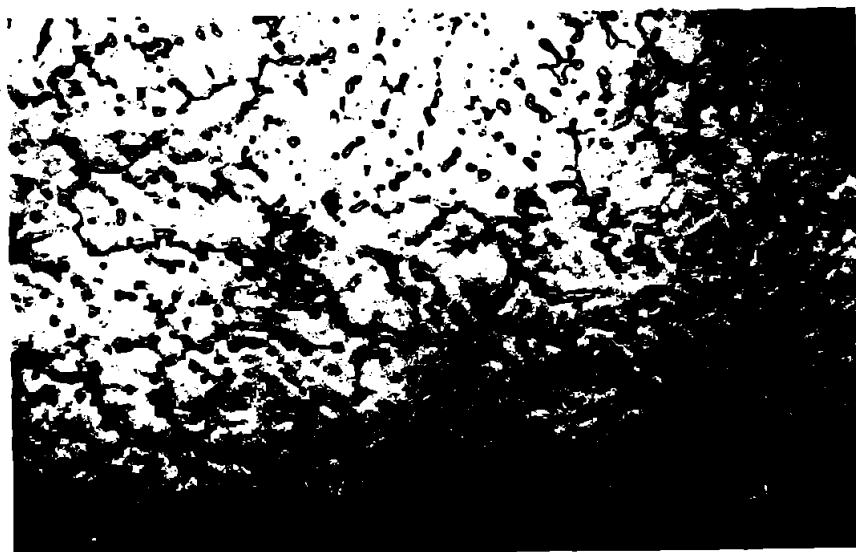
054
Et. 5

• - p = 35 mm.col.Hg
TT = 425°C/16h/U.80°C+240h/20°C
HF 1% x100



054

f - p = 35 mm.col.Hg
TT = 425°C/16h/U.80°C+240h/20°C
HF 1% x 200



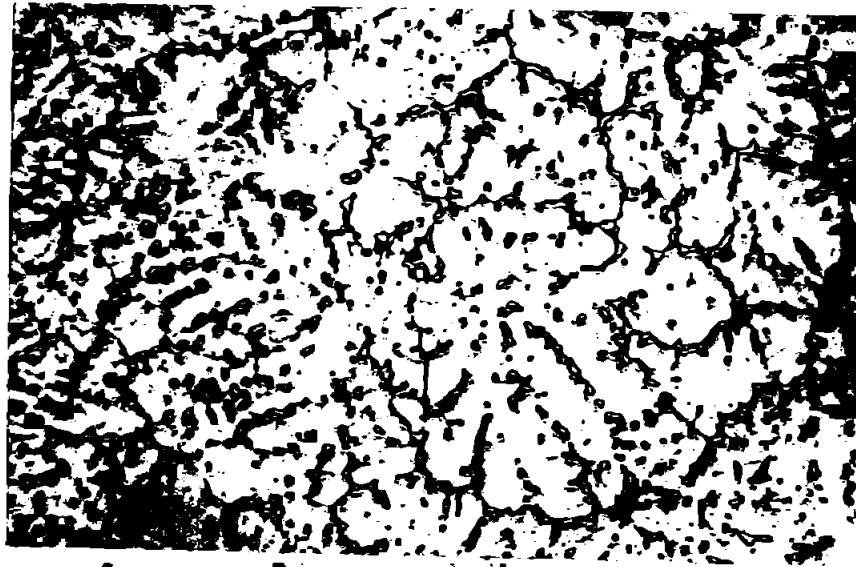
056
Et. 5

ε - p = 20 mm.col.Hg
TT = 425°C/16h/U.80°C+240h/20°C
HF 1% x 100



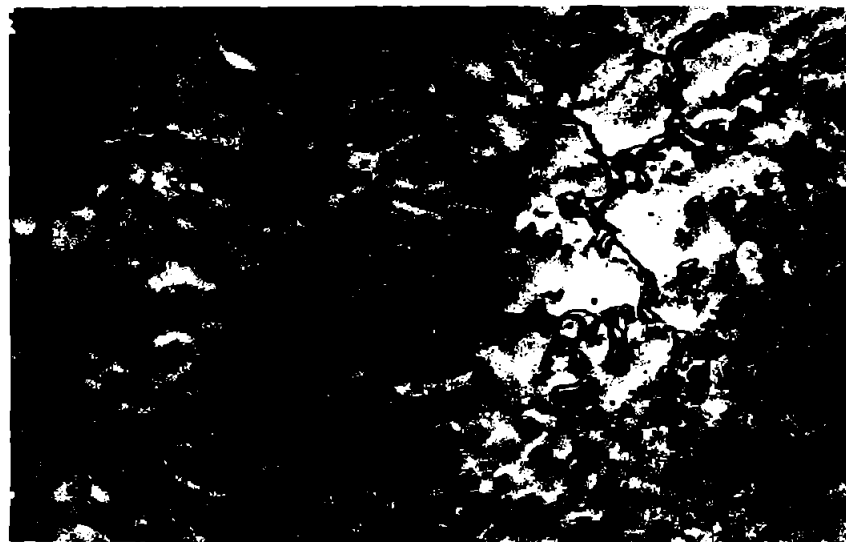
055

h - p = 20 μ m.col.Hg
 TT= 425°C/16h/0.80°C+240h/20°C
 HF 1 % x 200



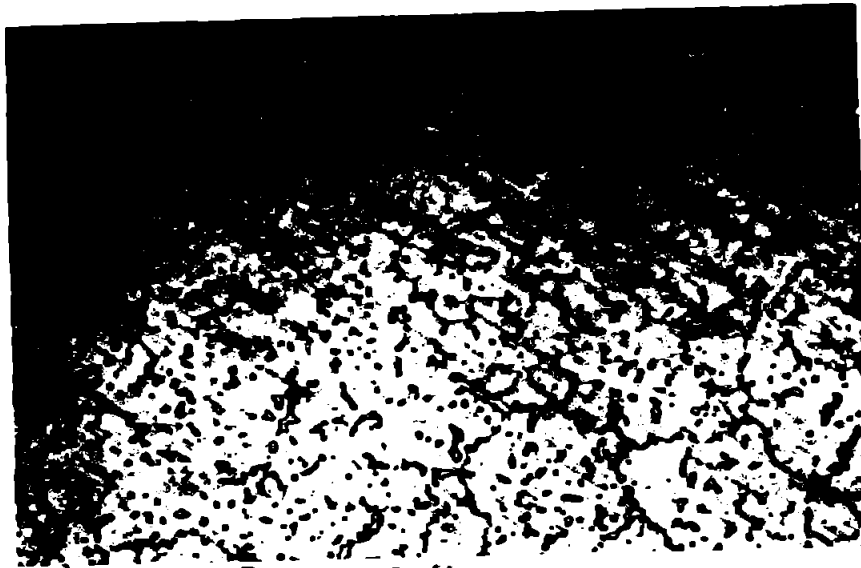
056
 Et.5

i - p = 10 μ m.col.Hg
 TT= 425°C/16h/0.80°C+240h/20°C
 HF 1 % x 100



056

j - p = 10 μ m.col.Hg
 TT= 425°C/16h/0.80°C+240h/20°C
 HF 1 % x 200



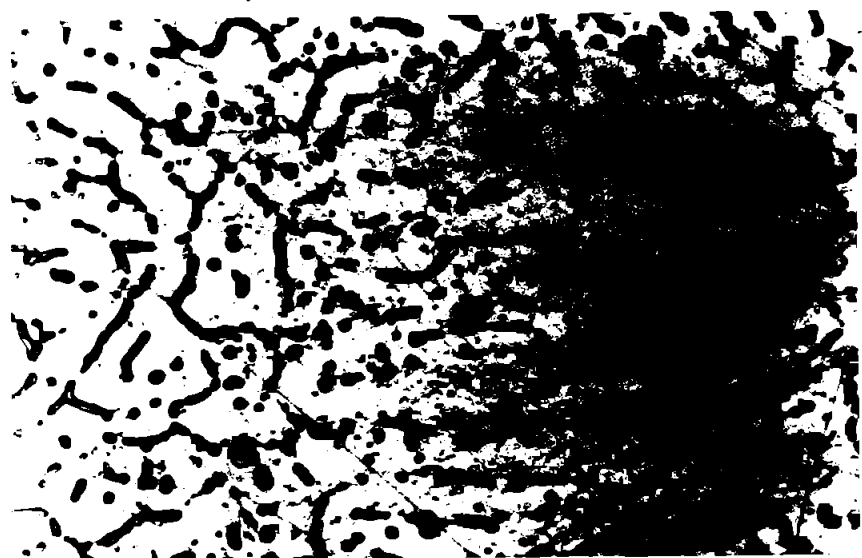
057
Et. 7

k - p = 5 mg. col. Hg
 TT = 425°C/16h/U. 250°C+240h/20°C
 HF 1% X 100



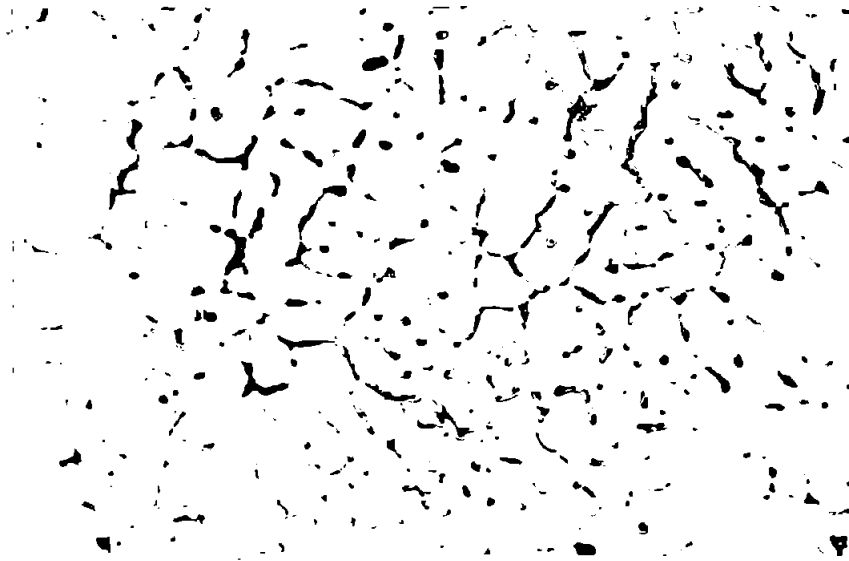
057

l - p = 5 mg. c 1. Hg
 TT = 425°C/16h/U. 250°C+240h/20°C
 HF 1% X 200



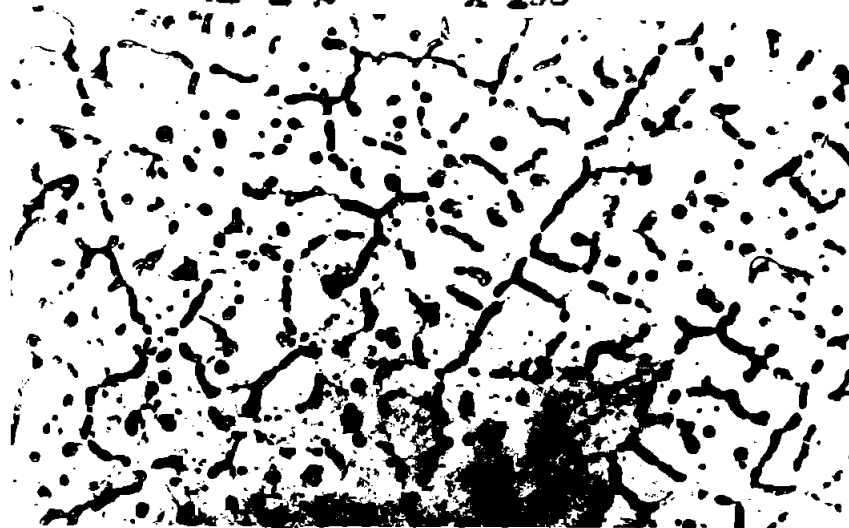
058
Et. 4

m - p = 35 mg. col. Hg
 TT = 425°C/16h/U. 250°C+240h/20°C
 HF 1% X 100



059
Et.5

p - p = 20 mm.col.Hg
Tt = 425°C/15h/0.150°C+240h/20°C
HF 1 5 x 100



060
Et.5

p - p = 10 mm.col.Hg
Tt = 425°C/10h/0.150°C+240h/20°C
HF 1 5 x 100



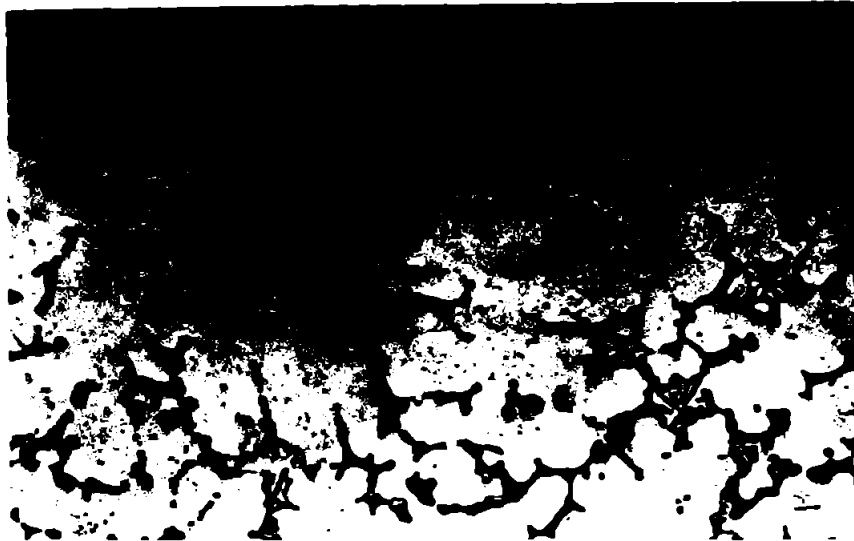
061
Et.5

p - p = 5 mm.col.Hg
Tt = 425°C/15h/0.150°C+240h/20°C
HF 1 5 x 100



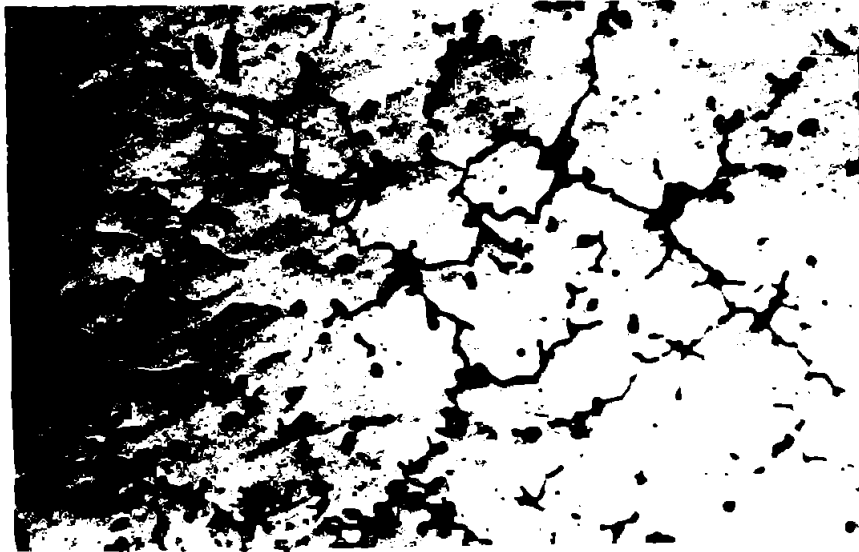
062
St. 3

r - p = 35 gm. col. lig
TT = 400°C/16h/U.80°C+240h/20°C
HF 1 % x 100



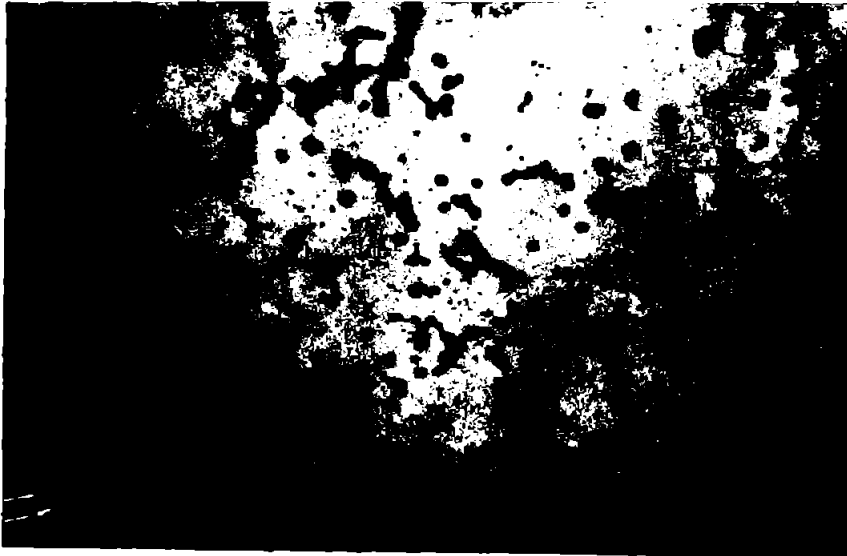
063
St. 3

s - p = 20 gm. col. lig
TT = 400°C/16h/U.80°C+240h/20°C
HF 1 % x 100



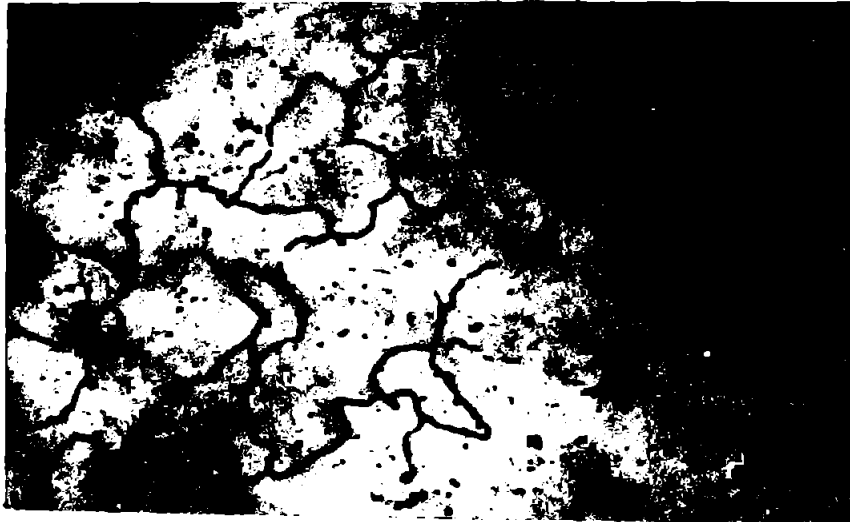
064
St. 4

t - p = 10 gm. col. lig
TT = 400°C/15h/U.80°C+240h/20°C



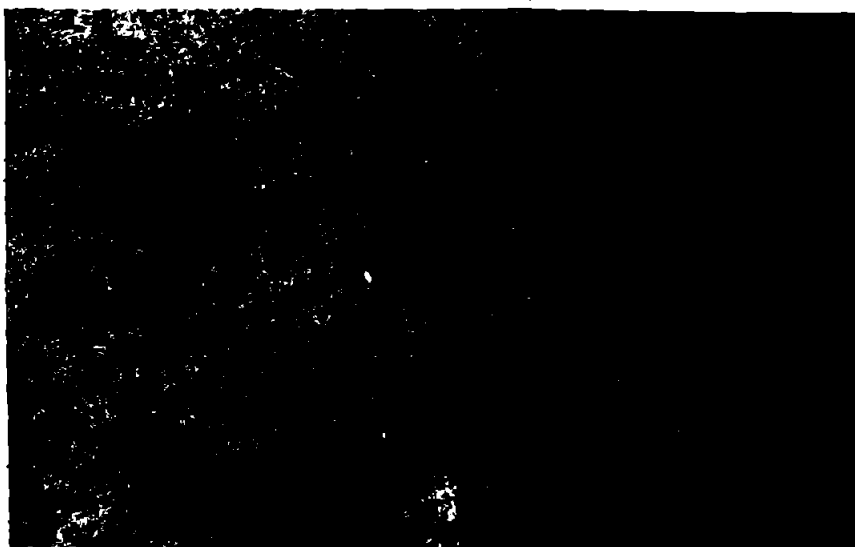
063
Et.4

U - p = 5 mm.col.Hg
 TT= 400°C/16h/U.80°C+240h/20°C
 HF 1 % x 100



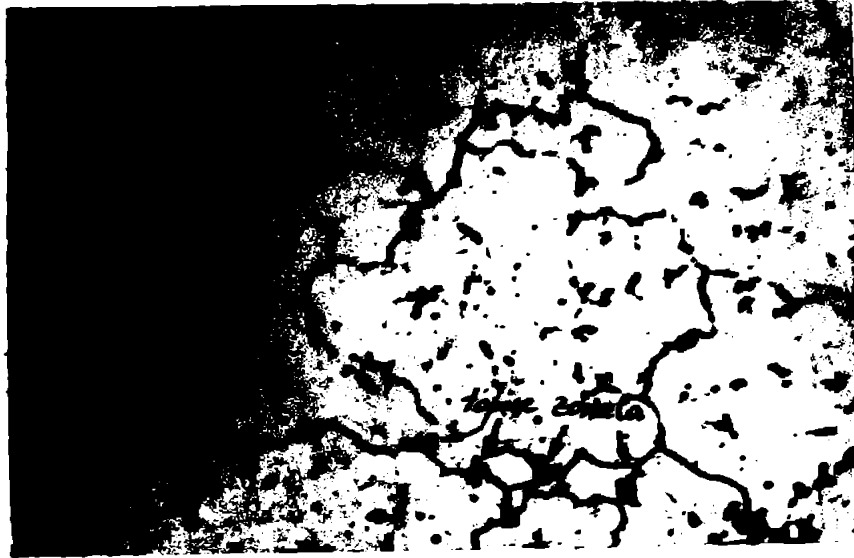
066
Et.2

V - p = 35 mm.col.Hg
 TT= 500°C/16h/U.80°C+240h/20°C
 HF 1 % x 100



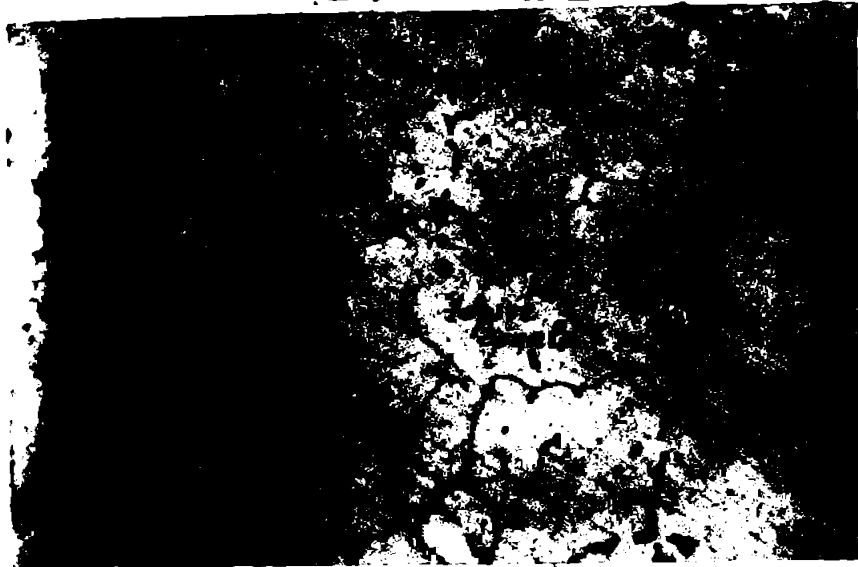
067
Et.1

X - p = 20 mm.col.Hg
 TT= 900°C/16h/U.80°C+240h/20°C
 HF 1 % x 100



068
24.1

x - n = 10 gr. cal. Hg
 t₁ = 500°C/10h / 0.30°C + 240h/20°C
 HF 1% x 100



069
24.2

y - z = 5 gr. cal. Hg
 t₁ = 500°C/10h / 0.30°C + 240h/20°C
 HF 1% x 100

Fig. 10.14
 Influența prelucrării termice în staze solide
 asupra structurii aliajului AlCu₁₀ elaboret
 și turnat la diferite nivele de vid.

CAPITOLUL XI - PROBĂRILE LA ÎNCĂLECIRE

11.1. Determinarea vitezei de răcire

Pentru a studia influența vitezei de răcire asupra diversilor parametri tehnologici și asupra structurii aliajului s-au efectuat experimentări ce au constatat, în principal, în două procedee de variere a acestora și anume:

a. S-a determinat o variație a vitezei de răcire, prin modificarea temperaturii de preîncălzire a cochilelor de turnare, în condițiile prezentate în tabelul 5.3.

La turnarea probei în trepte s-a realizat o variație a vitezei de răcire prin preîncălzirea cochilei la temperaturile indicate în tabelul 5.3.

Proba de fiabilitate, turnată în cochila preîncălzită la temperatura indicată în tabelul 11.4 și prezentată în figura 11.2, a condus la obținerea rezultatelor trecute în tabelul 11.4.

b. În cadrul aceleiași temperaturi de preîncălzire a cochilei, s-a efectuat studiul influenței vitezei de răcire asupra structurii precum și a durității pe proba în trepte, prin varierea grosimii probei.

În urma acestor experimentări efectuate pe proba în trepte, prezentată în figura 11.1, s-au obținut rezultatele conținute în tabelul 11.1.

Determinarea mărimii de granule, efectuată conform STAS 10013-73, pe scara etalon nr.1, s-a efectuat la capitolul X, subcapitolul 10.2.



Fig. 11.1
Proba în trepte

Proba în tropte, pe care se fac determinările influenței vitezei de răsire sînt în stare brut turnată iar troptele probei sînt numerotate de la 1 la 4, în ordinea grosăii, tropta 1 fiind cu grosimea cea mai mică.

Taboulul nr.11.1

Valori ale vitezei de răsire

Nr. ordine în măsurarea condiții	Temperatura de preîncălzire a oxizilor °C			Tropta 1		Tropta 2		Tropta 3		Tropta 4		
	175	225	XX	Păsiuni de grătare pe scara etalo	2,5/62,5/2,5	Păsiuni de grătare pe scara etalo	2,5/62,5/2,5	Păsiuni de grătare pe scara etalo	2,5/62,5/2,5	Păsiuni de grătare pe scara etalo	2,5/62,5/2,5	
1	2	3	4	5	6	7	8	9	10	11	12	
Nivel de vid: 750 mm col.Hg												
1	8	X	X	X	*)	62,70	*)	50,40	*)	50,10	*)	55,10
						59,20		56,50		54,90		52,40
						57,30		53,50		51,20		49,30
	10	X	X	X		82,60		75,10		73,00		69,5
						75,90		72,00		69,30		66,4
						72,30		70,50		67,30		62,1
	12	X	X	X		86,20		82,30		79,20		75,00
						84,50		80,10		75,60		71,40
						81,60		76,40		72,70		68,30
Nivel de vid: 100 mm col.Hg												
2	10	X	X	X		80,70		76,70		74,70		70,50
						77,40		74,20		71,60		67,30
						73,30		70,00		68,20		65,40
Nivel de vid: 50 mm col.Hg												
3	10	X	X	X		81,30		77,90		75,20		71,40
						79,20		74,10		72,30		68,60
						75,60		72,00		69,50		65,30
Nivel de vid: 20 mm col.Hg												
4	10	X	X	X		79,40		76,70		73,00		70,70
						76,10		71,30		70,70		68,20
						72,00		69,20		67,20		64,30
Nivel de vid: 10 mm col.Hg												
5	10	X	X	X		82,70		79,50		75,50		72,10
						79,00		75,20		71,00		69,00
						76,30		73,00		68,30		66,60

*) Valori în tab.10.3.(Anexa IV).

11.2. Determinarea tendinței de fisurare la cald, la contracție frînată

Fisurarea la cald este specifică pieselor turnate cu forme ce produc, în special o contracție frînată asupra aliajului ce se solidifică. Aliajele de aluminiu și în special cele cu cupru și cele cu magneziu-ca element principal de aliere - au o tendință mai accentuată de fisurare la cald, în condiții de contracție frînată la solidificare. Pentru a studia comportarea aliajului cercetat, elaborat în diverse condiții, la formarea de solidificare în contracție frînată s-au făcut o serie de turnări, în diferite variante experimentale, în cochila pentru determinarea fisurabilității la cald, prezentată la cap.VI, în fig.6.5.

Proba turnată, a cărei formă este redată în fig.11.2, a fost caracterizată prin fisură - Da, sau compactă - Nu, în funcție de diverși parametri, rezultatele fiind trecute în tabelul nr.11.2.

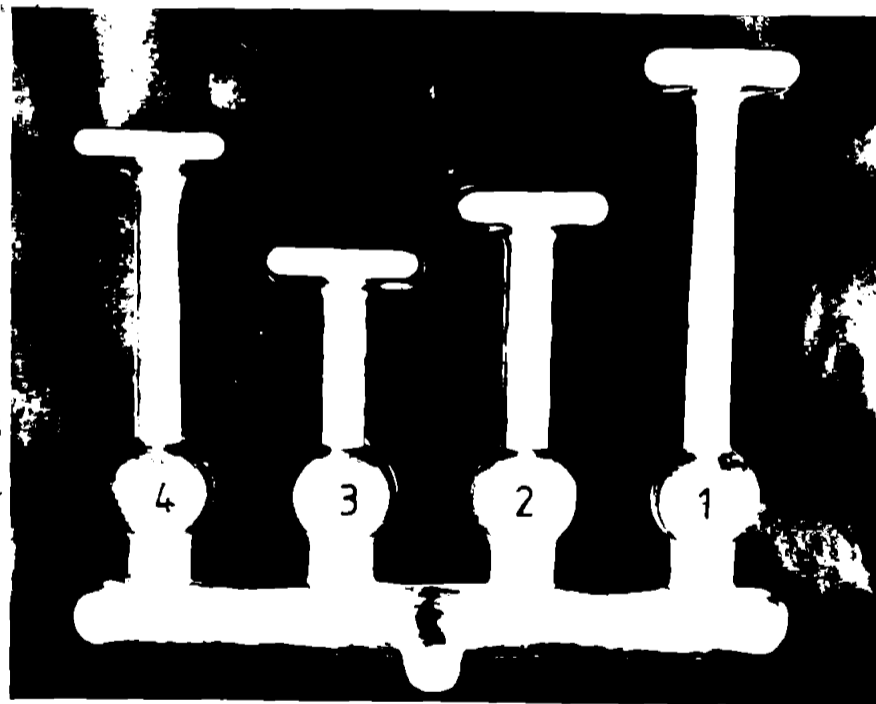


Fig.11.2
Proba de fisurabilitate la cald

Tabelul nr.11.2

Variația tendinței de fisurare la cald

Nr. ord.	Condiții	Temperaturi cochilei, °C				Temperaturi de turnare a aliajului, °C				Rezultatele probelor															
		175	225	275		720	630	650	640	1	2	3	4	5	6	7	8	9	10	11	12	13	14	15	16
	Conținut în									Da	Nu	Da	Nu	Da	Nu	Da	Nu	Da	Nu	Da	Nu	Da	Nu	Da	Nu
0		2	3	4	5	6	7	8	9	10	11	12	13	14	15	16									

Continuare tabel 11.2.

0	1	2	3	4	5	6	7	8	9	10	11	12	13	14	15	16
Presiune atmosferică: 750 mm.col.Hg																
1	8	x x			x x	x x			x			x x x x x		x x x x x		x x x x x
2	10	x x			x x	x x			x x			x x x x x		x x x x x	x	x x x x x
3	12	x x			x x	x x			x x		x			x x x x x	x x	x x x x x
Nivel de vîd: 100 mm.col.Hg																
4	10	x x						x x	x			x x x x x		x x x x x	x	x x x x x
Nivel de vîd: 50 mm.col.Hg																
5	10	x x						x x				x x x x x		x x x x x		x x x x x
Nivel de vîd: 20 mm.col.Hg																
6	10	x x						x x				x x x x x		x x x x x		x x x x x

Continuare tabel 11.2

0	1	2	3	4	5	6	7	8	9	10	11	12	13	14	15	16
				x				x		x		x		x		x
Nivel de vid: 10 mm.col.Hg																
7	10	x					x			x		x		x		x
		x						x		x		x		x		x
			x				x			x		x		x		x
			x					x		x		x		x		x
				x			x			x		x		x		x
					x			x		x		x		x		x

S-a considerat ramură fisurată, numai dacă fisura s-a produs în zona contracției frinate între cavitatea sferică și cea paralelipipedică de la capetele zonei cilindrice cu diametrul de 12,5 mm.

11.3. Determinarea contracției liniare și a contracției de volum

Determinarea valorii contracției liniare și a celei volumice s-a efectuat pe epruveta utilizată pentru testarea etanșeității, a cărei schemă este prezentată în figura 11.3. Dimensiunile standard ale cochilei sînt:

- l - lungimea epruvetei: 300,00 mm
- a - lățimea epruvetei: 32,00 mm
- b - înălțimea epruvetei: 32,00 mm

După turnare s-au măsurat dimensiunile epruvetei cu o precizie de 0,1 mm.

Contracția liniară s-a determinat prin raportarea lungimii standard la lungimea determinată prin măsurare, în exprimare procentuală.

Contracția volumică s-a obținut prin raportarea volumului standard al epruvetei de $3,19456 \text{ dm}^3$ la volumul determinat de măsurile epruvetei măsurate, în stare brut turnată, în exprimare procentuală. Valorile obținute sînt prezentate în tabelul 11.3.

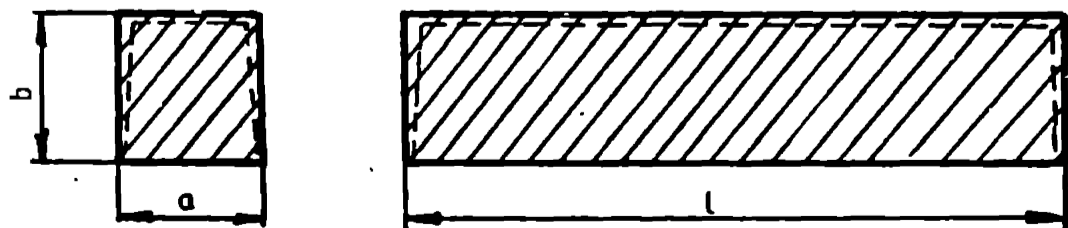


Fig. 11.3
Epruvetă de etanșeități în prezentare schematică

Tabela nr.11.3.
Contractia liniara si contractia
de volum

Nr. crt.	Dimensiuni standard			Dimensiuni măsurate			Contractia, %	
	a mm	b mm	l mm	a mm	b mm	l mm	liniara	volumica
0	1	2	3	4	5	6	7	8
A. Presiunea atmosferică: 760 mm.col.Hg								
1	32,00	32,00	190,00	31,5	31,5	187,0	1,600	4,35
2				31,7	31,4	187,1	1,550	4,47
3				31,5	31,6	187,4	1,380	4,30
4				31,7	31,5	187,2	1,490	4,08
5				31,5	31,4	187,2	1,490	5,08
6				31,6	31,6	187,4	1,380	3,97
7				31,5	31,5	187,0	1,600	4,86
8				31,7	31,4	187,2	1,490	4,41
9				31,7	31,5	187,1	1,550	4,24
10				31,6	31,4	187,0	1,600	4,25
Valoarea medie							1,513	4,50
B. Nivel de vid: 10 mm.col.Hg								
1	32,00	32,00	190,00	31,6	31,5	187,5	1,33	4,24
2				31,7	31,5	187,5	1,33	3,91
3				31,7	31,6	187,7	1,23	3,43
4				31,7	31,5	187,5	1,28	3,53
5				31,6	31,5	187,4	1,33	4,30
6				31,7	31,6	187,5	1,33	3,59
7				31,7	31,6	187,4	1,38	3,64
8				31,6	31,7	187,3	1,44	3,70
9				31,7	31,5	187,3	1,44	3,70
10				31,7	31,4	187,4	1,33	4,30
Valoarea medie							1,35	3,84

Valorile sînt determinate pentru aliajul elaborat în varianta C2/M2.

11.4. Determinarea etanșeității la gaze

Comportarea pieselor turnate și a epruvetelor speciale la etanșeitătea la gaze, s-a determinat pe epruvete disc cu diametrul de 25 mm și grosimea de 1,6 mm, prelevate din piese sau din probe pentru testarea etanșeității, din fig.11.4, turnată în cochila prezentată în fig.6.3.



Fig. 11.4
Epruveta pentru determinarea etanșeității

După producere și finisare, epruvetele de încercare în stare tratată termic, sînt supuse testării în dispozitivul prezentat în fig. 6.4, la o presiune de 7 kgf/cm^2 , realizată cu aer comprimat sau azot uscat, pierderile prin neetanșeitatea materialului fiind determinate cu manometru cu domeniul 0-2 bari, pentru întreaga scară.

Determinările s-au făcut pentru aliajul elaborat în varianta C2/N2, valorile obținute fiind prezentate în tabelul 11.4.

Tabelul 11.4

etanșeitatea la gaze

Nr. crt.	Pierderi prin presiune 10^{-3}	Nivel de vîd, mm.col.ig								
		700	500	190	100	50	35	20	10	5
1	proba nr.1	215	174	102	62	25	5	0	0	0
2	proba nr.2	185	152	96	54	16	5	0	0	0
3	proba nr.3	203	155	104	60	20	2	0	0	0
4	proba nr.4	175	139	104	42	14	0	0	0	0
5	proba nr.5	152	142	72	50	12	1	0	0	0
valoarea medie		184,2	152,4	99,6	53,6	17,4	2,2	0	0	0

Din fiecare epruvetă s-au debitat 5 plăcuțe disc de testare, valoarea din tabel fiind media a 5 determinări pentru fiecare probă în parte.

11.5. Defecte de turnare

Pentru evidențierea defectelor de turnare localizate în probele tehnologice turnate precum și în piese s-a realizat un studiu defectoscopic nedistructiv, în raze X.

Metoda și parametrii de lucru nu sînt standardizați, regimul de lucru fiind stabilit prin tatonări.

Rezoluția maximă a secțiunii piesei și evidențierea clară a defectelor a constituit obiectivul, în urma căruia s-a stabilit metoda de analiză.

Încercările s-au efectuat cu un defectoscop cu raze X tip RUP 250 KV (URSS).

Pentru punerea în evidență mai clară a rezoluției imaginii obținute, datorită variației grosimii de perete, s-au folosit două regimuri de expunere, prin varierea timpului de aplicare a radiației.

Cercetarea prin defectoscopie nedistructivă cu raze X s-a aplicat asupra probelor în trepte pentru a evidenția localizarea și tipul de defecte în funcție de grosimea de perete. Probele s-au turnat în diverse condiții (atmosferă sau vid), în forme metalice permanente, preîncalzite la aceeași temperatură (225°C) protejate cu vopsea refractară VCA.2, din aliaj cu compoziție chimică în varianta G2/M2 (tabel nr.8.3), la aceeași temperatură de turnare (630°C în atmosferă și 640°C în vid) și condiționate termic.

Parametrii de lucru ai metodei au fost:

- tensiunea : $U = 120 \text{ KV}$;
- curentul : $I = 5 \text{ mA}$;
- distanța focală : $F = 800 \text{ mm}$;
- timpul de expunere :
 - a - unic, pentru toate treptele probei: $t = 30 \text{ sec}$;
 - b - specific - pentru treptele 1-2: $t = 30 \text{ sec}$;
 - pentru treptele 3-4: $t = 60 \text{ sec}$.

Prin aplicarea acestei metode, se pun în evidență următoarele tipuri de defecte:

- rețauri și microrețauri interne ;
- incluziuni ne metalice ;
- porozitate datorată reanșării de gaze sau influenței acestor tecului formei temporare de turnare ;
- rețauri externe, datorate contracției .

Pentru corectarea tendinței de retasură, prin depărtarea continuă față de maselotă s-au folosit probele de etanșeitate, care au dat informații utile și asupra localizării în secțiunea epruvetei a incluziunilor de gaze.

Metoda are, în această fază un caracter calitativ, deoarece nu dispunem de etaloane care să stabilească condițiile de acceptare sau respingere a probelor testate.

Rezultatele încercărilor efectuate, precum și stabilirea defectelor evidențiate pe reproducerea foto a planfilmelor rezultate în urma expunerii în raze X, și prezentate în fig.11.5-11.14, sînt centralizate în tabelul nr.11.5.(fig.11.5-11.7, în Anexa IV).

Regimul de lucru pentru probele de etanșeitate, din fig.11.12, tip „C” - are următorii parametri:

- tensiunea : $U = 145 \text{ KV}$;
- curentul : $I = 5 \text{ mA}$;
- distanța focală : $F = 800 \text{ mm}$;
- timpul de expunere : $t = 2 \text{ min.}$

Tabelul nr.11.5

Defecte de turnare

Nr. crt.	Tip epruvetă	Regim de lucru	Figura în care se prezintă	Condiții de realizare a epruvetei corectate	Tip defect conform referințe bibliografică	Densitate defect %
0	1	2	3	4	5	6
2	Proba în trepte	a	11.5+ 11.13	A.-Aliaj elaborat în atmosferă; degazat cu hexaclorețan 0,4 % + vid.	B.111-Sufluri endogene, datorate metodei de elaborare	0,15
			11.5	B.-Aliaj elaborat în atmosferă, dublu degazat: a-hexaclorețan 0,6% b-barbotare cu argon (4min cu 3-5 l/min)		0,20
				C.-Aliaj elaborat în atmosferă, dublu degazat: a-hexaclorețan 0,6% b-barbotare cu argon (2min cu 2-3 l/min)		0,60
				D.-Aliaj elaborat în atmosferă, degazat cu hexaclorețan 0,7 %		0,80

Continuare tabel 11.5.

0	1	2	3	4	5	6	
2	Proba in trepte	b	11.6	- idem punct 1	A	Idem punct 1	0,20
					B		0,17
					C		0,20
					D		0,20
3	b	11.7	- idem punct 1.3 treapta T3-vop- sea cu grafit treptele T1,T2,T4- vopsea VCA 2	Idem punct 1	0,35 0,15		
4	b	11.8.a	-Aliaj elaborat in vid: (p=10 mm.col.Hg) 1.Vopsea refractară pe bază de emulsie de grafit pe T3 2.Vopsea refractară VCA 2 pe T1,T2,T4.	B.111-Suflură exogenă datorată vop- selei re- fractare.	0,1		
				Lipsă defec- te	-		
5	Proba in trepte	a	11.8.b	1-Idem punct 4.1	Idem 4.1	0,1	
				2-Idem punct 4.2	Idem 4.2	-	
5	b	11.9.a	1.Aliaj elaborat in vid p = 10 mm.col.Hg vopsea refractară VCA2	Lipsă defecte	-		
						a	11.9.b
6	b	11.10.a	Aliaj elaborat in vid: p = 50 mm.col.Hg vopsea refractară VCA 2.	B.111-Suflură endogenă	0,06		
						b	11.10.b
7	b	11.11.a	Aliaj elaborat in vid: p = 35 mm.col.Hg vopsea refractară VCA 2	Idem punct 6.a	0,04		
						b	11.11.b
8	c	11.12.a	Aliaj elaborat in atmosfera vopsea refractară VCA 2	B.111-Suflură endogenă	0,0007		
						b	11.12.b

Continuare tabel 11.5.

0	1	2	3	4	5	6
8	Proba de etanșeitate	c	11.12.c	Aliaj elaborat în vid: p = 50 mm.col.Hg vopsea refractară VCA 2	Idem punct 8.a.	0,00035
		b	11.12.d	Aliaj elaborat în vid: p = 35 mm.col.Hg vopsea refractară VCA 2	Idem punct 8.a	0,00018
		a	11.12.e	Aliaj elaborat în vid: p = 20 mm.col.Hg vopsea refractară VCA 2	Idem punct 8.a	0,00010
9	Fieșă turnată	Reprezentare	11.13	Fieșă turnată din aliaj elaborat în atmosferă și degazat în vid. p = 50 mm.col.Hg timp = 20 min.	B.111. Sulfura exogenă datorată turnării în atmosferă	0,2
10		foto	11.14	Fieșă identică din aliaj elaborat și turnat în vid. p = 20 mm.col.Hg vopsea refractară VCA 2		

Din analiza fotografiilor prezentate în fig.11.5-11.14 se desprind următoarele constatări: (Anexa IV).

a - referitoare la tehnica de determinare defectoscopică:

- pentru decelarea mai bună a microporozităților localizate (sită) este indicată utilizarea regimului „a” de lucru ;
- pentru evidențierea sulfurilor disperse mai grosiere, se va folosi regimul de lucru „b” ;
- pentru piese cu grosimi de perete mai mari de 30 mm, se utilizează regimul de lucru „c”.

b - referitoare la tipul, repartizarea și densitatea defectelor de turnare ce apar pe radiografiile prezentate:

- în toate cazurile defectele puse în evidență sînt sulfuri (B.111), endogene - datorate reținuturii de gaze în aliaj și exogene - datorate reacției dintre aliajul turnat în coștilă și vopseaua refractară (emulsie de grafit solzi în apă) înocreat aleasă, din punct de vedere tehnologic (fig.11.8-9). apare clar că sulfura

grosieră, localizată pe treapta III, stit în cazul turnării în cochilă a aliajului elaborat în atmosferă (fig. 11.8) și în vid (fig. 11.9) se datorează gazelor rezultate din arderea grafitului la contactul cu aliajul lichid, deoarece, în nici un alt caz, atunci când s-a folosit vopseaua refractară VC 2.2 nu a mai apărut acest defect;

- aliajul elaborat în atmosferă, degazat prin diferite tehnologii prezintă o variație a defectelor de turnare datorate re-manenței de gaze (sufluri și sifă - B.III) cu efect minim la metoda de degazare finală prin vidare ($p = 25-55 \text{ mm.col.Hg}$; timp vidare = 20-25 min). Media defectelor evidențiate prin ambele regimuri de lucru este minimă pentru degazare prin vidare și maximă la degazarea ol. sică cu hexacloritan ($0,7 \%$);

- la nivele de vacuum ridicate, ponderea de apariție a defectelor datorate re-manenței de gaze scade substanțial, la $p = 10 \text{ mm.col.Hg}$, ele dispărând complet. Se dovedește astfel că la cea. 10-15 mm.col.Hg se poate obține un aliaj aproape complet lipsit de gaze, cu o masă natalică continuă și omogenă, lipsită de defecte și deci cu caracteristici fizico-mecanice și tehnologice ridicate;

- în general, la grosimi mici de perete (treapta T1) scad tendința de localizare a incluziunilor de gaze, datorită răcirii rapide și reducerii posibilității de adsorbție a gazelor din forma de turnare. De asemenea, maselota poziționată pe treapta T.4 își manifestă efectul de întârziere a solidificării, care permite gazelor să se evacueze prin ea. În general, localizările de defecte se aglomerează în treptele medii (T2, T3) de preferință pe T3, unde timpul de solidificare este mai mare și gazele au tendința de migrare în această;

- realizarea unui sistem de alimentare corect, din punct de vedere tehnologic, conduse la eliminarea cauzelor de porozitate în piesele turnate. Aceasta este clar evidențiată de probe de etanșitate, care, chiar la turnarea în atmosferă și la secționarea de-a lungul de mari ($\varnothing 30$) nu acumulează gaze remanente în secțiunea utilă a probei, comparativ cu nivelul de defecte concentrate în proba în trepte, turnată în aceleași condiții. La acest tip de sistem de alimentare, cantitatea de defecte localizată în probă este de peste 300 ori mai mică decât la proba în trepte, turnată direct prin maselotă;

- la degazarea prin vid a aliajului elaborat în atmosferă și

turnat în aceleași condiții, defectele tind să se localizeze spre suprafața piesei, ca sufluri exogene, datorită contactului aliajului lipsit de gaze cu peretele formei de turnare unde există generatori de gaze. Adsorbția acestora în masa piesei nu se realizează pe adâncime mare datorită solidificării superficiale a aliajului pe peretele formei de turnare. Acest tip de defect nu are repercursiuni negative asupra calității pieselor turnate deoarece secțiunea piesei rămâne lipsită de defecte, în masa ei, iar stratul exterior cu sufluri, în cele mai multe cazuri coincide cu adăosul de prelucrare la piesele turnate. Se estimează astfel că această metodă conduce la diminuarea substanțială a rebutului datorat acestui tip de defect.

Densitatea de defecte s-a dat cu raport procentual între suprafața totală a defectelor evidențiate și suprafața piesei turnate.

Radiografiile prezentate au fost realizate prin dublă reproducere pentru a conserva astfel aspectul inițial al filmului radiografie obținut la analiza defectoscopică nedistructivă în raze X.

**Partea III - a PRELUCRAREA SI INTERPRETAREA
REZULTATELOR EXPERIMENTALE**

Cap. XII - Corelații Structură Proprietăți

12.1. Relația

proprietăți mecanice \rightleftharpoons nivel de vid

In vederea determinării relației biunivoce

proprietăți mecanice \rightleftharpoons nivel de vid

s-a efectuat un studiu asupra variației caracteristicilor mecanice, în stare brut turnată, a aliajului AlCuMg10, cu compoziția chimică dată de varianta C2/M2 elaborat în diferite condiții de vid.

Realizând reprezentarea grafică a variației caracteristicilor mecanice funcție de nivelul de vid aplicat la elaborarea aliajului, pentru starea brut turnată, (fig.12.1), se obțin o serie de considerații necesare elucidării acestui mecanism de influențare.

Astfel, rezistența la tracțiune înregistrează o creștere continuă, cu mărirea nivelului de vid, datorată amplificării efectului de modificare și a lipsei de defecte, prezentând un maxim în domeniul (20 - 5 mm.col.Hg).

Peste nivelul $p = 5$ mm.col.Hg, datorită începerii vaporizării magneziului, apare o reducere accentuată a rezistenței la tracțiune, cauzată de modificări ale compoziției chimice și a structurii.

În aceleași condiții de variabilitate a nivelului de vid la elaborarea și turnarea aliajului, alungirea relativă prezintă o creștere permanentă după o funcție:

$$A5 = f(a \cdot \Delta v^2 + b)$$

în care: Δv = nivelul de vid ;

a, b = coeficienți constanți

efect explicat de influența nivelului de vid asupra gradului de vaporizare a magneziului la elaborarea în vacuum.

După un palier desfășurat pînă la limita începutului de apariție a vaporilor de magneziu din topitură, duritatea Brinell ce-

pătă o cădere pe curba de variație, datorită reducerii elementului de durificare, datorat constituențului β (Al_3Mg_2), a cărui concentrație în structură scade o dată cu pierderea de magneziu prin vaporizare la $p > 5$ mm.col.Hg.

Făcînd o analiză statistică a rezultatelor înregistrate în această etapă de experimentări, după metoda indicată de DIETER [59], în funcție de frecvența de apariție a rezultatelor și a frecvenței cumulate, prezentată valoric în tabelul 12.1 și grafic în fig.12.2 - 12.7, se pot extrage o serie de concluzii și anume: (Fig.12.2-12.7, în Anexa V).

Tabelul nr.12.1

**Tabelarea frecvenței caracteristicilor
mecanice**

Caracteristici mecanice	Media inter- valu- lui X_i	Frec- vența n_i	$n_i \cdot X_i$	Frec- vența din total %	Frec- vența cumu- lată	Frec- vența cumu- lată %
0	1	2	3	4	5	6
R_m - Rezistența la tracțiune - daN/mm^2						
125 - 135	130	8	1040	6,0	8	6,0
136 - 140	138	8	1104	6,0	16	12,1
141 - 145	143	8	1144	6,0	24	18,2
146 - 150	148	13	1924	9,8	37	28,0
151 - 155	153	12	1836	9,1	49	37,1
155 - 160	158	14	2212	10,6	63	47,7
161 - 165	163	11	1793	8,3	74	56,1
166 - 170	168	15	2520	11,4	89	67,4
171 - 175	173	22	3806	16,7	111	84,1
176 - 180	178	10	1780	7,6	121	91,7
181 - 185	183	5	915	3,8	126	95,5
186 - 190	188	5	940	3,8	131	99,2
191 - 195	193	1	193	0,8	132	99,9
A_5 - Alungirea relativă, %						
2,0 - 2,5	2,25	11	24,75	8,3	11	8,3
2,6 - 3,0	2,80	52	145,60	39,4	63	47,7
3,1 - 3,5	3,30	31	102,30	23,5	94	71,2
3,6 - 4,0	3,8	14	53,20	10,6	108	81,8
4,1 - 4,5	4,3	6	25,80	4,5	114	86,4
4,6 - 5,0	4,8	3	14,40	2,3	117	86,6

- Stare brut turnată -

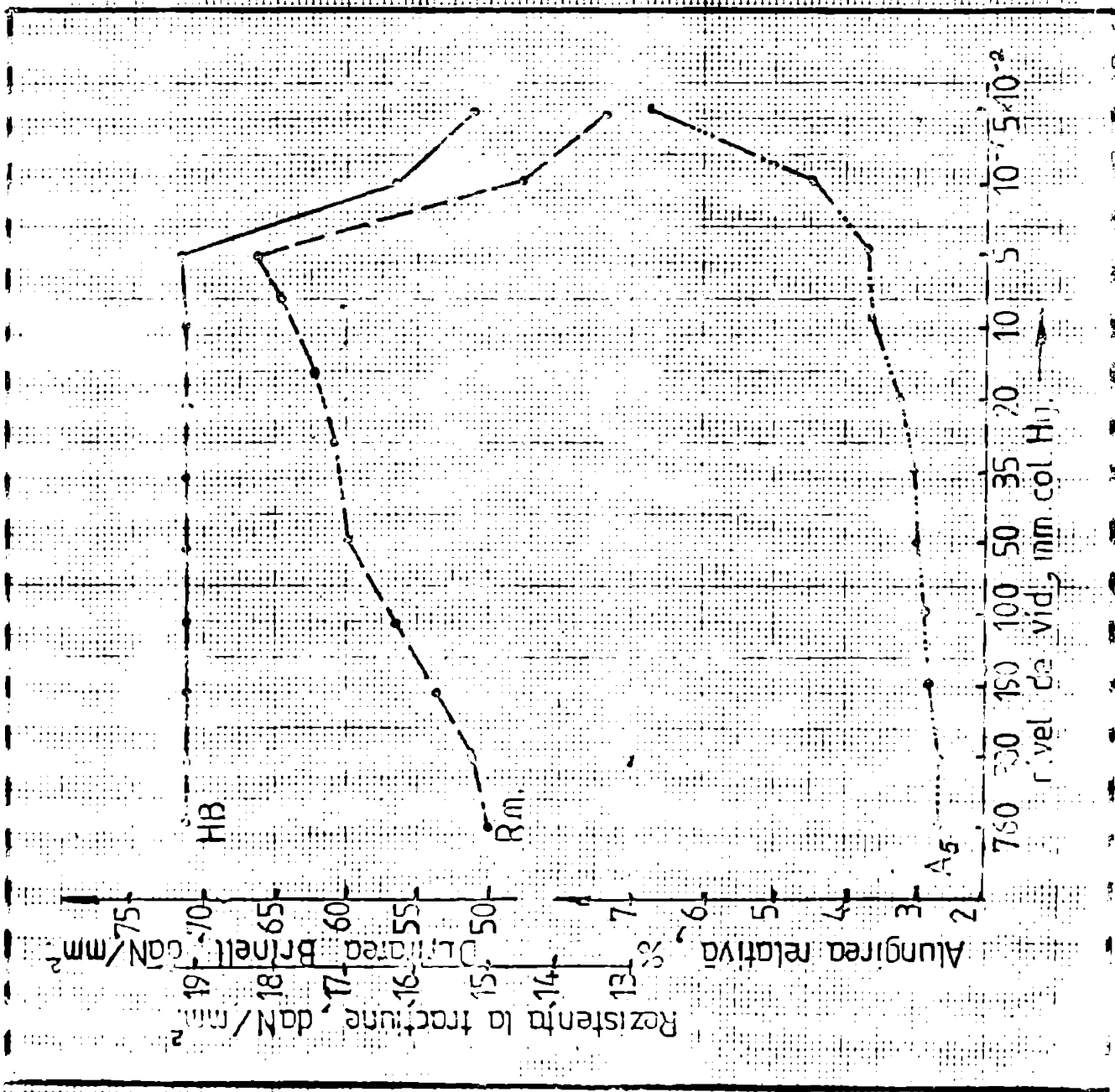


Fig. 22
 Variante caracteristicilor mecanice ale aliajului AlSiMg10.
 în stare brut turnată, în funcție de nivelul de vid în la-
 borare

Continuare tabel 12.1

0	1	2	3	4	5	6
5,1 - 5,5	5,3	3	15,90	2,2	128	98,9
5,6 - 6,0	5,8	3	17,40	2,3	123	93,2
6,1 - 6,5	6,3	3	18,9	2,2	126	95,5
6,6 - 7,0	6,8	2	20,4	1,5	120	97,0
7,1 - 7,5	7,3	3	21,9	2,3	131	99,2
7,6 - 8,0	7,8	0	0	0	131	99,2
8,1 - 8,5	8,3	1	8,3	0,8	132	99,9
HB - Durețea Brinell - daN/mm^2						
48,0 - 49,9	48,95	4	195,80	3,0	4	3,0
50,0 - 51,9	50,95	4	203,80	3,0	8	6,1
52,0 - 53,9	52,95	4	211,80	3,0	12	9,1
54,0 - 55,9	54,95	6	329,70	4,5	18	13,6
56,0 - 57,9	56,95	5	284,75	3,8	23	17,4
58,0 - 59,9	58,95	1	58,95	0,8	24	18,2
60,0 - 61,9	60,95	0	0	0	24	18,2
62,0 - 63,9	62,95	0	0	0	24	18,2
64,0 - 65,9	64,95	0	0	0	24	18,2
66,0 - 67,9	66,95	0	0	0	24	18,2
68,0 - 69,9	68,95	16	1103,20	12,10	40	30,3
70,0 - 71,9	70,95	75	5321,25	56,8	115	87,1
72,0 - 73,9	72,95	17	1240,15	12,9	132	99,9

- Distribuția frecvenței de apariție a rezultatelor cu frecvență maximă, prezentată în fig.12.2; fig.12.4 și fig.12.6, indică prin peshurile curbei, domeniul de densitate mare a rezultatelor obținute pentru un vacuum de (35 - 5) mm.col.Hg.

Această concluzie vine să întărească considerațiile rezultate din diagrama de variație biunivocă a caracteristicilor mecanice funcție de nivelul de vid.

- Prezentarea datelor înscrise în tabelul nr.12.1 sub forma distribuției cumulate este unsoară preferată distribuției de frecvență, deoarece este mai puțin influențată de modul de alegere a limitelor intervalului decât distribuția frecvenței.

Această reprezentare a valorilor înscrierilor mecanice, obținute la diferite nivele de vid utilizate în procesul tehnologic de elaborare a aliajului cercetat, exprimă probabilitatea ca va-

lorile rezistenței la tracțiune, alungirii relative și densității Brinell să fie mai mici sau egale cu cele determinate experimental.

Distribuția frecvenței cumulate a valorilor rezistenței la tracțiune (Fig. 12.3) are o plasare mediană domeniului de înprăstiere a valorilor corespunzătoare nivelului optim de vid.

Comparativ cu aceasta alura distribuției frecvenței cumulate a valorilor alungirii relative este deplasată spre ordonată, marșind domeniul de densitate a rezultatelor înregistrate pentru aceleași nivele de vid.

În schișă, curba de variație a distribuției frecvenței cumulate pentru duritatea Brinell prezintă o inflexiune datorată lipsei valorilor înregistrate pentru domeniul (60,0 - 69,9) daN/mm².

Din analiza completă, realizată prin studiu, grafic și statistic al valorilor caracteristicilor mecanice determinate pentru starea brut turnată se desprinde concluzia generală că domeniul optim de elaborare al aliajului ATG10, în vid este reprezentat prin $p = (35 - 10)$ mm.col.Hg unde se obțin rezultatele maxime pentru rezistența la tracțiune și medii pentru alungire și duritate, corelate cu o structură primară cu predispoziție favorabilă pentru tratamentul termic de punere în soluție și înăstrinare naturală.

12.2. Relația

nivel de vid \Rightarrow proprietăți mecanice \Rightarrow condiționare termică

Studiul relației triple nivel de vid - proprietăți mecanice - condiționare termică s-a realizat printr-o exprimare grafică spațio-planară care evidențiază mai concret modul de variație a caracteristicilor mecanice funcție de parametri tehnologici de prelucrare termică în stare lichidă și solidă a aliajului cercetat.

În plus, elementul variant - tratamentul termic (TT) este studiat prin cele două aspecte de influențare principale: temperatura de punere în soluție și temperatura de călire.

Se realizează astfel o cercetare la parametri cvadrupli de variație, ceea ce conduce la o apreciere sintetică a mecanismului de influențare și determinare a valorilor caracteristicilor mecanice.

A această expunere grafică, a valorilor experimentale inserate

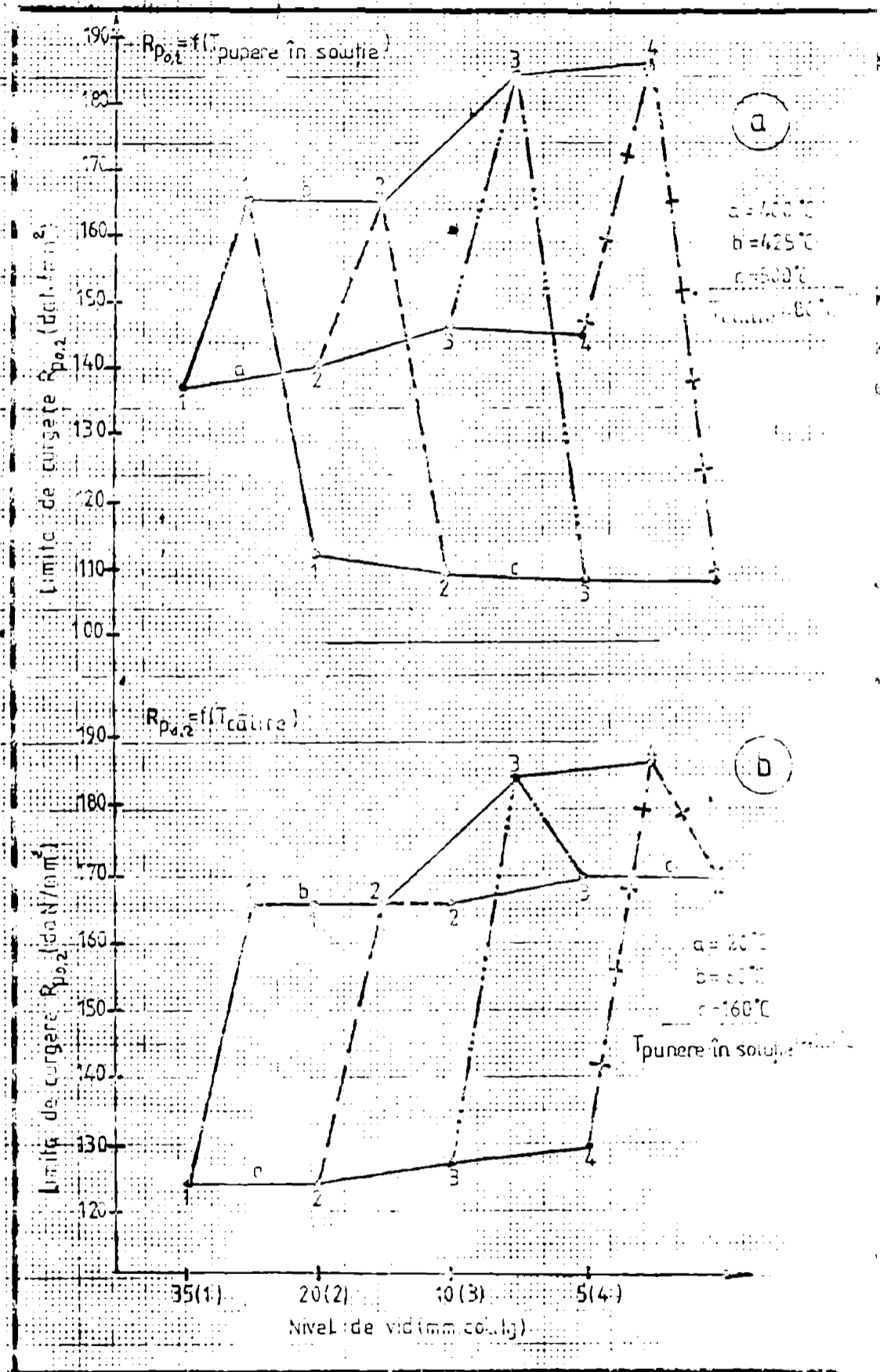


Fig. 12.8
 Diagram de variație triplă: $T.T \Rightarrow R_{p0.2} \Rightarrow N_v$
 a. variația parametrului $T.T$: Punere în soluție
 b. variația parametrului $T.T$: Călire

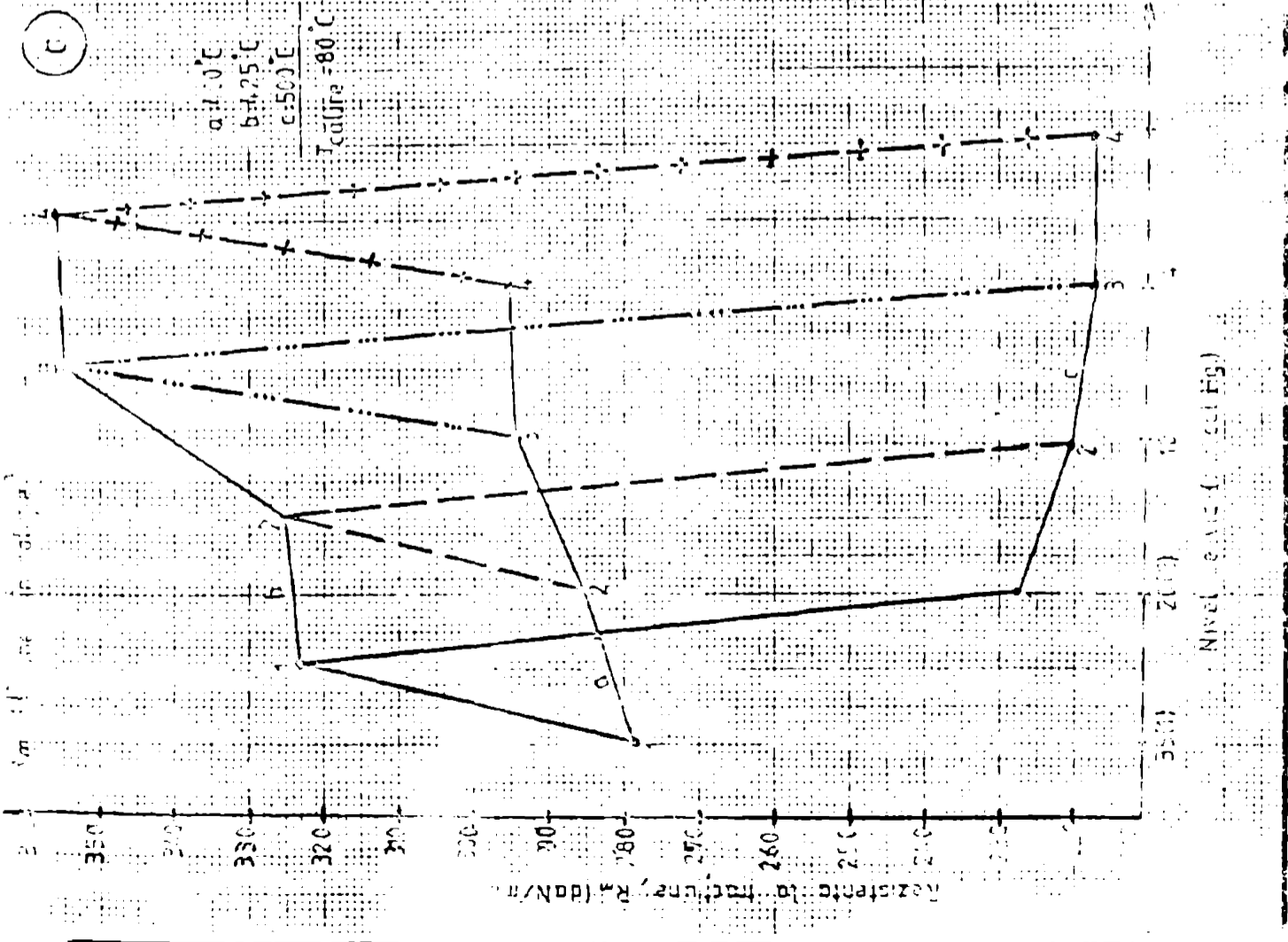


Fig. 12.9.c

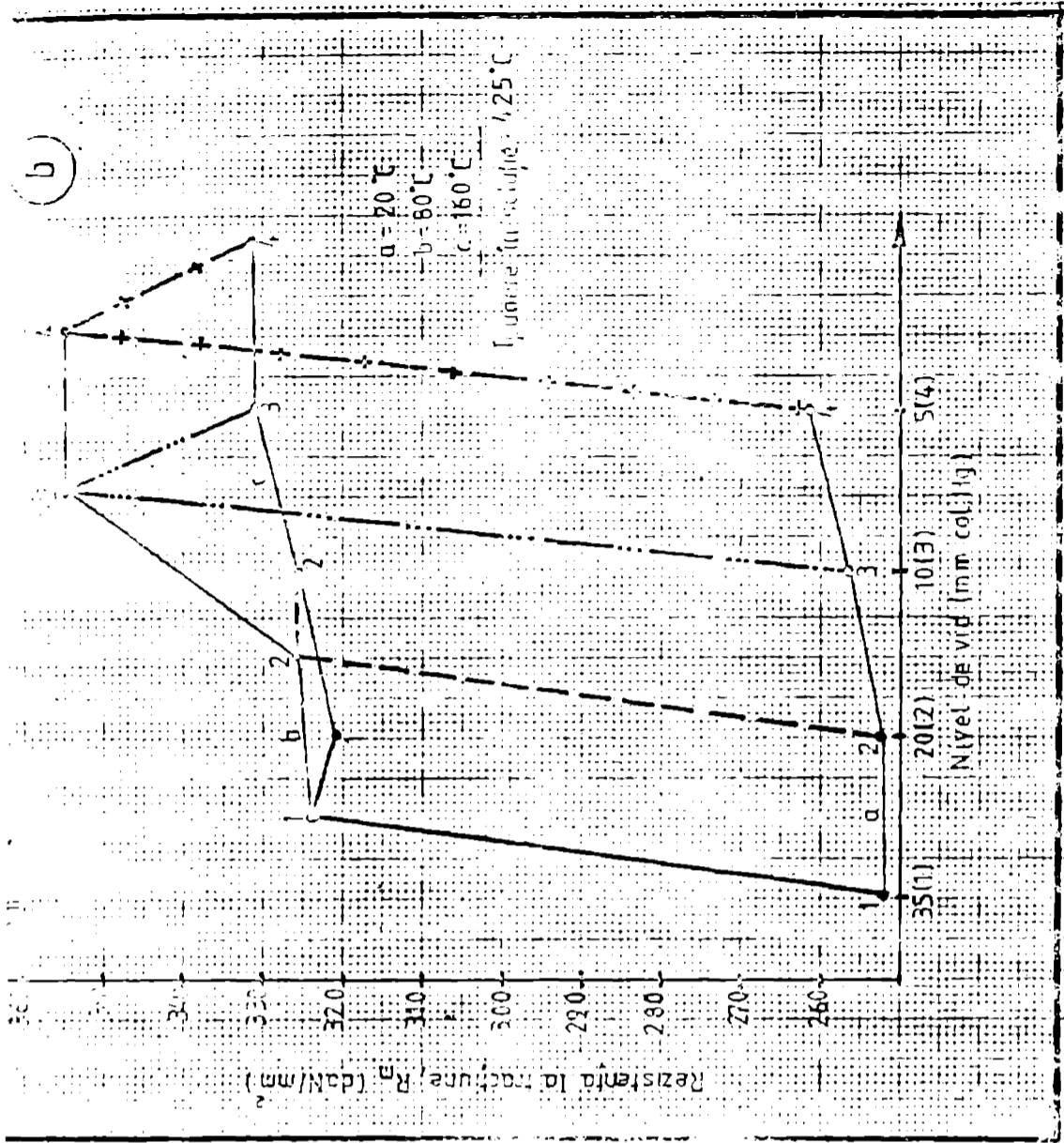


Fig. 12.9.b
 Diagram de variație triplă:
 $T.F. = R_m = f(N)$
 variația parametrului 11 (Temperatura
 soluție
 variația parametrului 11 (Soluzie)

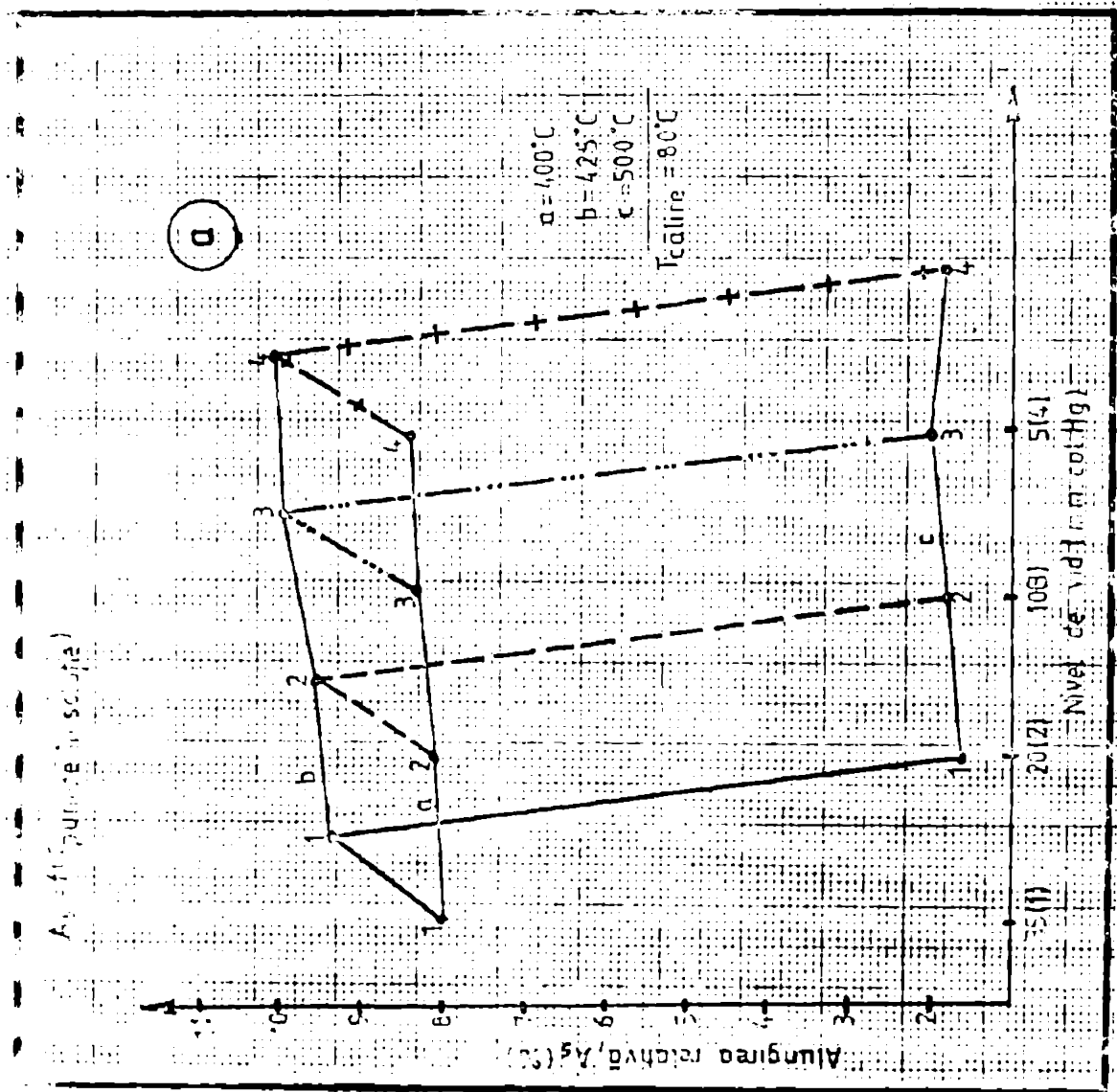
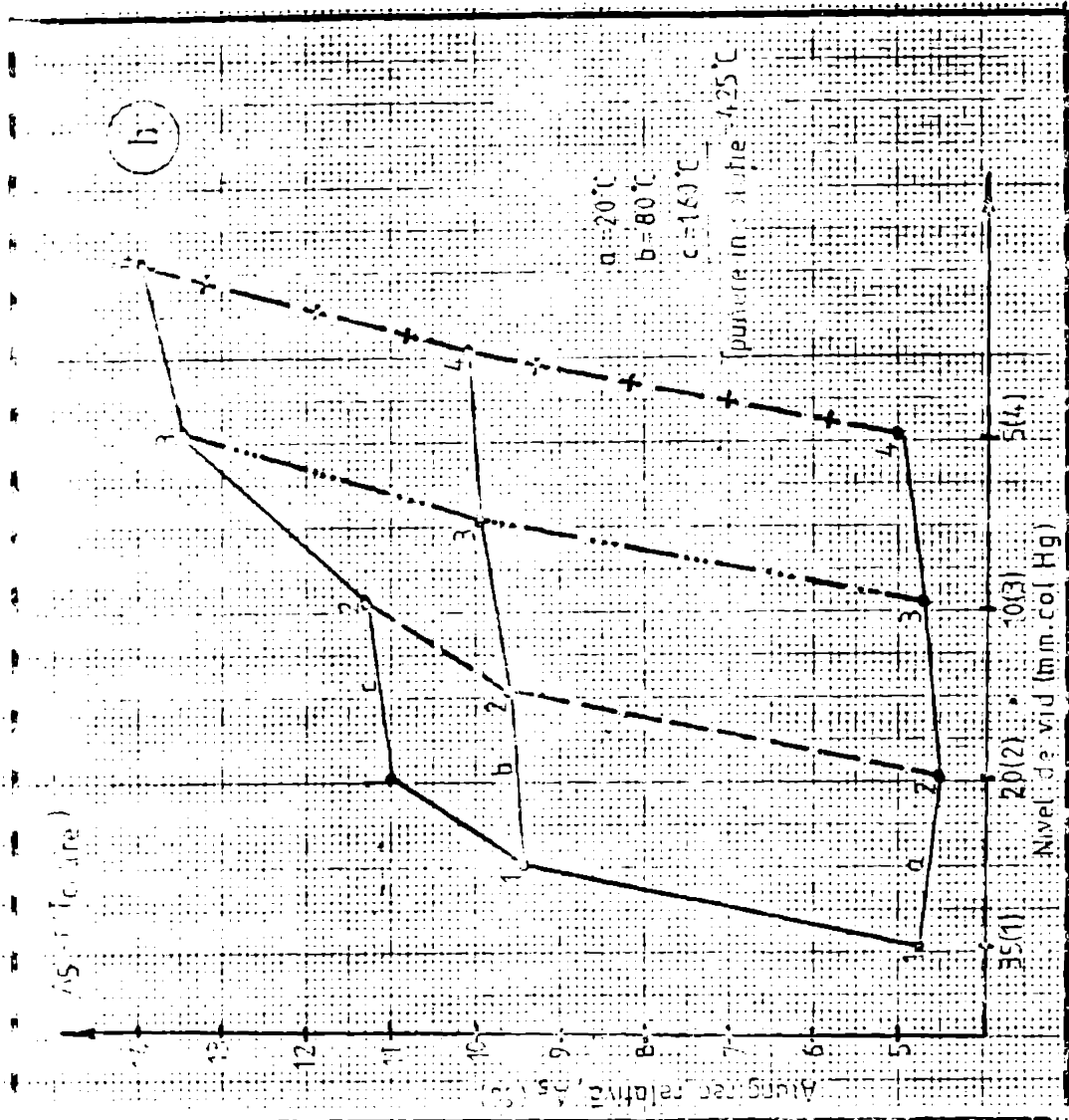


Fig. 12.10
Diagrama de variație triplă:
 $T, T \rightleftharpoons A_s \rightleftharpoons p$
a - variația parametrului T ; T - țipare în soluție
b - variația parametrului T ; T - țoplițe

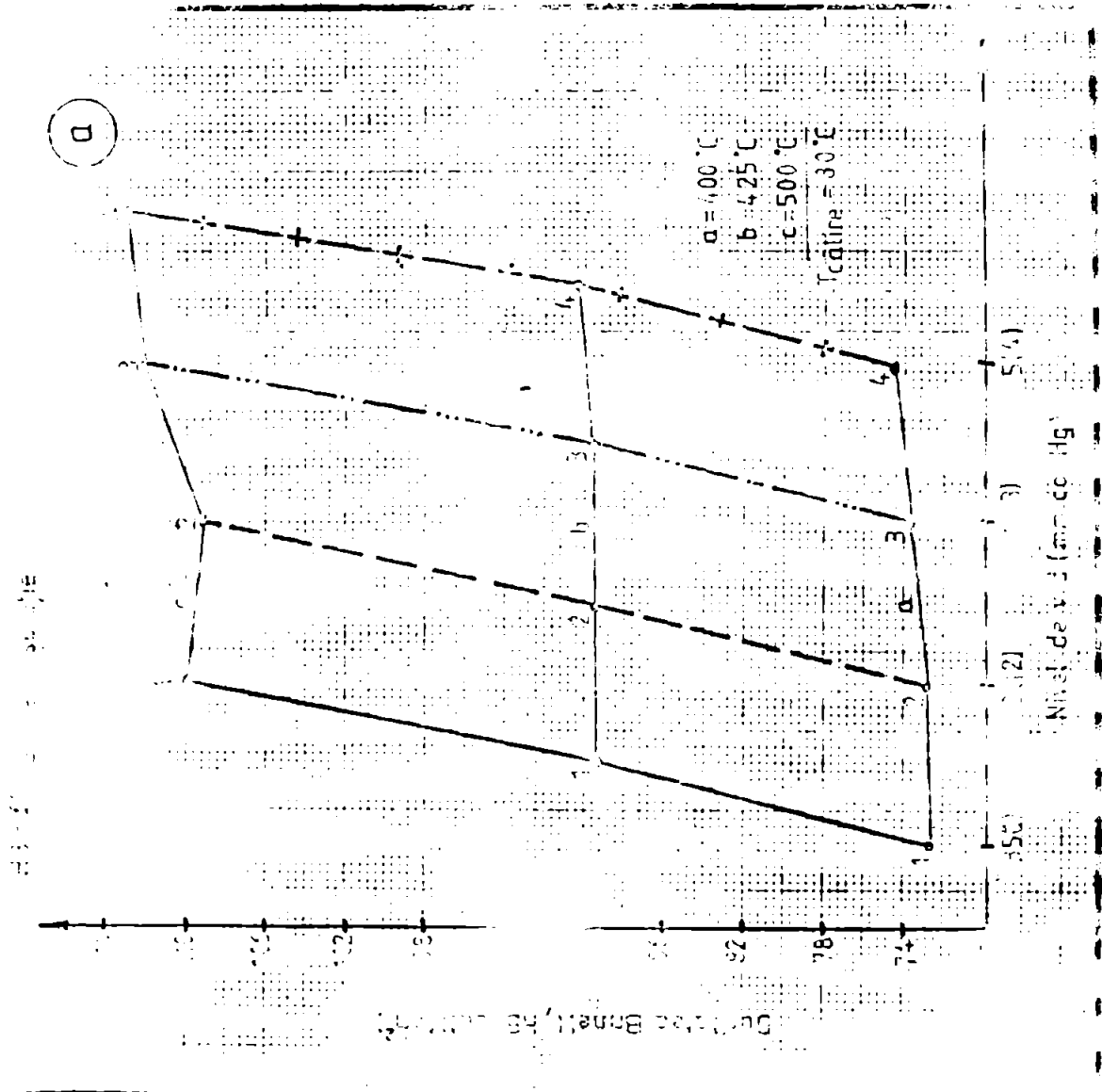
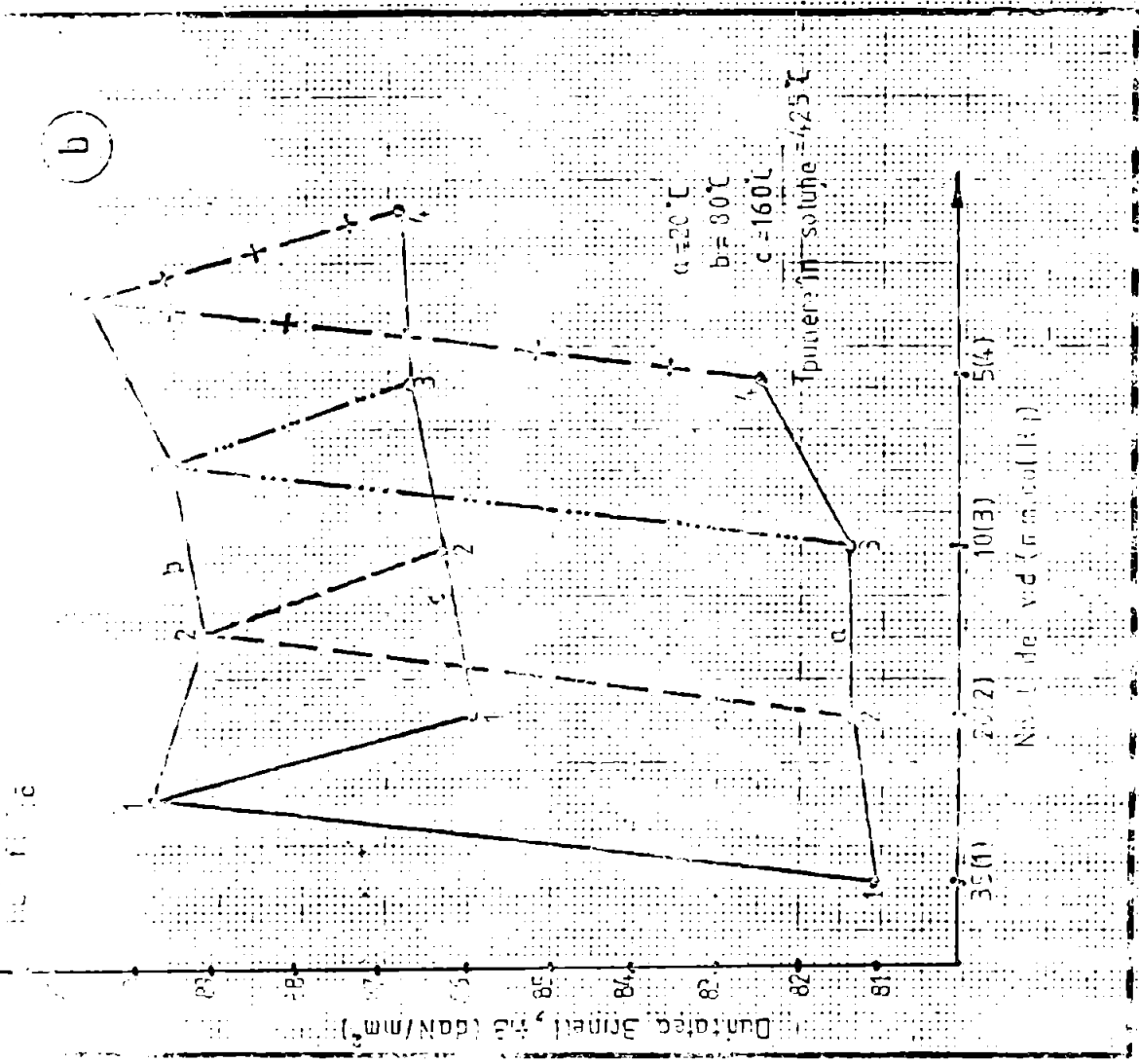


Fig. 12.11
Diagram de variație triplică:
 $\frac{I.T.}{I.T.} \rightarrow \frac{HB}{HB} \rightarrow \frac{M}{M}$
g = variația parametrului I.T.; Spunere în soluție
g = variația parametrului I.T.; Soluție

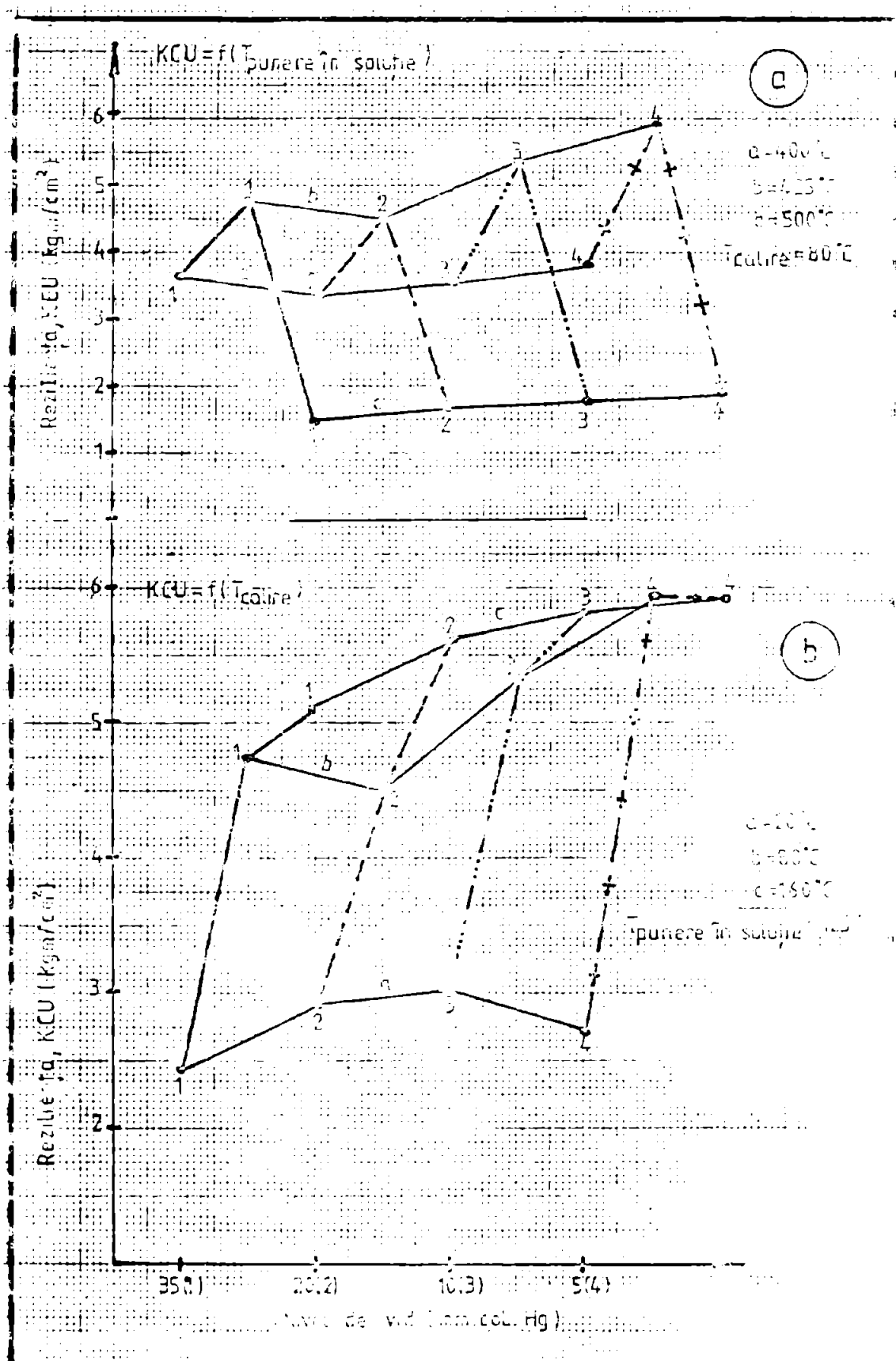


Fig. 12.12
Diagrama de variație triplă
 $TF \rightleftharpoons KCU \rightleftharpoons Rv$
a - variația parametrului TF: Spunere în soluție
b - variația parametrului TF: Călire.

in tabelul nr.9.2(esp.IX), este realizată in diagramele din figurile 12.8 - 12.12.

In fiecare diagramă este reprezentată o familie de curbe(a; b; c) ce reproduc variația bilaterală - caracteristică mecanică \leftrightarrow nivel vid (NV).

Prin unirea punctelor corespondente valorilor omologe, prin curbale(1;2;3;4) se obține o a doua variație biunivocă:

proprietate mecanică \leftrightarrow temperatură punere in soluție(a)

sau: proprietate mecanică \leftrightarrow temperatură de călire (b).

Cele două reprezentări planare sînt conjugate pseudospațial, închizînd domeniul de variație triplă:

tratament termic \leftrightarrow proprietate \leftrightarrow nivel de vid.

Astfel, curbale (a,b,c) devin locul geometric al punctelor de variație a caracteristicilor mecanice funcție de parametrii condiționării termice in stare solidă.

Alina și modul lor de mișcare prin domeniul de variație conduce la optimizarea regimului termic la tratamentul in stare solidă, corelat cu nivelul favorabil, de vid, pentru obținerea de caracteristicii mecanice superioare.

Totodată grupul de curbe(1,2,3,4), dă indicii concrete asupra modului de influență a vacuului, aplicat in cursul elaborării pentru obținerea de caracteristicii mecanice cu valori ridicate.

Astfel :

a. Limita de curgere $R_{p0.2}$, prezentată, in variabilitate triplă in fig.12.8.a - 12.8.b, înregistrează o creștere a valorilor sale in domeniul (35-5) mm.ccl.Hg, pentru temperaturile de punere in soluție de 400°C și respectiv 425°C, și o reducere a lor pentru temperatura de 500°C.

Același aspect îl prezintă și variația funcție de temperatura de călire, unde valorile minime ale limitei de curgere sînt înregistrate pentru temperatura de 20°C.

b. Rezistența la tracțiune, R_m , a cărei variabilitate este redată in fig.12.9.a-12.9.b, prezintă același aspect al curbelor, cu valori maxime pentru temperatura de punere in soluție de 425°C și de călire in ulei la 80°C.

c. Alungirea relativă, A_5 , are graficul de variație similar, in funcție de temperatura de punere in soluție(cu maxia la T =

425°C), dar relevă valori mai mari pentru călirea în ulei la 160°C (fig.12.10 a și b).

d - Duritatea Brinell, HB, prezentată în diagramele din figurile 12.11.a - 12.11.b, evidențiază o creștere continuă a valorilor pentru temperatura de punere în soluție pe întreg domeniul de încălziri (400-500°C).

Aceasta trădează un început de ardere a aliajului, în cursul tratamentului termic la 500°C, prin topirea limitelor de cristal.

Funcție de temperatura mediului de călire, duritatea prezintă un maxim pentru $T_s = 80^\circ\text{C}$ și o diminuare a măsurilor ei la $T_s = 160^\circ\text{C}$, fiind, datorită transformărilor desfășurate cu o viteză mai redusă, are loc o creștere substanțială a grunților cristalini de $\text{SS} \propto (\text{Al})$ cu duritate mult mai mică, iar separările de β (Al_3Mg_2), sînt fin repartizate la limita de grunți, cu un efect durificator mai redus.

e - Reziliența KCU, cu diagramele de variație prezentate în fig.12.12.a - 12.12.b, exprimă cel mai succint, starea de tensiune, remanentă, după condiționarea termică în stare solidă, a aliajului ATCFig10.

Funcție de temperatura de punere în soluție, reziliența prezintă o variație analogă cu ceilalți parametri mecanici studiați, luînd valori maxime pentru palierul de 425°C.

În schimb, starea de relaxare maximă a structurii, se instalează la o temperatură de călire de 160°C, fiind, prin viteza mai redusă de răcire, se asigură o diminuare sensibilă a tensiunilor interne din aliaj.

Totuși călirea în ulei, la temperatura de 80°C, asigură obținerea unor valori medii, dar cu mărime absolută dăstul de mare cooperativ cu cea obținută la alte aliaje.

Acest fapt, demostrează că elaborarea în vid, duse la o eliminare avansată a incluziunilor ne metalice și a gazelor, determinînd obținerea unei structuri compacte și continuă în toată masa materialului.

Aceasta este reliefată, de altfel și de obținerea celor mai mari valori ale rezilienței pentru nivelele de vid superioare ($p = 5 \text{ mm.col.Hg}$).

Din studiul comparat al întregului sistem de prezentare grafică a relației triple:

tratament termic \longleftrightarrow proprietăți mecanice \longleftrightarrow nivel de vid

rezultă că valorile optime ale caracteristicilor mecanice, ținând cont și de condițiile și posibilitățile de aplicare la scară industrială a rezultatelor cercetărilor întreprinse, se pot obține prin realizarea următorilor parametri tehnologici de lucru:

- nivel de vid, la elaborarea aliajului, sau la degazarea prin vid a acestuia ;

$$N_v = (35 - 20) \text{ mm.col.Hg.}$$

- temperatura de punere în soluție, în cursul tratamentului termic :

$$T_{p,s} = 425 \pm 10^\circ\text{C}$$

- temperatura mediului de răcire, la călire:

$$T_c = 80^\circ\text{C}$$

- mediu de călire: ulei.

12.3. Relația

proprietăți mecanice \rightleftharpoons structură

Relația proprietăți mecanice \rightleftharpoons structură este deosebit de complexă deoarece în influențarea lor reciprocă intervin o serie de factori tehnologici ca:

- viteza de răcire la solidificare ;
- nivelul de vid la elaborare ;
- grosimea de perete ;
- compoziția chimică ;
- tipul și cantitatea de modificador ;
- parametrii tratamentului termic ;
- calitatea materialelor prime, ș.a.

Exprimarea s-a grafică ar fi deosebit de dificilă, studiul în bivariație sau chiar în sistem trivariant nu ar reflecta necesarul complex de influențare.

Totuși, pentru structura primară a stării brut turnate s-au trasat curbele de variație ale rezistenței la tracțiune și alungirii relative funcție de structură, folosind ca parametru variabil cantitatea separărilor fazei β (Al_3Mg_2) în valori procentuale raportate la mărimea cimpului cercetat, prin planimetrare (fig.12.13)

Traectoria celor două curbe trasate prezintă aceeași formă de variație, datorită interdependenței bidirecționale dintre rezistență și alungire. Se observă cum, la grade mari de dispersie a corpului β (Al_3Mg_2) pentru nivele peste limita tehnologică de lucru ($p = 10$ mm.col.Hg) are loc o creștere a plasticității aliajului în

stare brut turnată datorită reducerii conținutului de magneziu prin vaporizare.

Pentru vidul grosier, unde separările de fază β sînt dezvoltate, înconjurînd practic limita de cristal cei doi parametri mecanici indică o scădere a valorilor prin reducerea coeziunii dintre cristale.

La creșterea gradului de dispersie a fazei β , obținută la nivele de vid între 5 - 10 mm.col.Hg atît rezistența cît și alungirea la rupere crescătoare continuu pînă la atingerea limitelor tehnologice de lucru.

Structura secundară, obținută prin condiționare termică în stare solidă, beneficiind de o ereditate cristalină, prin aceste influențe peste care se suprapune mecanismul transformărilor în stare solidă.

Astfel, la temperaturi pentru palierul de punere în soluție plasate la limita valorii de 400°C , structura nu exprimă o transformare completă, însoțită de o precipitare optimă a fazei β .

Acest fenomen se reflectă în valori mai mici ale caracteristicilor mecanice.

Atingerea temperaturii de transformare (425°C) este pusă în evidență, structural, printr-un grad avansat de precipitare și de dispersie a fazei β , însoțită de creșteri semnificative ale proprietăților mecanice.

În plus, introducerea unei noi variabile, pentru acest al doilea tip de tratament ($T_{ps} = 425^{\circ}\text{C}$), și anume viteza de răcire la călire, aduce noi influențe asupra structurii secundare și a caracteristicilor mecanice.

La viteze de răcire accelerate (ulei la 20°C) se observă o "înghețare" a structurii transformate pe palierul de punere în soluție, astfel că nici după precipitarea prin îmbătrînirea naturală ($240\text{h}/20^{\circ}\text{C}$), separările de β (Al_3Mg_2) nu capătă o dezvoltare corespunzătoare concentrației de magneziu din aliaj.

Pe acest fond, valorile proprietăților mecanice nu ating valorile impuse, ducînd la o diminuare a lor cu circa 30 %, față de cele atinse la o viteză mai moderată de răcire ($U.80^{\circ}\text{C}$).

La viteza medie de răcire (ulei la 80°C) considerată inițial ca optimă și confirmată în cadrul experimentărilor efectuate, se înregistrează o repartizare ideală, în structură, atît cantitativ, cît și ea formă și dispersie a fazei β (Al_3Mg_2).

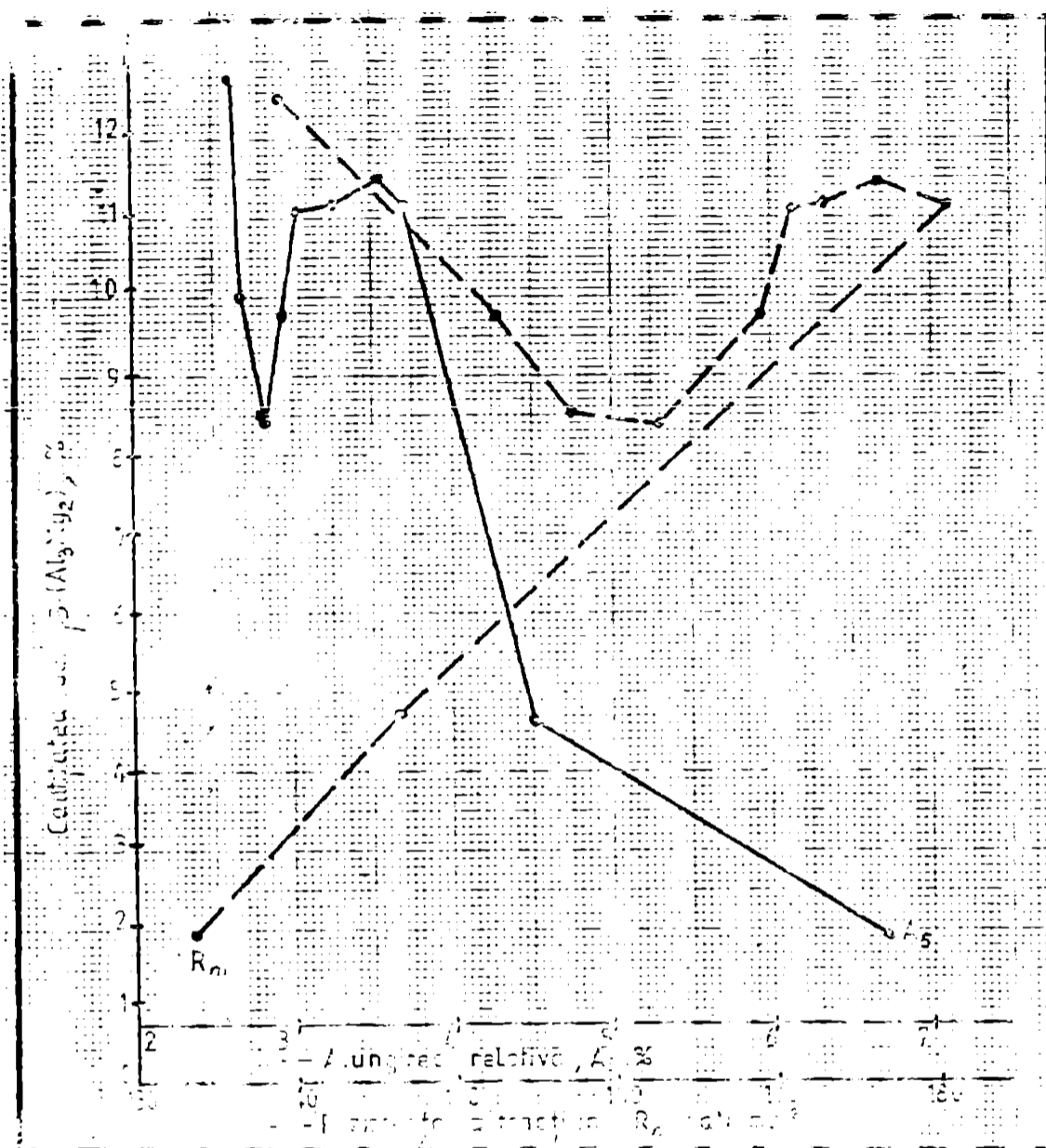


Fig.12.13

Variația rezistenței la tracțiune și a alungirii relative funcție de structură (cantitatea de β) (variație dată de determinări planimetrice pe structura eșantionelor 030-040)

Mărunțirea corectă a fazei β , concomitent cu localizarea ei discontinuă, la limita cristalelor de 33 Al , creează premisele obținerii unor înalte caracteristici mecanice și a unei foarte bune rezistențe la coroziune.

Influența nivelului de vid se manifestă și în acest caz prin adâncirea gradului de finisare și dispersie a structurii, la creșterea nivelului său.

La răcirii lente (ulei la 160°C), structura prezintă separări mai mari de β (Al_3Mg_2) dar tot discontinue și repartizate uniform în structură. Beneficiul acestui tip de structură este dat mai mult de creșterea alungirii relative, rezistența la tracțiune înregistrând din nou valori minime.

La depășirea temperaturii punctului critic de transformare în stare solidă (475°C) prin tratamentul de punere în soluție la 900°C apar modificări structurale esențiale ce conduc la diminuarea substanțială a caracteristicilor mecanice.

La această temperatură, structura este puternic influențată prin creșterea accentuată a mărimii de grăunte, repartizarea cantitivă a fazei β și apariția punctelor de topire zonale intercrystaline.

Prin cercetarea procesului de influențare proprietăți mecanice \leftrightarrow structură, s-au adus unele clarificări asupra mecanismului de determinare a modificărilor structurale, în sensul obținerii unui anumit nivel pentru caracteristicile mecanice, dar această problemă fiind deosebit de complexă, necesită continuarea studiilor sale în special prin extinderea cercetărilor prin difracție, microdifracție și microscopie electronică.

La acest nivel de investigație se poate găsi și soluționa interacțiunea structură-proprietăți și fundamenta legile de variație și interdependență reciprocă.

12.4. Relația

compoziție chimică \Rightarrow structură \Rightarrow nivel de vid

Relația de interdependență a structurii cu compoziția chimică pe de o parte și cu nivelul de vid, pe de altă parte a fost studiată prin intermediul unor parametri structurali legați de densitatea fazei β (Al_3Mg_2) în câmpul structurii și de mărimea grăuntelui cristalin.

În plus, s-a determinat variabilitatea conținutului în magneziu și a gradului său de asimilare față de nivelul de vid la operația de elaborare, ca factori de influențare a structurii primare.

Astfel, variația conținutului în magneziu dat de tabelul nr. 8.4, în varianta C2/M2 pentru $p \leq 330$ mm.col.Hg și în tabelul 8.2 varianta C2 pentru $p = 760$ mm.col.Hg, prezentată în fig.12.14 evidențiază o ușoară diminuare a sa în domeniul $p = (760 - 330$ mm.col.Hg) datorită cantității de oxigen remanent în atmosfera cuptorului care crește relativ oxidabilitatea acestuia.

Apoi curba se înadresează pe o pantă ascendentă pînă la $p = 10$ mm.col.Hg, considerată, din acest punct de vedere, ca limită tehnologică de elaborare pentru acest aliaj.

Peste aceasta, evaporarea accelerată a magneziului datorată reducerii presiunii de vapori, duce la scăderea bruscă a magneziului

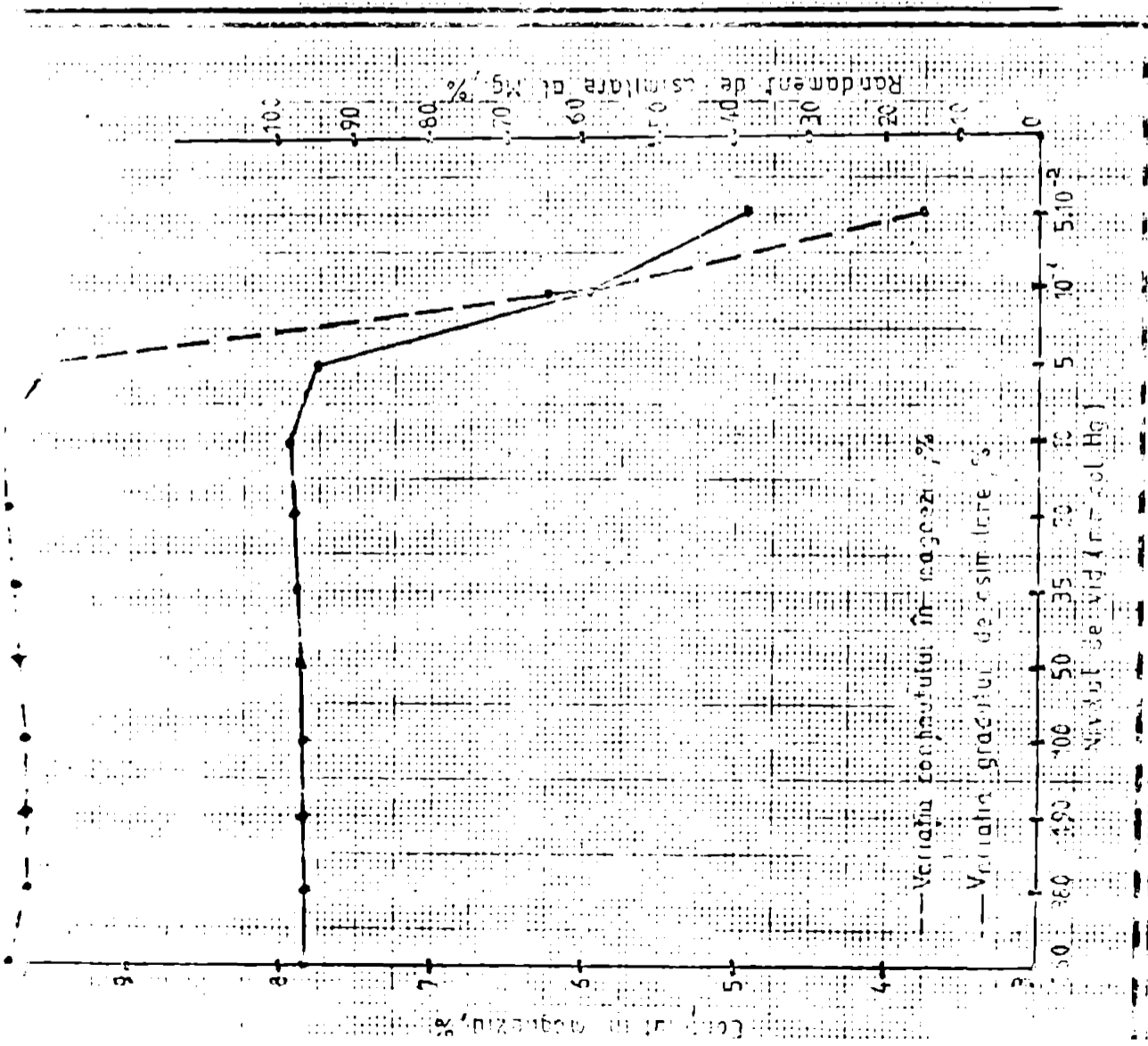


Fig. 12.14
 Variația conținutului în magneziu și a randamentului de uscare a acestuia în topitură, în funcție de nivel de vid aplicat la elaborare.

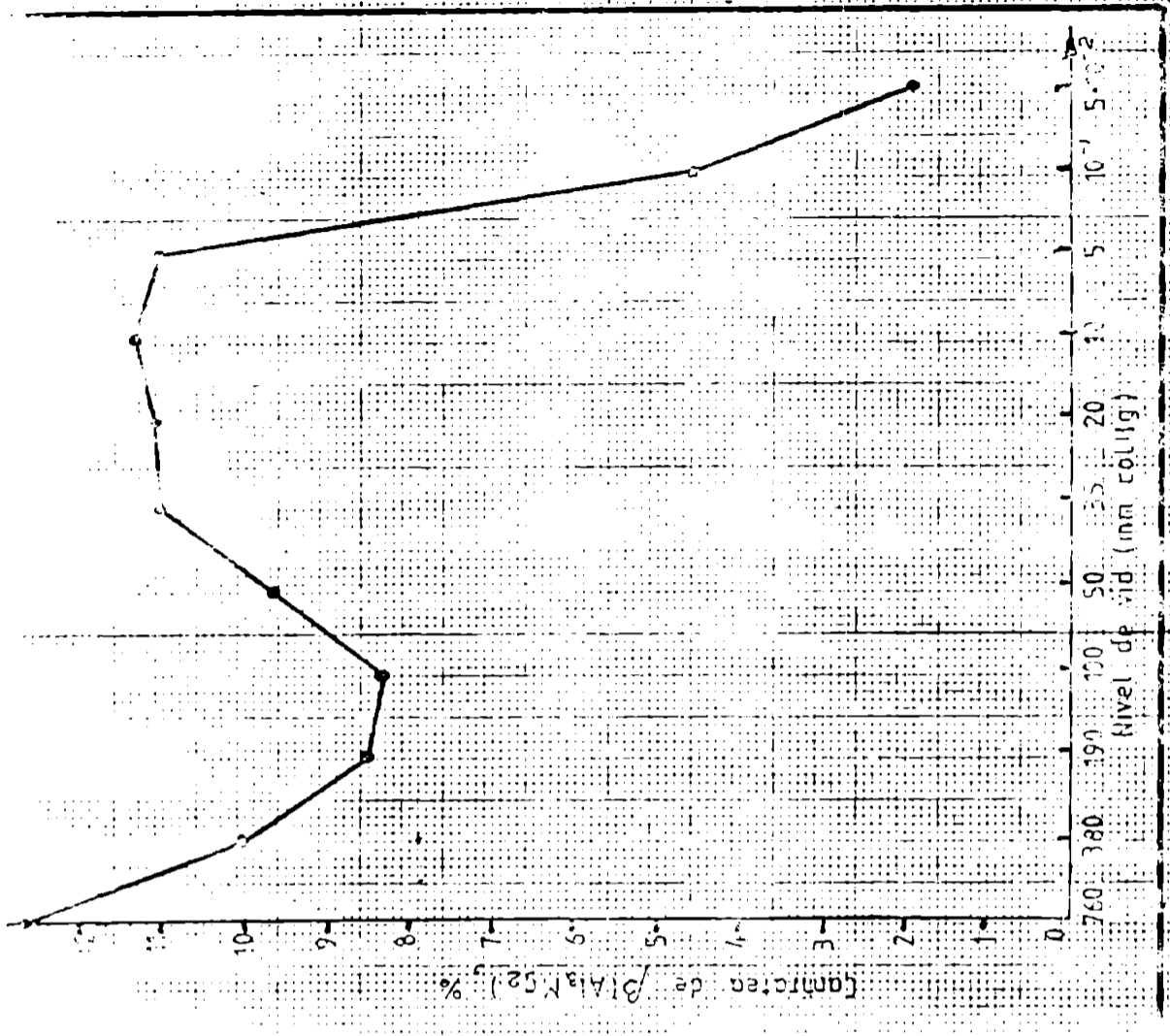


Fig. 12.15
 Variația cantității fazei β (Al_2O_3) în structură, în funcție de nivelul de vid la care s-a efectuat elaborarea aliajului aluminiu (variație dată de determinări planimetrice pe structura eșantionelor 030 - 040)

din aliaj.

Acest fenomen este, de altfel subliniat și de variația gradului de asimilare a magneziului (fig. 12.14) inițial crescătoare, la limita tehnologică înregistrând aceeași descendență accentuată.

Constituentul predominant în structura aliajului AlMg10 - β (Al₃Mg₂) - separet pe limita de cristal al soluției solide SS α (Al) prezintă o serie de particularități de formare. Variația cantității de separări β , în masa metalică de bază, funcție de nivelul de vid (fig. 12.15) redă unul dintre aceste aspecte.

Astfel, în prima fază a procesului de vidare, datorită turbulenței create de eliminarea puternică de gaze se produce un dezechilibru dinamic al stărilor de presiune în fază lichidă care determină o parte din magneziu să fie fixat, în locul golurilor create de eliminarea imbuziunilor nemetalice și de gaze, între dendritele de SS α .

Astfel, se poate considera existența unei a treia pseudofaze, și nume - „spațiul interdendritic liber (SIL)”. În acest caz structura aliajului, elaborat la nivele de vid $p = (3.0 - 100 \text{ mm.col.Hg})$, devine:



Acest spațiu interdendritic liber poate capta o parte din atomii de magneziu ce tind să migreze spre limitele grăuntelui cristalin, formând compusul β' .

Astfel, aparent poate apărea o diminuare a cantității de magneziu, infirmată de compoziția chimică ce nu înregistrează modificări esențiale ale conținutului în acest element, și de nivelul caracteristicilor mecanice în stare brut turnată.

Prin creșterea depresiei create, are loc o reechilibrare a termodinamicii procesului de generare a fazei β , iar spațiul interdendritic liber se diminuează și prin creșterea eficacității modificateorului.

Aceasta determină o fărâmițare avansată a dendritei și în primul rând, împiedică creșterea și dezvoltarea dendritelor secundare și mai ales a celor terțiare. Apare un fenomen de blocare reciprocă a dezvoltării dendritelor ce are drept consecință reducerea zonelor SIL.

În acest mod, cantitatea de β , evidențiată în structură va crește întâi mai rapid și apoi mai lent, pe măsură ce se reface echilibrul de dezvoltare a acestui constituent.

La atingerea pragului tehnologic limită ($p = 5 \text{ mm. vol. Mg}$), apare o micșorare ireversibilă a cantității de fază β , prin efectul de vaporizare a magneziului.

La condiții tehnologice de lucru identice, se înregistrează de asemenea influențarea structurii, prin concentrația în Mg, din aliaj, manifestată prin creșterea corelată a mărimei de grăunte (fig. 12.16). Paliarul manifestat pentru proporții de 9-10 % Mg, reprezintă elementul de tranziție

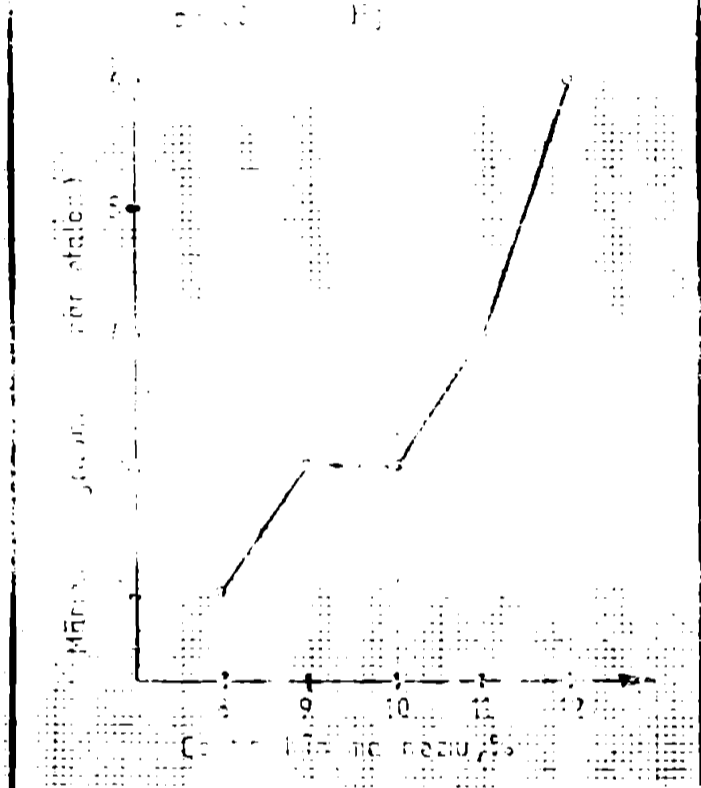


Fig. 12.16

Variația mărimei de grăunte în funcție de conținutul în magneziu (variație dată de studiul structurii eșantioanelor 041e045)

31.

Pentru realizarea caracteristicilor fizico-mecanice superioare, pe fondul obținerii unei structuri secundare favorabile, este necesar de a asigura stării brut turnate, condițiile necesare de apariție a unei structuri primare fine.

Acest efect îl realizează elementele modificatoare, a căror acțiune, exprimată prin cantitatea de modificador introdusă se repercutează în mod evident asupra mărimei de grăunte corespunzătoare structurii primare (fig. 12.17).

Din aceste cercetări întreprinse, pentru stabilirea unei relații între compoziție chimică-structură-nivel de vid, se desprind o serie de instrumente de influențare a modului și mărimei de cristalizare a celor două faze principale - $33 \alpha (Al)$ și $\beta (Al_2$

prezintă elementul de tranziție dintre aliajele medii și cele înalt aliate cu magneziu.

Totodată aceasta explicitează și ipoteza existenței compusului Al_2Mg (β'), la nivourile de vid groasier și concentrații sub 10 % Mg. Trezind în domeniul aliajelor bogate în Mg, cantitatea de fază β crește.

Având însă tendința de migrare spre limita de grăunte, aceasta are un efect de frinare a creșterii grăuntelui, fenomen similar cu cel realizat de modificatorii cu acțiune superficială, ce realizează bariere prin staturile de adsorbție formate, în special la aliajele din grupa Al-

β_2), în anumite direcții care să conducă în final la obținerea unui aliaj cu caracteristicii superioare.

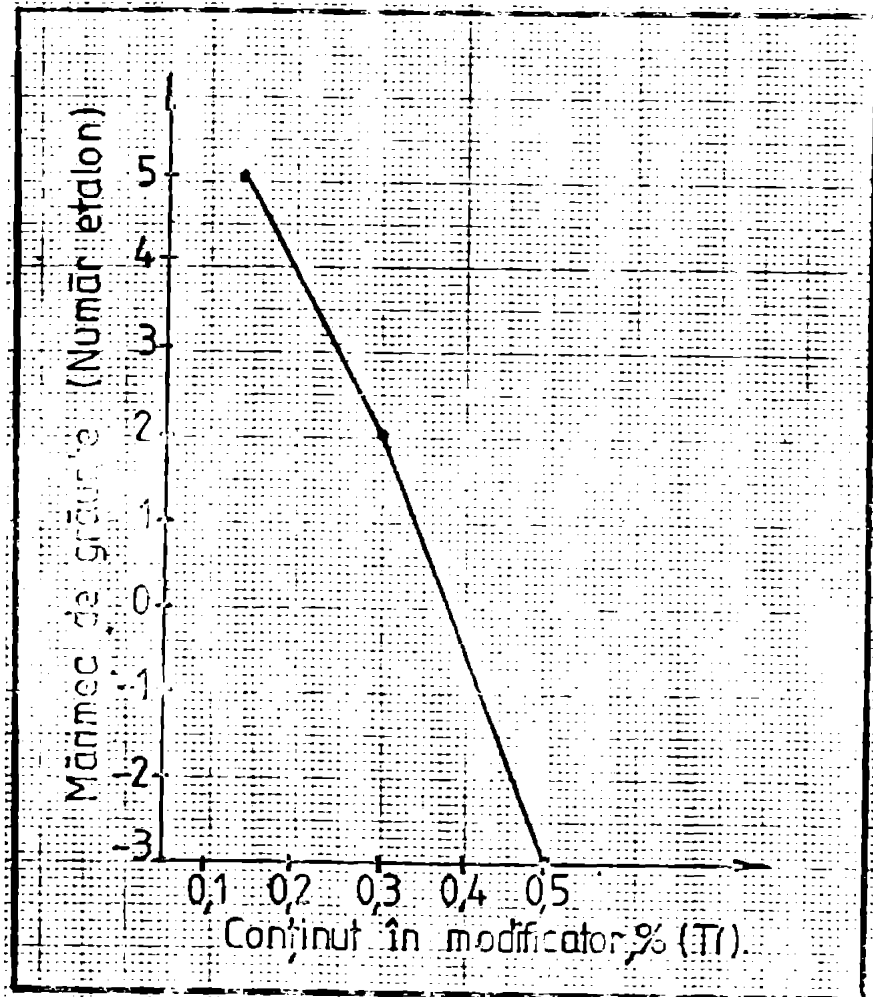
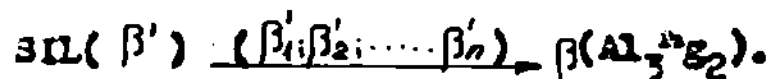


Fig. 12.17
Variația mărimei de grăunte cu cantitatea de modificador (variație dată de studiul structurii eșantioanelor 011, 014, 015).

Concluzionând se poate spune că, determinant pentru obținerea unei anumite structuri, cu caractere favorabile și predispoziție optimă pentru condiționarea termică se impune ca, pe lângă respectarea calității materialelor, a prescripțiilor de lucru recomandate și a limitelor tehnologice pentru nivelul de vid este necesarul de transformări în stare solidă



Acest fenomen se desfășoară atât în structura primară cât și în structura secundară, într-un mod încă nedeterminat.

Am pus în evidență însă că, la presiune asfiantă și la nivele de vid grosier (până la 100 mm.col.Hg) există o posibilitate mai mică de transformare $\beta' \rightarrow \beta$. La nivele de vid mai mari, și sub influența, probabil a modificatei stabilitatea compusului β' scade, reacția desfășurându-se în censul formării fazei $\beta(\text{Al}_3\text{Si}_2)$.

Este de asemenea, posibil ca, prin existența unui mai mari concentrații de atomi de magneziu pe interfața cristalelor β c α să se crească condiții prielnice de formare a compusului β' , dar toate aceste fenomene mult mai complexe vor putea fi elucidate în viitor printr-un studiu aprofundat, în acest domeniu.

12.5. Relația

parametrii tehnologiei \rightleftharpoons structură

Relația bilaterală parametrii tehnologiei \rightleftharpoons structură exprimă modalitatea practică de influențare directă a caracteristicilor mecanice, prin intermediul variației într-un mod sau altul a tipului de structură, al fazelor evidențiate și a mărimii de grăunte.

Respectiv fazele procesului tehnologic, prima posibilitate de influențare a structurii primare este metoda aplicată la elaborare.

În primul rând, pentru a elimina complet factorii perturbatori reprezentați de impuritățile neutre și active fizico-chimice, incluziuni de origine exogenă și elemente cu acțiune nocivă se impune utilizarea obligatorie a unor materii prime și materiale tehnologice de primă calitate, testate chimic la introducerea în procesul de fabricație și eliminarea oricăror posibilități de contaminare posttestare.

Aplicarea corectă, printr-o disciplină tehnologică bine înțeleasă, a parametrilor fazei de elaborare, prin respectarea temperaturilor prescrise, a cantităților de materiale dozate corespunzător și a sculelor și SDV -urilor pregătite corect, conduce în final la eliminarea oricărei posibilități de contaminare și impurificare a topiturii.

Toți acești factori amenerați, cu influență directă asupra structurii nu mai la abateră din limitele recomandate, respectarea lor conducând doar la garantarea calității corespunzătoare tehnologiei de lucru impuse.

În această etapă unul din factorii cu influență directă asupra structurii este reprezentat prin nivelul de vid din camera de elaborare în vacuă.

În graficul din fig. 12.18 este prezentată variația mărimii de grăunte în funcție de nivelul de vid la care s-a desfășurat elaborarea aliajului.

Făcând un studiu corelat al acestei variabilități, cu diagre-

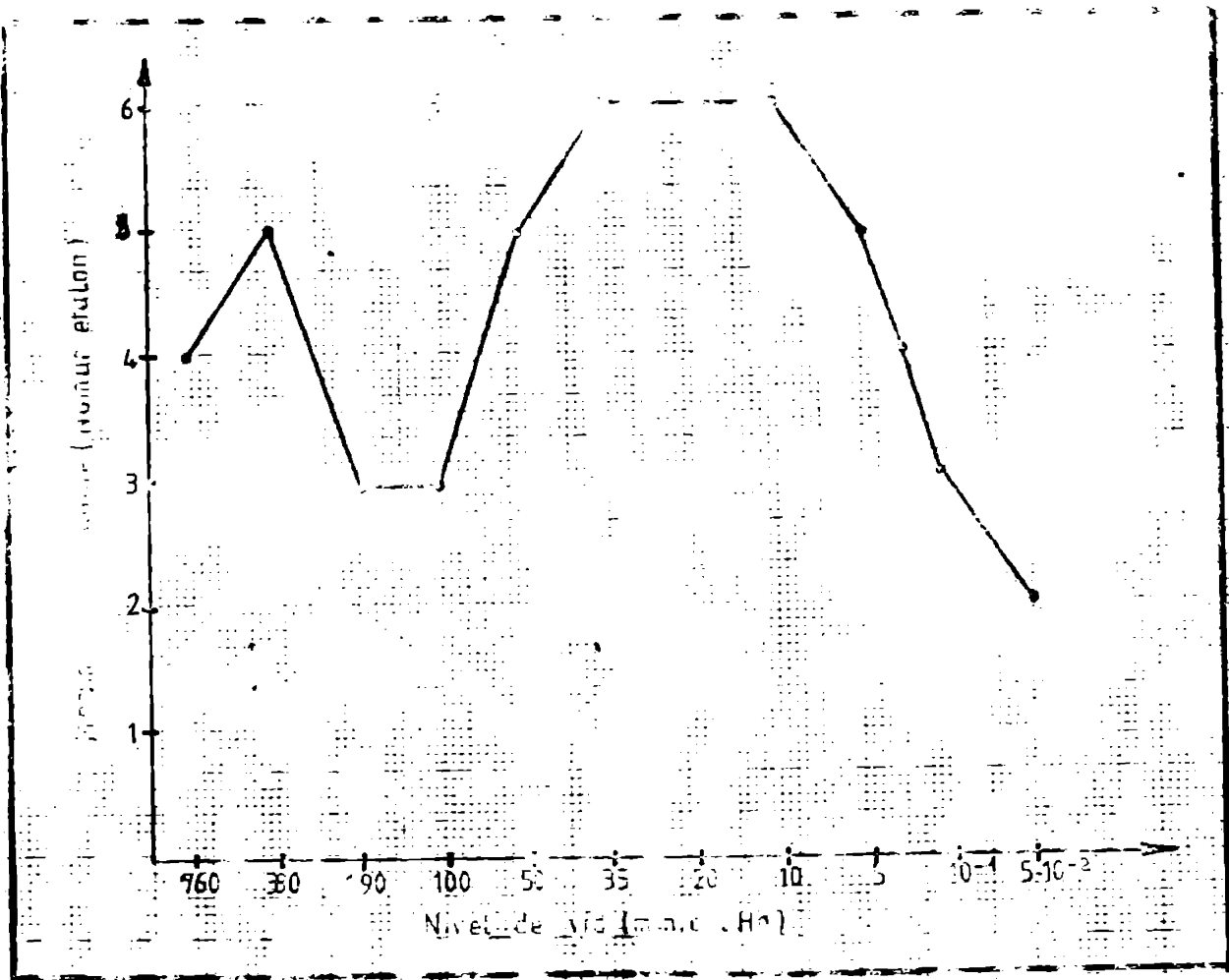


Fig.12.13
Influența nivelului de vid la elaborare asupra
mărimei de grăunte, pentru starea brut turnată.
(variație dată de studiul structurii egantio-
nelor 030 - 040)

La de germinare a fazei β (Al_3Mg_2) din fig.12.15 se observă o traiectorie similară a celor două curbe. Fenomenologic ele sînt dependente de efectul zonelor SLL, datorat blocării aparente a unei părți, relativ reduse din conținutul de magneziu, în aceste spații.

Pe de altă parte, eliminarea incluziunilor, la nivel de rețea creează disponibilități de substituție intensificată a magneziului, depășind pragul teoretic pentru o temperatură dată, de solubilizare a lui în rețeaua de SS.C (Al).

Reducerea, în partea finală a curbei, a mărimei de grăunte, la nivele de vid superioare limitai tehnologice ($p < 10$ mm.c.Hg), se explică prin același fenomen de amorcare a vaporizării magneziului prin superea echilibrului presiunilor parțiale în topitură și crearea condițiilor de sărire a presiunii de vaporizare a magneziului.

Stăruind condițiile tehnologice impuse, la turnarea aliajului în forme permanente, funcția de nivelul de vid aplicat și influența acestora asupra structurii, exprinsă sintetic prin mărirea de grăunte s-a realizat o exprimare grafică concludentă, prezentată în fig.12.19.

Corelarea vitezei de răcire, în diferite variante, cu grosimea de perete variabilă a probei în trepte și nivelul de vid la elaborare, a condus la obținerea unei serii de diagrame de modificare a structurii.

Astfel, prin serie de trei diagrame de variația simultană a mării de grăunte funcție de viteza de răcire (VR), grosimea corespunzătoare pentru fiecare din cele patru trepte (T1;T2;T3;T4) ale probei tehnologice, la nivele de vid constante pentru fiecare dintre cele trei familii de curbe.

Se observă cum, la creșterea grosimii treptei, concomitent cu reducerea vitezei de răcire apare o creștere a mării de grăunte, cu toate că în unele curbe apare un fenomen invers pentru treapta T4 și mai puțin la T3.

Această abatere de la regula generală se explică prin apariția unor condiții favorabile de germinare a β (Al_3Mg_2) într-o proporție mai mare, datorită efectului apropiat al maselotei, poziționată pe treapta T4 și a nivelului de vid.

La viteze de răcire constante se pune în evidență în a două familii de diagrame, o creștere permanentă a mării de grăunte, datorată utilizării integrale a efectului modificatorilor, pentru nivele de vid crescătoare.

Făcând un studiu asupra mării de grăunte, pe fiecare treaptă în parte, deci la grosime de perete constantă se înregistrează o creștere constantă și continuă a granulației structurii, atât la viteze de răcire constante (grupul III de diagrame) cât și la nivele de vid constante (grupul IV de diagrame), fenomen căruia explicat prin mărirea progresivă a timpului de solidificare și deci de creștere permanentă a dendritei datorată convecției de metal cald spre rezurile ei secundare sau terțiare.

Prelucrarea prin condiționare termică a structurii primare conduse la o altă metodă de influențare a structurii, prin care se asigură costela stabilitate și morfologie finală.

Variantele de tratament termic studiate condus fiecare la obținerea unui anumit tip de structură, incomplet transformată, pos-

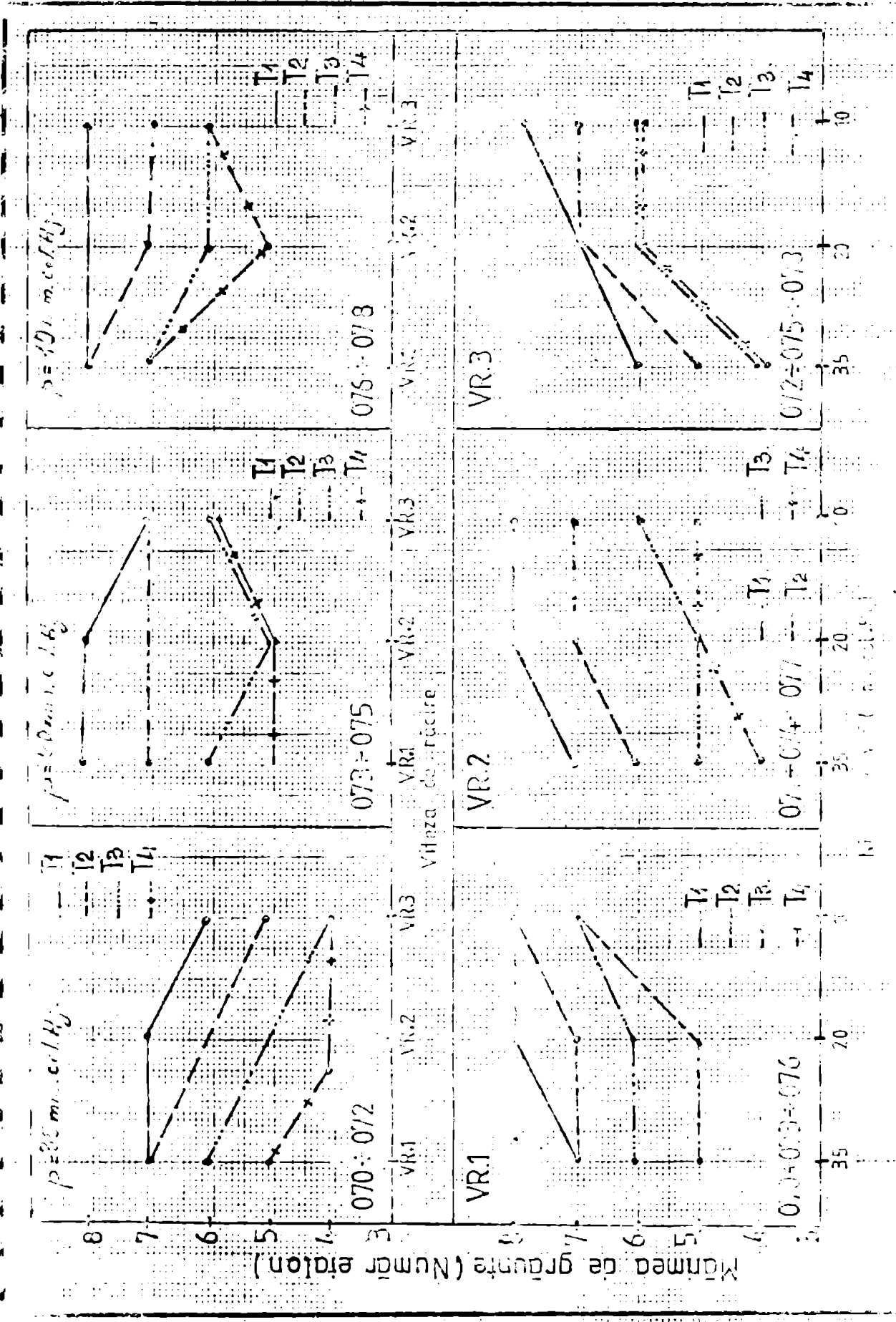


Fig. 12.19 d.
 Variația numărului de grăunte în funcție de parametrii tehnologici (temperatură, nivelul de vid, viteza de răcire) - variație dată de studiul structurii spandocnelor
 070 - 078

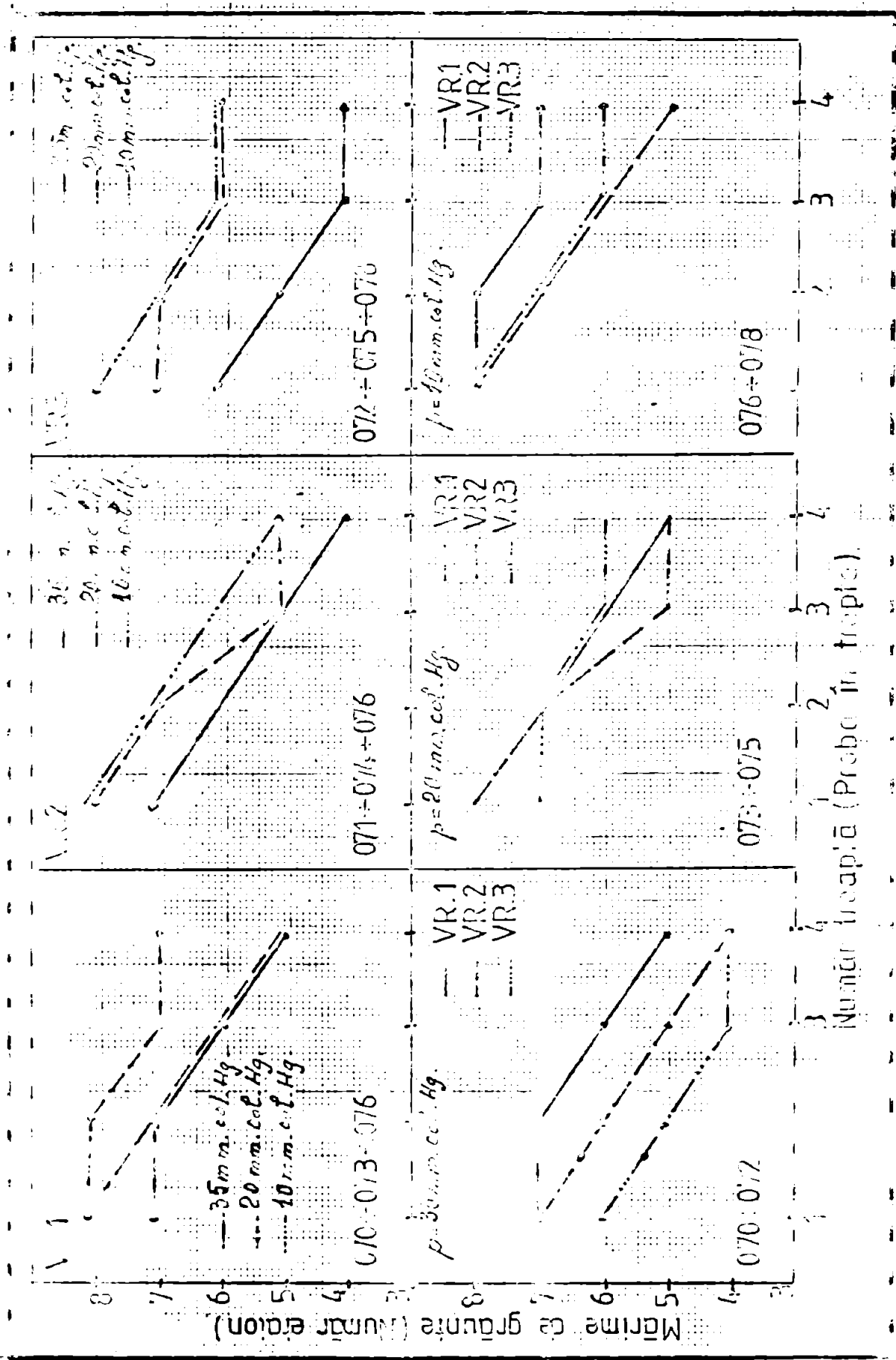


Fig. 12, 19, b
 Variația mărimeii de grăunte în funcție de parametrii tehnologici (grădina de perete, nivelul de vid, viteză de răcire) - variație dată de studiul structurii epantioanelor
 070 - 078

tru temperatura de punere în soluție la 400°C , transformată, pentru 425°C și cu început de creșteri avansate de cristal și chiar cu topiri zonale la limita de grăunte pentru 500°C .

Aceste efecte se traduc prin variații de mărime de grăunte și implicit prin cantitatea separărilor secundare de fază β la limita de cristal. Diagrama din fig. 12.20 evidențiază aceste constatări, prezentând un maxim de mărunțire a structurii pentru temperatura palierului de punere în soluție corespunzătoare valorii de 425°C .

Totodată, prin temperatura de călire se fixează la temperatura ambianță structura specifică temperaturii de transformare în stare solidă. La viteze mari de răcire pentru călire acest obiectiv se atinge complet, dar apar tensiuni în material, de rezonanță călora este legată duranța în funcționarea pieselor.

Temperaturi ridicate ale mediului de călire, creează premisele unei precipitări grosiere a fazei β și deci predispoziție pentru apariția coroziunii intercrystaline accelerate.

Optimul termic al condiționării în stare solidă, evidențiat și de curbele de variație din fig. 12.20 este reprezentat prin:

- temperatura de punere în soluție : $425^{\circ}\text{C} \pm 10^{\circ}\text{C}$;
- temperatura de călire în ulei : $80^{\circ}\text{C} \pm 10^{\circ}\text{C}$.

Eficiența tratamentului aplicat aliajului elaborat la diferite nivele de vid este redată în diagrama prezentată în figura 12.21, unde variația mărimei de grăunte specifică fiecărui tip de tratament termic este dată în funcție de vidul utilizat.

Se distinge clar că, la creșterea nivelului de vid, chiar peste limita tehnologică de 10 mm.ccl.Hg, crește eficiența tratamentului termic, deoarece structura primară are deja, ereditar, o finisare avansată a structurii.

12.6. Relația

parametrii de lucru \Rightarrow proprietăți \Rightarrow structură

Mecanismul precipitării și omogenizării compusului Al_3Mg_2 din SB $\alpha(\text{Al})$ este deosebit de dificil de interpretat, în cazul aliajului de aluminiu cu 10 % Mg, deoarece acesta poate apare sub forme diferite $\beta(\text{Al}_3\text{Mg}_2)$ și $\beta'(\text{Al}_x\text{Mg}_y)$ foarte apropiat structural.

Caracterizarea acestui mecanism nu se poate realiza decât pentru aliajele elaborate în condiții deosebite, preferabil în vid și

rezultă din materii prime de înaltă calitate.

Orice cantitate sensibilă mărită de impurități (în special Cu, Fe și Mn etc.,) condamnă la erori substanțiale ale observațiilor și rezultatelor obținute.

Condiționarea termică în stare solidă trebuie efectuată la temperaturi de 420-430°C (sub 450°C - temperatura autototă) sau 450-450°C pentru aliajele cu peste 10 % Mg (se poate atinge chiar 520°C).

După răcire aliajul este supus precipitării prin îmbătrânire naturală.

Încercările de testare a mecanismului de precipitare și a modificărilor structurale se preced precipitarea, prin solicitări în șocuri mecanice (reziliență), reprezentând o tehnică foarte sensibilă de cercetare.

Combinarea acestora cu difracția electronică, microscopia electronică și încercările de coroziune poate elucidă modificările structurale și schimbările asociate privind proprietățile mecanice.

Precipitarea β (Al_3Mg_2) survine de preferință pe (100) și apoi pe (120), diferit de cea evidențiată, de exemplu pentru aliajele Al-Cu, care poate fi continuă sau discontinuă, depinzând de temperaturile regimului termic utilizat.

Precipitarea discontinuă este însoțită de formarea a unei noi cantități de soluție solidă SS α (Al), pe cînd precipitarea discontinuă generează o structură Widmanstätten, a cărei mărime și rețea descrește o dată cu creșterea temperaturii (lamelale de β (Al_3Mg_2) precipită după trei direcții cristalografice).

Durificarea completă a aliajului nu survine înaintea precipitării totale a β (Al_3Mg_2) în structură și chiar atunci, creșterea înregistrată, a durității, este mai mică decât spre exemplu la aliajele Al-Cu.

Curba de duritate funcție de temperatura de punere în soluție și nivelul de vid (fig. 12.11.a) are un maxim cu valoare puțin mai mică față de cea inițială (în stare brut turnată) pentru 400°C și o creștere ceva mai mare pentru 425°C.

Tratamentele termice pentru aliajul binar AlMg10 prin durificare structurale și îmbătrânire artificială nu dă proprietăți mecanice utile, aceasta arăscându-și substanțial valorile prin precipitarea desfășurată la temperatura ambiantă (20°C).

Să considerăm o soluție solidă de magneziu în aluminiu, cu

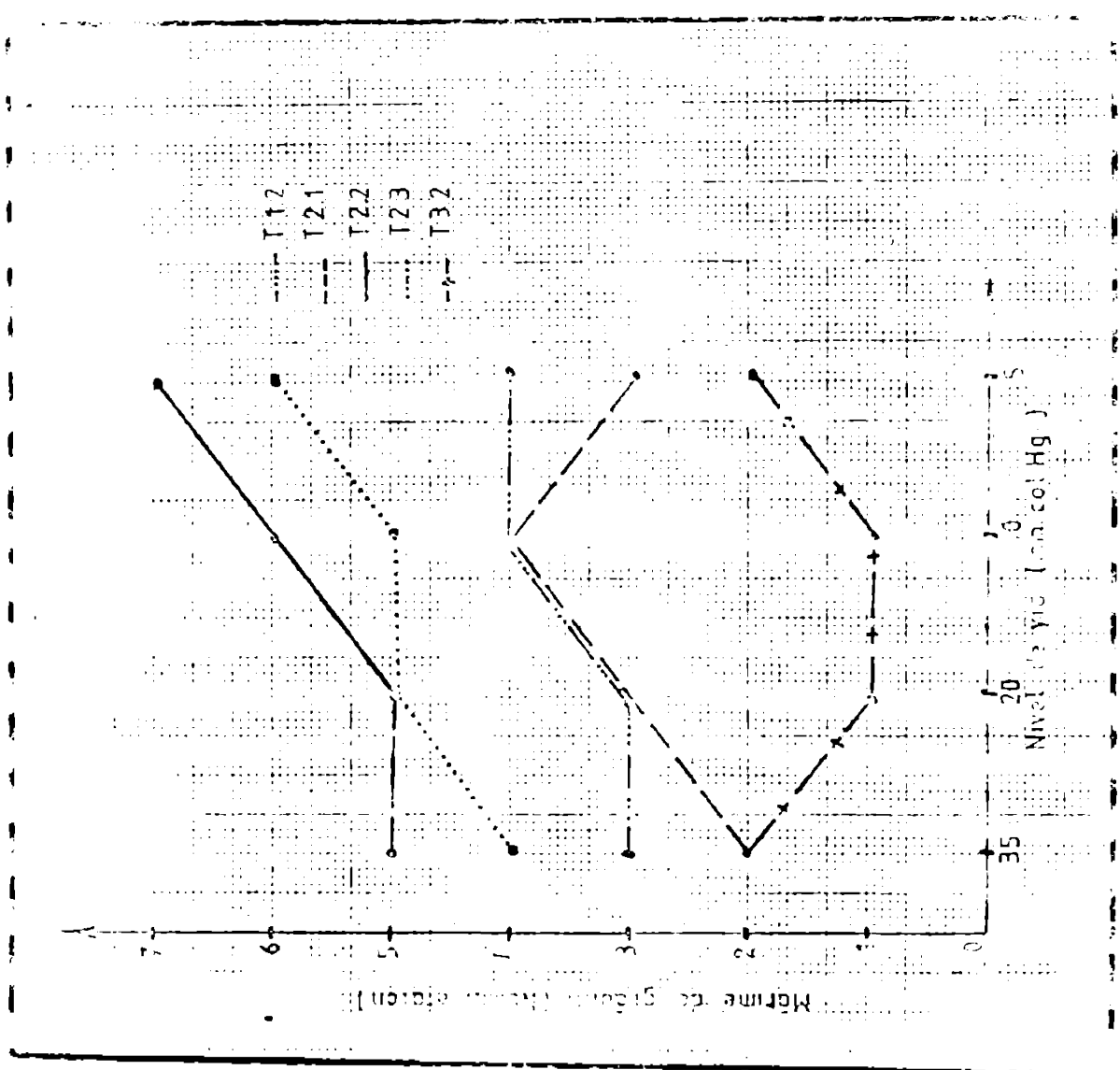


Fig. 12.21
 Variația mărimei de grăunte, în funcție de nivelul de vid, la diferite variante de tratament termic (tabel 3.5) (variație dată de studiul structurii spantioanelor 050 - 069)

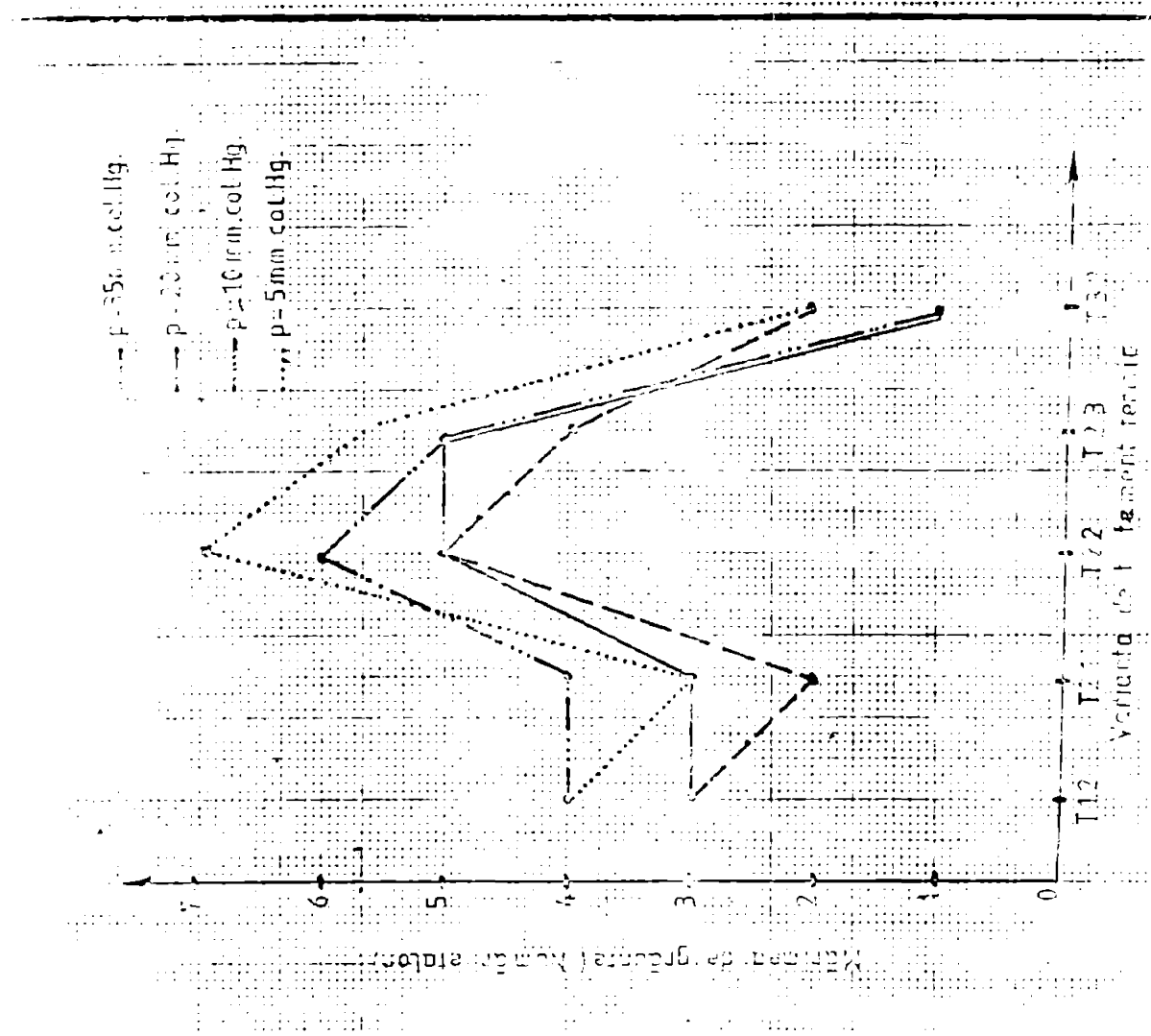


Fig. 12.20
 Variația mărimei de grăunte în funcție de tipul de tratament termic, la diferite nivele de vid. (variație dată de studiul structurii spantioanelor 050 - 069)

10 % Mg, la o temperatură de 425°C . Soluția solidă β (Al) este eterogenă, în sensul că ea conține o structură celulară tipică.

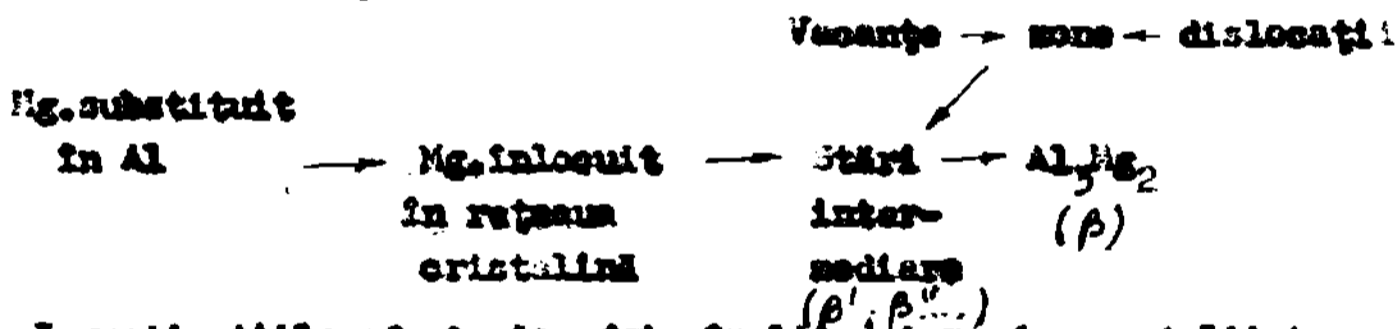
Conținutul în magneziu variază în fiecare subdiviziune, iar fiecare celulă are concentrația maximă în marginea sa.

Factorul de mărime γ pentru Mg este 1,12, astfel că volumul său atomic este mai mare de 1,41 ori față de Al. Efectele de valență produc atracție între atomi care vor contrabalansa fenomenele sterice (fiecare atom de Mg este legat de doi vecini, față de trei cit are Al).

Odată cu scăderea temperaturii sub 340°C , β (Al_3Mg_2) se separă în grupări de celule conținând 1173 atomi. Astfel, trebuie să existe un oarecare proces evoluționar gradat, între starea magneziului în soluția solidă de substituție formată inițial din marginea celulei și existența sa separată, complexă, ca Al_3Mg_2 , putând exista între cele două stări o mare varietate de stadii intermediare.

Mai mult, dislocațiile existente se pot interfera cu mișcarea atomilor de Mg, de la limita celulelor sau din soluția solidă.

Schema acestui proces este:



Investigațiile efectuate, date în literatură de specialitate cu scopul de a explica fenomenul de durificare a magneziului în aluminiu sînt necomplete, existînd numai cîteva date cu caracter definitiv.

Duritatea, utilizată ca fenomen fizic de explicitare și determinare a acestui mecanism este o tehnică improprie, deoarece chiar concepția de duritate fiind atât de complexă nu are încă o fundamentare teoretică satisfăcătoare.

De asemenea măsurătorile de rezistivitate electrică nu aduc lămuriri în plus, natura esențială a rezistivității nu este încă suficient înțeleasă.

Cea mai bună tehnică de cercetare este cea prin microscopie electronică pe folii, prin microdifracție și examinare prin transmisie.

Inițiate de QUINIER [54], aceste cercetări au confirmat că Al_3Mg_2 cristalizează în sistem cubic (tip c.f.c), cu $a = 28,13\text{\AA}$, având totuși un sistem de difracție foarte difuz.

VAN LAWER [20] a continuat studiul mecanismului de precipitare a Al_3Mg_2 constatând că după β' sau β cristalizează din soluția solidă α , la o temperatură plasată sub curba de solubilitate, atunci vor fi două faze în echilibru SS α (Al) și β (sau β').

La îmbătrânirea naturală, magneziul se separă în concordanță cu diagrama de echilibru formând, pe de o parte, zone intermediare precedând precipitarea, însoțită de tensiuni interne (relevată de difuziunea inelelor de difracție) și pe de altă parte, faza β' însoțită de o nouă soluție solidă cu un conținut mai mic de magneziu și o constantă de rețea mai mică.

Faza β' ($\beta'_1, \beta'_2, \dots, \beta'_n$), poate acționa ca obstacole la propagarea dislocațiilor, acest fenomen putând fi observat la microscopul electronic în imediata vecinătate a Al_3Mg_2 .

Atomii substituiți, de magneziu, sînt înconjuțați de cei de aluminiu și de v. canțe. Călirea reține atomii substituiți și vacanțele, la temperaturi ridicate, într-o proporție mai mică sau mai mare.

Soluția solidă SS α - răcită este oare supra-saturată în magneziu cit și în SIL (spații interdentritice libere) fiecare atom de magneziu contribuind cu doi atomi în fiecare SIL.

În condiții reale, spațiile libere - SIL - se comportă ca o entitate de lijev.

Calcululele bazate pe măsurători de difracție electronică vor da concentrația (și fracția atomică) a vacanțelor (SIL), la temperatura iustă în considerare și fracția atomică a SIL reținute după călire, fiind se pot forma discuri generînd inele de dislocații pe $\{111\}$. [62].

Grupurile de atomi de magneziu și de SIL, constituie nucleee ce dau la formarea de ZONE, cu compoziția apropiată de cea a compusului intermetalic și care sînt responsabile de sărirea durității.

Zonele de tipul 2 - QUINIER-PRESTON (G.P.2) sînt de fapt compuși intermetalici, supra-numite de altfel și compuși QUINIER-PRESTON, cu structură cristalografică bine definită.

Pentru aliajele Al-Mg, compusul QUINIER-PRESTON este de fapt β' cu o rețea diferită față de cea a β (Al_3Mg_2), și a cărei con-

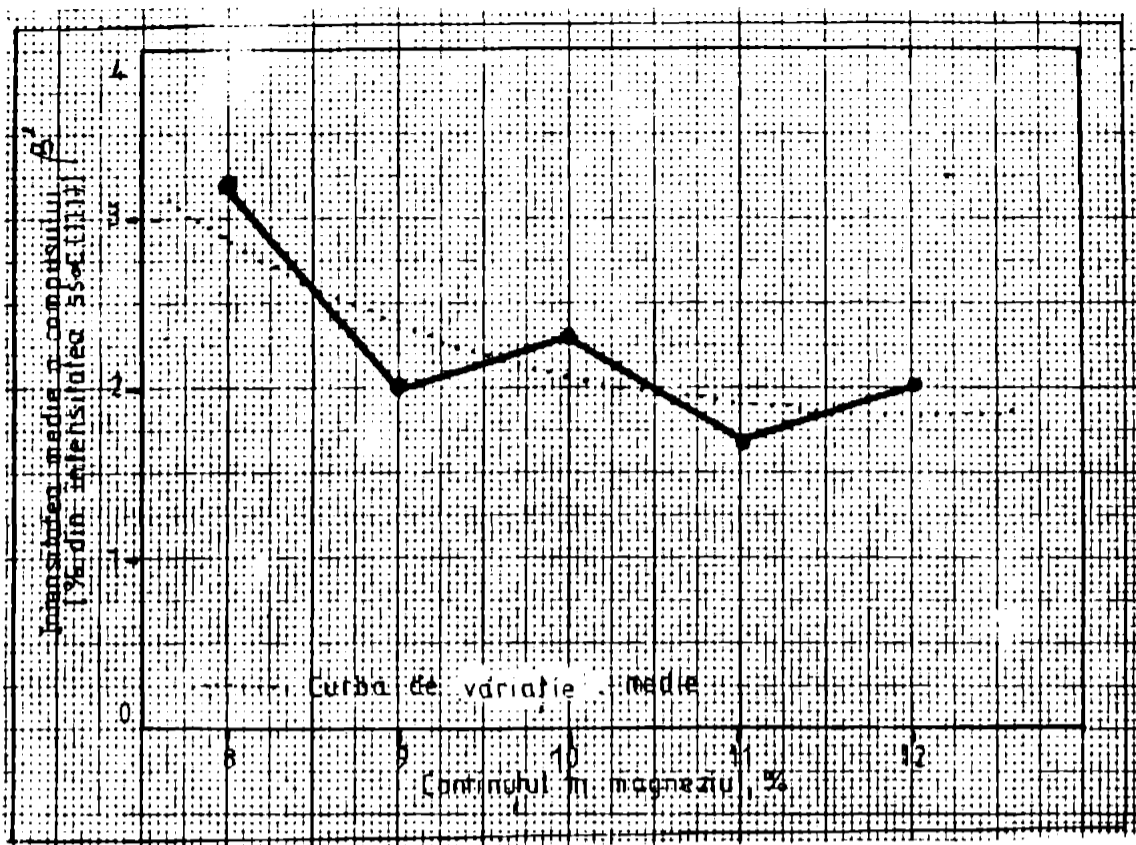


Fig.12.22
Variația conținutului fazei β' în funcție de % Mg(stare brut turnată)

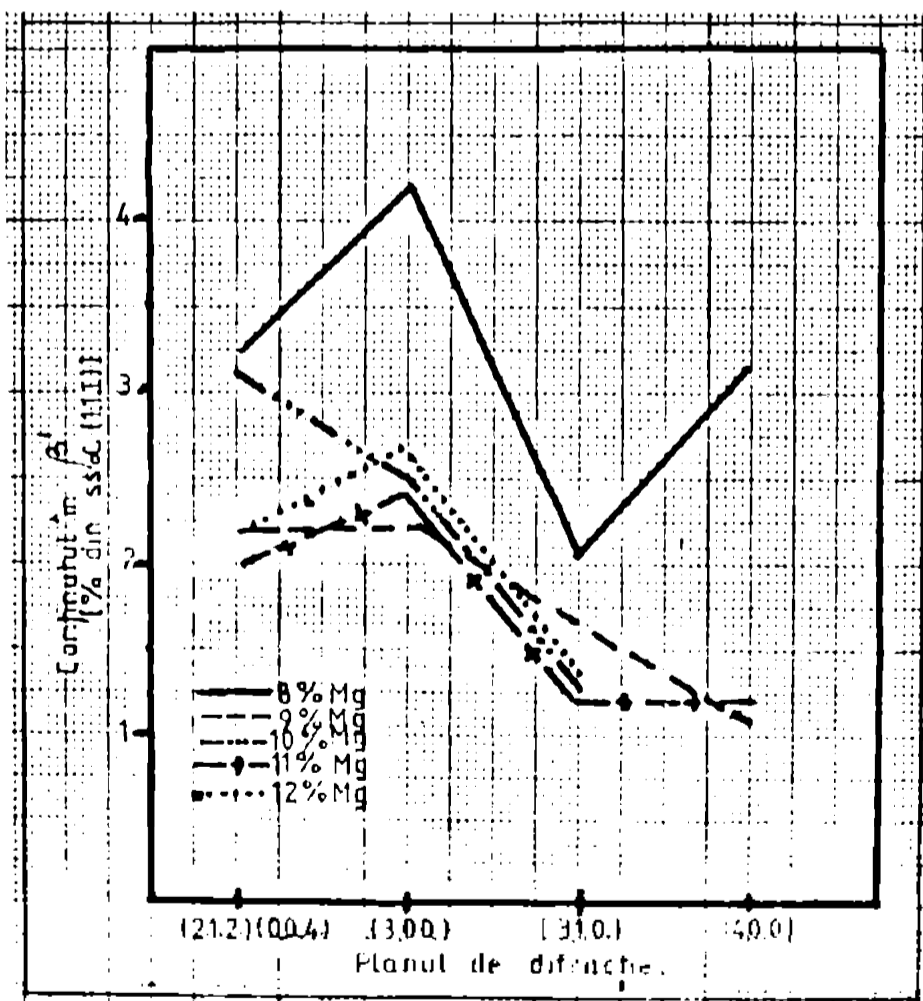


Fig.12.23
Cantitatea de β' pentru diferite planuri de difracție(stare brut turnată)

portare este funcție de factorul de mărire τ al soluției solide.

Intensitatea liniilor lui β' , raportată procentual la cea corespunzătoare SS α (111) considerată ca 100 % (dată în tabelul nr.12.2), pe difractogramale probelor analizate prezintă o variație diferită funcție de conținutul în magneziu al aliajelor în stare brut turnată.

În funcție de planul de cristalizare, prezintă o precipitare preferențială pe planale (212)(004) și (300).

Totodată reprezentarea grafică a cantității de fază β' funcție de conținutul în magneziu (fig.12.22 - 12.23), reliefează independența sa de condițiile tehnologice, fiind condiționată însă de prezența unor concentrații crescînde de magneziu.

Înă se corelează variația cantității compusului β' funcție de conținutul în magneziu (fig.12.22) cu cea a mărimii de grăunte, deci a structurii variabilă tot cu % Mg (fig.12.16) se observă că pe măsură ce crește granulația prin mărunțirea structurii datorată mării cantității de β (Al_3Mg_2), compusul β' (Al_xMg_y) scade prin mecanismul de transformări intermediare ($\beta'_1 \dots \beta'_n$).

Acest fenomen este evidențiat conștat pe difractograme prin subpeakurile duble sau triple ale unui peak corespunzător aceluși linii (θ_x).

Înă, pentru un conținut de 10 % Mg, în aliajul elaborat la diferite nivele de vid și condiționat termic în diferite variante, apare evidentă dependența sa de condițiile tehnologice de lucru (fig.12.24) (Anexa V).

Tabelul nr.12.2

Valori de corelație
structură - parametri

Nr. crt.	Cod probă	% Mg	Planuri de difracție				Valoarea medie β' %	Stare de testare
			(212)	(004)	(300)	(400)		
			Conținut în fază β' %					
0	1	2	3	4	5	6	7	8
1	090	8	2,5	2,2	-	1,1	2,0	Stare brut turnată
2	091	10	3,1	2,5	1,3	-	2,3	
3	092	11	2,0	2,4	1,2	1,2	1,7	
4	093	12	2,0	2,7	1,3	-	2,0	
5	094	8	3,2	4,2	2,1	3,2	3,2	
6	095	10	2,6	2,6	1	0,5	1,7	T ₅₀₀ / 2h / UEG C-240h / 20 °C
7	096		4,1	5,9	1,3	-	3,8	

Continuare tabel 12.2

0	1	2	3	4	5	6	7	8
8	097	10	6,5	2,5	-	2,0	3,7	T ₁ 2,2 425°C/16h/080°C -20°C/240 h
9	098		5,0	7,0	3,5	2,5	4,5	
10	099		4,0	4,8	2,5	2,0	3,0	
11	100	10	5,5	5,0	2,0	2,0	3,7	T ₁ 2,2 425°C/16h/080°C -20°C/6 luni
12	101		5,0	5,0	-	-	5,0	
13	102		4,0	4,0	-	2,5	3,2	
14	103	10	2,5	4,0	3,0	2,5	3,0	T ₁ 1,2 400°C/16h/ 080°C-20°C/ 240 h
15	104		6,0	5,0	2,0	2,0	3,8	
16	105		6,0	6,0	1,0	2,5	3,9	

Astfel o temperatură de punere în soluție ridicată duce la o diminuare a compusului β' , cauzată de accelerarea migrației vacanțelor III.

De asemenea, în aliajul AlMg10, elaborat la diferite nivele de vid și condiționat termic se pune în evidență, în fig.12.24, o reducere a prezenței compusului β' , pentru un vacuum de $p = 20$ mm col.Hg, datorită probabil migrației spațiilor libere (SIL) prin purificarea avansată a topiturii.

Modul de influențare a caracteristicilor fizico-mecanice de către compusul β' (Al₂Mg₃) nu a fost încă determinat deoarece nu a fost finalizată caracterizarea completă a acestuia.

Este necesar ca prin realizarea unui program cuprins de cercetare fundamentată prin difracție în raze X, prin microscopie electronică corelat și cu un studiu pe microscopie pentru determinarea compoziției chimice a compusului β' , să se continue studiul acestuia în vederea caracterizării sale complete.

Se poate însă concluziona că, din nivelul la care a fost adusă cercetarea acestor fenomene asupra mecanismului de interferență complexă:

parametrii de lucru \leftrightarrow proprietăți \leftrightarrow structură
se pot extrage condițiile tehnologice optime, la nivel de aplicare industrială, care să permită dirijarea obținerii celui mai favorabil tip de structură pentru realizarea unui nivel relativ înalt al caracteristicilor fizico-mecanice.

**Cap. XIII. PRELUCRAREA DATELOR EXPERIMENTALE
PRIN PROGRAM DE CALCUL**

Multitudinea datelor experimentale și a parametrilor de lucru poate conduce la o dispersare a concluziilor finale. Exprimarea grafică și prin analiză statistică a corelațiilor duble sau triple:

parametri \rightleftharpoons structură

proprietăți \rightleftharpoons structură

parametri \rightleftharpoons structură \rightleftharpoons proprietăți

a condus la obținerea unor modalități de variație funcție de structură cu un grad bun de sugestivitate și concordanță.

Pentru a mări nivelul corectitudinii în aprecierea influenței structurii și a mecanismului de formare a diverselor faze, asupra caracteristicilor mecanice prin variația parametrilor de lucru s-a trecut la întocmirea unui program pe calculator realizat pe dotarea cu tehnică de calcul a Întreprinderii Electroputere Craiova.

Acest program s-a bazat pe stabilirea unor corelații și ecuații de regresie bivariante, pe doi parametri, în variație directă.

S-au calculat dispersia a două elemente bivariate, $\sqrt{s_x}$ și $\sqrt{s_y}$, coeficienții de corelație și de regresie precum și dreapta de regresie și regresia neliniară.

Inițial s-a considerat că variația reciprocă a doi parametri, dintre care unul a fost permanent structura, exprimată în mărimea de grunțe, iar al doilea, unul din parametrii de lucru sau din caracteristicile mecanice, este sub forma unei drepte de forma:

$$ax \pm b$$

Ecuația de calcul a valorilor minime ale regresiei drepte, dată de relația (13.1) :

$$\min \phi (a,b) = [y - ax - b]^2 \quad (13.1)$$

a fost apoi derivată în funcție de cei doi coeficienți a și b astfel :

$$\frac{\partial \phi}{\partial a} = (y - ax - b) x = xy - ax^2 - bx = 0 \quad (13.2)$$

$$\frac{\partial \phi}{\partial b} = (y - ax - b) 1 = y - ax - b = 0 \quad (13.3)$$

având ca rezultat următoarele ecuații de gradul II.

$$\overline{ax^2} + \overline{bx} = \overline{xy} \quad (13.4)$$

$$ax + b = \bar{y} \quad (13.5)$$

Calculul disperției \sqrt{x} și \sqrt{y} , a celor doi parametri x și y s-a efectuat prin introducerea în determinanți a relațiilor (13.4) și (13.5). Se obține :

$$\delta = \begin{vmatrix} \bar{x}^2 & \bar{x} \\ \bar{x} & 1 \end{vmatrix} = \bar{x}^2 - (\bar{x})^2 \quad (13.6)$$

Și pentru determinarea constantelor a și b vom avea :

$$\delta = \begin{vmatrix} \bar{xy} & \bar{x} \\ \bar{y} & 1 \end{vmatrix} = \bar{xy} - \bar{x} \cdot \bar{y} \quad (13.7)$$

$$\delta = \begin{vmatrix} \bar{x}^2 & \bar{xy} \\ \bar{x} & \bar{y} \end{vmatrix} = \bar{x}^2 \cdot \bar{y} - \bar{x} \cdot \bar{xy} \quad (13.8)$$

Rezultă :

$$a = \frac{\delta a}{\delta} = \frac{\bar{xy} - \bar{x} \cdot \bar{y}}{\bar{x}^2 - (\bar{x})^2} \quad (13.9)$$

$$b = \frac{\delta b}{\delta} = \frac{\bar{x}^2 \cdot \bar{y} - \bar{x} \cdot \bar{xy}}{\bar{x}^2 - (\bar{x})^2} \quad (13.10)$$

iar coeficientul de corelație (CORE), va fi:

$$r = \frac{\bar{xy} - \bar{x} \cdot \bar{y}}{\sqrt{x} \cdot \sqrt{y}} \quad (13.11)$$

Calculul regresiei neliniare este bazat pe formula (13.12)

$$\Phi(a, b, c) = [y - ax^2 - bx - c] \quad (13.12)$$

În care $(ax^2 + bx + c)$ este expresia curbei de variație neliniară a parametrului y .

Derivarea expresiei (13.12) în funcție de coeficienții a, b, c ai curbei de variație :

$$\frac{\partial \Phi}{\partial a} = [y - ax^2 - bx - c] x^2 = x^2 y - ax^4 - bx^3 - cx^2 = 0 \quad (13.13)$$

$$\frac{\partial \Phi}{\partial b} = [y - ax^2 - bx - c] x = xy - ax^3 - bx^2 - cx = 0 \quad (13.14)$$

$$\frac{\partial \Phi}{\partial c} = [y - ax^2 - bx - c] = y - ax^2 - bx - c = 0 \quad (13.15)$$

are ca rezultat următorul sistem de ecuații :

$$\begin{cases} ax^4 + bx^3 + cx^2 = x^2 y \\ ax^3 + bx^2 + cx = xy \\ ax^2 + bx + c = y \end{cases} \quad (13.16)$$

din care urmează a se determina, ca valori medii, următoarele elemente :

$$\bar{x}^4, \bar{x}^3, \bar{x}^2, \bar{x}, \bar{x}^2y, \bar{xy}, \bar{y}.$$

Transcrierea sistemului de ecuații (13.16) sub formă de determinanți, conduse la obținerea ecuațiilor de regresie pătratică ce stau la baza programului de calcul. Se obține:

1. Dispersia generală :

$$D = \begin{vmatrix} \bar{x}^4 & \bar{x}^3 & \bar{x}^2 \\ \bar{x}^3 & \bar{x}^2 & \bar{x} \\ \bar{x}^2 & \bar{x} & 1 \end{vmatrix} =$$

$$= \bar{x}^4 \cdot \bar{x}^2 + 2\bar{x}^3 \cdot \bar{x}^2 - (\bar{x}^2)^2 - (\bar{x})^2 \cdot \bar{x}^4 - (\bar{x}^3)^2 \quad (13.17)$$

2. Dispersia pentru " a " :

$$D_a = \begin{vmatrix} \bar{x}^2y & \bar{x}^3 & \bar{x}^2 \\ \bar{xy} & \bar{x}^2 & \bar{x} \\ \bar{y} & \bar{x} & 1 \end{vmatrix} =$$

$$= \bar{x}^2y \cdot \bar{x}^2 + \bar{xy} \cdot \bar{x} \cdot \bar{x}^2 + \bar{x} \cdot \bar{x}^3 \cdot \bar{y} - (\bar{x}^2)^2 \bar{y} - (\bar{x})^2 \cdot \bar{x}^2y - \bar{x}^3 \cdot \bar{xy} \quad (13.18)$$

3. Dispersia pentru " b " :

$$D_b = \begin{vmatrix} \bar{x}^4 & \bar{x}^2y & \bar{x}^2 \\ \bar{x}^3 & \bar{xy} & \bar{x} \\ \bar{x}^2 & \bar{x}^2y & \bar{y} \end{vmatrix} =$$

$$= \bar{x}^4 \cdot \bar{xy} + \bar{x}^3 \cdot \bar{y} \cdot \bar{x}^2 + \bar{x} \cdot \bar{x}^2 \cdot \bar{x}^2y - (\bar{x}^2)^2 (\bar{xy}) - \bar{x} \cdot \bar{x}^2 \cdot \bar{y} - \bar{x}^3 \cdot \bar{x}^2y \quad (13.19)$$

4. Dispersia pentru " c " :

$$D_c = \begin{vmatrix} \bar{x}^4 & \bar{x}^3 & \bar{x}^2y \\ \bar{x}^3 & \bar{x}^2 & \bar{xy} \\ \bar{x}^2 & \bar{x} & \bar{y} \end{vmatrix} =$$

$$= \bar{xy} \cdot \bar{x}^2 \cdot \bar{y} + \bar{x}^3 \cdot \bar{x} \cdot \bar{x}^2y + \bar{x}^2 \cdot \bar{x}^3 \cdot \bar{xy} - (\bar{x}^2)^2 \cdot \bar{x}^2y - \bar{x} \cdot \bar{xy} \cdot \bar{x}^4 - (\bar{x}^3)^2 \cdot \bar{y} \quad (13.20)$$

valorile constantelor obținându-se prin raportul dispersiilor și am-

no :

$$a = \frac{D_a}{D} \quad b = \frac{D_b}{D} \quad c = \frac{D_c}{D} \quad (13.21)$$

Această schemă logică a programului de calcul a fost aplicată în sistem codificat numeric la determinarea corelațiilor bilaterale structură \leftrightarrow proprietăți și structură \leftrightarrow parametri de lucru, în două părți distincte și anume:

- corelații biunivoce, funcție de structura primară

-corelații biunivoce, funcție de structura secundară.

Ambele studii de corelație s-au efectuat pentru diverși parametri de lucru variabili, conform schemei de interdependență prezentată în fig.13.1.

Drept criterii de bază în aprecierea intensității de influență s-au considerat:

- a. coeficientul de corelație, CO_{Ri} , C.C. - cu gradele de intensitate date de următoarea scară:
 - R_x (maxim) = 1
 - R_p (foarte puternic) = 0,8 - 0,999
 - R (puternic) = 0,6 - 0,799
 - M (mediu) = 0,4 - 0,599
 - S (slab) = 0,2 - 0,399
 - R_s (foarte slab) = 0,1 - 0,199
 - n (minim) $\leq 0,099$
- b. coeficientul de regresie, C.R. - cu aceleași grade de intensitate, doar că valoarea pentru maxim poate fi $R_i \geq 1$.
- c. regresia neliniară, R_{Ni} - cu intensitatea de influențare gradată după scara:

$R_p > 200$	$S = 1,0 - 9,99$
$R = 50 - 199,99$	$R_s \leq 0,99$
$R_i = 10 - 49,99$	

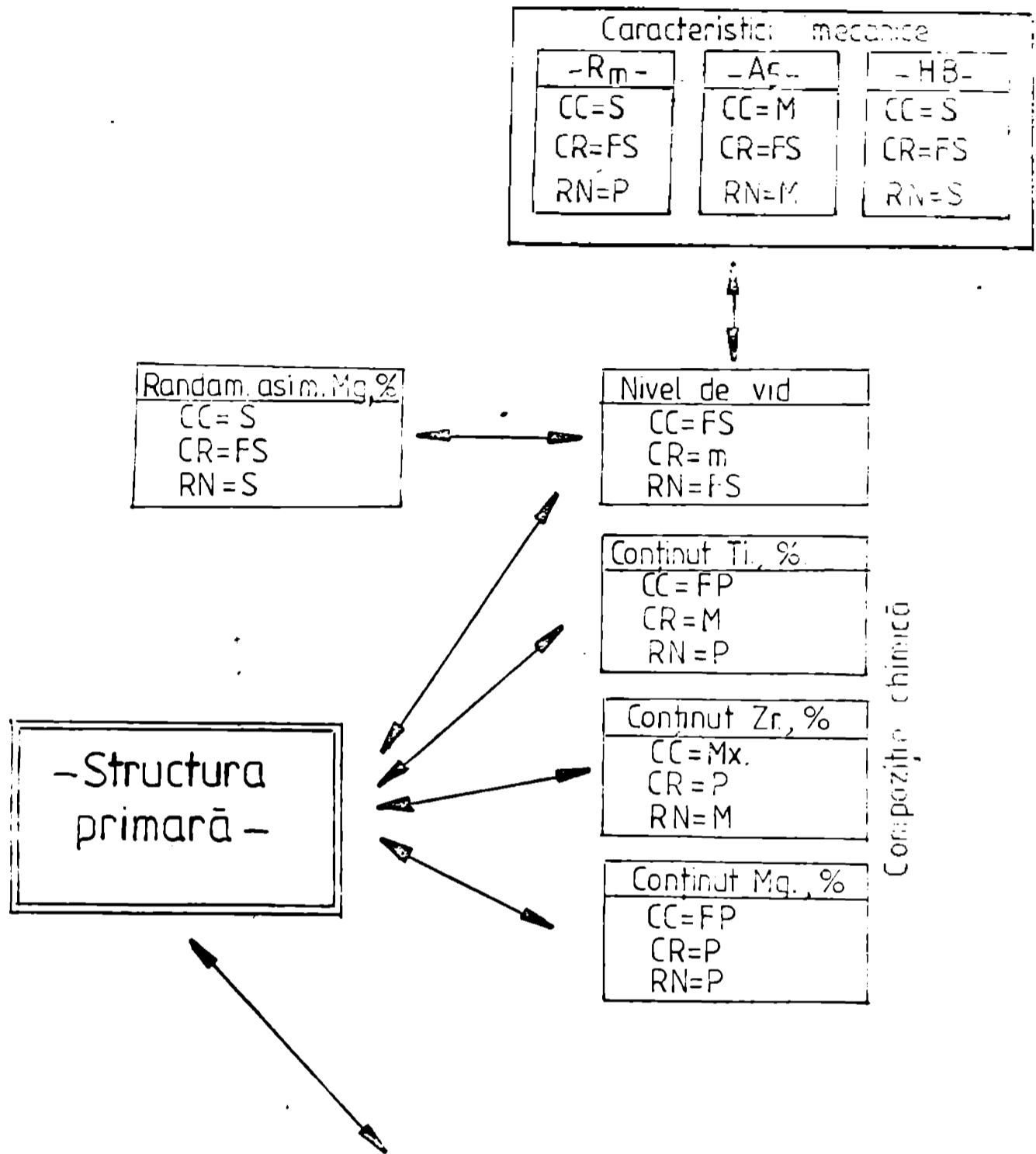
pentru coeficientul " a " corespunzător termenului în $"x^2"$.

Discuția valorilor duble prin expresia dreptei de regresie, nu conferă o interpretare reală a gradului de influențare deoarece, în general, graficul de variație este reprezentat printr-o curbă.

Dreapta de regresie secționând mai mult sau mai puțin median dimensiunii de împrăștiere a valorilor parametrului variabil, nu poate reflecta legea de variație biunivoacă $y = f(x)$.

Comparând datele experimentale obținute, pentru starea brut turnată, cu reprezentarea lor grafică funcție de caracteristicile structurii prășare (fig.12.1 și 12.19 a și b) și cu rezultatele programului de calcul prezentate în schema de interdependență din fig. 13.1, se evidențiază o aceeași evoluție valorică a corelațiilor programului cu graficul de evoluție a parametrilor în diferite condiții de cercetare.

Variația gradului de asimilare a magnetului, exprimat prin



- Grosime de perete -

p=10 mm.col.Hg.		p=20 mm.col.Hg.		p=35 mm.col.Hg.	
VR/T1	VR/T2	VR/T1	VR/T2	VR/T1	VR/T2
CC=FP	CC=FP	CC=FP	CC=-	CC=FP	CC=Mx
CR=M	CR=M	CR=M	CR=-	CR=M	CR=Mx
RN=M	RN=M	RN=M	RN=P	RN=M	RN=M
VR/T4	VR/T3	VR/T4	VR/T3	VR/T4	VR/T3
CC=M	CC=FP	CC=FP	CC=-	CC=FP	CC=-
CR=M	CR=M	CR=M	CR=-	CR=P	CR=M
RN=M	RN=M	RN=M	RN=P	RN=M	RN=-

Fig.13.1.- Schema de interdependență a compoziției chimice și a caracteristicilor mecanice și tehnologice cu structura primară
 (CC=coeficientul de corelație; CR=coeficientul de regresie; RN=regresia normalizată)

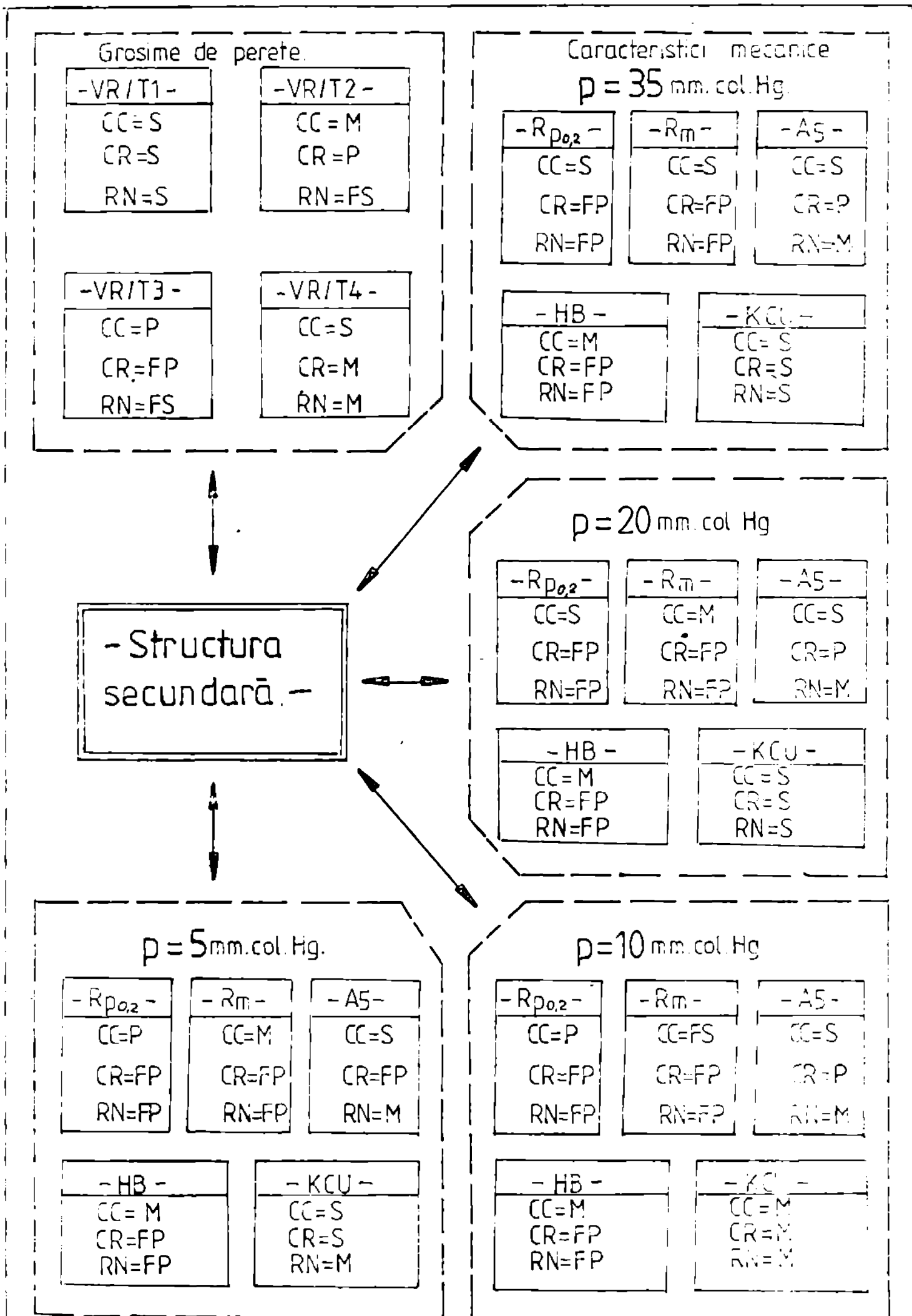


Fig 132.- Schema de interdependență a caracteristicilor mecanice și tehnologice cu structura secundară.
(CC=coeficientul de corelație; CR=coeficientul de regresie; RN=regresia neliniară).

rendamentul de asimilare (R.a.Hg) funcție de nivelul de vid are un nivel slab de influențare deoarece s-a considerat variabilitatea numai pînă la limita tehnologică de lucru ($p \geq 10$ mm.col.Hg).

Sub această variabilitatea celor doi parametri fiind puternic influențată de creșterea tenciuinii de vaporizare a magneziului la răirea vacuumului din spațiul de lucru al cuptorului de elaborare.

Intensitatea de modificare a structurii primare prin varierea vitezei de răcire dată de grosimea de perete, pentru nivelul de vid de 20 mm.col.Hg, pentru treptele T2 și T3, prezintă valori mari pentru coeficienții de corelație și de regresie, deoarece dispersia funcției de "x" (D_x) se anulează prin identitatea mărinii de grăunte dată prin numărul etalon, pentru toate valorile corespundente lui "y".

În acest caz ecuația regresiei neliniare dă informațiile necesare asupra modalității de interdependență a celor doi factori.

Totodată variația proprietăților mecanice în funcție de nivelul de vid este o funcție tranzitorie de acest parametru, prin corelație triplă proprietăți \leftrightarrow nivel de vid \leftrightarrow structură, se poate ajunge în final la expresia dependenței directe proprietăți \leftrightarrow structură.

Reflectarea prelucrării termice în stare solidă asupra structurii secundare este realizată prin determinarea dependenței caracteristicilor mecanice obținute pentru diferite variante de tratament termic aplicat aliajului elaborat la diverse nivele de vid.

Este prezentată astfel o imagine mai complexă asupra modalității de determinare a proprietăților mecanice printr-un anumit tip de structură obținută prin condiționare termică.

Schema de interdependență dată în fig.13.2, reflectă, prin aceeași parametri considerați cu influență determinantă - coeficientul de corelație, CC, coeficientul de regresie CR și regresia neliniară - cu aceeași gradul de intensitate mecanismele de transformări structurale.

Informațiile relevate de această schemă, corelate cu rezultatele experimentale și cu reprezentarea lor grafică în variație dublă sau triplă corespund concluziilor generale asupra morfologiei structurii și a determinărilor acesteia asupra caracteristicilor mecanice și a parametrilor de lucru.

În concluzie, programul de calcul realizat extrage corelații-

le și nivelul de influențare exercitat de structura primară și secundară a aliajului AlMgSi, putând fi utilizat atât pentru cercetare cit și pentru producție la scară industrială ca modalitate de determinare a anumitor proprietăți fizico-mecanice în funcție de secopul și solicitările impuse pieselor turnate.
(Listingul programului de calcul este în Anexa VII).

**Partea a IV - a CONTRIBUTII LA APLICAREA
IN PRACTICA A CERCETARILOR
PREZENTATE IN LUCRARE**

Cap. XIV - OPTIMIZAREA CERCETARILOR

Ca urmare a cercetărilor ce au fost întreprinse asupra aliajului AlCu₁₀, s-au conturat, mecanismul de influențare, metodele și parametrii de lucru, precum și nivelul minim și maxim al rezultatelor obținabile, funcție de o serie întreagă de factori.

În primul rând, se impune utilizarea obligatorie numai a materiei prime și materialelor tehnologice de puritate ridicată, indicate în tabelale 3.2 - 3.5, iar pentru materialele tehnologice conform standardelor de produs la calitatea cea mai ridicată.

Apoi, pentru realizarea caracteristicilor fizico-mecanice impuse se va da o atenție deosebită respectării tehnologiei de lucru și a parametrilor corespunzători fiecărei etape.

Condiționarea termică în stare optimă este cea tip TB, conform STAS 201/2 - 80.

Optimizarea cercetărilor s-a întocmit rezumativ, sub forma unor fișe tehnice pentru parametrii de lucru, compoziția chimică, structura și caracteristicii fizico-mecanice, în valori medii.

Acastă formă de prezentare se va propune pentru fundamentarea tehnică a aliajului AlCu₁₀ în vederea reintrodușerii sale în STAS 201/2 - 80.

14.1 FISA TEHNICA

**Parametrii de lucru optimizați
pentru aliajul AlCu₁₀**

Tabelul 14.1

Nr. crt.	Parametrul de lucru	Domeniul optimizat	Valoarea medie optimizată
0	1	2	3
a. Parametrii de lucru ai tehnologiei de elaborare în atmosferă			
1	Temperatura de elaborare	660-700°C	680°C
2	Temperatura de degazare	700-720°C	710°C
3	Temperatura de modificare	690-710°C	700°C

Continuare tabel 14.1

0	1	2	3
4	Temperatura de turnare	670 - 700°C	680°C
b. Parametrii de lucru ai tehnologiei de elaborare în vid			
5	Temperatura de elaborare	650 - 670°C	660°C
6	Temperatura de modificare	660 - 680°C	670°C
7	Temperatura de turnare	630 - 650°C	640°C
8	Nivel de vid	35-10mm.col. Hg	20mm.col. Hg
c. Parametrii unici			
9	Nivel de vid la degazarea prin vid	23-32mm.col. Hg	3mm.col. Hg
10	Viteza de răcire la solidificare	V _{R2}	
11	Temperatura de preîncălzire a coștilor	175 - 250°C	225°C
12	Grosimea de perete	T1 - T3 La T4 se impune utilizarea răcoitorilor	6-15 mm
13	Temperatura de punere în soluție	420 - 430°C	425°C
14	Durata perioadei de punere în soluție	15 - 17 h	16 h
15	Temperatura de călire	70 - 90°C	80°C
16	Mediu de călire	ulei	-
17	Temperatura de înătrînire	15 - 25°C	20°C
18	Durata perioadei de înătrînire	192 - 288 h	240 h

14.2 FISA TEHNICA

Compoziția chimică optimizată pentru aliajul

AT2010

Tabelul 14.2

Elemente de bază, %						Impurități, max., %					
Al	Mg	Si	Pb	Ti	Zr	Cu	Mn	Zn	Pb	Na	For ing
rest	9,5- 10,5	0,15- 0,25	0,003- 0,006	0,05- 0,10	0,05- 0,10	0,005	0,150	0,050	0,100	0,005	0,1

Este obligatorie analizarea de control a tuturor materialelor prime și materialelor tehnologice utilizate în vederea înscrierii lor în condițiile impuse.

La folosirea de prealiaje pe bază de Si, Ti, Zr, Be, calculul de garzi se va efectua numai după analiza chimică a acestora pentru determinarea compoziției.

14.3 FISA TEHNICA

Structura etia favorabilă obținerii caracteristicilor fizico-mecanice

ISOMER

Taboul nr.14.3

Nr. crt.	Componenta structurii	Proportie în structură %	Mărime grăunte (nr. etalon)	Tip separări
a. structură primară				
1	SS α (Al)	rest		intercristalin
2	β (Mg_2Al_3)	10 - 12	5-8	semicontinuă
3	Mg_2Si	0,2 - 0,5		pentru β (Mg_2Al_3)
b. structură secundară				
1	SS α (Al)	rest		discontinuu
2	β (Mg_2Al_3)	8 - 10	6-8	periat-intercristalin
3	Mg_2Si	0,1 - 0,2		pentru β (Mg_2Al_3)

14.4 FISA TEHNICA

Caracteristicile fizico-mecanice optimizate ale aliajului AlMg10

Taboul nr.14.4

Starea de testare a proprietăților	Caracteristici fizico-mecanice, min								
	R _m daN/mm ²	R _{p0,2} daN/mm ²	A ₅ %	HB daN/mm ²	KCV daNm/cm ²	ρ g/cm ³	$\rho_{20^\circ C}$ $\mu\Omega\text{cm}$	λ cal/cm·sec °C	α $\frac{1}{\text{cm}} \cdot 10^6$ (20°C)
Stare brut turnată, M	14,0-18,0	-	2 - 3,5	66-72	-	2,565		-	28,0-30,0
Stare condiționată termic, TB	250-300	140-160	4 - 8	70-90	5-6		8,5-9,2	0,21-0,22	24-24,5

Cap. XV. PREZENTAREA INSTALAȚIEI DE DEGAZARE IN VID PENTRU PRODUCȚIE

In urma cercetărilor efectuate in domeniul elaborării aliajelor de aluminiu in vid, s-a întocmit un program de aplicare la scară industrială a acestei tehnologii.

Pentru prima etapă a programului pe termen lung, s-a propus realizarea unei instalații de degazare in vid a aliajelor de aluminiu pentru a testa, la nivel de producție industrială, eficiența tehnico-economică a metodei. Așasta va crea promizele tehnice in vederea trecerii de la o fază superioară tehnologică și anume la elaborarea complet in vid a acestor aliaje.

Ultima etapă a programului, prevede pentru perioada 1990 - 1992, realizarea unei instalații complexe, cu grad ridicat de automatizare și robotizare, pentru elaborarea și turnarea, in flux continuu a pieselor din aliaje de aluminiu.

Instalația de degazare și menținere in vid a aliajelor de aluminiu este realizată pe principiul acțiunii rapide și eficiente a aplicării unui anumit nivel de vacuum asupra băii de topitură.

Degazarea prin bule, datorită reducerii presiunilor parțiale a gazelor din topitură produce o „fierbere” a aliajului, prin parcurgerea coloanei de metal. Transportul de gaze, pe adâncimea băii, spre suprafață, asigură și un transport masiv al incluziunilor nemetalice, asigurând o purificare avansată in sistemul gaz - solid.

Astfel, prin crearea unei depresii deasupra băii de topitură, corelată cu temperatura și marea aliajului se provoacă o expulsiune accelerată a gazelor.

Aceasta asigură o purificare medie a aliajelor industriale de aluminiu, contaminarea ulterioară cu incluziuni gazoase, in timpul turnării fiind minimă.

Deși se aplică fluzuri de protecție pe oglinda caili de turnare, iar operația de turnare se aplică respectind riguros indicațiile tehnologice, transvezarea cuptor-caili de turnare - foraj, nu conține la degazarea aliajului, decât in proporție de maxim 2-5 % din nivelul etans de aliajul degazat prin vacuumare.

Se obțin astfel condiții tehnologice, optime la acest nivel, pentru realizarea în producția de serie a unor piese turnate cu indici calitativi net superiori tehnologiei actuale de lucru în atmosferă.

Din testările în faza pilot s-a determinat o acuratețe avansată a secțiunii de perete a pieselor, constatându-se o ușoară influență la interfața metal-amestec nichel sau metal-amestec formare, datorată adsorbției de gaze generate fizic sau chimic de amestecurile folosite.

Totuși prin aplicarea, pe suprafața formelor sau nichelurilor, a unor vopsele refractare minerale, cu componente stabile la temperaturi de max. 800°C, și prin utilizarea de forme temporare și nicheluri, în stare uscată se poate elimina aproape complet această influență negativă. De asemenea stratul influențat, de adsorbția de gaze nu conduse la diminuarea calitativă a pieselor turnate, deoarece în marea majoritate a cazurilor acesta coincide cu adaosul de prelucrare al suprafețelor respective, ce se îndepărtează mecanic, prin prelucrări.

La turnarea în forme metalice permanente, acest efect nu se evidențiază, structura piesei fiind compactă pe întreaga grosime a peretelui, sau a secțiunii piesei.

"educerea avansată a hidrogenului, din topitură, corelată și cu o purificare de incluziuni nemetalice, asigură pieselor turnate, prin degazarea aliajului în vid, caracteristici fizico-mecanice și de etanșitate net superioare celor realizate în practica curentă industrială.

Principial, instalația de degazare și menținere în vid a aliajelor de aluminiu, cod UM 1774 (dezar de inovație nr. 51/1982) este formată din trei părți componente principale:

- a. cuptorul propriuzis, de menținere, cu rezistență electrică, de construcție specială ;
- b. instalația de vidare ;
- c. instalațiile anexe și de deservire.

a. Cuptorul de menținere - încălzit cu rezistență electrică de construcție specială este realizat pe principiul vidării numai a creuzetului plasat într-o carcasă din oțel refractar.

În acest fel, se asigură un spațiu vidat mai redus, carcasa cuptorului nu se mai realizează în construcție de recipient de vid, iar accesul și depanarea sistemului de încălzire sînt mai facile.

De asemenea trecerile electrice prin carcasa cuptorului sînt normale, electroizolante, nemaifiind necesară etanșarea lor.

Totodată, în situații de avarie prin fisurarea creuzetului se asigură o securitate mai mare a cuptorului și a întregii instalații.

La partea superioară a carcasei creuzetului este asamblat prin sudură inelul de etanșare, rîcit prin circuit forțat de apă pentru protecția garniturii de etanșare. Închiderea spațiului de lucru, în momentul vidării se realizează printr-un capac mobil, asigurat prin asamblare cu șuruburi pe garnitura de etanșare.

Capacul de etanșare este astfel conceput pentru a asigura realizarea degazării alternative a unui din cele trei cuptoare de menținere ce compun linia de producție.

În perioadele de lucru în atmosferă, izolarea termică pentru eliminarea pierderilor prin radiație se realizează, printr-un alt capac, rabatabil ce acoperă suprafața superioară a inelului de etanșare.

Deoarece linia de degazare prin vid este prevăzută să deservască sectorul mașinilor hidraulice de turnare în forme statice permanente, materialul după prelucrarea în vacuum este preluat în cale de mîni pentru turnare.

În vederea asigurării permanente cu aliaj degazat și avînd în vedere că perioada de turnare în cochile este destul de lungă, se poate repeta operația de degazare de 2-3 ori, pînă la epuizarea topiturii.

Cantitatea tampon din creuzet este de min. 20 % din ȕarjă, la această limită procedîndu-se la o nouă reînădreare a creuzetului.

După efectuarea degazării aliajului dintr-un cuptor, capacul de etanșare, se menține închis, în situația stocării sau se deschide și se trece la un alt cuptor pentru prelucrarea topiturii prin vidare.

Carcasa creuzetului este astfel proiectată și realizată pentru a asigura o durată de funcționare pentru 300-500 ȕarje.

Menținerea ei în poziția de lucru se face prin sprijinirea pe un suport refractar de la baza cuptorului, iar etanșarea sa termică de carcasa exterioară se face prin șnur de azbest.

b. Instalația de vidare - este concepută în sistem compact-protejat, elementul principal constituindu-l pompă de vid, cu inele de lichid, tip HIL 402, în număr de două. Circuitul de apă

pentru înalțul de etanșare al pompelor de vid cît și pentru răciria inelurilor de etanșare ale cuptearelor se realizează printr-o electro-pompă tip Grig 50.

Pentru protecția pompelor de vid cît și pentru epurarea gazelor absorbite din înalta vidată pe circuitul de vacuumare este prevăzut un separator răcitor.

Închiderea și deschiderea circuitului de vid se realizează prin robinete de vid tip DN 32, iar măsurarea nivelului de vid realizat se face cu vacuometre cu membrană tip DIAVAC.

Întregul agregat este amplasat la una din extremitățile bateriei de cuptoare, legătura cu acestea realizându-se prin conducte metalice.

e. Instalațiile apas și de deservire - este compusă din :

- panoul de comandă, de la care se realizează conducerea centralizată a procesului tehnologic și care cuprinde instalația electrică de comandă și control, și APC-urile respective ;

- construcția metalică tip grindă, dotată cu un palan manual cu mola de 1 tf ce asigură manipularea capacului de etanșare pentru degazare precum și montarea și demontarea carossei creuzetului ;

- bransamentele de apă și energie electrică necesare funcționării instalației.

Elementele principale ale proiectului acestei instalații, ^{sînt} compuse din :

- ansamblu general UM - 1774 - 00 - 00 ;

- cupter pentru menținere aliaje de aluminiu, cod UM-1774-02-00 ;

- schema de vid, cod UM 1774 - 13.

Instalația de degazare în vid a aliajelor de aluminiu, în curs de montaj, va intra în probe tehnologice în trim.III.a.s. și va fi pusă în producție în cursul trim.IV.1955, după omologarea sa și a tehnologiei de lucru.

Se estimează că prin aplicarea acestui procedeu tehnologic, se va reduce rebutul actual înregistrat de 3-4 %, ajungînd la cea 1-1,5 %, deoarece cea mai mare parte din cauzele de rebut, la piesele turnate este lipsa rezistenței la etanșitate.

Principalele caracteristici tehnice ale instalației de degazare prin vid a aliajelor de aluminiu, la scară industrială, sînt următoarele:

- capacitatea creuzetului: ca. 340 Kg Al (1000 Kg. conv) ;
- creuzet din grafit, fără conținut de siliciu ;
- manta de protecție a creuzetului din oțel refractar ;
- nivel de vid realizat : 35-400 mm.col.Hg;
- temperatura maximă de lucru : 750°C ;
- puterea instalată a cuptorului : 54 Kw ;
- rezistențe de încălzire din Cr₂Ni₄₀, spiralate ;
- sistem de răcire - apă de la rețea ;
- consum de apă de răcire : 100 l/h ;
- dimensiuni de gabarit: ∅ 1600 x 1500 ;
- greutate netă: G = 3500 Kg.

Testarea temperaturii aliajului se realizează indirect, prin intermediul carcasei creuzetului.

Cuptoarele sînt termostatate, prin termocuple cromel-alumel, pentru asigurarea stocării optime a aliajului.

**Cap. XVI - ASPECTE TEHNICO - ECONOMICE
LA SCARA INDUSTRIALA**

**15.1. Tehnologia de elaborare si turnare a
aliajului ATg10**

Aliajul ATg10 este destinat realizării pieselor turnate cu proprietăți fizico-mecanice superioare și cu o foarte bună rezistență la coroziune.

În funcție de destinația și nivelul solicitărilor, piesele turnate se vor realiza după una din schemele tehnologice prezentate în cele ce urmează. De menționat că în etapa actuală, Întreprinderea Electroputere Craiova, dispune de o instalație de degazare prin vid, realizată ca urmare a cercetărilor prezentate în această lucrare.

Ulterior, când se va realiza instalația de elaborare-turnare în vid, se va utiliza tehnologia prezentată la cap. III.

Schemele tehnologice, prezentate sub formă tabelară, de proces tehnologic cenzis și ușor de pus în practică, se dau pentru elaborarea aliajelor intermediare binare (prealiaje) și pentru elaborarea aliajului ATg10, în două variante pentru metoda de degazare, și anume: (Anexa VI).

a. Degazarea aliajului ATg10, elaborat în cuptor electric prin inducție la medie frecvență, în atmosferă, prin barbotarea cu gaze inerte (argon).

Această tehnologie este destinată realizării pieselor turnate cu caracteristici fizico-mecanice și de coroziune, scilicet, destinate fabricării produselor cu solicitări normale, în producția de serie.

b. Degazarea aliajului ATg10 în vacuum, în instalația de degazare în vid, în care aliajul elaborat în atmosferă este transvazat. Metoda este aplicată la realizarea pieselor turnate cu nivel calitativ superior celui din schema tehnologică anterioară și conduce în plus și la creșterea substanțială a coeficientului de rebit. Această tehnologie are un risc de rebit de max. 1,0 - 1,5 %, în comparație cu prima metodă la care procentul mediu de rebit este de 3 - 5 %.

Tehnologia de degazare prin vid duce la diminuarea avansată a procentului de rebut, valoarea înregistrată fiind datorată, în principal utilizării accidentale a unor materii prime de calitate mai redusă, prin depășirea timpului de stocare a aliajului în cuptorul electric cu rezistență a instalației de degazare în vid, sau în timpul desfășurării operațiilor de turnare, prin trecerea peste limita de efect optim al fenomenului de modificare.

Timpul limită de stocare a aliajului în cuptorul instalației de degazare prin vid este de $60 + 120$ min., de la efectuarea degazării.

Pentru aceasta trebuie luate măsuri tehnologice operative de turnare, în timp optim, a aliajului.

În cele ce urmează se descriu procesele tehnologice de turnare a prealiajelor $AlBe_3$, $AlTi$ 3,5, $AlZr$ 5 și a aliajului $AlNiCo$, în unele variante. (Anexa VI).

15.2. Tehnologia de tratament termic a pieselor turnate din aliajul AlMg10

Tratamentul termic aplicat pieselor turnate din aliajul AlMg 10, conform diagramei prezentată la cap. IV (fig. 4.1) este specific aliajelor cu autodurificare. El este obținut dintr-o încălzire pentru punerea în soluție a magneziului și a compușilor intermetalici Al_3Mg_2 și Mg_2Si ^{corespunzătoare} în unități de o răcire pentru călirea în vederea fixării structurii ^{corespunzătoare} pailerului de încălzire, la temperatur. ordinari.

Urmează un fenomen specific aliajelor aluminiu-magneziu, în special a celor cu conținut ridicat în magneziu, de autodurificare prin precipitare la temperatura ambianței, realizată prin înătrînire naturală, timp de min 192-240 h.

După precipitarea foarte fină asigurată de înătrînirea naturală, piesele capătă caracteristici mecanice, fizice și de coroziune deosebite și o bună stabilitate a acestora în funcționare, însă, fără a se depăși temperatura de max. 80°C.

Peste această temperatură apar, în structura materialului modificări esențiale de repartizare și mărire a precipitărilor compușilor intermetalici pe limita de crist. l., care conduc la diminuarea substanțială a caracteristicilor mecanice și de coroziune.

Totodată cunoașterea ciclului de tratament termic impune o riguroasă respectare a indicațiilor date în procesul tehnologic prezentat ulterior, cu precădere asupra restrângerii la maxim a pieselor temperaturilor de lucru și a timpului de transfer.

Înteruperile accidentale ale ciclului de tratament datorate funcționării utilajului sau a întreruperii alimentării cu energie, ce nu duc la reducerea temperaturii din spațiul de lucru cu mai mult de 25-40°C, prelungesc timpul de tratament cu timpul de avarie. Reducerea temperaturii sub aceste valori, prin întreruperi în ciclul termic, sînt considerate drept tratament comprimis, sarcina reluîndu-se de la momentul inițial, prin retratare.

Pentru producția de serie, este obișnuită utilizarea unor cupetoare de tratament termic, cu vârf mobilizabil, sisteme de manevrare pe verticală și dispozitivelor de răcire a pieselor și baie de ulei, plasată sub cupetor, termic izolat.

Cupetorul, cu încălzire prin rezistențe electrice, va trebui să aibă neapărat ventilație de balnă pentru omogenizarea așchiului termic în toate zonele incintei, iar distanța minimă, de la rezistențe la piese, va fi de cea. 30-40 mm pentru a nu produce su-

pe încălziri locale în piese.

Toate SC-urile termice vor avea inscripție cu bandă pentru înregistrare grafică a diagramei de tratament.

16.3. Indicatoari tehnico-economici

Deoarece faptul că aliajul AlMg10 are o densitate mai mică decât cea a altor aliaje greutatea aceluși piese, turnată din acest aliaj sau din aliaj Al-Cu sau Al-Si se diminuează cu oca, 6,2 %. Dacă se ține cont de aceasta, că ridicarea caracteristicilor fizico-mecanice permite reducerea grosimii de perete, cu menținerea aceluși volum și parametrilor de lucru și cu fiabilitate similară, se poate aprecia că diminuarea totală a greutății piesei turnate este în medie de 11 %.

Această micșorare a greutății pieselor turnate conduce:

- la diminuarea greutății totale a produsului pe care se montează această piese turnate ;
- reducerea prețului de cost al piesei turnate (lei/kg), luând în considerare un preț plafon mediu pentru piese turnate în forme metalice permanente, de aprox. 53 lei/kg, conform Legii nr.1 din Ordinul R.M.R. Nr.10330/1982, cu aplicare din 01.07.1982, cu circa 4 lei/kg, la un grad mediu de complexitate a pieselor turnate.

Această diminuare procentuală a densității aliajului AlMg10 este evident reliefată de curba prezentată în fig.16.1, comparativ cu o serie de mărci de aluminiu.

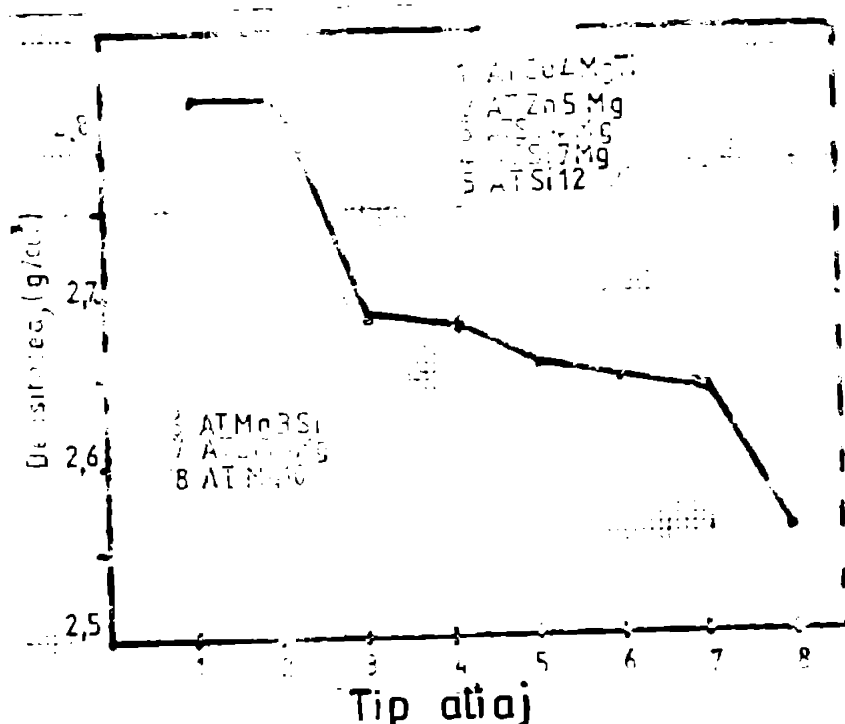


Fig. 16.1
Variația densității în funcție de marca unor aliaje de aluminiu

O altă posibilitate de diminuare a prețului de cost al acestui aliaj se remarcă din creșterea randamentului de utilizare al materiilor prime în cursul procesului de elaborare-turnare în vid.

Prin diminuarea arderilor cauzate de oxidabilitatea atmosferică, de la aprox. 3 %, în condiții normale (în valoare medie), la max 0,5-1 % (0,75 % în valoare medie) se mărește randamentul de utilizare al metalului de la 97 % la 99,25 % și deci prețul de cost nou realizat va fi:

$$\frac{53 \times 0,97}{0,995} \approx 51,7 \text{ lei/Kg aliaj}$$

înregistrându-se o reducere de cea. 1,3 lei/Kg.

În fine, cea mai accentuată metodă de reducere a consumurilor de materiale, specifice, deci și a prețului de cost unitar este diminuarea accentuată a rebutului.

În condiții tehnologice normale, de elaborare și turnare în atmosferă, se înregistrează, actual, la aliajale de aluminiu elaborate curent, în Turnăria IEPIC, un rebut mediu de 3,5 %.

La elaborarea în atmosferă și degazarea prin vid, ca primă etapă tehnologică nouă cu aplicare industrială, se estimează, în urma probelor pe stația de la laborator, o reducere a rebutului la nivelul a 2,0 - 2,2 %. Se înregistrează o reducere a prețului de cost unitar ca :

$$\frac{53 \times 0,965}{0,979} \approx 52,2 \text{ lei/Kg}$$

adică: $53,0 - 52,2 = 0,8 \text{ lei/Kg}$

La elaborarea-turnarea în vid, ce urmează a se aplica în anii următori, în baza experienței acumulate pe instalația de laborator se apreciază că scăderea rebutului va fi mai accentuată, ajungând la valoarea de max. 0,5 - 1,5 %, reducerea prețului de cost în acest ultim caz, fiind :

$$\frac{53,0 \times 0,965}{0,99} \approx 51,7 \text{ lei/Kg}$$

adică : $53,0 - 51,7 = 1,3 \text{ lei/Kg}$.

Pe lângă acestea, se mai pot lua în calculul diminuării prețului de cost următoarele avantaje aduse în urma corectărilor efectuate și anume:

- reducerea cu aprox. 50 % a cantității de modifiector, utilizat în prezent în proporție de 0,3 %, la aliajale turnate în producție.

Acasta dăse la reducerea substanțială a importului pe relația D.L., elementele modificatoare fiind materiale deosebit de scumpe și deficitare. La un preț mediu de cea 45 \$/kg, și la un curs mediu de revenire de cea. 15 lei/\$, rezultă o reducere a prețului de cost de cea 1 leu/kg.

$$45 \times 15 \times 0,0015 \approx 1 \text{ leu/kg aliaj}$$

- scăderea temperaturii de tratament termic cu cea. 100°C (525°C - temperatura actuală de punere în soluție, față de 425°C, la aliajul AlMg10), conduse la economii de energie electrică, deci de reducere a cheltuielilor de producție. Totuși, aceasta nu poate fi luată în calcul, fiind contrabalansată de necesitatea încălzirii electrice a băii de ulei pentru odire și de instalația de degazare în vid sau de dispozitivele auxiliare a instalației de elaborare-turnare în vid.

Consumul suplimentar, specific acestui aliaj, și anume cel de beriliu, este complet nesemnificativ în balanța prețului de cost unitar. La un preț mediu de 60 \$/kg și la același curs de revenire de 15 lei/dolar, pentru un consum de 0,004 % Be, rezultă o creștere a prețului de cost cu :

$$60 \times 15 \times 0,00004 = 0,036 \text{ lei/kg aliaj.}$$

Făcând un total al efectelor economice rezultate din avantajele tehnico-economice rezultate în urma aplicării industriale a cercetărilor efectuate, pentru metoda de degazare prin vid a aliajului elaborat în atmosferă rezultă:

- din reducerea densității aliajului, prin scăderea greutateții /piecă 4 lei/kg
 - din scăderea arderilor și creșterea randamentului de utilizare (apreciată, la această tehnologie la cea. 15 % din cea înregistrată la tehnologia de configurată complet în vid.....
..... 0,2 lei/kg.
 - prin diminuarea consumului specific de modifcator
..... 1 lei/kg
 - din reducerea rebutului 0,8 lei/kg
- e economie totală, cifrată prin reducerea prețului de cost unitar de cea. 6 lei/kg.

La o producție anuală de piese turnate realizate din acest aliaj de 250 t, aplicând și tehnologia de degazare prin vid se obține o economie antecalculată de :

$$6000 \times 150 = 900000 \text{ lei /an.}$$

Instalația de degazare prin vid, realizată prin autoutilare de Intr. Electroputere Craiova, conform devizului de post calcul a costat 968.300 lei (utilaj cod. UK.1774).

Făcînd o apreciere simplă a amortizării cheltuielilor de realizare a acestei instalații numai prin diminuarea cheltuielilor de fabricație, rezultă că valoarea ei este acoperită de eficiența economică a metodei în cea.1,1 ani.

În plus tehnologia aceasta, ca rezultat a cercetărilor întreprinse mai prezintă și o altă serie de avantaje tehnico-economice și sociale ce însă nu au mai fost luate în vedere la antecalculul economic, rămînînd să fie evaluate în final, prin postcalcul și anume:

- prin creșterea randamentului de asimilare se aplică și coeficientul de scoatere, crescînd indirect producția fizică și productivitatea ;

- diminuarea pierderilor prin ardere și prin rebut, conduce la reducerea consumurilor specifice de materiale, a cheltuielilor de producție și implicit a cheltuielilor la 1000 lei producție marfă ;

- tot prin diminuarea pierderilor tehnologice și a rebutului, la o aceeași producție fizică realizată se poate reduce sensibil manopera de fabricație;

- prin aplicarea metodei de degazare prin vid se îmbunătățesc condițiile de muncă din turnătorie prin eliminarea fumurilor generate de procedul de degazare cu hexahloretan.

16.4. CONCLUZII GENERALE ȘI PROBLEME DE VIITOR

Cercetarea efectuată asupra modificărilor structurale evidențiate în aliaj ATng10, elaborat și turnat în vid, a avut ca scop determinarea mecanismelor de influențare a morfologiei structurii într-o serie de condiții ~~de producție~~ utilizate de practica industrială.

În general, tehnologiile cu desfășurare integrală sau parțială în vacuum, se aplică industrial la elaborarea sau numai la degazarea oțelurilor, în special a celor mediu sau înalt aliate.

Neabordată încă pe plan național, tehnica vidului în metalurgia aliajelor neferoase pe bază de aluminiu pentru turnarea în piese, va conduce în anii următori la pași importanți în acest domeniu, prezentînd deosebite avantaje tehnico-economice.

Încadrînd pe acest domeniu, studiul realizat deschide un dom-

niu nou de activitate, atât pentru cercetarea cu caracter aplica-
tiv cât și pentru cercetarea fundamentală.

Interferența dintre tehnicile moderne de investigație și pa-
rametrii de lucru, industriali, generează o nouă tehnologie și re-
aduce, pe planul intereseului tehnic, util diverselor industrii,
aliajul bogat în magneziu, marea AMg10.

Considerat ca dificil de stăpinit tehnologic, cu o redusă re-
productibilitate a rezultatelor ce se situează la nivele modeste, fa-
ță de aliaje similare elaborate în diverse state și mai ales cu o
turnabilitate mediocră, acest aliaj a fost exclus din standardul
de aliaje de aluminiu turnate în piese - STAS 201/2-60.

De aceea, cercetările efectuate s-au axat tocmai în acest do-
meniu, aducând pe cât posibil noi lămuriri și noi aspecte tehnice
și tehnologice.

Formularea, experimentarea și realizarea practică a unei teh-
nologii complete de elaborare în vid (cap. II din partea II-a), pe o
stație pilot originală, proiectată și realizată (prezentată în cap.
VII, partea a II-a) și aplicată în cadrul cercetărilor, a condus
la creșterea premiselor de bază pentru progresul, de lungă durată cu
privire la asimilarea în producție la Întreprinderea Electroputere
Craiova a tehnologiei bazate pe utilizarea vidului în sectoarele
cald.

Totodată, prin proiectarea, realizarea și punerea în funcțio-
ne a unei instalații de degazarea în vid a aliajelor de aluminiu,
împreună cu un colectiv plurispecializat (cap. XV din partea a IV-a),
s-a crescut posibilitatea tehnică de aplicare industrială a cercetă-
rilor întreprinse anterior.

Astfel în fază de laborator cât și la nivel de stație pilot s-
au obținut o serie de caracteristici fizico-mecanice superioare
celor obținute până în prezent, la nivel național, reușind să se
apropie de cele ale aliajelor similare elaborate în țări cu tra-
diție în acest domeniu (cap. VIII-IX, din partea a II-a).

Aceasta deschide posibilități imediate de utilizare a aliaju-
lui AMg10 în domenii de vîrf, ca de exemplu în industria aeronau-
tică, navală și de autovehicule.

Totodată pentru cercetarea turnabilității aliajului, în vede-
rea caracterizării sale complete, s-au introdus o serie de noi pro-
be și SDV-uri, ce au intrat deja în practica industrială la IEPC
(cap. VI din partea a II-a).

Pentru a evidenția eficacitatea tratamentului in vid, a aliajului topit, asupra nivelului de gaze rezanente în piesele turnate s-a fundamentat experimental, o metodă, în această fază, calitativă, pentru determinarea conținutului în hidrogen, prin analiză spectrală.

S-a optat pentru această metodă, deoarece utilajul de bază, spectrometrul 24 se află în dotarea majorității laboratoarelor fizico-chimice din turnătorii, iar pe acesta se pot realiza analize cu caracter rapid (cap.VIII, subcap.8.3).

În completarea metodei de determinare a calității pieselor turnate din acest aliaj, s-a efectuat un studiu prin defectoscopie nedistructivă în raze X, pentru evidențierea tipului și a cauzelor generatoare de defecte (cap.XI din partea a II-a).

Studiul macrostructurii și microstructurii aliajului AlMg10, efectuat prin variabilitatea unei multitudini de parametri tehnologici - viteză de răcire, grosime de perete, nivel de vid, compoziție chimică, tipuri și cantități diferite de modifikatori, condiționare termică, metode tehnologice de lucru - a condus la punerea în evidență a structurii optime precum și a mecanismului modificărilor structurale survenite atât la elaborarea aliajului în atmosferă cît și in vid (cap.X, din partea a II-a).

În cadrul unor experimentări pe linie de cercetare fundamentală a structurii aliajului AlMg10, s-a realizat un program de determinare prin difracție în raze X, efectuat în colaborare cu specialiștii Institutului de Cercetări Metalurgice București, în urma cărora s-a reușit punerea în evidență a unui constituent nou, codificat β' . Fundamentat teoretic de SAULNIER și VAN LANSKER ca stare intermediară ($\beta_1, \beta_2, \dots, \beta_n$), faza β' devine o realitate dovedită experimental, reușind totodată și determinarea principalelor săi parametri cristalografici (cap.VIII, subcap.8.2.).

Interdependența parametrilor-proprietăți-structură, realizată prin corelații bivariate, grafice, statistice și prin program de calcul a condus la obținerea unei imagini de ansamblu a influenței structurii, precum și a mecanismului de modificare a structurii în sensul obținerii caracteristicilor fizico-mecanice favorabile (cap.XII - XIII, din partea a III-a).

Toate acestea au condus în final, la realizarea unei tehnologii de elaborare, turnare și tratament termic, aplicabilă industrial, pentru aliajul AlMg10 (cap.XVI, din partea a IV-a), și la op-

tinizarea parametrilor acestui aliaj sub forma unei fișe tehnice.

În vederea continuării acestui studiu, pentru fundamentarea completă a mecanismelor ce guvernează modificările structurale în aliajul studiat, cu repercursiuni hotărâtoare asupra caracteristicilor fizico-mecanice obținute, se impune extinderea și aprofundarea cercetărilor prin difracționetrie în raze X, combinate cu analize în microsondă și microscop electronic pentru elucidarea morfologiei și proprietăților constituentului β' . De asemenea, se impune studierea sa în profunzime a genezei existenței și influenței spațiului liber interdendritic - SIL " asupra cristalizării, structurii și proprietăților aliajului ATAg10.

Pentru a completa necesarul de informații tehnologice, utile, în timpul elaborării acestui aliaj, cu posibilități în intervenție operativă în prelucrarea sa, în stare lichidă, este necesar să se finalizeze metoda rapidă de determinare a hidrogenului remanent, prin analiză spectrală cu caracter cantitativ.

Aplicarea în producție, a uneia sau alteia din tehnologiile propuse, cu desfășurarea elaborării și turnării în vid sau numai de degazare în vid, va trebui să se facă selectiv, în funcție de cantumul de caracteristici impuse pieselor turnate.

Astfel, la piesele cu utilizări medii importante, cu suprafețe ce se prelucreză mecanic ulterior, cu rezistență la stârpețitate de pînă la 60 Kgf/cm^2 se poate aplica, cu rezultate foarte bune metoda de degazare prin vid. Acolo însă, unde se cer proprietăți fizico-mecanice înalte, o foarte bună rezistență la coroziune, completă cu solicitări la presiuni de peste 60 Kgf/cm^2 se impune adoptarea, cu avantaje tehnico-economice evidente a tehnologiei de elaborare-turnare în vid a acestor piese.

Progresul de asimilare a acestei tehnologii va trebui însă să fie corelat, la nivel național cu un program de realizare a agregatelor de vid de puteri mari și a instalațiilor lor aferente.

Totodată este necesară asimilarea în țară a prealiajului aluminiu-beriliu, marca AlBe 3, într-o întreprindere specializată (I. N. Vaslui).

De asemenea, prin Institutul Român de Standardizare și Institutul Central pentru Sectoare Calde - ICSITPSC București, se vor lua măsurile necesare în vederea reintroducerii aliajului ATAg10 în prima revizuire a standardului STAS 201/2-Aliaje de aluminiu turnate în piese.

- BIBLIOGRAFIE -

1. NICOLAE CRĂNĂRESCU - Raport la cel de al XIII-lea Congres al Partidului Comunist Român.
2. OPREA, F. - Teoria proceselor metalurgice, Ed. Didactică și Pedagogică, București, 1971.
3. x x x - Anuarul Statistic al Republicii Socialiste România-1984, Direcția Centrală de Statistică.
4. x x x - Vacuumaia metallurgia, Moskva, 1973.
5. WINKLER, O., BARISH, R. - Metalurgie in vid, London, Elsevier Publishing Company, 1972.
6. URHA, S. Z. - Obținerea de piese turnate in vid, American Vacuum Society, New York, 1969.
7. VAN OLRAVE, A. D. - Vacuum process lowers investment casting costs, Iron Age, Nr. 29, 1976, p. 36-37.
8. ALKER, K. - Degazage par la vide des alliages d'aluminium de fonderie, Fonderie, 1975, Nr. 350, p. 395-400.
9. NEHENDZI, In., ș.a. - Vllianie plavk i razlivki v vacuume ne liteinie svoistva splavov Liteinoie Svoistva metallov i splavov. Iz. Nauka, Moskva, 1976, p. 60-65.
10. x x x - Domenii și tendințe în utilizarea aluminiului pe plan mondial, Institutul pentru studierea conjuncturii internaționale, București, 1973.
11. SZWEYGER, M. - Velba Zlaca pre odplynerani Slovarenskeh slitin hliniku vakuevania, Slovarenstvi, Nr. 30, 1982, p. 36-38.
12. STUBBER, F. G. - Welche Probleme kann das Vakuumverfahren bei Aluminium-Druckguss lösen, Giesserei, 1977, 64, Nr. 9, p. 236-239.
13. TOKAREV, J. B. - Opredelenie parametrov tehnologii litia aluminievih splavov vakuumnih vsasivanie, Liteinoe proizvodstvo, Nr. 8, p. 28-29, 1978.
14. TOKAREV, J. B. ș.a. - Obrazovanie zazora meжду otlivkoi i formoi pri litie vakuumnih vsasivanie, Liteinoe proizvodstvo, Nr. 7, 1975, p. 21-22.

15. SPERNER, F., FLOMIER, J. - Evoluția turnării de precizie în vid, American Vacuum Society, New York, 1969.
16. HANSEN, M., ANDERKO, K. - Constitution of binary alloys, Mc.Graw-Hill Book Company Inc., New-York, 1958.
17. SUZANA, G., PROTOPOFESCU, M. - Aliaje neferoase, Ed. Tehnică, București, 1969.
18. SHUNK, A.F. - Constitution of binary alloys, Second Supplement, Mc.Graw-Hill Book Company Inc. New York, 1972.
19. GIDEA, S., PETRESCU, M. - Metalurgie fizică și Studiul metalelor, Ed. Didactică și Pedagogică București, 1979.
20. VAN LANCKER, M. - Metallurgy of Aluminium Alloys, Chapman and Hall Ltd, London, 1967.
21. TRUSCULESCU, M. - Studiul metalelor, Ed. Didactică și Pedagogică, București, 1971.
22. GORNY, Z., ș.a. - Turnarea metalelor neferoase, Ed. Tehnică, București, 1969.
23. PETROVA, N., ș.a. - Sveistva splava Al-9,5 % Mg s titanom, tironom, molibdenom i berom pri rastiagivaniujih i udarnih nagryzках, Metallovedenie i termicesoia obrabotka metallov Nr. 5, 1971, p. 6-8.
24. VLADOI, M., ș.a. - Metale și aliaje neferoase de turnătorie, Ed. Scrisul Românesc, Craiova, 1981.
25. x x x - Catalog ASTM.
26. PARRET, Ch., MASSALSKI, B.T. - Structure of metals, Mc.Graw Hill Book Company Inc., New York, 1966.
27. BALLY, O. - Metode fizice în studiul corpului solid, Ed. Didactică și Pedagogică, București, 1966.
28. x x x - International Tables for X-ray crystallography, vol. I-III, The Kynoch Press, 1967.
29. KLUG, H.P., ALEXANDER, L.B. - X-ray Procedures New York, John W Wiley Sons, 1967.
30. MIRKIN, C.I. - Spravochnik po rentghenostrukturalinomu analizu, Fis. Maghiz, 1961
31. GUDRY, K. - Wptyw zawartosci magnezu i stopnia uszczelnienia na własności stopów aluminium-magnez stosowanych na konstrukcje okretowe, Budownictwo Okretowe, 1971, p. 46-48.
32. MARCU, P., PAUNEL, M.A. - Comportarea unor aliaje de aluminiu la coroziune, în diverse medii naturale, Metalurgia, 20, Nr. 11 1968, p. 646-650.

33. BONTZA, S. - Cercetări pentru elaborarea unor aliaje neferoase, deficitare și a unor aliaje cu proprietăți mecanice ridicate, Craiova, Electroputere, 1969-1972.
34. CIRLEANU, G. R. - Causale apariției incluziunilor dure la piesele turnate din aliaje de aluminiu, Metalurgia 18, Nr. 5 1966, p. 275-278.
35. x x x - DIN Taschenbuch, Nichteisenmetalle, Benth-Vertrieb GmbH, Berlin, 1974.
36. x x x - Aluminium and Magnesium Alloys, Data of Properties and Specifications, Prospect-Sterling Metals, Ltd. England.
37. x x x - STAS 201/2-71 Aliaje de aluminiu turnate în piese.
38. x x x - Metals Handbook, 3-th, Edition American Society for Metals, Metals Park, Ohio.
39. x x x - Vacuumie procesi v tvetnoi metalurghii, Izdatelstvo Nauka, Alma Ata, 1967.
40. WINTERHAGER, H., KOCH, M. - Untersuchungen zur Vacuumetgasung von Aluminium-Schmelzen, Gießerei, 65, 1979, Nr. 19, p. 505-510.
41. BRADSHAW, A. V. - Vide, Pergamon Press, London, 1968.
42. WARNER, A. N. - J. Iron Steel Inst. Nr. 207, 1968, p. 44.
43. SZULYOVSKY, A. - Ultravakuum berendezések tervezés-kegyes kérdesei, Finomechanika, Nr. 8, 1969, p. 327-330.
44. APA, L. - Observații și contribuții la teoria degasării oțelurilor în vid înaintat Metalurgia, Nr. 10, 1972, p. 668-670.
45. APA, L. - Contribuții la teoria proceselor de vaporizare în vid a elementelor de aliere volatile, Metalurgia, Nr. 1, 1972 p. 43-45.
46. MALINOV, M. V. - Modificarea structurii metalelor și aliajelor. Ed. Tehnică, București, 1966.
47. KURDIUMOV, A. V. ș. a. - Plavka i zatverdevanie splavov tvetnih metallov, Izd. Metallurgia, Moskva, 1968.
48. POPESCU, N., VITANESCU, C. - Tehnologia tratamentelor termice, Ed. Tehnică, București, 1974.
49. GERU, N. - Teoria structurală a proprietăților metalelor, Ed. Didactică și Pedagogică București, 1980.
50. LEHENDIV, V. M., ș. a. - Turnarea pieselor din aliaje de aluminiu, Ed. Tehnică, București, 1972.
51. SOFRONTI, L. ș. a. - Bazele teoretice ale turnării, Ed. Didactică și Pedagogică, București, 1980.

52. DOBRESCU, L. - Fenomene de suprafață la metale și aliaje, Ed. Academiei RSR, București, 1970.
53. HUDSON, F. - The economic production of high density gunmetal castings made in sand molds, Modern castings, mart. 1965, p.85-107.
54. EDWARDS, J.O., COPTURE, A. - Hot tearing of Copper-Base Alloys, Mode of solidification of Copper-Base Alloys, Modern Castings, febr. 1967, p.83-86.
55. EDWARDS, J.O., COPTURE, A. - Etude des criques et de la solidification dans les alliages cuivreux Fontierie 261, Nov. 1967, p.444-445.
56. x x x - FMA-Informationen aus Technik und Forschung, (prospect al firmei Feinmechanik-Anstalt, Liechtenstein.
57. MARCU, P., PAUNEL, A.M. - Comportarea unor aliaje de alumini la coroziune în diversele medii naturale, Metalurgia, 20 (1968), Nr.11 p.646-650.
58. x x x - Atlas internațional al defectelor de turnare, Ed. Tehnică, București, 1977.
59. DIETTER, G.F., Jr. - Metalurgia mecanică, Ed. Tehnică, București, 1970.
60. x x x - Ispytaniya processev vakuumnoi degazacii aluminievih splavov, EI-Tekhnologhia i obrabotkanie liteinogo proizvodstva, 1970, Nr.6, p.10-22.
61. DUSOIU, N. - Contribuții la măsurarea conductibilității termice a barelor metalice și semiconductoare în regiunea termică nestatică, Studii și cercetări de fizică, Nr.2, tom 24, 1972, Academia RSR, p.155-164.
62. GIDEA, S., ș.a. - Metalografie, Ed. Didactică și Pedagogică, 1974.
63. BECKER, K. - Handbuch der metallographischen Atzverfahren, Springer Verlag, Berlin, 1976.
64. VILDANOVA, I.F., ș.a. - Elektronomicroscopicescoe izučenie Al-Hg splavov, ohlaždenijn s razlicijnimi scrostitianii et temperaturi generenizacii, Fizika metallov i metallovedenie, Izdatelstvo „Nauka”, Moskva, 1978.
65. MANTEA, St. ș.a. - Metalurgia fizică, Ed. Tehnică, București, 1970.
66. x x x - STAS 201/2-80 Aliaje de aluminiu turnate în piese.
67. x x x - STAS 7501-66 Analiza dilatometrică.
68. x x x - STAS 4203-74 Luarea și pregătirea probelor metalografice.

69. x x x - STAS 10013-75 Metode pentru determinarea mărimii de grăunțe.
70. x x x - STAS 1400-75 Incercarea de încovoiere prin șoc pe epruvete cu crestătură în U.
71. DUMITRU, B.G., ș.a. - Introducere în spectroscopia experimentală, Ed. Tehnică, București, 1966.
72. BOURGETTE, D.T., SINKOVICH. - Transactions Vacuum metallurgy conference, 1969, American Vacuum Society, New York.
73. DEAN, W.A. - Effects of Alloying Elements and Impurities of Properties Aluminium, vol. I, Edited by Kent R. Van Horn, 1967.
74. ALKER, K. - Vakumentagung von Aluminium-Gusslegierungen, Giesserei 61, 1974, Nr. 123, p. 693-696.
75. BAIULESCU, GE, NASCUTIU, T. - Metode fizice de analiză a urmelor, Ed. Tehnică, București, 1974.
76. DROUZY, M., ș.a. - Reziliența și stabilitatea aliajului Al-Gi cu siliciu turnat sub presiune, Fonderie, aug. 1967, 258.
77. BARAT, A., ș.a. - Relații ale limitei de elasticitate cu sarcina la rupere și alungirea la aliajele de aluminiu de turnătorie, Fonderie 259, sept. 1967.
78. PARISIEN, J. - Epruvete brute turnate în cochile pentru controlul aliajelor ușoare de turnătorie, Fonderie 252, febr. 1967.
79. DROUZY, M., ș.a. - Incluziuni dure nemetalice în piesele turnate din aliaje ușoare, Fonderie 254, apr. 1967.
80. x x x - Aliaj de aluminiu cu înaltă rezistență X 149, pentru piese turnate, Modern Casting, 1968, iulie, p. 90-96.
81. DROUZY, M. - Oxidarea aluminiului și a aliajelor Al-Mg lichide, Revue de Metallurgie, sept. 1970, p. 775-781.
82. NORDBERG, H., ș.a. - Studiul microfotografic al vitezei de propagare al fisurilor de oboseală la câteva aliaje de aluminiu, Revue de Metallurgie, dec. 1969, p. 861-865.
83. GRANDIER, P., ș.a. - Epruvete de referință ISO pentru controlul caracteristicilor mecanice ale aliajelor de aluminiu turnate în cochile, Fonderie 287, febr. 1970, p. 70-74.
84. JACOB, S., ș.a. - Contribuții la studiul maseletajului aliajelor de aluminiu turnate în nisip, Fonderie 296, dec. 1970, p. 395-406.

85. MATLOCH, Z., ș.a. - Unele rezultate ale funcționării stației de vid de tipul IH, *Hutni Listy, R.S.C., Nr. 11, nov. 1974, p. 7*
86. TIMOFEEV, G. I., ș.a. - Oxidarea aliajelor de aluminiu la menținere și turnare, *Litainee pe izvodstve, Nr. 9, 1975, p. 18-19.*
87. KAVICKA, F., ș.a. - Calculul analogic al termocinetă cristalizării aluminiului, *Slovan stvi 23, Nr. 1, 1975, p. 6-9.*
88. CLEGG, A. J. - Punerea la punct a unei instalații de încercare pentru procedeul de turnare sub vid, *Foundry Trade Journal, 142, Nr. 3108, mart. 1977, p. 662-670.*
89. SULEVSKII, A. - Citeva probleme de proiectare a instalațiilor cu vid înaintat, *Fine Mechanics, Nr. 11, nov. 1969.*
90. DANILIN, B. S., MINAICHEV, V. E. - Bazele proiectării sistemelor de vid, *Energhia, Moscova, 1972.*

C U P R I N S

Partea I-A - ASPECTE GENERALE	
Cap.I. INTRODUCERE	1
1.1. Generalități	1
1.2. Evoluția tehnologiilor de elaborare-turnare bazate pe utilizarea vidului	4 6
1.3. Scopul lucrării	7
1.4. Opțiuni asupra aliajului cercetat	10
1.5. Prezentarea lucrării	12
Cap.II. FUNDAMENTARI TEORETICE	
2.1. Diagrama de echilibru a sistemului binar Al-Mg	12 15
2.2. Aliaje de aluminiu magneziu-turnate	17
2.3. Cinetica degazării în vid	17
2.4. Modificarea structurii aliajelor aluminiu- magneziu turnate	22
2.5. Condiționarea termică în stare solidă a aliajului AlMg10	26
Partea II-a - TEHNOLOGII DE LUCRU. EXPERIMENTARI, ANALIZE, INCERCARI ..	
Cap.III TEHNOLOGIA DE ELABORARE-TURNARE DE LABORATOR	
3.1. Elaborarea aliajului cercetat, în atmosferă	29
3.1.1. Compoziția chimică standard a aliajului	32
3.1.2. Materii prime și materiale tehnologice Calculul încălzirii	32 37
3.1.3. Elaborarea aliajelor intermediare binare	37
3.1.4. Ciclul de elaborare a aliajului AlMg10, în atmosferă	39 41
3.2. Elaborarea aliajului cercetat, în vid	41
Cap.IV. TEHNOLOGIA DE TRATAMENT TERMIC UTILAJE DE LABORATOR	
Cap.V. VARIANTE EXPERIMENTALE	45 47
5.1. Variante de compoziție chimică	47

5.2. Variante de elemente modificate	40
5.3. Variante ale vitezei de răcire la turnarea în forme metalice	43
5.4. Variante ale nivelului de vid în cursul elaborării aliajului	49
5.5. Variante ale prelucrării termice în stare solidă	49
Cap.VI. TIPURI DE ÎNCĂLZIRE ȘI ÎNCĂLZIRI UTILI- ZATE ÎN ÎNCĂLZIRI	51
6.1. Forma metalică pentru epruvete de încercări mecanice	51
6.2. Forma metalică în trepte	51
6.3. Forma metalică pentru determinarea etanșității	52
6.4. Forma metalică pentru determinarea flexi- bilității la cald	53
Cap.VII. INSTALAȚIA EXPERIMENTALĂ DE LABORATOR	54
7.1. Principii de realizare a instalației de elaborare-turnare în vid	54
7.2. Prezentarea instalației de elaborare- turnare în vid, de laborator	55
7.3. Parametrii de lucru	56
Cap.VIII. ANALIZE FIZICO-CHEMICE	57
8.1. Analiza chimică a aliajului studiat	57
8.1.1. Rezultatele variantelor experimentale	57
8.2. Analiza röntgenstructurală pe difractometru de raze X	62
8.3. Determinarea conținutului rezonant de hidrogen în aliajul AlMg10	67
8.4. Determinarea punctelor de transformare prin dilatometrie	72
Cap.IX. ÎNCERCĂRI MECANICE	75
9.1. Determinarea caracteristicilor mecanice	76
Cap.X. ANALIZE STRUCTURALE	81
10.1. Prelucrarea și pregătirea probelor metalo- grafice	81
10.2. Determinarea macrostructurii și mărimii de grăunte	83
10.3. Determinarea microstructurii, faze și constituenți	89

Cap.XI. PROPRIMATI TEHNOLOCICE	112
11.1. Determinarea vitezei de răcire	112
11.2. Determinarea tendinței de fisurare la cald, în contracția frântă	114
11.3. Determinarea construcției liniare și a contracției de volum	116
11.4. Determinarea etanșității la gaze	117
11.5. Defecte de turnare	119
Partea III-a. PRELUCRAREA ȘI INTERPRȚAREA	
REZULTATELOR EXPERIMENTALE	
Cap.XII. CORELAȚII PROPRIMATI-STRUCTURA	125
12.1. Relația proprietăți mecanice-nivel de vid ...	125
12.2. Relația propr.mecanice-condiționare termică- nivel de vid	129
12.3. Relația proprietăți mecanice-structură	137
12.4. Relația compoziție chimică-structură-nivel de vid	140
12.5. Relația parametrilor tehnologici-structură	145
12.6. Relația parametri de lucru-proprietăți- structură	150
Cap.XIII. PRELUCRAREA ȘI DIESELOR EXPERIMENTALE	
PRIN PROGRAMUL DE CALCUL	
Partea IV-a. CONTRIBUTII LA APLICAREA ÎN PRACTICĂ	
A CERCETĂRILOR PREZENTATE ÎN LUCRARE	
Cap.XIV. OBTINEREA CERCETĂRILOR	166
Cap.XV. PREZENTAREA INSTALAȚIEI DE DEGAZARE	
ÎN VID PENTRU PRODUCȚIE	
Cap.XVI. ASPECTE TEHNICO-ECONOMICE	174
16.1. Tehnologia de elaborare și turnare a aliajului AlMg10	174
16.2. Tehnologia de tratament termic a pieselor turnate din aliajul AlMg10.....	176
16.3. Indicatoari tehnico-economici	177
16.4. Concluzii generale și probleme de viitor	180
BIBLIAGRAFIE	
CURĂȚIRE	

MINISTERUL EDUCATIEI SI INVATAMINTULUI
INSTITUTUL POLITEHNIC " TRAIAN VILIA " TIMISOARA
FACULTATEA DE MECANICA

- ANEXE -

ing. Vlădoi Miros

TEZA DE DOCTORAT

Cercetări privind modificarea structurii
aliajului de aluminiu - magneziu ATMg10,
elaborat și turnat în vid.

- Anexe -

Conducător științific

Prof. Dr. ing. TRUSCULESCU MARIN

Anexa Nr.1

- Tabelul 2.2.
- Tabelul 2.3.
- Tabelul 2.4.
- Figura 2.3.
- Figura 2.5.

Tabelul Nr.2.2

Influenta elementelor de liere si a impuritatilor asupra caracteristicilor fizico-terme ale liiului Ar.60, brut turnat

Elementul	Rezilinta la traciune	Limita de curgere	Alungirea	Duritatea	Resilienta	Dilatari la 1000°C	Rezilinta la coroziune	Densitatea	Conductivitate electrica	Conductivitate termica	Conductivitate termica	Conductivitate termica	Conductivitate termica	Conductivitate termica	Conductivitate termica	Conductivitate termica	Conductivitate termica	Conductivitate termica
1.0	>	>	>	>	>	>	>	>	>	>	>	>	>	>	>	>	>	>
1.1	>	>	>	>	>	>	>	>	>	>	>	>	>	>	>	>	>	>
1.2	>	>	>	>	>	>	>	>	>	>	>	>	>	>	>	>	>	>
1.3	>	>	>	>	>	>	>	>	>	>	>	>	>	>	>	>	>	>
1.4	>	>	>	>	>	>	>	>	>	>	>	>	>	>	>	>	>	>
1.5	>	>	>	>	>	>	>	>	>	>	>	>	>	>	>	>	>	>
1.6	>	>	>	>	>	>	>	>	>	>	>	>	>	>	>	>	>	>
1.7	>	>	>	>	>	>	>	>	>	>	>	>	>	>	>	>	>	>
1.8	>	>	>	>	>	>	>	>	>	>	>	>	>	>	>	>	>	>
1.9	>	>	>	>	>	>	>	>	>	>	>	>	>	>	>	>	>	>
2.0	>	>	>	>	>	>	>	>	>	>	>	>	>	>	>	>	>	>
2.1	>	>	>	>	>	>	>	>	>	>	>	>	>	>	>	>	>	>
2.2	>	>	>	>	>	>	>	>	>	>	>	>	>	>	>	>	>	>
2.3	>	>	>	>	>	>	>	>	>	>	>	>	>	>	>	>	>	>
2.4	>	>	>	>	>	>	>	>	>	>	>	>	>	>	>	>	>	>
2.5	>	>	>	>	>	>	>	>	>	>	>	>	>	>	>	>	>	>
2.6	>	>	>	>	>	>	>	>	>	>	>	>	>	>	>	>	>	>
2.7	>	>	>	>	>	>	>	>	>	>	>	>	>	>	>	>	>	>
2.8	>	>	>	>	>	>	>	>	>	>	>	>	>	>	>	>	>	>
2.9	>	>	>	>	>	>	>	>	>	>	>	>	>	>	>	>	>	>
3.0	>	>	>	>	>	>	>	>	>	>	>	>	>	>	>	>	>	>

> = creste ; < = diminueaza ; 0 = influenta foarte slab sau nula

Compoziția chimică a aliajelor Aluigi, de turnătorie

Marca Aliajul	Standard	Compoziția chimică, %										Țara	
		Ni	Fe	Si	Cu	Pb	Co	Zn	Mn	Bi	Al		
AL - 8	COSE 2695-63	9,5 - 11,5	max. 0,10	max. 0,30	max. 0,30	max. 0,30	max. 0,30	max. 0,10	max. 0,10	-	-	rest	URSS
AG - 10	PN 63A-0127	9,5 - 11,5	max. 0,10	max. 0,30	max. 0,01	max. 0,30	max. 0,30	max. 0,10	max. 0,10	max. 0,07	max. 0,07	rest	Polonia
LM - 10	B.S. 1490	9,5 - 11,0	max. 0,10	max. 0,25	max. 0,10	max. 0,35	max. 0,35	max. 0,10	max. 0,10	max. 0,20	-	rest	Anglia
A - 9,11	DM	9,5 - 11,5	max. 0,30	max. 0,30	max. 0,05	max. 0,30	max. 0,30	max. 0,10	max. 0,10	max. 0,15	max. 0,15	rest	RFG
A - 0,10	NFA 57-702	9,5 - 10,5	max. 0,30	max. 0,20	max. 0,20	max. 0,25	max. 0,25	max. 0,20	max. 0,20	max. 0,20	-	rest	Franta
3096	UNITAT	9,0 - 11,0	max. 0,20	max. 0,25	max. 0,10	max. 0,35	max. 0,35	max. 0,15	max. 0,15	max. 0,25	max. 0,25	rest	Italia
B - XIV	V1096 A/B	9,2 - 10,4	max. 0,10	max. 0,30	max. 0,10	max. 0,35	max. 0,35	max. 0,10	max. 0,10	max. 0,25	max. 0,25	rest	Olanda
220 Alloy	ARM B.26	9,5 - 10,6	max. 0,20	max. 0,25	max. 0,20	max. 0,40	max. 0,40	max. 0,10	max. 0,10	max. 0,25	max. 0,25	rest	JUA
AL 10 HG	I.S.O.	9,5 - 10,5	max. 0,10	max. 0,20	max. 0,05	max. 0,20	max. 0,20	max. 0,10	max. 0,10	max. 0,20	max. 0,20	rest	JUA
STINGO/AL	STAS 201/2-71	9,5 - 10,5	max. 0,30	max. 0,50	max. 0,10	max. 0,50	max. 0,50	max. 0,20	max. 0,20	max. 0,05	max. 0,05	rest	Roumania

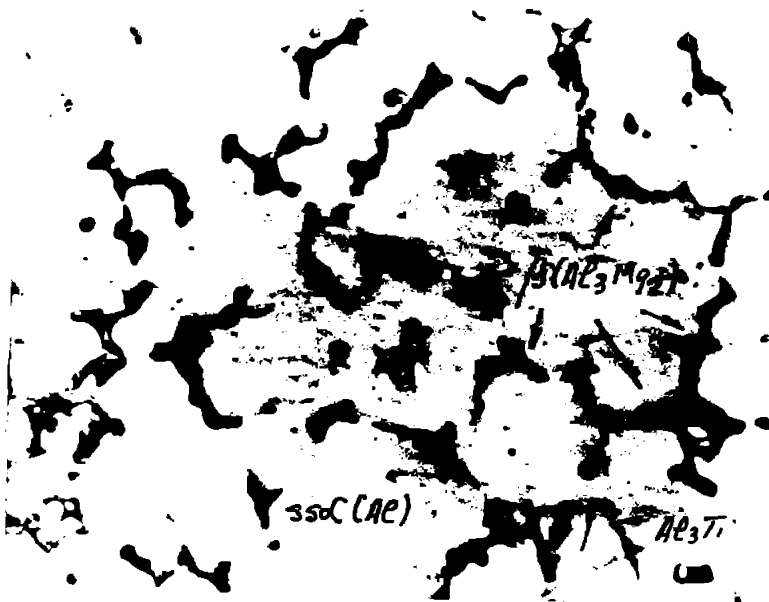
Alu STAS 201/2 - 00 - nu mai apare marca RFG 010.

Tabelul Nr. 2.4

Caracteristicile fizico-mecanice ale aliajelor
de țigle de turnătorie

Numele aliajului	Standard din	Caracteristicile fizico-mecanice										Țara
		lim din/mm ²	R _{p0,2} din/cm ²	A ₅ %	A ₁₀ %	L mm/mm ²	d g/cm ³	ρ _{20°C} μRem.	λ _{900°C} cm ² /s	α _{20°C} grad		
AL 8	GOST-2605-63	20,5	16,5	10	90	-	2,60	2,12	0,22	24,0	URU	
AO-10	EN 6211-63/27	23,5	15,0	6	75	756	2,57	0,5-	0,22	24,0	Polonia	
AL-10	B.S. 1490	20,5 - 22,5	16-17	8-12	85-95	-	2,57	1,0	0,21	24,5	Anglia	
A-G 11	DIN	25 -	15-20	8-20	80-100	6076	2,60	0,5-	-	24,5	R.F.G.	
ALUMINIU 10	1725/2	19	-	-	-	-	-	2,0	-	-	-	
A-G 10	UNI 57-702	27,5	16,0	8	75	-	2,62	2,22	-	24,5	Suedia	
3056	UNI 57	20,5	16,0	8	75	-	2,60	1,0-	0,23	25,0	Italia	
B XIV	V. 1036 MB	27,5	16,0	10	80	610	2,60	2,22	0,23	24,5	Spania	
220 ALLOY	ASH B. 26	21,5	13,0	16	75	6550	2,57	0,21	0,21	25,0	USA	
AL 10 MC	I.S.O.	20,5	17,0	8	75	6100	2,57	1,0	0,22	24,0	-	
ALUMINIU	STAS 201/2 - 74	20	10	6	70	-	-	-	-	-	România	

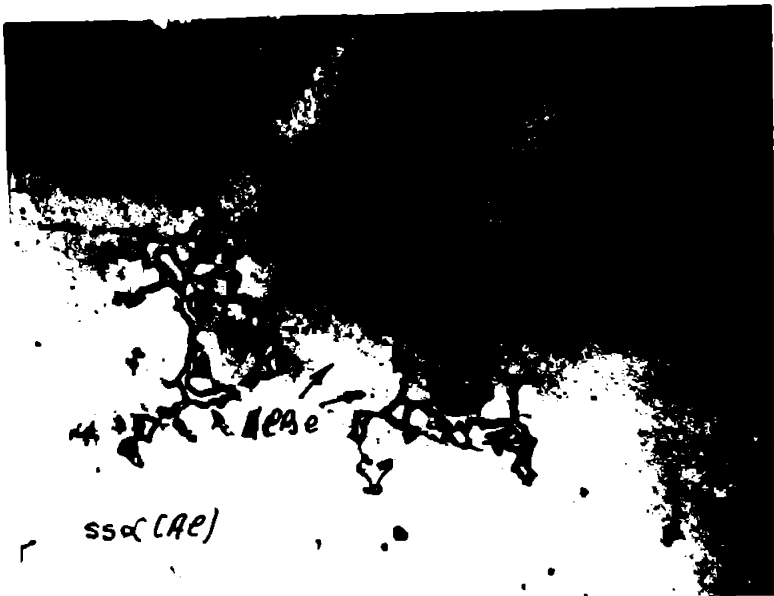
* In STAS 201/2 - 80, nu mai apare ALUMINIU.



- a -
 $ss\alpha + \beta(Al_3Mg_2) + Al_3Ti$
 HF 1 % x 200



- b -
 $ss\alpha + Mg_2Si + \beta(Al_3Mg_2)$
 soluție complexă R3 / x200



- c -
 $ss\alpha + Al_3Si + \beta(Al_3Mg_2)$
 HF 1 % x 500



- d -
 $ss\alpha(Al) + Al_3Ti + \beta(Al_3Mg_2)$
 HF 1 % x 200

Fig. 2.3
 Microstructura compuzilor din aliajul
 AlMg10

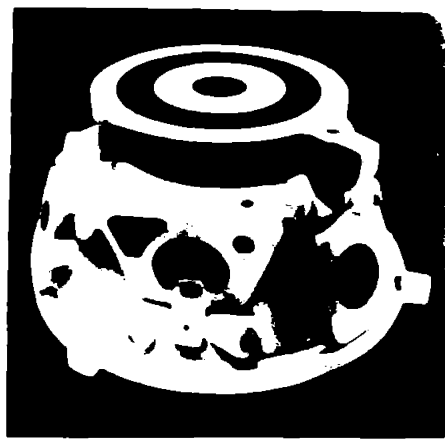
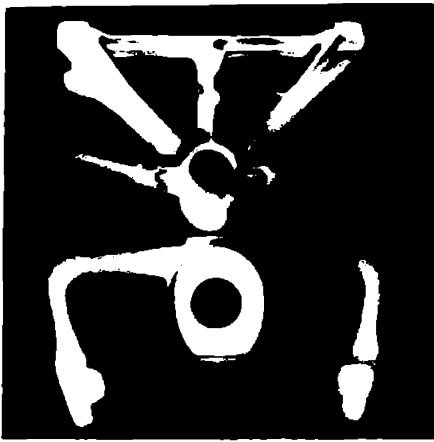
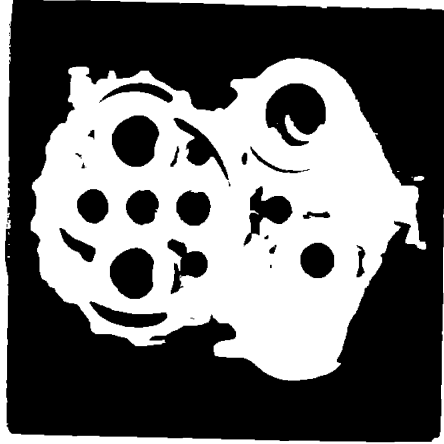


Fig.2.5
Piece turbine in high angle

ANEXA Nr. II

- **Figura 6.1.**
- **Figura 7.1.**
- **Figura 7.2.**
- **Figura 7.3.**
- **Figura 7.4.**
- **Figura 7.5.**
- **Figura 7.6.**
- **Figura 7.7.**
- **Reproducere foto a instalației de laborator.**

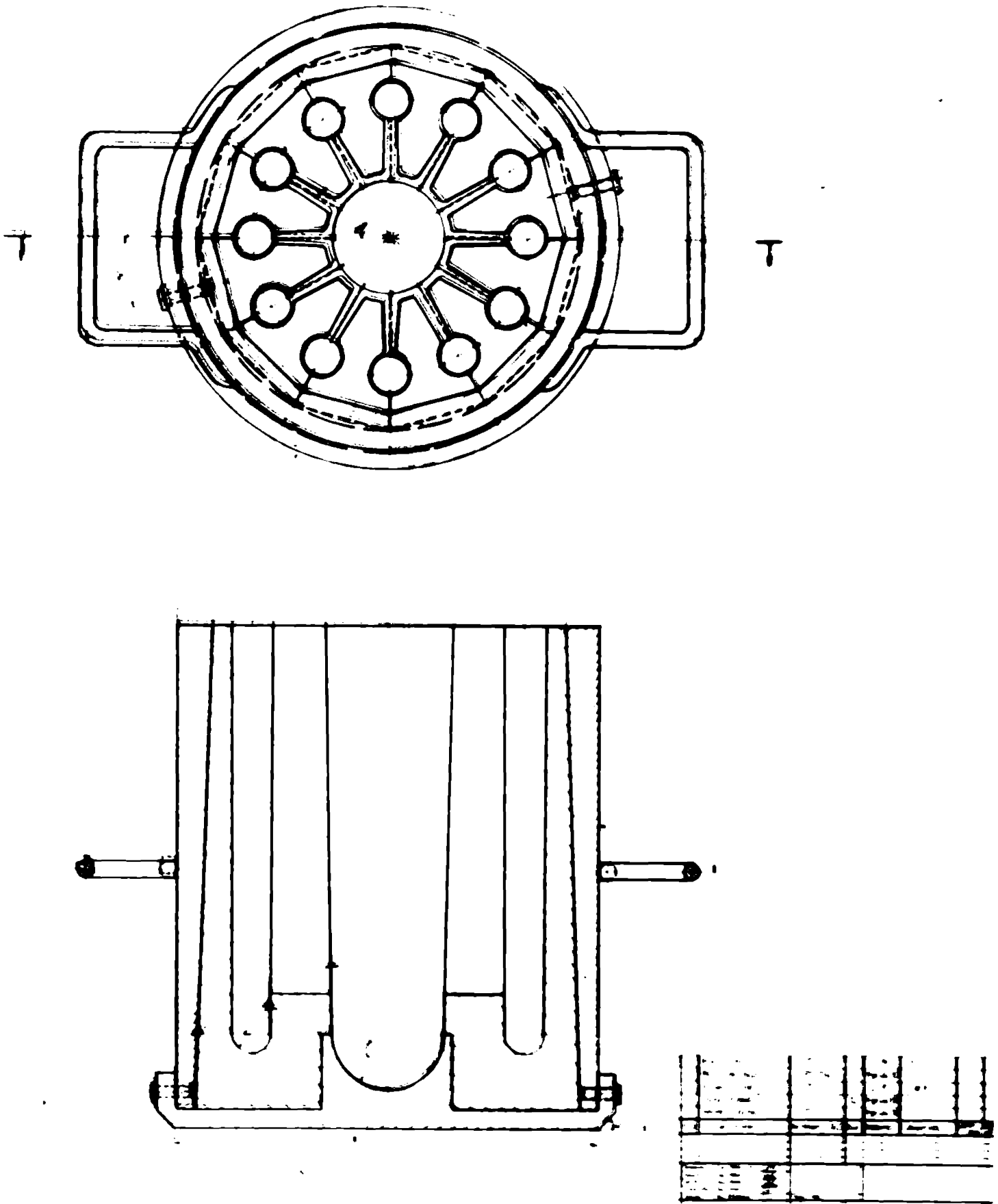


Fig.6.1
Cochila specială pentru probe de
tracțiune, turnate în vid

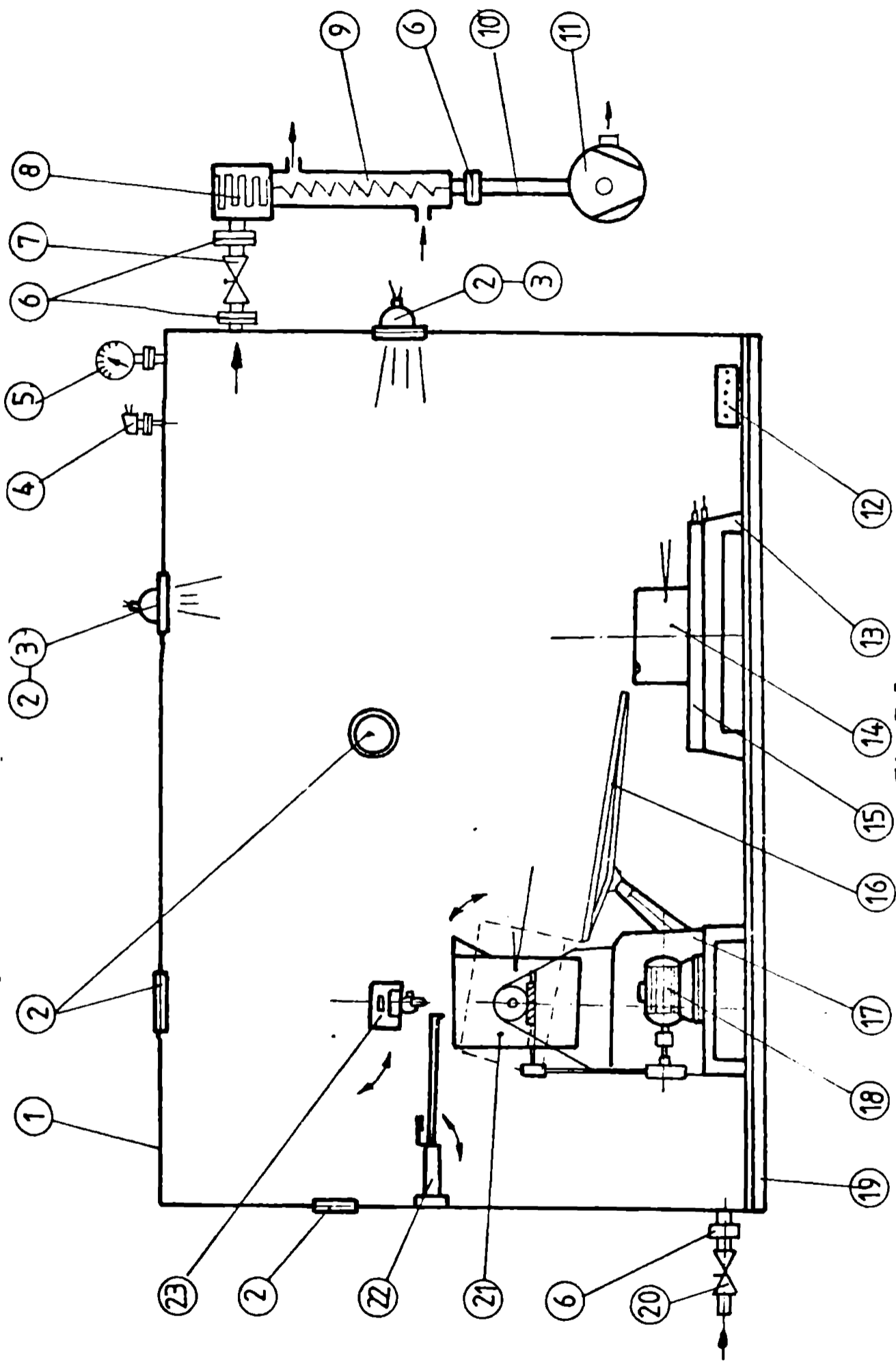


Fig.7.1

Schema de principiu a instalației de elaborare în vid, de laborator
 1-carcasă; 2-vizor; 3-luminator; 4-termorezistență Pt.100; 5-vacuometru; 6-jojă cuplare; 7-robinet vidare; 8-filtru;
 9-răcitor gaze; 10-furtun; 11-pomă vid; 12-priză multiplă; 13-suport dispozitiv încălzire cochile; 14-cochila;
 15-dispozitiv încălzire cochile; 16-jgheab reglabil; 17-suport euptor; 18-mecanism basculare euptor; 19-plasă ba-
 ză; 20-robinet vidare; 21-euptor; 22-dispozitiv testare temperaturi aliaj; 23-dispozitiv telecomandat de adaosur:

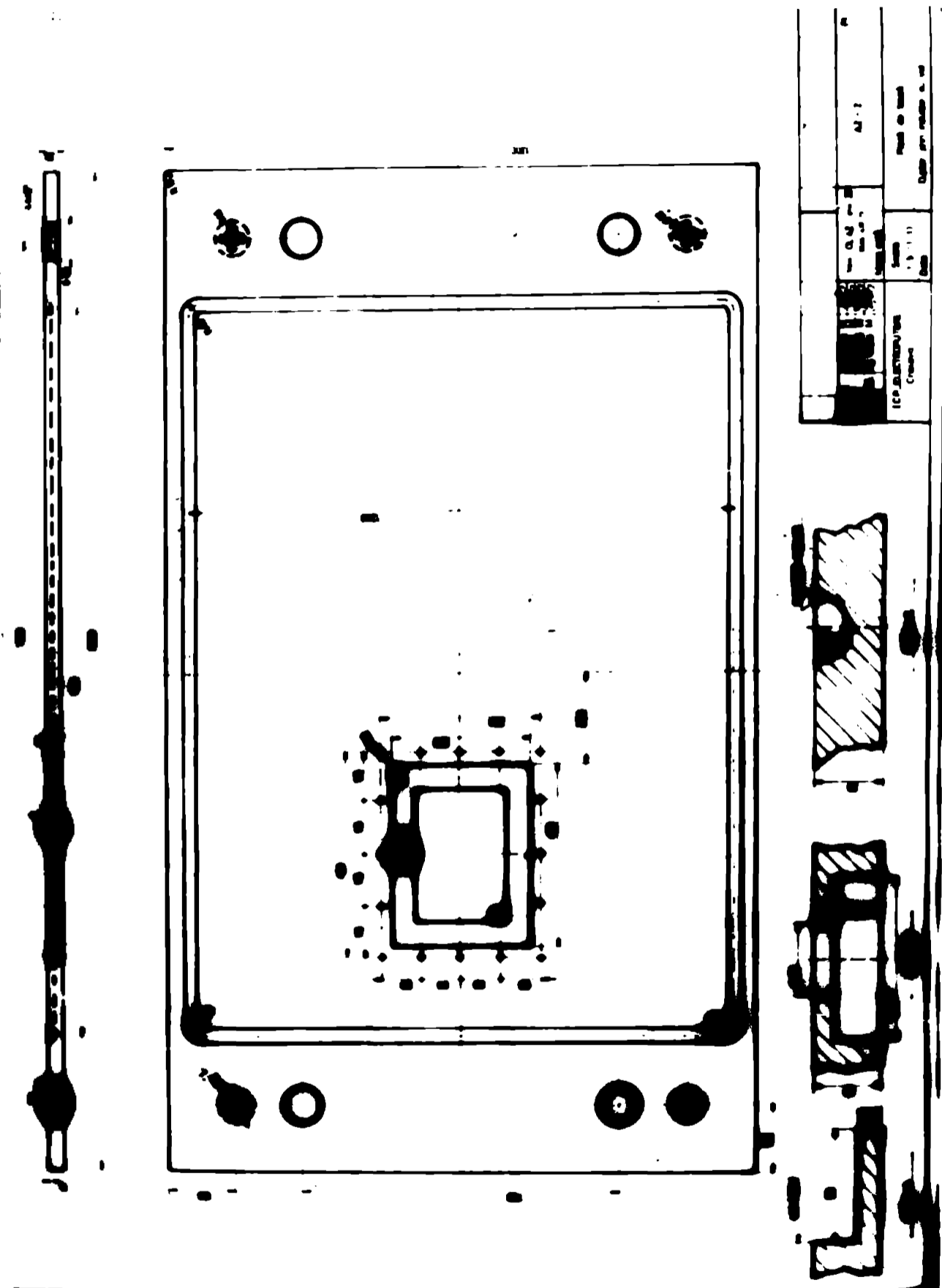


Fig. 7.2
Placa de bază a instalației de 1 literă

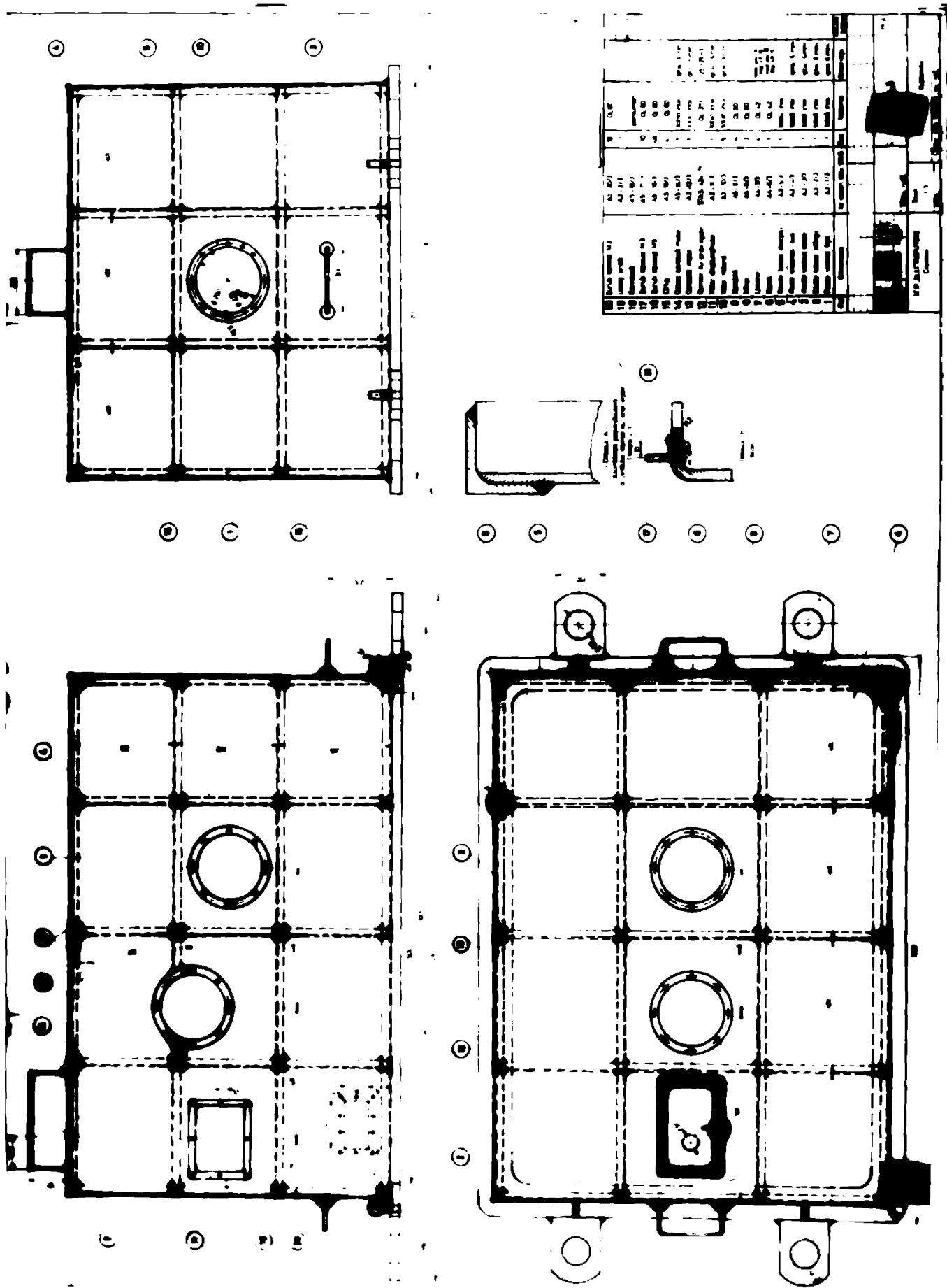


Fig. 7.3
Схема конструкции

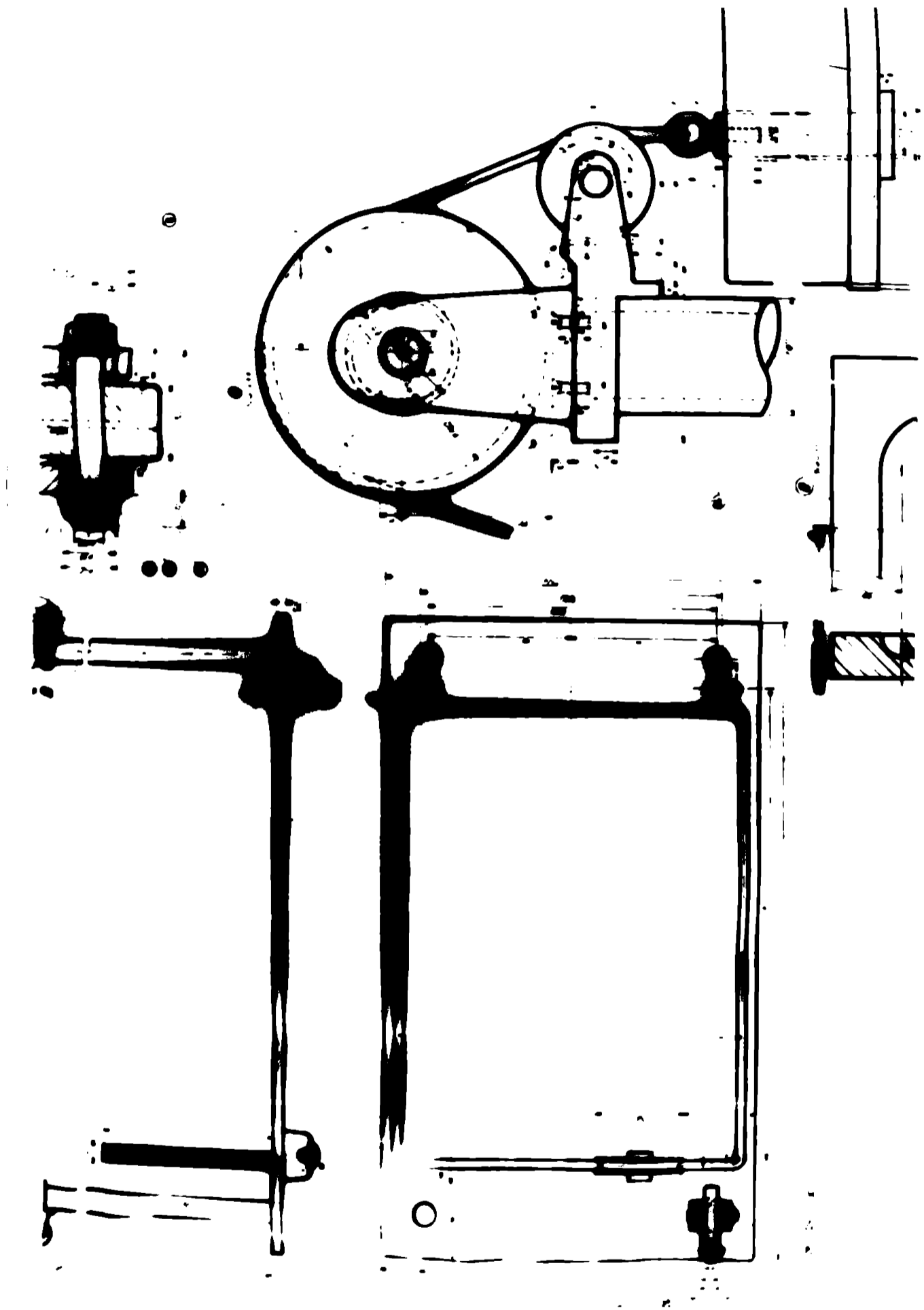


Fig. 7.4
Mecanismul de ridicare

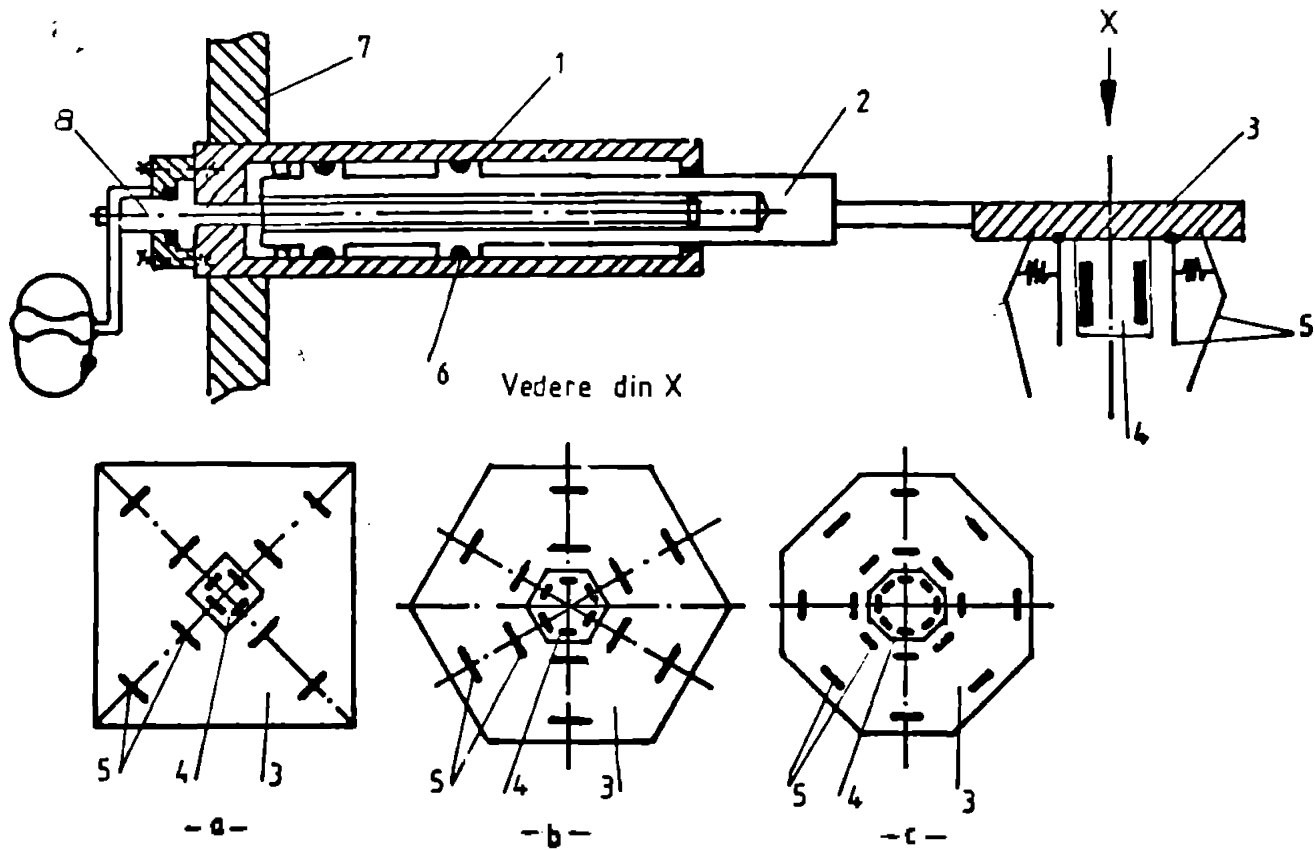


Fig.7.5. Dispozitivul telescopic pentru măsurarea temperaturii. 1-carcasă dispozitivului; 2-brăț telescopic; 3-placă suport; 4-electromagnet multiplu; 5-contacte; 6-si ring etanșare; 7-carcasă suport; 8-gurub de acționare

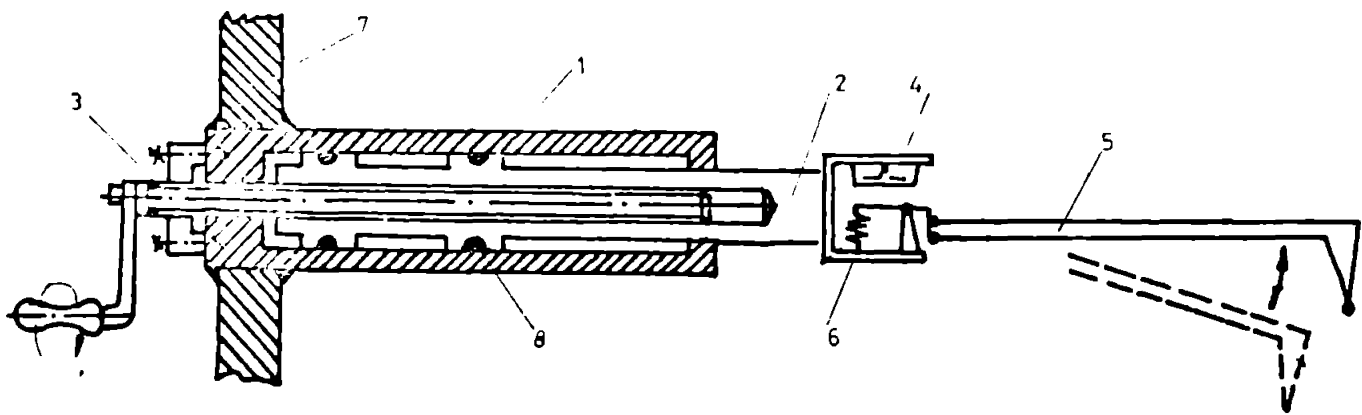


Fig.7.6. Dispozitivul de măsurare a temperaturii. 1-carcasă dispozitivului; 2-brăț telescopic; 3-gurub de acționare; 4-electromagnet; 5-termocuplu; 6-resort; 7-carcasă suport; 8-si ring etanșare

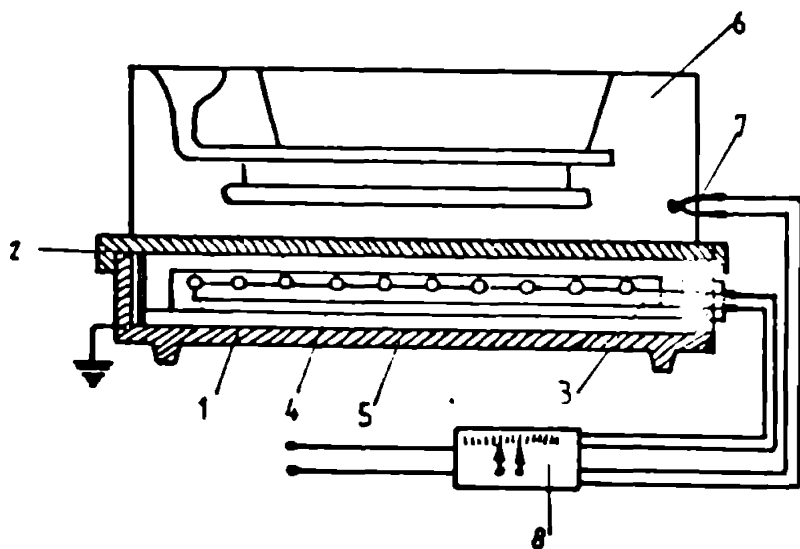
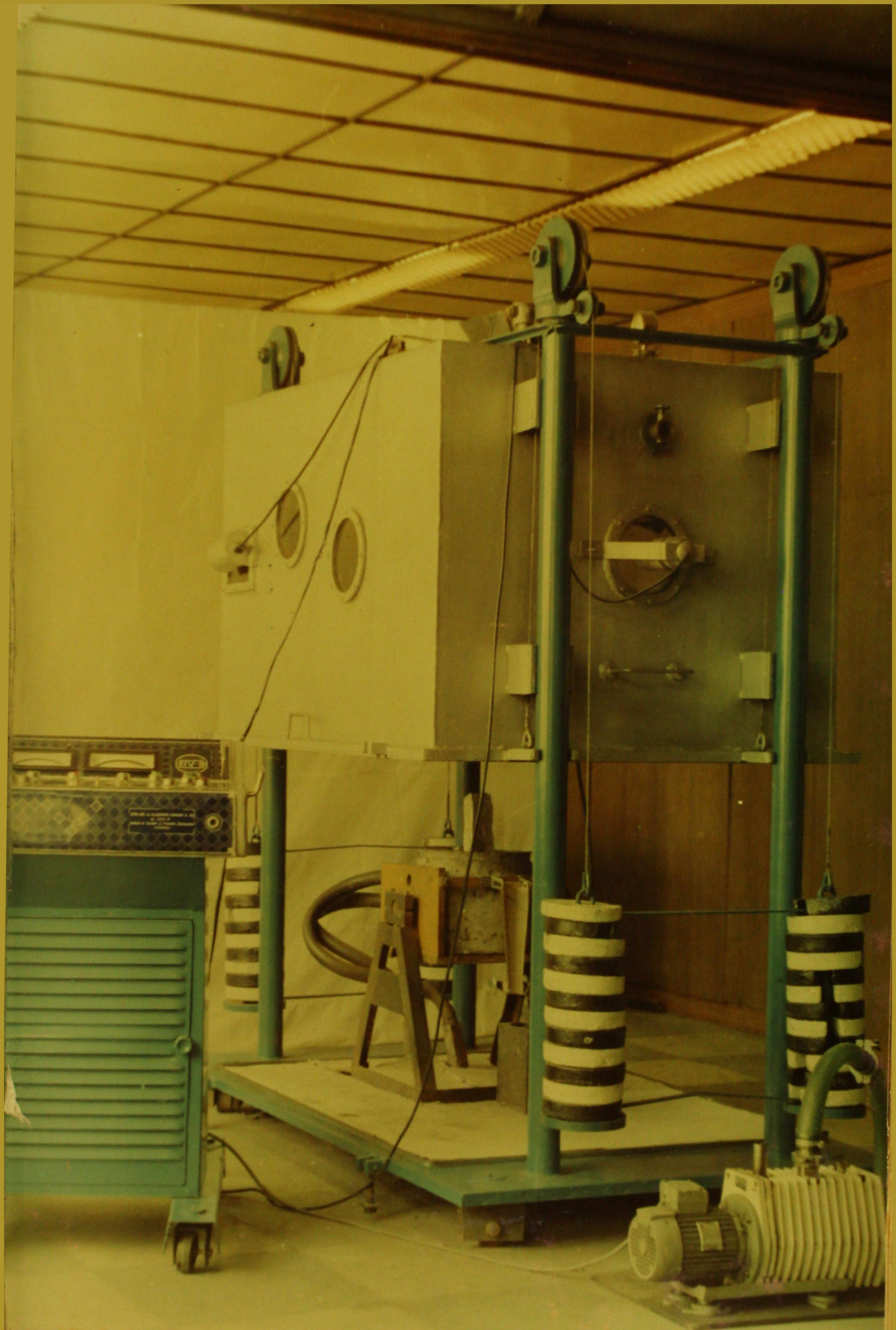
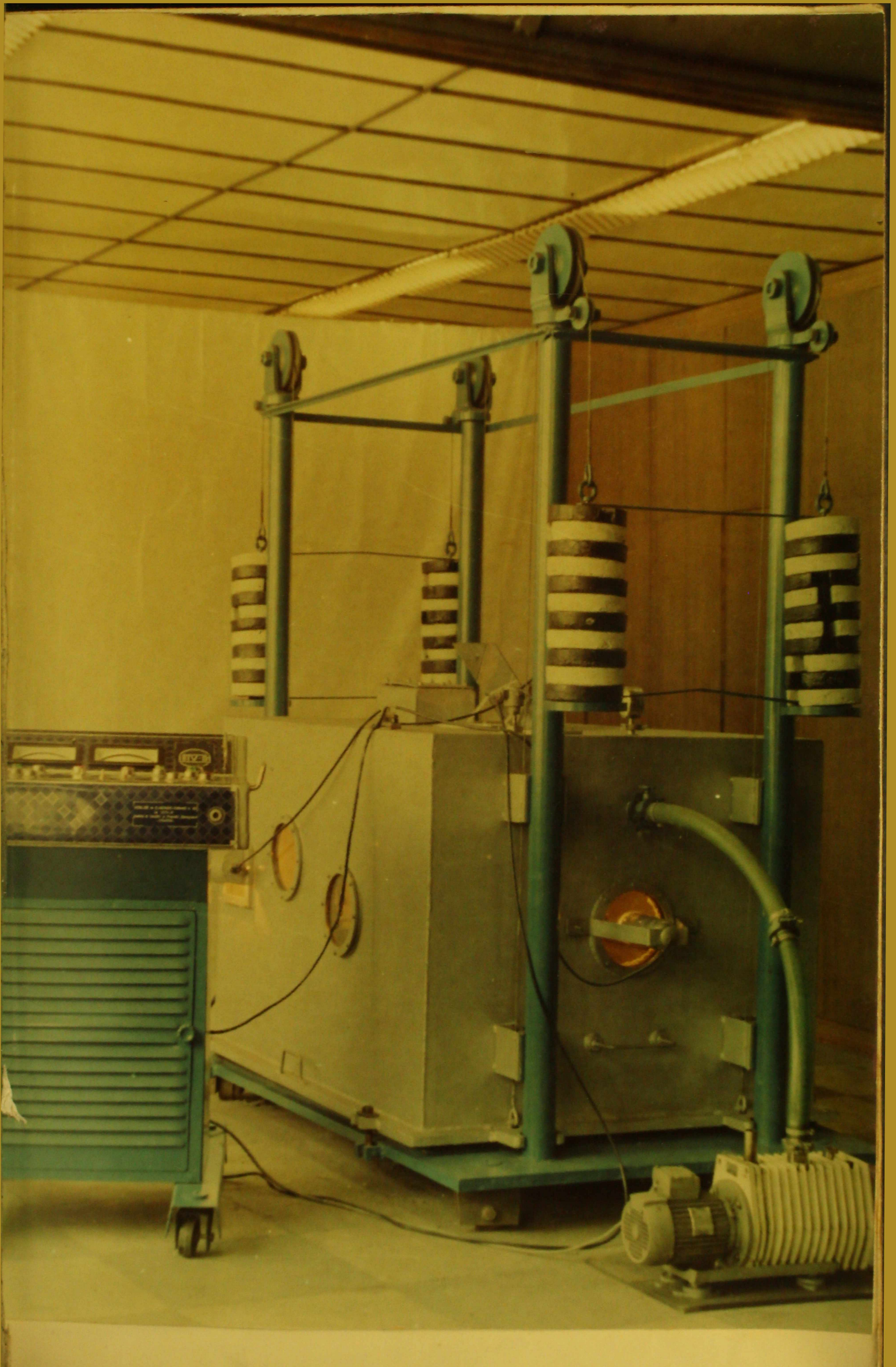


Fig.7.7. Dispozitivul de preîncălzire. 1-carcasă; 2-coilă; 3-placă refractară; 4-rezistență de încălzire; 5-azbest; 6-formă de încălzire; 7-toroid cuplu.





Anexa Nr. III

- Tabelul 8.4.
- Tabelul 8.5.
- Difractogramele probelor U90-145
- Figura 8.3.
- Figura 8.4.
- Figura 8.5.
- Figura 8.6.

Tabelul Nr.3.4

Analiza chimică,
 Rezultate experimentale, - Seria IV

Cod variantă	Nivel de vid mm.col.Hg	Conținut în magneziu, %	Cod variantă	Nivel de vid mm.col.Hg	Conținut în magneziu, %	Cod variantă	Nivel de vid mm.col.Hg	Conținut în magneziu, %	Cod variantă	Nivel de vid mm.col.Hg	Conținut în magneziu, %
C ₂ H ₂ V ₁	380	9,72			9,68	C ₂ H ₂ V ₆	20	9,85			9,49
		9,55			9,71			9,75			9,52
		9,63			9,73			9,72			9,51
		9,71			9,72			9,90			9,54
		9,71			97,20			9,92			95,40
		9,66			9,72			9,77			6,25
Valoare medie Rendament asimilare, %		9,72			9,75			9,92			5,84
		9,70			9,59			9,73			5,56
		9,675			9,61			9,70			6,02
		96,75			9,77			9,90			6,35
					9,73			9,95			5,35
					9,72			9,92			5,53
C ₂ H ₂ V ₂	190	9,75			9,73	C ₂ H ₂ V ₇	10	9,95			6,14
		9,67			9,72			9,92			5,97
		9,72			9,74			9,77			9,70
		9,66			9,74			9,75			3,52
		9,69			97,40			9,90			3,71
		9,73			9,68			9,95			3,63
Valoare medie Rendament asimilare, %		9,70			9,86			9,97			4,02
		97,00			9,77			9,90			3,56
					9,75			9,95			3,92
					9,75			9,97			3,71
					9,77			9,96			3,63
					9,74			9,96			3,75
C ₂ H ₂ V ₃	100	9,67			9,73	C ₂ H ₂ V ₈	5	9,62			3,92
		9,75			9,68			9,55			3,71
		9,61			9,75			9,61			3,60
		9,72			9,77			9,43			3,75
		9,74			97,70			9,56			37,00

Tabelul nr.8.5
Parametrii rețelei cristaline determinați
prin difracționetrie

Nr. crt.	θ_{hkl}	d_{hkl}	(hkl)					
			SScC	Mg ₂ Si	Al ₃ G ₂	Al ₃ Ti	Al ₃ Zr	β'
0	1	2	3	4	5	6	7	8
Proba 090								
1	5°45'	2,330	(111)		(300)	(113)	(114)	
2	9°10'	2,228		(220)	(12.2.0)	(202)		
3	10°	2,040	(200)				(200)	
4	11°15'	1,819					(204)	
5	12°25'	1,651						(212)
6	12°40'	1,618		(400)				(004)
7	13°45'	1,493			(15.9.5)			
8	14°05'	1,458	(022)		(18.6.2)			
9	14°50'	1,386						(300)
10	16°20'	1,262				(206)		
11	16°50'	1,225	(311)			(331)		
12	17°30'	1,180	(222)				(208)	
13	19°40'	1,054						(400)
14	20°25'	1,017	(400)					
15	22°15'	0,937	(331)					
Proba 091								
1	8°40'	2,330	(111)		(300)	(113)	(114)	
2	9°05'	2,240		(220)	(12.2.0)	(202)		
3	9°55'	2,060	(200)				(200)	
4	10°25'	1,963		(311)		(220)		
5	11°25'	1,793					(211)	
6	12°40'	1,618					(215)	(212)
7	13°50'	1,484			(15.9.5)		(208)	(004)
8	14°15'	1,442	(022)					
9	14°50'	1,386						(300)

Continuare tabel nr.8.5

0	1	2	3	4	5	6	7	8
10	15°30'	1,328						(310)
11	16°15'	1,268				(206)		
						(331)		
12	15°40'	1,237	(311)					
13	17°25'	1,186	(222)					
14	18°40'	1,109					(320)	
15	20°15'	1,023	(400)					
16	20°30'	1,013	(400)					
17	22°20'	0,934	(331)					
Proba 092								
1	8°40'	2,350	(111)		(880)	(113)	(202)	(114)
2	9°20'	2,189		(220)	(12.2.0)			(008)
3	10°	2,044	(200)					
4	11°10'	1,830					(204)	
5	12°35'	1,629						(212)(004)
6	13°50'	1,484			(15.9.5)			
7	14°10'	1,450	(022)		(18.6.2)			
8	14°45'	1,394						(300)
9	15°25'	1,335						(310)
10	16°15'	1,268				(204)	(331)	
11	16°40'	1,237	(311)					
12	17°40'	1,169	(222)			(117)	(442)	
13	19°30'	1,060						(400)
14	20°10'	1,029	(400)					
15	22°	0,937	(331)					
Proba 093								
1	8°40'	2,350	(111)		(880)	(113)	(202)	(114)
2	9°20'	2,180		(220)	(12.2.0)			(008)
3	10°	2,040	(200)					(200)
4	10°40'	1,917		(311)			(220)	
5	11°30'	1,730						(211)
6	12°25'	1,651						(212)(004)
7	13°45'	1,493			(15.9.5)			
8	14°10'	1,450	(022)			(006)	(224)	
9	14°45'	1,394						(300)
10	15°30'	1,328						(310)

Continuasi tabel nr.3.5

0	1	2	3	4	5	6	7	8
11	16°15'	1,268				(206)(331)		
12	16°35'	1,243	(311)					
13	17°20'	1,191	(222)					
14	20°15'	1,025	(400)					
15	22°05'	0,944	(331)					
Proba 094								
1	8°35'	2,370	(111)		(830)	(113)(202)	(114)	
2	9°25'	2,160		(220)	(991)		(008)	
3	10°	2,040	(200)				(200)	
4	10°30'	1,940		(311)		(220)		
5	11°10'	1,830					(204)	
6	11°50'	1,730					(109)(001)	
7	12°35'	1,629						(212)(004)
8	13°20'	1,530			(15.5.9)			
9	14°15'	1,440	(022)		(18.6.2)	(006)(224)		
10	14°50'	1,380						(300)
11	15°30'	1,320						(310)
12	16°25'	1,256				(206)(331)		
13	16°50'	1,220	(311)					
14	17°35'	1,175	(222)			(117)(422)	(333)	
15	19°40'	1,054						(400)
16	20°15'	1,025	(400)					
17	22°10'	0,937	(331)					
Proba 095								
1	8°40'	2,350	(111)		(.80)	(113)(202)	(114)	
2	9°25'	2,160				(004)		
3	10°	2,040	(200)				(200)	
4	11°55'	1,719					(118)(213)	
5	12°30'	1,640						(212)(004)
6	13°	1,578					(215)	
7	14°05'	1,458	(022)		(18.6.2)			
8	14°50'	1,386						(300)
9	15°25'	1,335		(422)				(310)
10	16°40'	1,274					(111)	
11	16°45'	1,237	(311)					
12	17°25'	1,186	(222)					
13	19°40'	1,054						(400)

Continuare tabel nr.8.5

0	1	2	3	4	5	6	7	8
14	20°15'	1,025	(400)					
15	22°05'	0,944	(331)					
Proba 096								
1	8°40'	2,350	(111)		(880)	(113)	(202)	
2	9°15'	2,200		(220)	(12.2.0)			
3	10°	2,044	(200)				(200)	
4	10°55'	1,870				(220)		
5	11°25'	1,793					(211)	
6	12°35'	1,629						(212)(004)
7	13°40'	1,500			(15.9.5)			
8	14°15'	1,440	(022)		(18.6.2)			
9	14°55'	1,379						(300)
10	15°20'	1,342						(310)
11	16°20'	1,262				(206)	(331)	(310)
12	16°40'	1,237	(311)					
13	17°30'	1,180	(222)					
14	18°20'	1,128		(620)				
15	19°	1,090					(206)	(331)
16	20°20'	1,020	(400)					
17	22°15'	0,937	(331)					
Proba 097								
1	8°40'	2,350	(111)		(880)	(113)	(202)	(114)
2	9°05'	2,240		(220)	(12.2.0)			
3	10°	2,040	(200)				(200)	
4	11°20'	1,800					(204)	
5	12°	1,707					(118)	(213)
6	12°40'	1,619						(212)(004)
7	13°20'	1,539			(15.5.9)			
8	14°10'	1,450	(022)					
9	14°20'	1,433			(18.6.2)	(006)	(224)	
10	14°30'	1,386						(300)
11	15°55'	1,294		(422)				
12	16°15'	1,268				(206)	(331)	
13	16°40'	1,237	(311)					
14	17°30'	1,180	(222)			(117)	(422)	(201)
15	18°	1,148				(006)	(224)	

Continuare tabel nr. 6.5

0	1	2	3	4	5	6	7	8
16	19°40'	1,098						(400)
17	20°20'	1,021	(400)					
18	22°10'	0,940	(331)					
Proba 098								
1	5°15'	2,440			(10.4.2)			
2	6°45'	2,330	(111)		(830)	(113)(202)	(114)	
3	9°10'	2,228		(220)	(12.2.0)			
4	9°30'	2,150			(991)	(004)		
5	10°	2,040	(200)				(200)	
6	10°30'	1,888				(220)		
7	11°15'	1,819					(204)	
8	11°40'	1,755				(222)		
9	12°40'	1,598						(212)(004)
10	13°30'	1,434			(15.9.5)			
11	14°10'	1,450	(022)					
12	14°55'	1,379						(300)
13	15°10'	1,356				(400)		
14	15°35'	1,321						(310)
15	15°35'	1,294		(422)				
16	16°20'	1,262				(206)(331)		
17	16°40'	1,237	(311)					
18	17°25'	1,186	(222)					
19	19°45'	1,090						(400)
20	19°35'	1,042						(400)
21	20°20'	1,020	(400)					
22	22°10'	0,940	(331)					
Proba 099								
1	6°40'	2,330	(111)		(830)	(113)(202)	(114)	
2	9°20'	2,188		(220)	(12.2.0)			
3	10°	2,040	(200)				(200)	
4	10°25'	1,960		(311)		(220)		
5	11°35'	1,767					(211)	
6	12°35'	1,629		(400)				(212)(004)
7	13°40'	1,502			(15.9.5)	(200)		
8	14°20'	1,434	(022)		(13.6.2)	(006)(224)		
9	14°55'	1,379						(300)

Continuare tabel nr.8.5

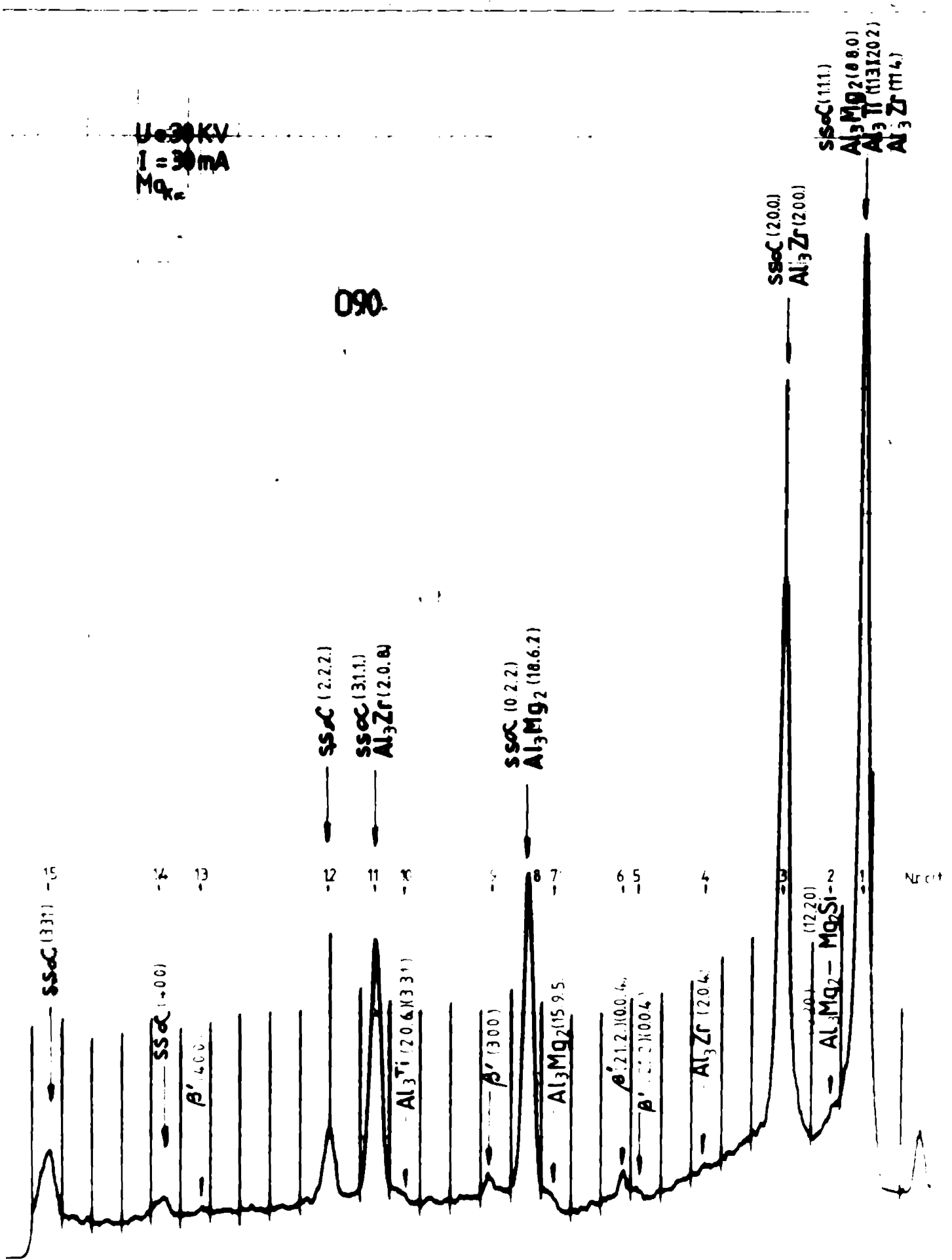
0	1	2	3	4	5	6	7	8
10	15°30'	1,328						(310)
11	16°30'	1,249	(311)					
12	17°35'	1,175	(222)			(117)(422)	(333)	
13	19°45'	1,090						(400)
14	20°20'	1,021	(400)					
15	22°15'	0,937	(331)					
Proba 100								
1	8°40'	2,350	(111)		(830)	(113)(202)	(114)	
2	9°15'	2,200		(220)	(12.2.0)			
3	10°	2,040	(200)				(200)	
4	11°30'	1,780				(211)		
5	12°30'	1,640						(212)(004)
6	13°20'	1,530		(400)				
7	14°15'	1,440	(022)		(18.6.2)	(220)	(220)	
8	14°40'	1,400						(300)
9	14°55'	1,379						(300)
10	15°35'	1,320		(422)			(2.01.0)(310)	
11	16°40'	1,237	(311)				(301)	
12	17°25'	1,186	(222)				(220)	
13	18°05'	1,143				(006)(224)		
14	19°35'	1,059						(400)
15	20°15'	1,025	(400)					
16	22°10'	0,940	(331)					
Proba 101								
1	3°35'	2,370	(111)		(830)	(113)(202)	(214)	
2	9°35'	2,132			(991)	(004)		
3	10°10'	2,010	(200)					
4	10°25'	1,932		(311)		(220)		
5	11°30'	1,730					(211)	
6	11°35'	1,767					(211)	
7	12°40'	1,618						(212)(004)
8	13°30'	1,434	(022)		(15.9.5)			
9	14°15'	1,442			(18.6.2)	(006)(224)		
10	14°50'	1,386						(300)
11	16°10'	1,274					(206)(331)	
12	16°40'	1,237	(311)					
13	17°25'	1,186	(222)					

Continuare tabel nr.8.5

0	1	2	3	4	5	6	7	8
14	18°50'	1,099					(320)	
15	20°20'	1,021	(400)					
16	22°15'	0,937	(331)					
Probe 102								
1	8°40'	2,350	(111)		(830)	(113)(202)	(114)	
2	9°35'	2,130			(991)			
3	10°	2,040	(200)				(200)	
4	10°35'	1,930		(311)		(220)		
5	11°25'	1,790					(211)	
6	11°55'	1,710					(118)(213)	
7	12°20'	1,660				(204)(311)		
8	12°40'	1,610						(212)(004)
9	13°55'	1,470				(15.9.4)		
10	14°25'	1,425	(022)			(18.6.2)	(006)(224)	
11	14°55'	1,379						(300)
12	16°20'	1,260				(206)(331)		
13	16°40'	1,237	(311)					
14	17°25'	1,180	(222)					
15	17°55'	1,150				(226)		
16	19°40'	1,054						(400)
17	20°20'	1,021	(400)					
18	22°15'	0,930	(331)					
Probe 103								
1	8°45'	2,330	(111)		(830)	(113)(202)	(114)	
2	9°20'	2,130		(2.2.0)	(12.2.0)	(004)		
3	9°55'	2,060	(200)				(200)	
4	11°20'	1,800					(204)	
5	11°50'	1,730					(001)(209)	
6	12°40'	1,610						(212)(004)
7	14°20'	1,440	(022)		(18.6.2)			
8	14°50'	1,386						(300)
9	15°30'	1,328		(422)				(310)
10	16°15'	1,268				(206)(331)		
11	16°45'	1,231	(311)				(311)	
12	17°30'	1,130	(222)				(422)	
13	19°50'	1,046						(400)
14	20°20'	1,021	(400)					

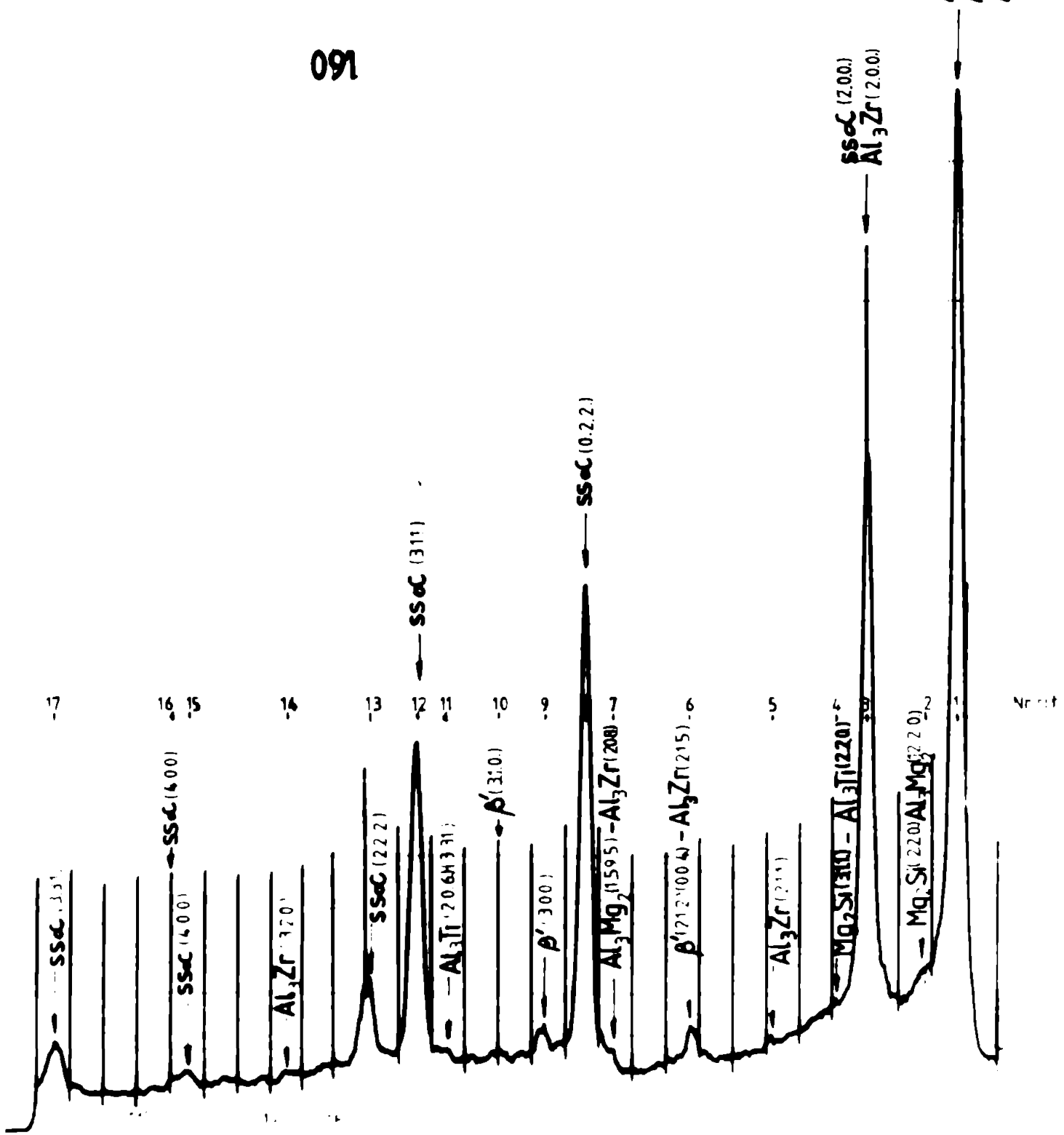
Continuare tabel nr.8.5

0	1	2	3	4	5	6	7	8
15	22°10'	0,957	(351)					
Proba 104								
1	8°45'	2,530	(111)		(890)	(113)(202)	(114)	
2	9°30'	2,150		(220)	(991)			
3	10°	2,040	(200)				(200)	
4	10°35'	1,930		(311)		(220)		
5	11°20'	1,300					(204)	
6	12°45'	1,608					(212)(004)	
7	13°40'	1,578		(400)				
8	13°40'	1,507			(15.9.5)			
9	14°15'	1,440	(022)		(18.6.2)			
10	14°40'	1,702						(300)
11	15°35'	1,321				(420)	(2.01.0)	(310)
12	16°25'	1,256				(206)(351)		
13	16°45'	1,231	(311)					
14	17°30'	1,180	(222)			(226)		
15	19°45'	1,050						(400)
16	20°20'	1,020	(400)					
17	22°25'	0,930	(351)					
Proba 105								
1	8°40'	2,350	(111)		(880)	(113)(202)	(114)	
2	9°15'	2,206		(220)	(12.2.0)			
3	10°	2,040	(200)				(200)	
4	11°50'	1,730					(109)(001)	
5	12°35'	1,529		(400)			(212)(004)	
6	14°15'	1,442	(022)			(006)(224)		
7	14°50'	1,380					(300)	
8	15°25'	1,335					(310)	
9	16°15'	1,268				(206)(351)		
10	16°45'	1,231	(311)					
11	17°25'	1,186	(222)			(117)(422)		
12	18°30'	1,118					(320)	
13	19°45'	1,050						(400)
14	20°20'	1,021	(400)					
15	22°10'	0,940	(351)					



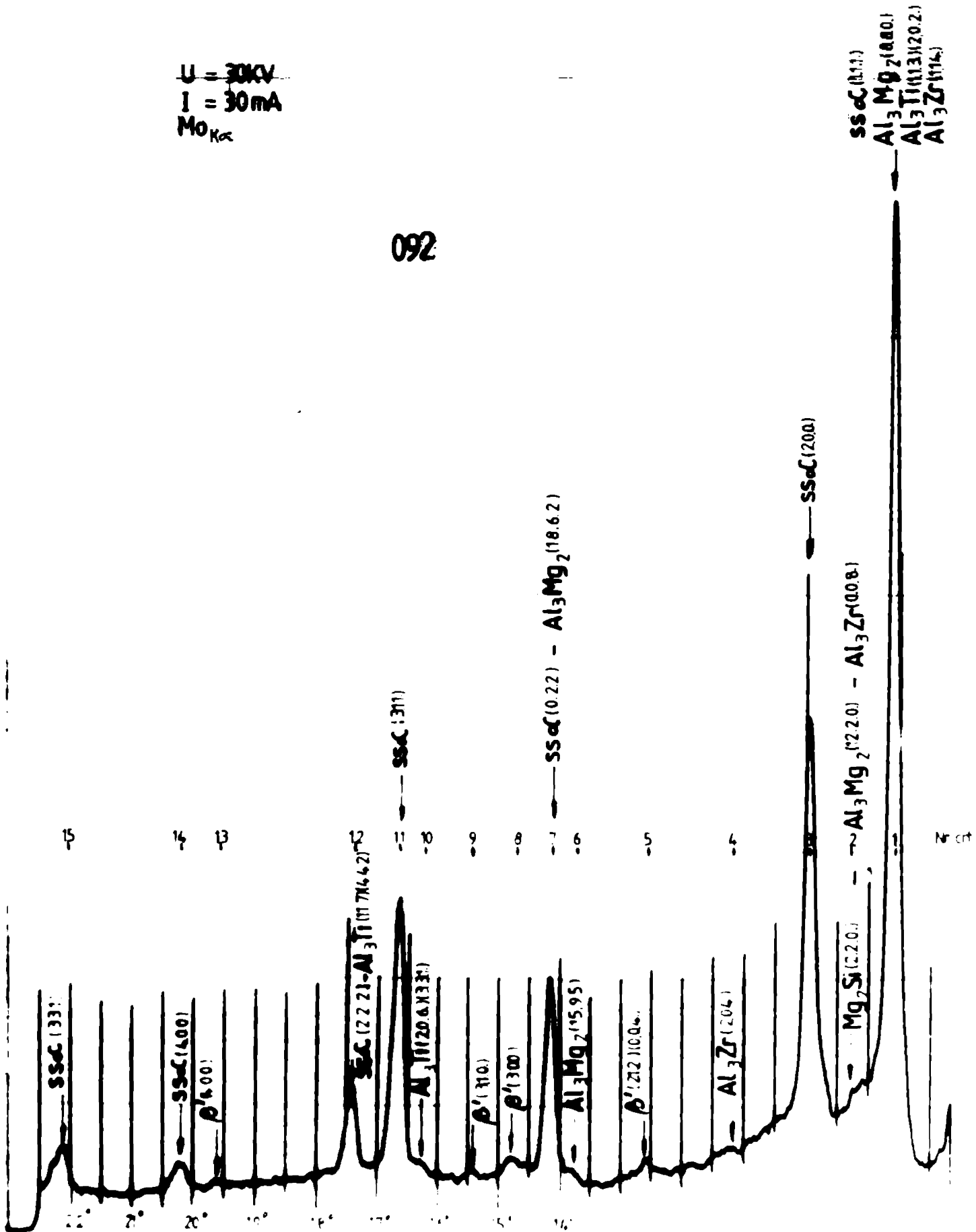
U = 30KV
I = 30mA
Mo_Kα

091



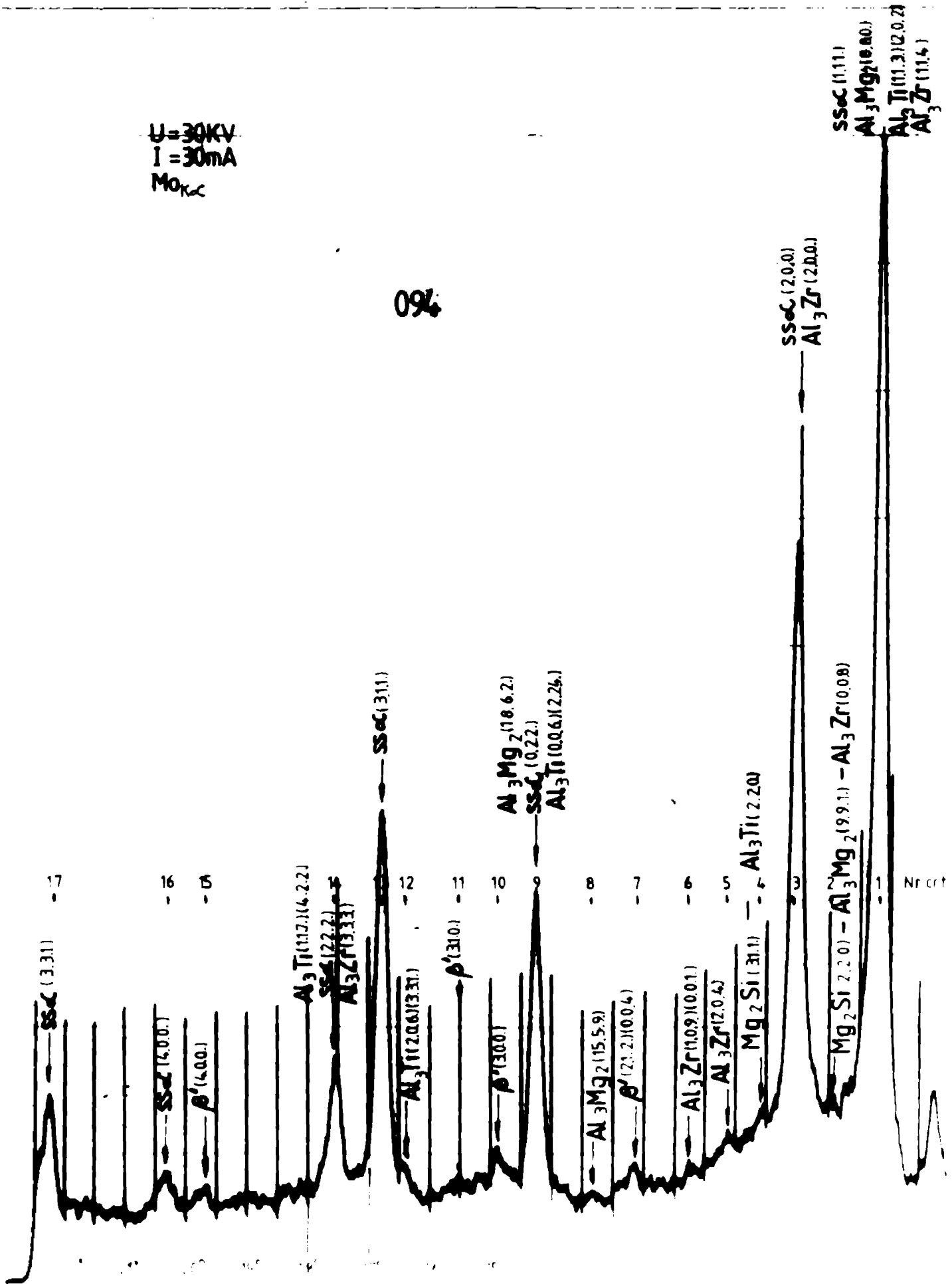
U = 30kV
I = 30mA
Mo_{Kα}

092



U=30KV
I=30mA
Mo_{Kα}

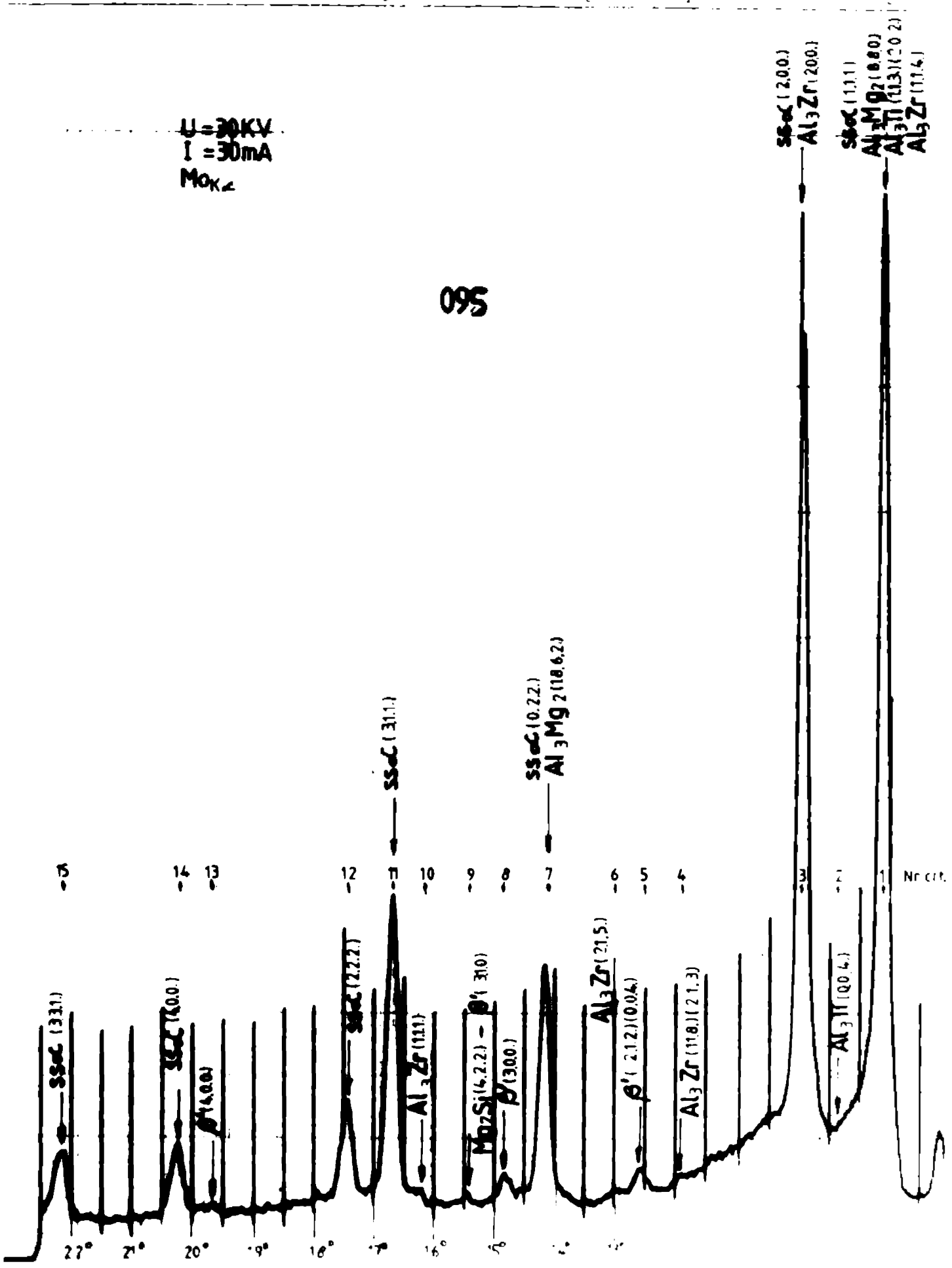
0%



SSiC (1.1.1)
Al₃Mg₂ (10.0.0)
Al₃Ti (11.3) (2.0.2)
Al₃Zr (11.4)

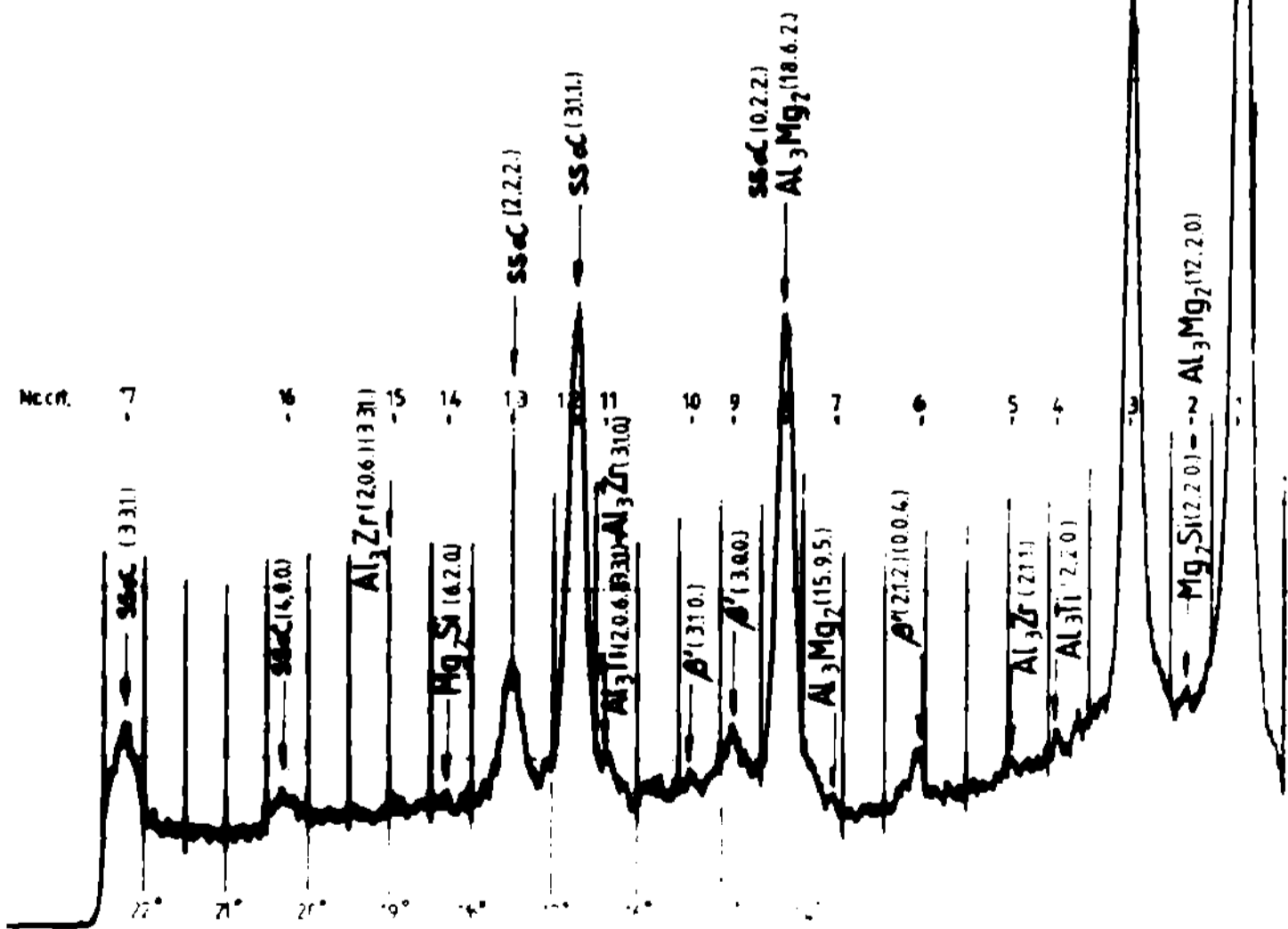
U = 30KV
I = 30mA
MoK α

095



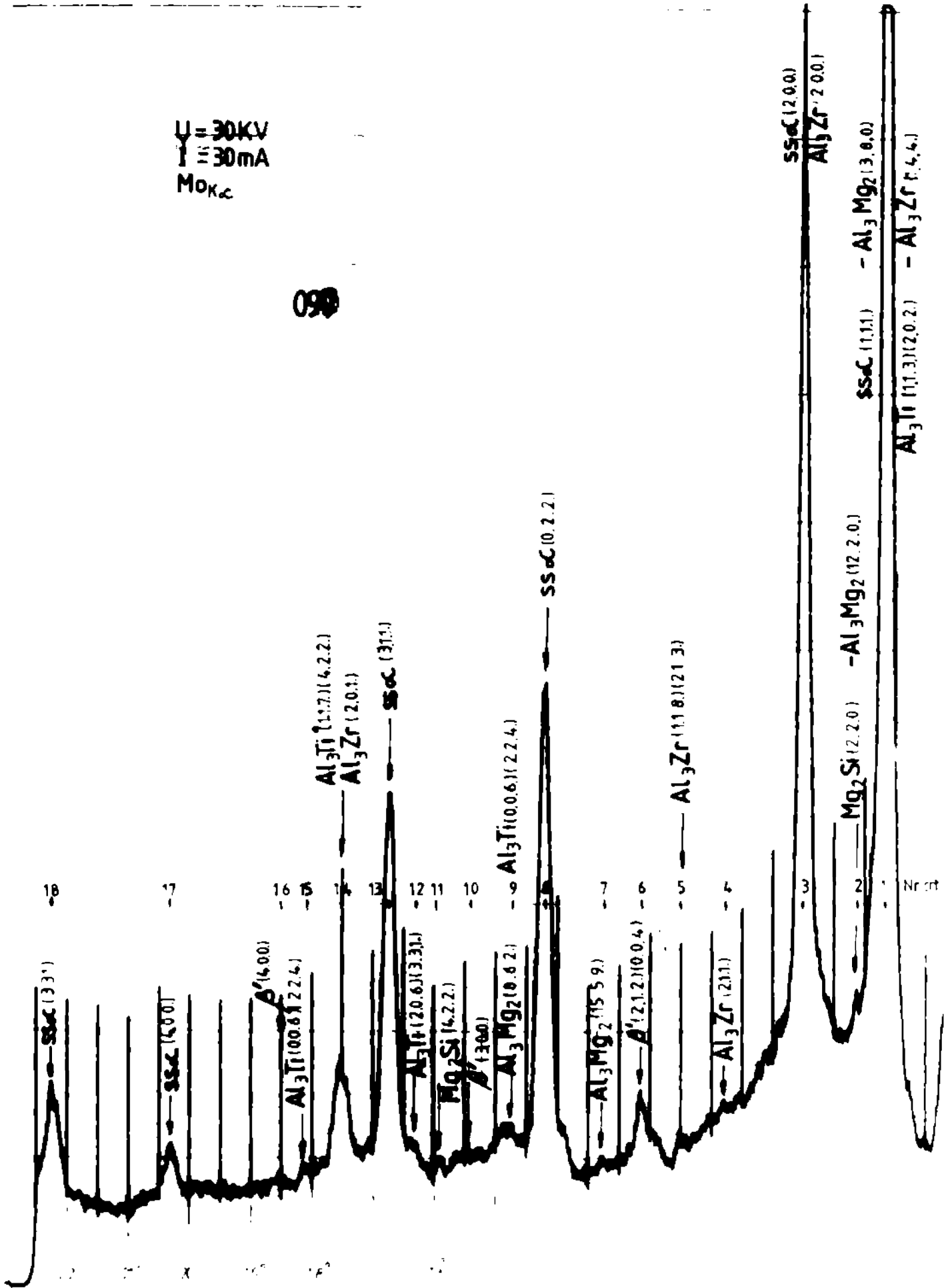
U_g 30KV
I = 30mA
Mo K α

096



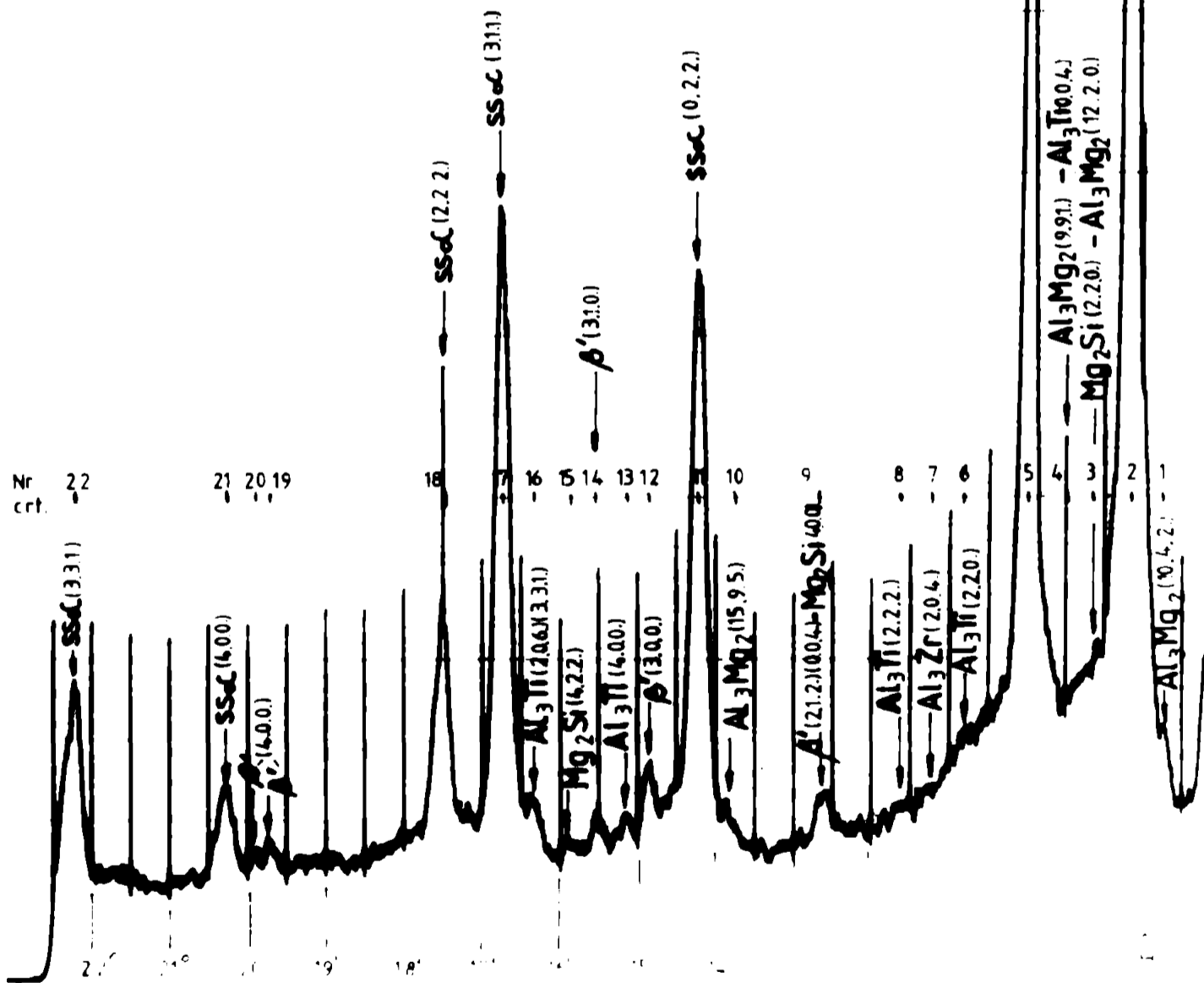
U = 30KV
I = 30mA
MoK α

090



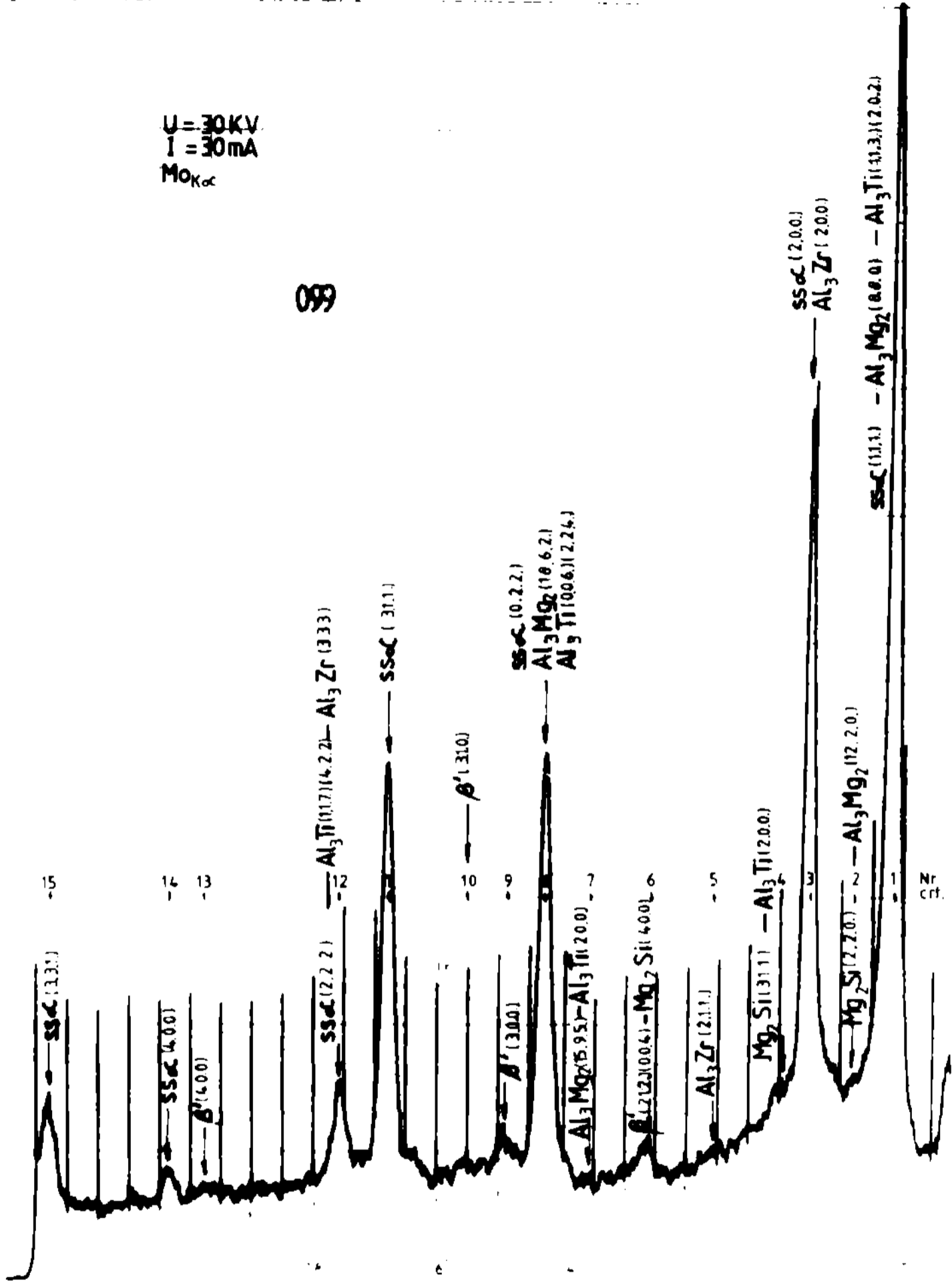
U=30KV
I=30mA
MoK α

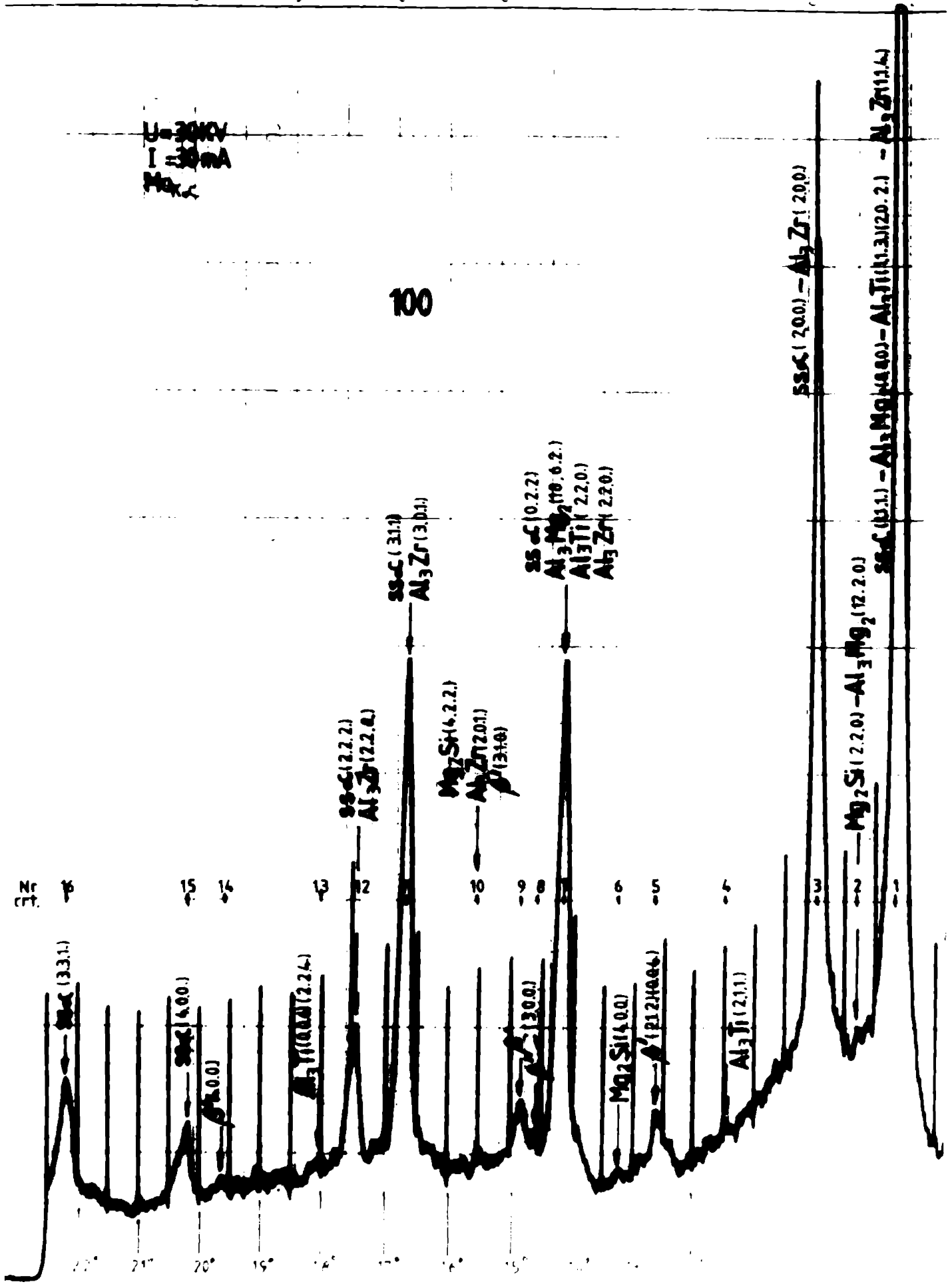
098



U = 30 kV
 I = 30 mA
 Mo_{Kα}

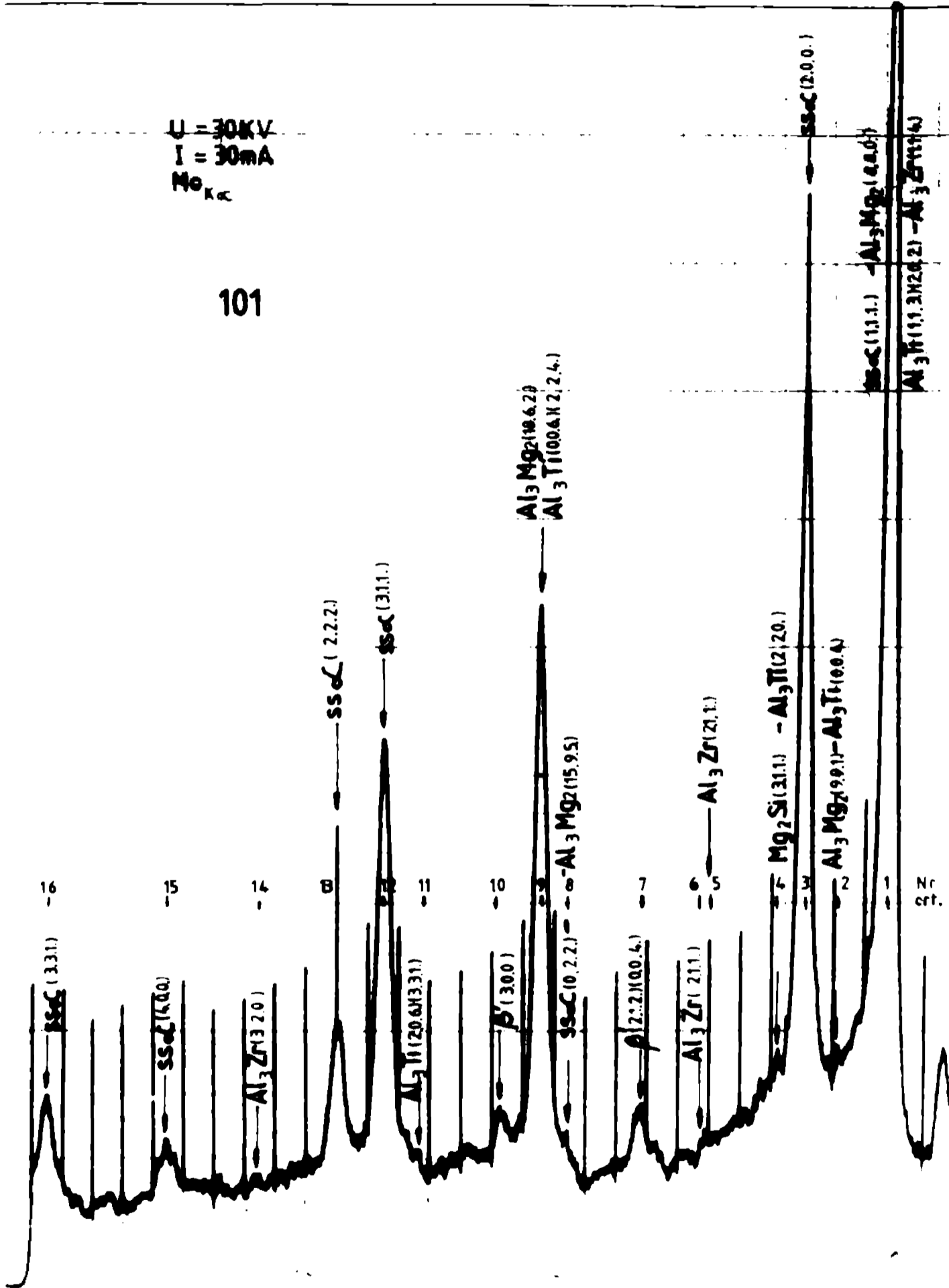
99

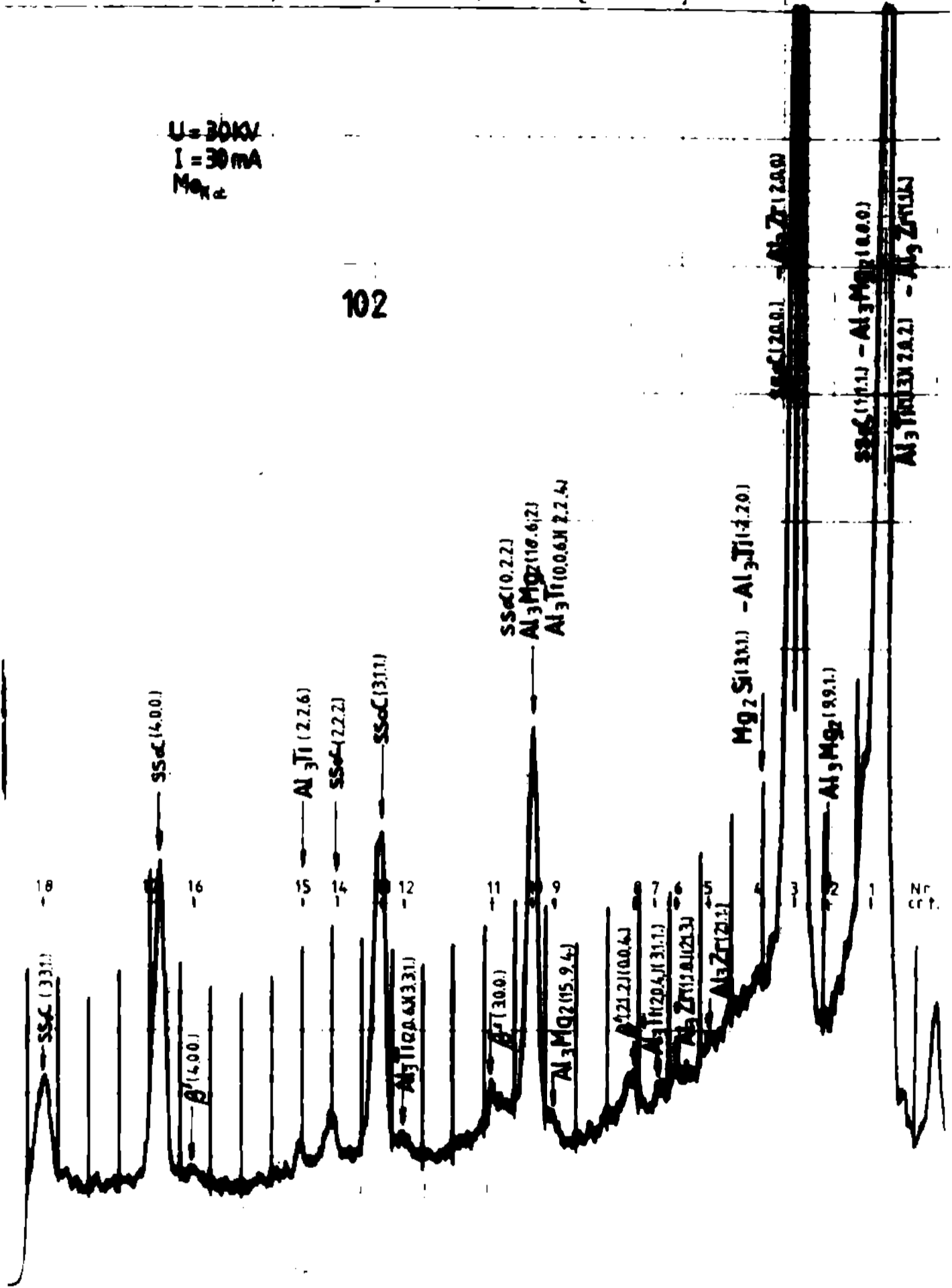




U = 30KV
I = 30mA
No. KR

101

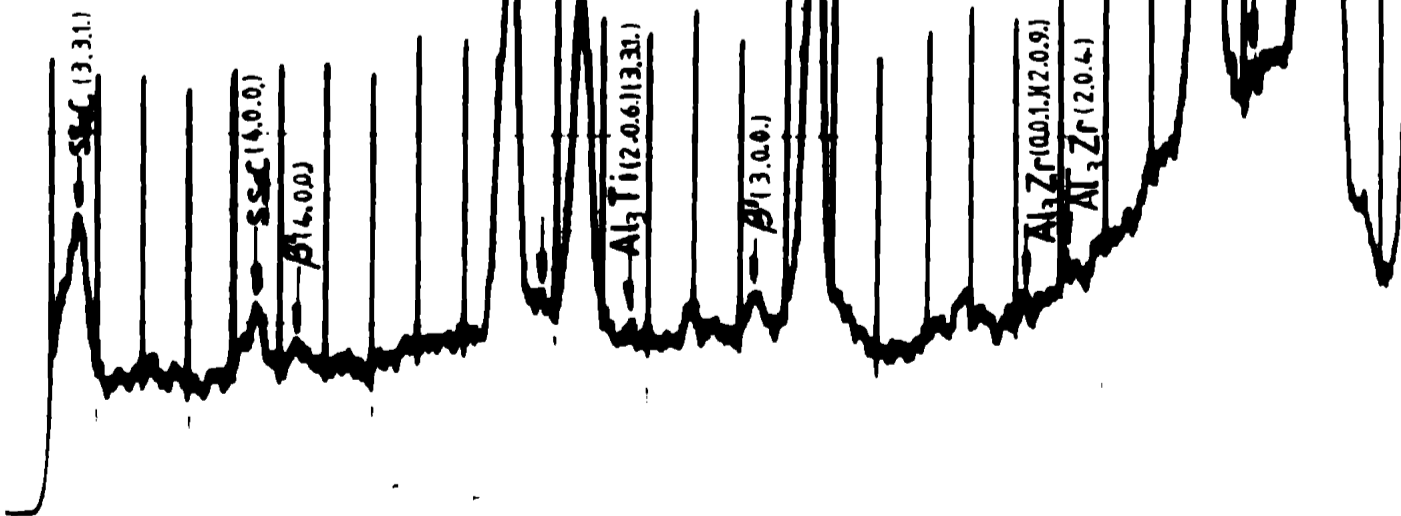




U = 30KV
I = 30mA
MoK α

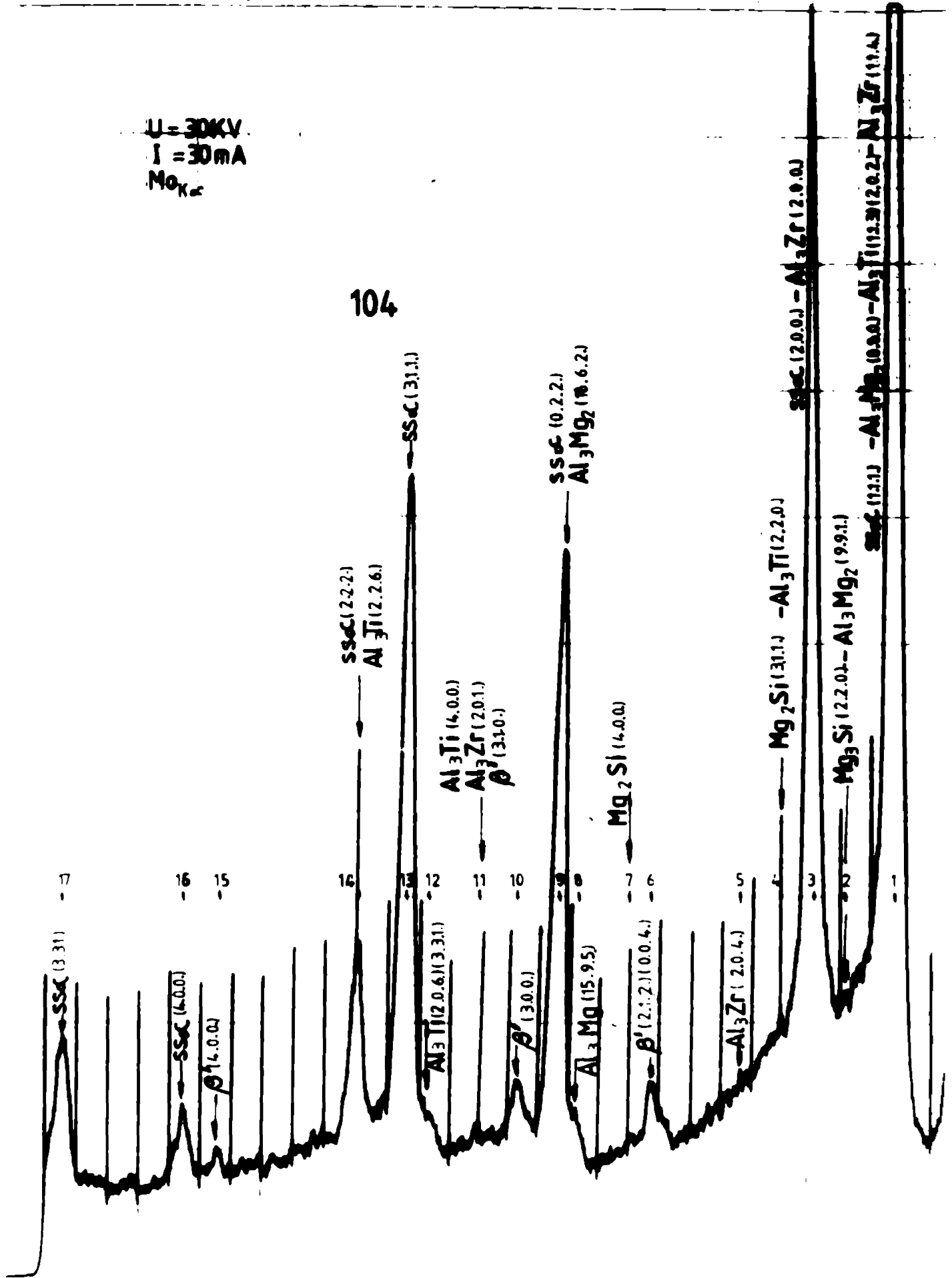
103

№ 15
CPT.



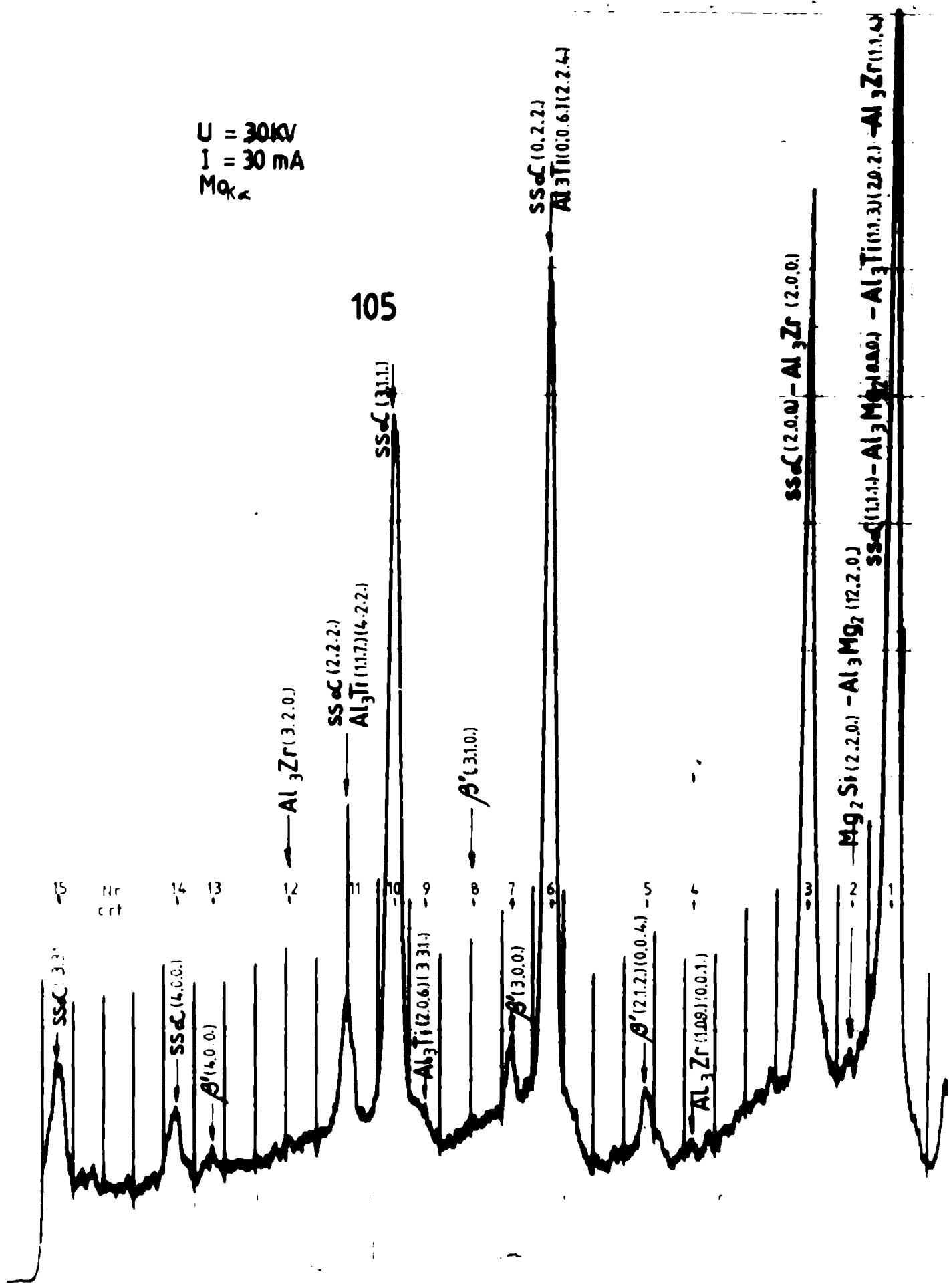
U = 30KV
I = 30mA
Mo_{Kα}

104



U = 30KV
I = 30 mA
MoK α

105



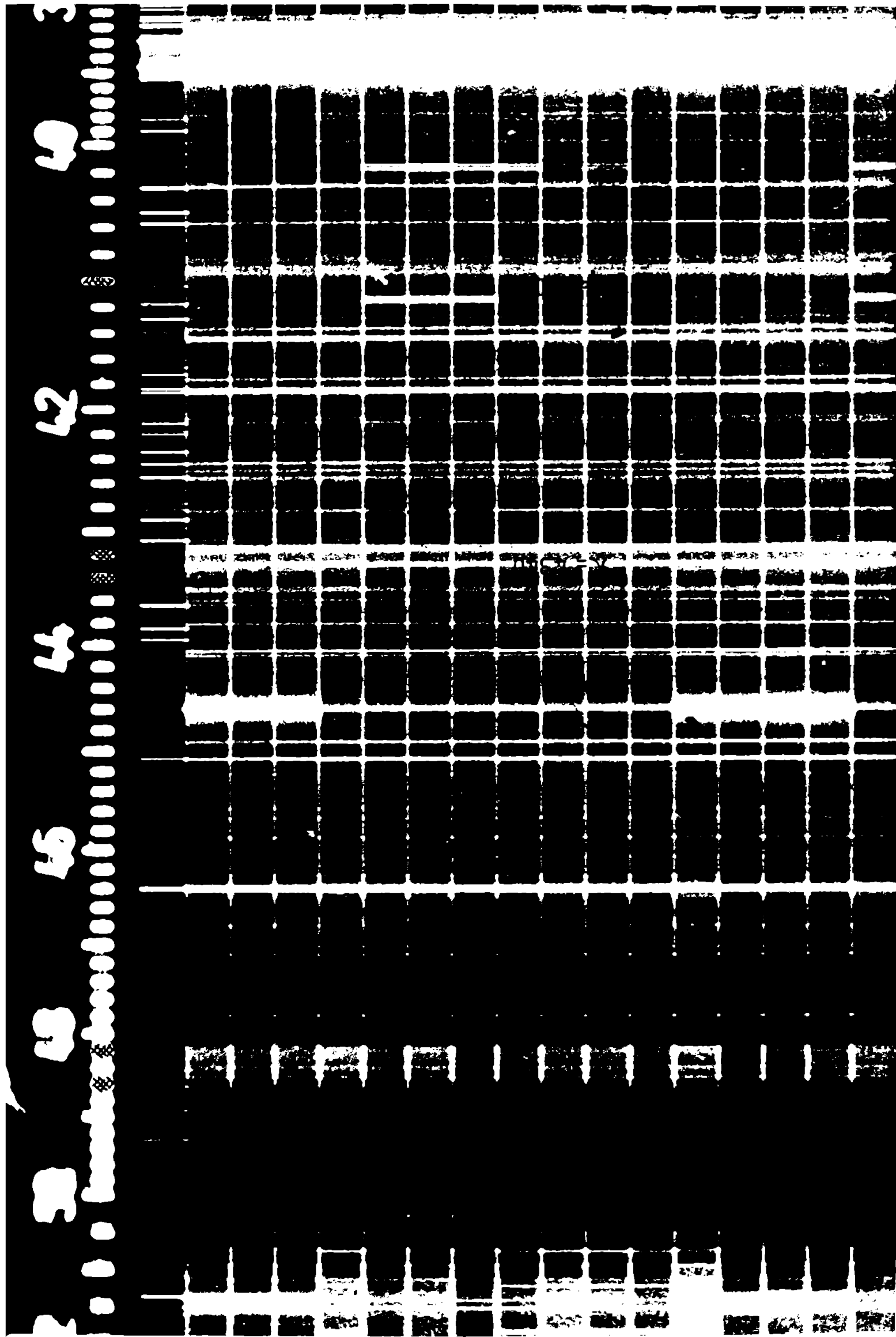


Fig. 8.3.-Linile specifice hidrogenului în spectrograma aliajului $AlMg10\%$.

Stare brut turnată

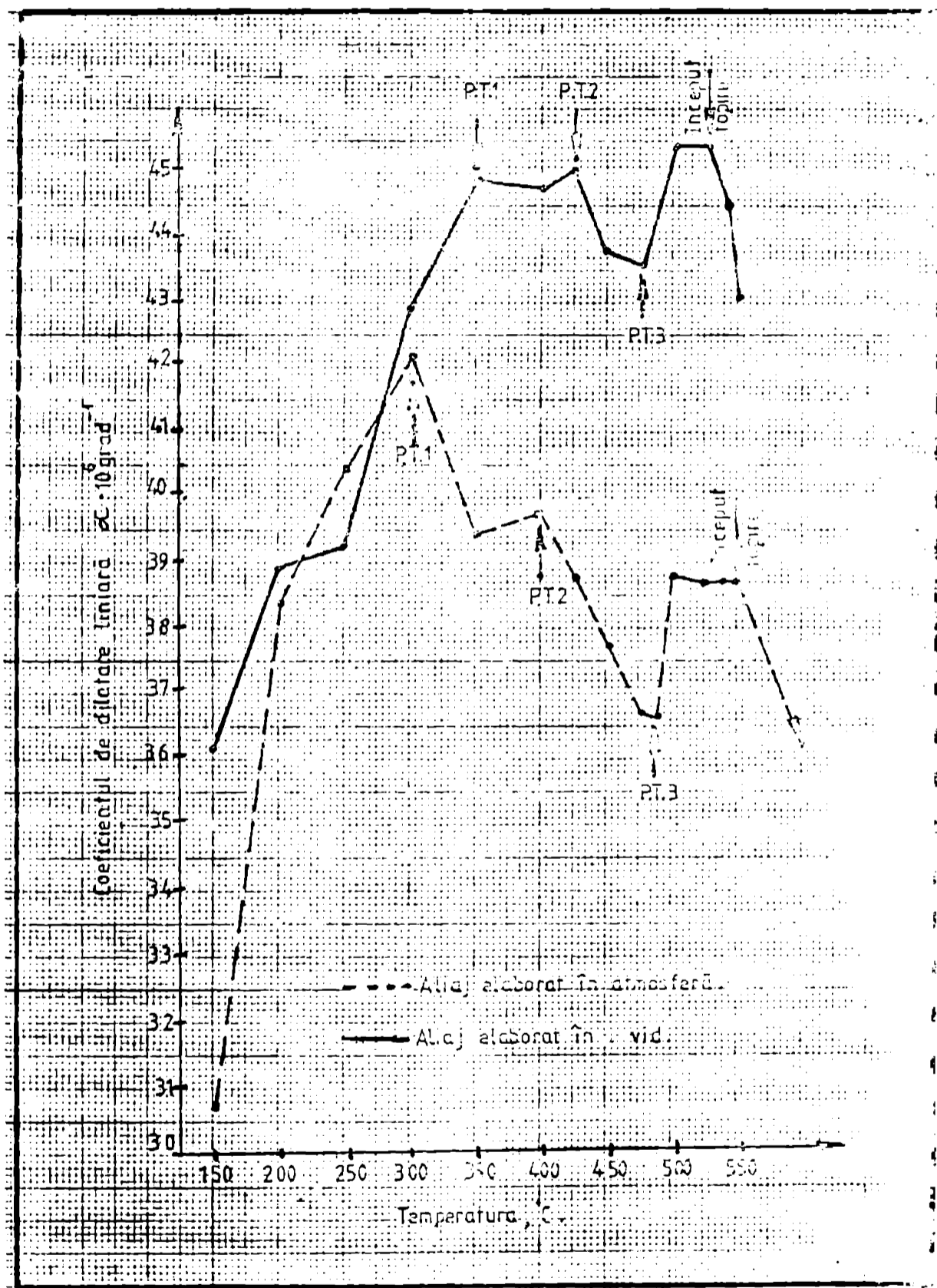


Fig. 8.4
Variația coeficientului de dilatare cu temperatura

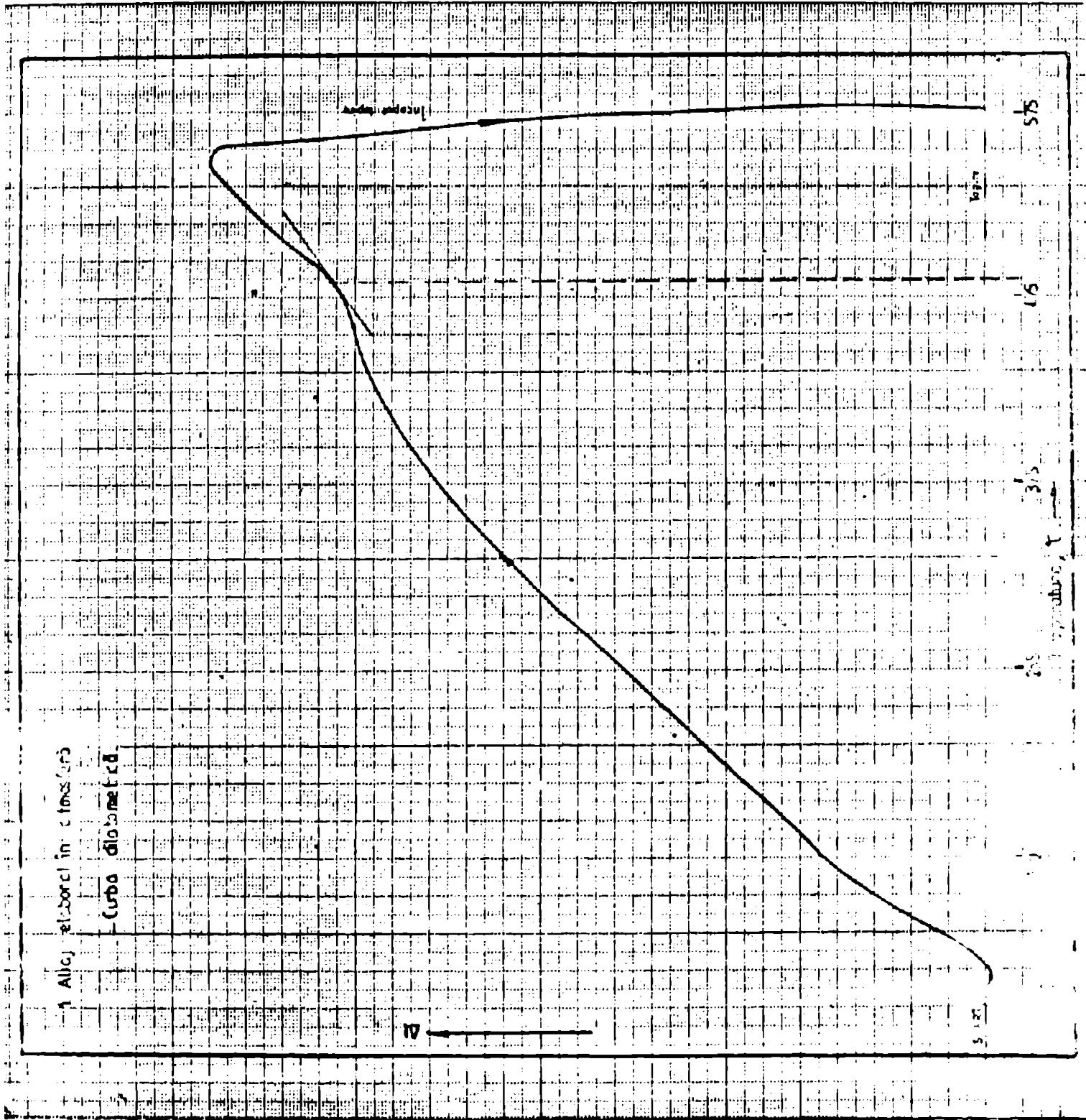
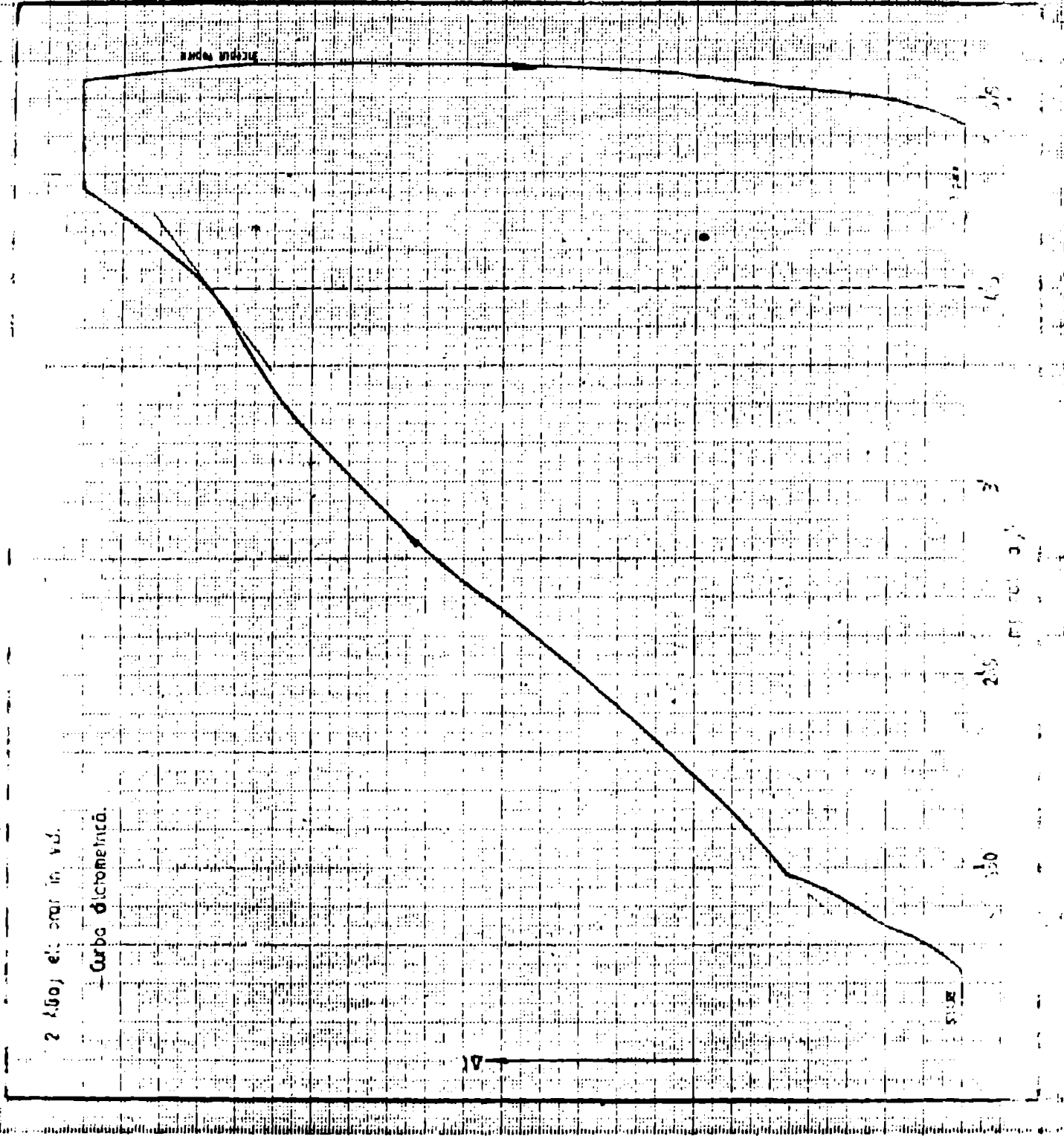


Fig. 8.5. Curba dilatometrica a aliajului A100g 1%, elaborat in atmosfera.



Curba dicrometrică a elajului ^{15.8.6} elaborat în v.d.

Annexa Nr. IV.

- Tabelul 9.2.
- Tabelul 10.1.
- Tabelul 10.3.
- Figura 10.6.
- Figura 10.13.
- Figura 11.5.
- Figura 11.6.
- Figura 11.7.
- Figura 11.8.
- Figura 11.9.
- Figura 11.10.
- Figura 11.11.
- Figura 11.12.
- Figura 11.13.
- Figura 11.14.

Tabelul nr.9.2/1
Influența tratamentului termic asupra
proprietăților mecanice

0	Nivel de vid mm coloană Varianta cre- tament termic	Caracteristici mecanice					7	8	Caracteristici mecanice				
		σ _p 0,2 N/mm ²	R _m N/mm ²	A5 %	HB 10/1000/30	K _{CH} daNm/cm ²			σ _p 0,2 N/mm ²	R _m N/mm ²	A5 %	HB 10/1000/30	K _{CH} daNm/cm ²
35	T2.1	151,0	269,0	4,2	81,7	2,8	10	T2.1	120,0	243,0	4,6	82,6	3,6
		119,0	242,0	4,0	84,4	2,3			130,0	266,0	5,3	81,7	2,9
		124,0	255,0	5,4	83,0	1,9			128,0	261,0	4,7	79,5	3,2
		129,0	263,0	4,6	80,4	2,6			140,0	286,0	5,0	80,8	2,4
		118,0	240,0	4,0	82,1	2,5			120,0	240,0	3,8	79,1	2,7
		119,0	243,0	3,7	78,3	2,3			129,0	263,0	4,5	83,5	2,9
		117,0	239,0	4,2	79,5	-			123,0	260,0	5,9	81,7	-
		123,0	249,0	5,6	80,0	-			120,0	245,0	3,7	84,9	-
		124,0	252,0	3,6	81,7	-			124,0	253,0	4,1	81,3	-
		120,0	245,0	4,2	77,9	-			124,0	250,0	5,3	80,8	-
125,0	257,0	4,6	83,5	-	130,0	266,0	5,2	79,5	-				
130,0	265,0	3,7	79,1	-	118,0	240,0	5,0	80,4	-				
Valoare medie		123,0	251,5	4,3	81,0	2,4	Valoare medie		126,0	256,0	4,75	81,3	3,0
20	T2.1	117,0	238,0	3,8	80,4	2,7	5	T2.1	119,0	247,0	5,2	79,1	3,2
		120,0	243,0	4,0	79,5	2,3			131,0	267,0	4,9	81,7	2,6
		123,0	249,0	4,3	81,3	2,9			126,0	258,0	4,7	84,4	3,0
		131,0	267,0	3,8	83,9	3,2			127,0	259,0	4,7	84,4	2,2
		127,0	257,0	5,0	82,6	2,8			120,0	248,0	5,1	84,9	2,8
		127,0	257,0	3,8	82,6	3,3			131,0	257,0	4,2	81,7	2,4
		127,0	257,0	4,0	82,6	-			136,0	279,0	5,6	80,8	-
		120,0	248,0	5,3	80,8	-			131,0	269,0	4,7	82,6	-
		131,0	268,0	5,0	84,9	-			131,0	268,0	4,7	83,5	-
		120,0	248,0	4,3	79,5	-			132,0	270,0	5,2	83,9	-
120,0	247,0	5,3	73,7	-	127,0	256,0	5,6	80,4	-				
120,0	248,0	5,3	73,7	-	128,0	259,0	4,9	81,3	-				
Valoare medie		123,0	252,0	4,5	81,3	2,9	Valoare medie		128,0	262,0	5,0	82,4	3,7

Tabelul nr.9.2/2
Influența tratamentului termic asupra
proprietăților mecanice

0	1	2	3	4	5	6	7	8	9	10	11	12	13
35	T2.2	172,0	339,0	9,2	91,8	4,8	10	T2.2	171,0	333,0	10,1	85,3	4,8
		160,0	312,0	9,0	90,2	5,2			184,0	352,0	9,7	87,7	5,3
		167,0	325,0	8,4	87,7	3,9			192,0	363,0	9,3	86,3	5,0
		150,0	303,0	9,6	90,2	4,7			183,0	350,0	9,8	92,8	4,9
		182,0	390,0	8,2	85,3	5,3			197,0	347,0	11,3	91,2	6,2
		159,0	310,0	10,1	87,2	4,6			201,0	375,0	9,8	94,4	5,6
		152,0	305,0	9,2	90,7	-			190,0	362,0	9,8	89,7	-
		180,0	342,0	9,6	91,2	-			206,0	383,0	10,0	90,7	-
		169,0	329,0	10,6	85,8	-			172,0	337,0	11,3	87,7	-
		165,0	322,0	8,8	89,2	-			165,0	322,0	9,8	91,8	-
		161,0	315,0	9,7	90,7	-			190,0	383,0	10,5	86,6	-
		162,0	317,0	11,2	89,7	-			167,0	333,0	9,4	89,7	-
Valoare medie		165,0	322,5	9,45	89,7	4,75	Valoare medie		184,0	354,0	10,0	89,5	5,3
20	T2.2	160,0	312,0	10,0	90,7	4,2	5	T2.2	200,0	372,0	9,7	91,8	5,8
		170,0	337,0	9,5	89,2	4,0			170,0	336,0	10,2	88,2	6,3
		167,0	333,0	9,3	91,8	5,1			187,0	357,0	9,6	90,7	6,0
		169,0	335,0	9,2	89,7	4,7			180,0	348,0	9,8	90,2	5,6
		168,0	327,0	10,0	87,2	4,3			198,0	379,0	9,9	88,7	5,7
		169,0	335,0	9,1	88,7	4,6			194,0	363,0	11,2	89,7	6,0
		154,0	308,0	9,6	87,7	-			191,0	363,0	9,8	90,2	-
		169,0	335,0	9,0	86,2	-			169,0	329,0	9,6	92,3	-
		158,0	308,0	9,6	90,7	-			181,0	358,0	10,7	91,2	-
		162,0	317,0	9,5	90,2	-			172,0	337,0	9,7	90,7	-
		157,0	307,0	10,2	88,7	-			180,0	347,0	9,8	92,8	-
		177,0	345,0	10,3	83,2	-			200,0	371,0	11,6	90,2	-
Valoare medie		165,0	325,0	9,6	89,1	4,5	Valoare medie		186,0	355,5	10,15	90,55	5,9

Tabelul nr.9.2/3

Influența tratamentului termic
asupra proprietăților mecanice

0	1	2	3	4	5	6	7	8	9	10	11	12	13
35	T2.3	162,0	317,0	9,6	87,2	4,7	10	T2.3	161,0	316,0	14,6	83,2	5,3
		153,0	305,0	10,8	85,3	5,2			166,0	324,0	12,8	86,3	6,0
		167,0	326,0	12,0	84,9	5,5			177,0	345,0	12,4	87,7	6,2
		168,0	329,0	11,6	85,8	6,0			170,0	343,0	11,9	84,9	5,4
		167,0	328,0	10,2	86,8	5,3			168,0	331,0	13,8	85,3	6,2
		162,0	318,0	11,4	83,8	4,0			177,0	346,0	14,1	86,8	5,7
		167,0	326,0	11,4	87,2	-			167,0	326,0	14,3	83,0	-
		168,0	309,0	9,8	86,3	-			167,0	328,0	13,6	87,7	-
		167,0	328,0	13,0	83,5	-			167,0	327,0	12,8	89,2	-
		165,0	323,0	10,5	85,3	-			168,0	329,0	14,5	86,8	-
		160,0	313,0	10,6	88,7	-			176,0	342,0	13,7	85,3	-
		163,0	330,0	11,4	84,9	-			160,0	314,0	12,9	87,2	-
Valoare medie		165,0	321,0	11,0	85,6	5,1	Valoare medie	169,0	331,0	13,5	86,6	5,8	
29	T2.3	162,0	319,0	10,7	85,3	5,2	5	T2.3	167,0	326,0	13,2	85,8	6,3
		167,0	327,0	10,8	86,8	6,1			176,0	342,0	15,7	87,2	5,9
		161,0	316,0	11,6	87,2	5,9			169,0	337,0	14,3	85,3	6,4
		168,0	335,0	11,8	84,9	5,5			164,0	323,0	12,6	87,7	5,8
		167,0	327,0	12,3	83,5	4,9			169,0	338,0	15,6	84,9	5,7
		162,0	319,0	10,8	87,7	5,8			176,0	343,0	16,2	86,0	5,5
		169,0	336,0	11,9	86,3	-			162,0	317,0	14,3	88,2	-
		167,0	327,0	10,8	85,8	-			167,0	328,0	12,9	84,4	-
		167,0	326,0	11,6	88,2	-			167,0	326,0	12,3	87,2	-
		161,0	313,0	10,8	86,3	-			168,0	334,0	14,5	85,3	-
		163,0	319,0	10,9	85,3	-			167,0	328,0	12,7	88,7	-
		167,0	328,0	11,7	87,2	-			170,0	336,0	14,2	87,2	-
Valoarea medie		165,0	325,0	11,3	86,2	5,6	Valoarea medie	169,0	331,0	14,0	86,7	5,9	

Tabelul nr.9.2/4

Influența tratamentului termic
asupra proprietăților mecanice

0	1	2	3	4	5	6	7	8	9	10	11	12	13
35	Fl.2	134,0	262,0	8,6	71,7	2,6	10	Fl.2	140,0	287,0	7,8	75,5	3,1
		144,0	293,0	7,9	73,2	4,2			152,0	302,0	8,5	76,7	3,7
		140,0	284,0	8,8	73,2	3,5			153,0	305,0	8,3	73,0	3,2
		138,0	280,0	6,3	72,0	3,8			175,0	275,0	8,2	69,9	3,6
		144,0	292,0	7,5	71,0	4,0			147,0	296,0	7,7	73,2	3,8
		135,0	273,0	8,2	75,1	3,6			160,0	313,0	8,8	73,9	3,6
		130,0	262,0	7,9	73,0	-			153,0	304,0	9,0	75,1	-
		136,0	275,0	8,2	75,5	-			140,0	284,0	8,6	73,5	-
		137,0	277,0	9,0	72,8	-			147,0	296,0	7,5	75,1	-
		141,0	286,0	8,8	73,5	-			152,0	302,0	7,7	74,7	-
		136,0	275,0	7,5	71,0	-			136,0	275,0	8,6	72,8	-
		134,0	272,0	7,3	72,8	-			140,0	286,0	8,5	71,7	-
Valoarea medie		137,0	278,0	8,0	72,9	3,6	Valoarea medie		146,0	294,0	8,3	73,5	3,5
20	Fl.2	144,0	292,0	8,3	73,2	3,2	8	Fl.2	144,0	292,0	8,3	72,8	3,6
		140,0	285,0	7,5	74,3	3,2			153,0	307,0	7,7	71,7	4,2
		143,0	290,0	8,3	73,5	4,0			140,0	287,0	8,5	73,9	3,9
		135,0	273,0	7,8	72,0	3,6			146,0	299,0	8,5	76,7	3,4
		143,0	289,0	8,1	70,2	2,9			144,0	292,0	8,5	71,7	3,9
		137,0	276,0	9,0	71,7	2,7			153,0	306,0	9,0	75,9	3,6
		138,0	279,0	8,8	69,9	-			139,0	285,0	8,6	72,0	-
		138,0	282,0	8,3	72,4	-			144,0	292,0	8,8	75,9	-
		143,0	290,0	7,7	73,2	-			139,0	285,0	7,6	76,7	-
		142,0	288,0	8,3	74,7	-			141,0	289,0	7,8	75,9	-
		143,0	290,0	7,0	73,5	-			155,0	310,0	8,5	75,9	-
		138,0	273,0	8,1	71,3	-			138,0	282,0	8,7	74,7	-
Valoarea medie		140,0	285,0	8,1	72,6	3,3	Valoarea medie		145,0	295,0	8,4	74,5	3,8

Tabelul nr.9.2/5

Influența tratamentului termic asupra
proprietăților mecanice

0	1	2	3	4	5	6	7	8	9	10	11	12	13
35	T3.2	115,0	236,0	1,3	110,0	1,1	10	T3.2	105,0	213,0	2,3	117,0	1,5
		104,0	207,0	1,7	106,0	1,3			94,0	189,0	1,7	110,0	1,8
		107,0	215,0	1,4	114,0	1,0			123,0	252,0	1,9	111,0	1,7
		117,0	226,0	2,1	108,0	1,7			98,0	197,0	1,8	107,0	1,8
		108,0	219,0	1,3	108,0	1,6			106,0	214,0	1,8	107,0	1,6
		117,0	240,0	1,4	112,0	1,8			110,0	220,0	1,8	108,0	1,9
		114,0	233,0	1,4	106,0	-			115,0	224,0	2,4	112,0	-
		112,0	227,0	1,3	114,0	-			103,0	207,0	2,0	113,0	-
		109,0	213,0	1,5	104,0	-			107,0	216,0	2,2	117,0	-
		111,0	225,0	2,0	111,0	-			113,0	230,0	1,9	121,0	-
		114,0	232,0	1,7	116,0	-			112,0	225,0	2,1	117,0	-
113,0	230,0	1,9	112,0	-	114,0	217,0	1,9	108,0	-				
Valoarea medie		112,0	227,0	1,6	110,0	1,4	Valoarea medie		108,0	217,0	2,0	112,0	1,7
20	T3.2	99,0	193,0	1,7	101,0	1,8	5	T3.2	107,0	216,0	2,0	122,0	1,9
		115,0	236,0	2,4	114,0	1,6			114,0	233,0	2,3	106,0	1,6
		106,0	213,0	2,4	108,0	1,3			117,0	227,0	1,7	111,0	1,7
		104,0	207,0	2,0	111,0	1,7			103,0	205,0	1,9	117,0	1,9
		99,0	199,0	1,3	111,0	1,7			107,0	216,0	2,2	106,0	1,9
		118,0	243,0	1,7	106,0	1,4			93,0	197,0	1,6	114,0	2,0
		110,0	221,0	1,5	109,0	-			99,0	193,0	1,6	120,0	-
		112,0	227,0	1,8	117,0	-			114,0	215,0	1,3	107,0	-
		104,0	208,0	1,1	111,0	-			103,0	207,0	1,8	117,0	-
		111,0	224,0	2,2	106,0	-			114,0	231,0	1,7	113,0	-
		113,0	230,0	2,0	114,0	-			110,0	222,0	1,1	108,0	-
112,0	227,0	1,6	105,0	-	113,0	230,0	1,9	103,0	-				
Valoarea medie		109,0	220,0	1,8	109,0	1,6	Valoarea medie		108,0	217,0	1,8	113,0	1,8

Tabelul nr.10.1

Quantificarea met. log. file pentru cercetarea structurii

Nr. crt.	Cod agenti- oane	Caracteristicii cu influența asupra structurii	Stare de testare nivel vid	Prelevare			Cercetare			Ateo meta- logre- fig	Marire	Scopul testărilor
				Spana ti m	in trep- te	Proba in cro- oro	Ma- fi- cro	Ma- fi- cro	Ma- fi- cro			
0	1	2	3	4	5	6	7	8	9	10	11	12
1	001	10 Mg - 0,2 Si	20 - NIT	x			x			1	x	Influența % Si
2	002	10 Mg - 0,4 Si	20 - NIT	x			x	-		1	x	
3	003	10 Mg - 0,6 Si	20 - NIT	x			x			1	x	
4	011	10 Mg - 0,15 Ti	20 - NIT		Proba speciala	x				1	x 1	Influența modificatori lor asupra structurii
5	012	10 Mg - 0,8Ti-0,7Zr	20 - NIT			x				1	x 1	
6	013	10 Mg - 0,15 Zr	20 - NIT			x				1	x 1	
7	014	10 Mg - 0,3 Ti	20 - NIT			x				1	x 1	
8	015	10 Mg - 0,5 Ti	20 - NIT			x				1	x 1	
9	021	10 Mg - VR 1	760 - NIT	Proba d.50		x	x			1	x 1x100	Influența vitezei de răcire asu-
10	022	10 Mg - VR 2	760 - NIT			x	x			1	x1x100	
11	023	10 Mg - VR 3	760 - NIT	∅ 55 mm		x	x			1	x 1x100	
12	024	10 Mg - VR 4	760 - NIT			x	x			1	x1 x100	Prin stivă influența nivelului de vid asu- pra structurii
13	030	10 Mg - 760	NIT	x			x			1	x 100	
14	031	10 Mg - 380	NIT	x			x			1	x 100	
15	032	10 Mg - 190	NIT	x			x			1	x 100	

Continuare tabel nr. 1011

0	1	2	3	4	5	6	7	8	9	10	11	12
16	033	10 Mg - 100	MTT	X			X			1	X 100	Influența nivelului de vid asupra structurii
17	034	10 Mg - 50	MTT	X			X			1	X 100	
18	035	10 Mg - 25	MTT	X			X			1	X 100	
19	036	10 Mg - 20	MTT	X			X			1	X 100	
20	037	10 Mg - 10	MTT	X			X			1	X 100	
21	038	10 Mg - 5	MTT	X			X			1	X 100	
22	039	10 Mg - 10 ⁻¹	MTT	X			X			1	X 100	
23	040	10 Mg - 5,10 ⁻²	MTT	X			X			1	X 100	
24	041	8 Mg - 02 S1	100 MTT	X			X			1	X 100	Influența % Mg asupra structurii
25	042	9 Mg - 02 S1	100 MTT	X			X			1	X 100	
26	043	10 Mg - 02 S1	100 MTT	X			X			1	X 100	
27	044	11 Mg - 02 S1	100 MTT	X			X			1	X 100	
28	045	12 Mg - 02 S1	100 MTT	X			X			1	X 100	
29	050	10 Mg - 25	425/16/U 20	X			X			1	X 100	
30	051	10 Mg - 20	425/16/U 20	X			X			1	X 100	
31	052	10 Mg - 10		X			X			1	X 100	
32	053	10 Mg - 5		X			X			1	X 100	
33	054	10 Mg - 25	425/16/U 80	X			X			1	X 100x200	Influența tratamentului termic asupra structurii
34	055	10 Mg - 20		X			X			1	X 100x200	
35	056	10 Mg - 10		X			X			1	X 100x200	
36	057	10 Mg - 5		X			X			1	X 100x200	
37	058	10 Mg - 25	425/16/U 160	X			X			1	X 100	
38	059	10 Mg - 20		X			X			1	X 100	
39	060	10 Mg - 10		X			X			1	X 100	

Continuare tabel nr.10.1

U	V	1	2	3	4	5	6	7	8	9	10	11	12	
40	061	10x18 - 5										1	2100	Influenta tratare la tercio supra structurii
41	062	10x18 - 35	500/76/1000									1	2100	
42	063	10x18 - 20										1	2100	
43	064	10x18 - 10										1	2100	
44	065	10x18 - 5										1	2100	
45	066	10x18 - 35	500/76/1000									1	2100	
46	067	10x18 - 20										1	2100	
47	068	10x18 - 10										1	2100	
48	069	10x18 - 5										1	2100	
49	070	10x18 - 35VR1										2	21x2100	Studiul variabil sifonii de grunte
50	071	10x18 - 35VR2										2	21x2100	
51	072	10x18 - 35VR3										2	21x2100	
52	073	10x18 - 20VR1										2	21x2100	
53	074	10x18 - 20VR2										2	21x2100	
54	075	10x18 - 20VR3										2	21x2100	
55	076	10x18 - 10VR1										2	21x2100	
56	077	10x18 - 10VR2										2	21x2100	
57	078	10x18 - 10VR3										2	21x2100	
58	079	10x18 - 35VR2										1	2100	
59	080	10x18 - 20VR2										1	2100	
60	081	10x18 - 10VR2										1	2100	
61	090	9x8 - 0231	20-NIT											Difuzio-
62	091	10x8 - 0231	20-NIT											netrie
63	092	11x8 - 0231	20-NIT											

Continuare tabel nr.10.1

	1	2	3	4	5	6	7	8	9	10	11	12
64	095	12'g - 0231			X				X			
65	096	12'g - 0231			X				X			
66	095	10'g - 0231		X					X			
67	096			X					X			
68	097	10'g - 0231		X					X			
69	098			X					X			
70	099			X					X			
71	100	10'g - 0231		X					X			
72	101			X					X			
73	102			X					X			
74	103	10'g - 0231		X					X			
75	104			X					X			
76	105			X					X			
												Difracțiune tri0

Tabelul nr.10.3

Mărimea de grăunte

Nr. ort.	Cod esan-țion	Metoda colorării		Metoda numărării grăunților					Diametrul mediu al grăunțului	Conținutul mediu a grăunților	reap- ta tes- tati a probei în trep- te
		nr. etalon	nr. etalon	Nr. gră- unți întregi nr. gră- unți scap- nați nr. gră- unți nr. gră- unți	Nr. de- tal de grăunți	N. med.	Mărimea de- sie a ariei secțiunii grăunțului	nr. med. gră- unți			
0	1	2	3	4	5	6	7	8	9	10	11
1	021	1	6	197	22	208	486	0,00240	0,04903	9413	-
2	022	1	2	10	6	13	26	0,03246	0,19612	147	-
3	023	1	0	2	4	4	8	0,12500	0,35350	22	-
4	024	1	>-3	<1	0	<1	1	>1	>1	1	-
5	011	1	5	139	26	152	304	0,00329	0,05735	4864	-
6	012	1	7	514	88	556	1116	0,00090	0,03000	3972	-
7	013	1	6	291	42	312	624	0,00160	0,04003	14120	-
8	014	1	2	14	10	19	38	0,02632	0,16222	2,5	+
9	015	1	-3	1	0	1	1	1	1	1	-
10	070	1	7	-	-	-	-	-	-	-	T1
11		1	7	-	-	-	-	-	-	-	T2
12		1	6	-	-	-	-	-	-	-	T3
13		1	5	-	-	-	-	-	-	-	T4
14	071	1	7	357	72	393	786	0,00127	0,03987	25152	T1
15		1	6	214	54	241	482	0,00207	0,04555	10906	T2

Continuatie tabel nr.10.3

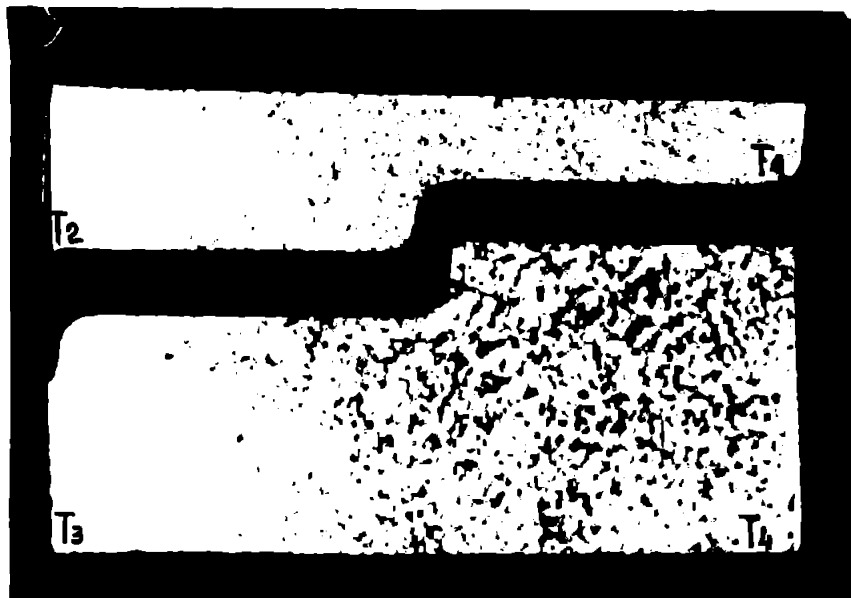
0	1	2	3	4	5	6	7	8	9	10	11
16		1	5	125	44	147	294	0,00340	0,05832	4704	T3
17		1	4	76	32	95	190	0,00526	0,07252	2152	T4
18	072	1	6	-	-	-	-	-	-	-	T1
19		1	5	-	-	-	-	-	-	-	T2
20		1	4	-	-	-	-	-	-	-	T3
21		1	4	-	-	-	-	-	-	-	T4
22	073	1	8	-	-	-	-	-	-	-	T1
23		1	7	-	-	-	-	-	-	-	T2
24		1	6	-	-	-	-	-	-	-	T3
25		1	5	-	-	-	-	-	-	-	T4
26	074	1	8	794	146	368	1736	0,00056	0,2400	78562	T1
27		1	7	468	106	461	922	0,00108	0,03293	29504	T2
28		1	5	105	74	142	284	0,00352	0,05934	4544	T3
29		1	5	106	62	140	290	0,00357	0,05976	4480	T4
30	075	1	7	-	-	-	-	-	-	-	T1
31		1	7	-	-	-	-	-	-	-	T2
32		1	6	-	-	-	-	-	-	-	T3
33		1	6	-	-	-	-	-	-	-	T4
34	075	1	8	-	-	-	-	-	-	-	T1
35		1	8	-	-	-	-	-	-	-	T2
36		1	7	-	-	-	-	-	-	-	T3
37		1	7	-	-	-	-	-	-	-	T4

Continuare tabel nr.10.3

0	1	2	3	4	5	6	7	8	9	10	11
38	077	1	8	890	172	976	1952	0,00051	0,02263	61338	T1
39		1	7	515	92	561	1122	0,00069	0,02935	39904	T2
40		1	6	296	84	338	676	0,00148	0,03846	15296	T3
41		1	5	143	56	171	342	0,00232	0,05407	5472	T4
42	078	1	8	-	-	-	-	-	-	-	T1
43		1	7	-	-	-	-	-	-	-	T2
44		1	6	-	-	-	-	-	-	-	T3
45		1	6	-	-	-	-	-	-	-	T4
46	030	1	4	46	26	60	120	0,00333	0,09129	1550	-
47	031	1	5	94	36	102	204	0,00490	0,07001	3264	-
48	032	1	3	33	20	43	86	0,01063	0,10293	600	-
49	033	1	3	37	22	48	96	0,01042	0,10206	768	-
50	034	1	5	85	34	102	204	0,00490	0,07001	3264	-
51	035	1	6	231	46	254	508	0,00197	0,04437	11495	+
52	036	1	6	275	52	296	592	0,00169	0,04110	13395	-
53	037	1	6	291	42	312	624	0,00160	0,04003	14119	-
54	038	1	5	164	44	166	342	0,00269	0,05105	5952	-
55	039	1	3	21	20	31	62	0,01613	0,12700	496	+
56	040	1	2	16	12	22	44	0,02273	0,15076	240	-
57	050	1	2	15	22	82	42	0,02301	0,15430	238	-
58	051	1	3	36	14	43	86	0,01163	0,10783	688	-
59	052	1	4	81	20	91	182	0,00549	0,07412	2059	-
60	053	1	3	28	16	36	72	0,01399	0,11783	576	-

Continuare tabel nr.10.3

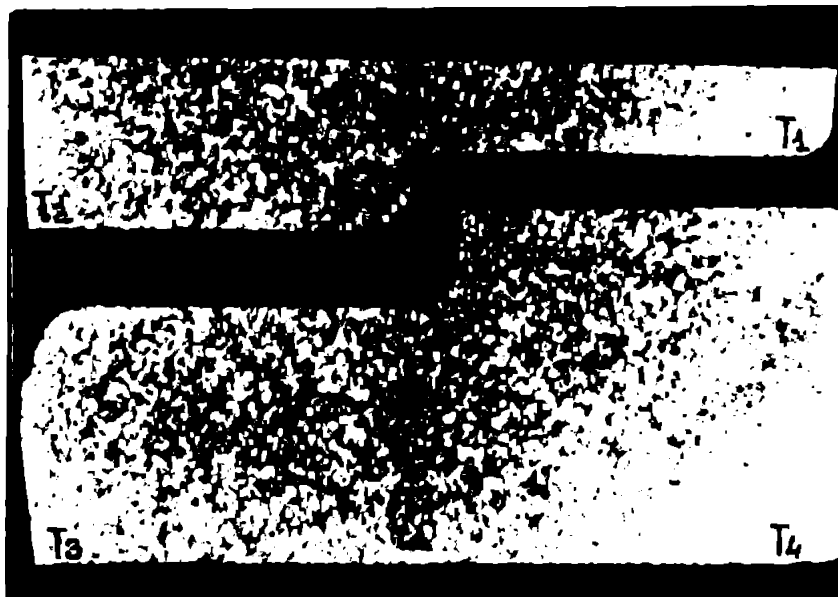
0	1	2	3	4	5	6	7	8	9	10	11
61	054	1	5	111	24	123	246	0,00406	0,06386	3936	-
62	055	1	5	120	32	136	272	0,00368	0,06063	4352	-
63	056	1	6	174	28	186	385	0,00253	0,05025	2960	-
64	051	1	7	393	46	421	342	0,00119	0,03446	28944	-
65	053	1	4	70	26	83	166	0,00502	0,07762	1376	-
66	059	1	5	84	34	101	202	0,00495	0,07036	3232	-
67	060	1	5	149	40	169	238	0,00420	0,06482	3808	-
68	061	1	6	171	54	198	396	0,00253	0,05025	8960	-
69	062	1	3	38	20	48	96	0,01042	0,10206	768	-
70	063	1	3	30	16	39	78	0,01262	0,11325	624	-
71	064	1	4	49	18	58	116	0,00862	0,09205	1312	-
72	065	1	4	50	20	60	120	0,00833	0,09129	1356	-
73	066	1	2	8	14	15	30	0,03333	0,18257	170	-
74	067	1	1	6	12	11	22	0,04545	0,21327	86	-
75	068	1	1	5	10	10	20	0,05000	0,22361	80	-
76	069	1	2	14	14	21	42	0,02381	0,15430	238	-
77	041	1	2	16	12	22	44	0,02273	0,15076	249	-
78	042	1	3	29	14	36	72	0,01339	0,11705	578	-
79	043	1	3	38	18	47	94	0,01064	0,10314	752	-
80	044	1	4	44	20	54	108	0,00926	0,09625	1222	-
81	045	1	6	176	62	207	414	0,00242	0,04215	9363	-



070

T1 - Et.7
 T2 - Et.7
 T3 - Et.6
 T4 - Et.5

a - nivel de vid: 35 mm.col.ig.
 - viteză de răcire:VR1(tabel 5.3)
 reactiv KELLER x 1



071

T1 - Et.7
 T2 - Et.6
 T3 - Et.4
 T4 - Et.4

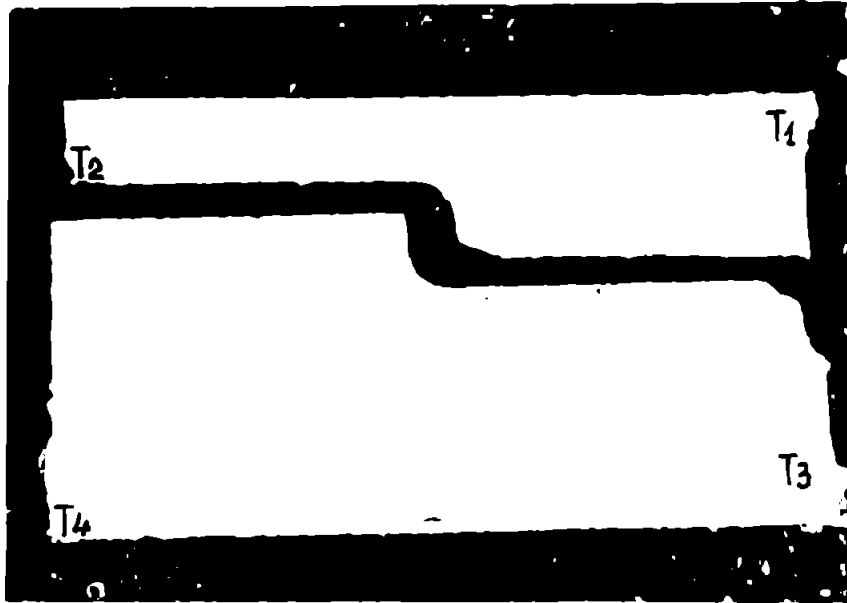
b - nivel de vid: 35 mm.col.Hg
 - viteză de răcire:VR2(tabel 5.3)
 reactiv KELLER x 1



072

T1 - Et.6
 T2 - Et.5
 T3 - Et.4
 T4 - Et.4

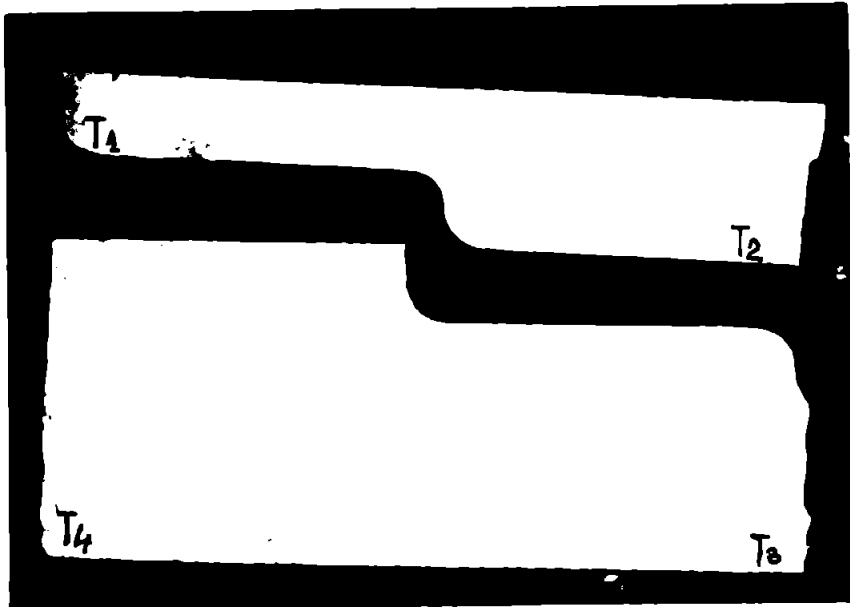
c - nivel de vid:35 mm.col.Hg
 - viteza de răcire:VR3(tabelul 5.3)
 reactiv KELLER x 1



073

- T1 - st. 6
- T2 - st. 7
- T3 - st. 5
- T4 - st. 5

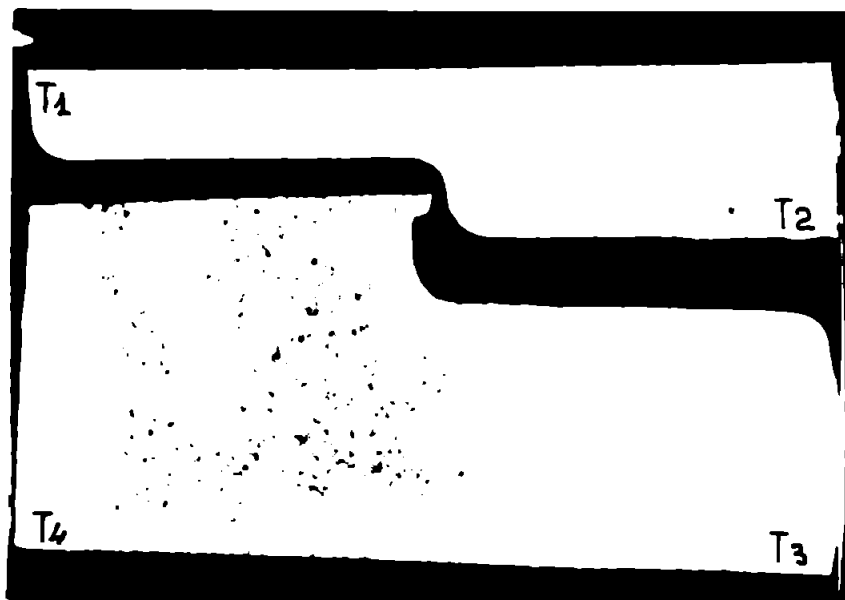
d - nivel de vid: 20 cm. col. 1.4
 - viteza de rulare: V3 (tabel 5.3)
 reactiv 1.1.1.1 x 1



074

- T1 - st. 6
- T2 - st. 7
- T3 - st. 5
- T4 - st. 4

e - nivel de vid: 20 cm. col. 1.4
 - viteza de rulare: V3 (tabel 5.3)
 reactiv 1.1.1.1 x 1



075

- T1 - st. 7
- T2 - st. 7
- T3 - st. 6
- T4 - st. 6

f - nivel de vid: 20 cm. col. 1.4
 - viteza de rulare: V3 (tabel 5.3)
 reactiv 1.1.1.1 x 1



076

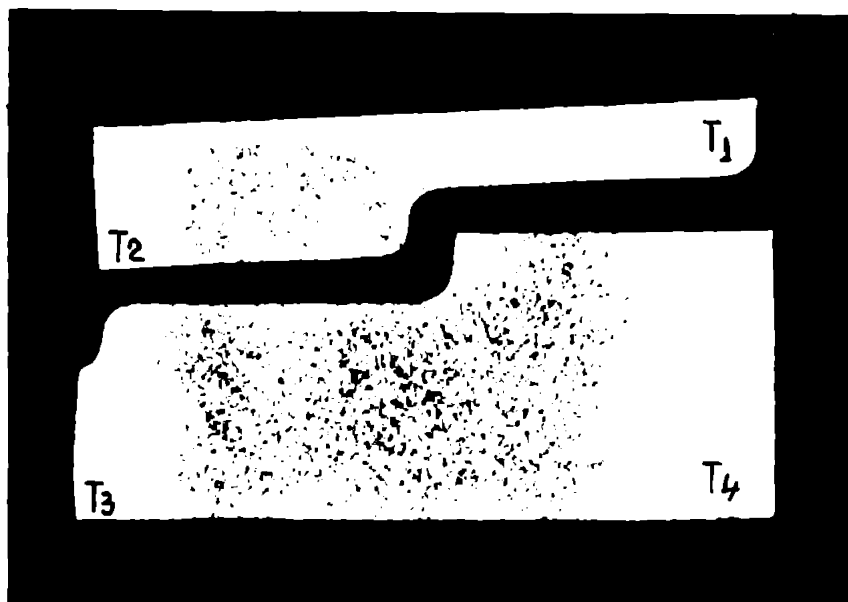
T1 - Et.8

T2 - Et.8

T3 - Et.7

T4 - Et.7

g - nivel de vid:10 mm.col.Hg;viteza de răcire:VR 1(tabel 5.3);reactiv KLMAR x1



077

T1 - Et.8

T2 - Et.7

T3 - Et.6

T4 - Et.5

h - nivel de vid:10 mm.col.Hg;-viteza de răcire:VR2(tabel 5.3);reactiv KLMAR x1



078

T1 - Et.8

T2 - Et.7

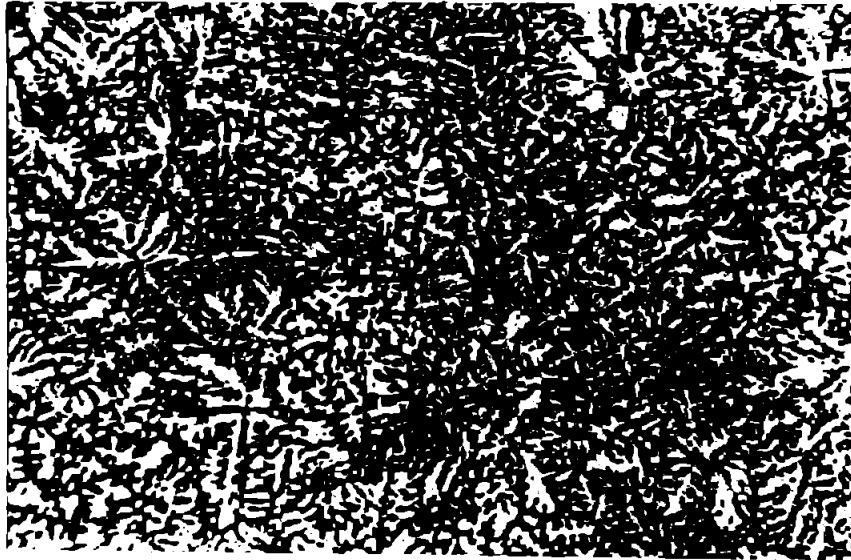
T3 - Et.6

T4 - Et.6

i - nivel de vid:10 mm.col.Hg;-viteza de

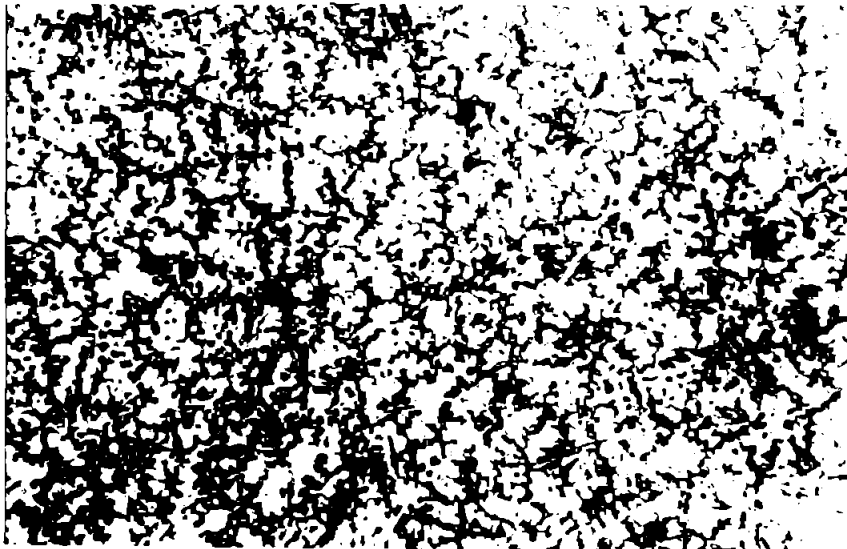
răcire:VR3(tabel 5.3);-reactiv KLMAR x1

Fig.10.6. Variația mărimei de grăunte, în funcție de viteza de răcire, la diferite niveluri de vid.-stare brut turnată



071
Et.7

a - Treapta I 1, -etalon 7, scara 1
HF 1 % x 100
p = 35 mm.col.Hg



071
Et.6

b - Treapta I 2, -etalon 6, scara 1
HF 1 % x 100



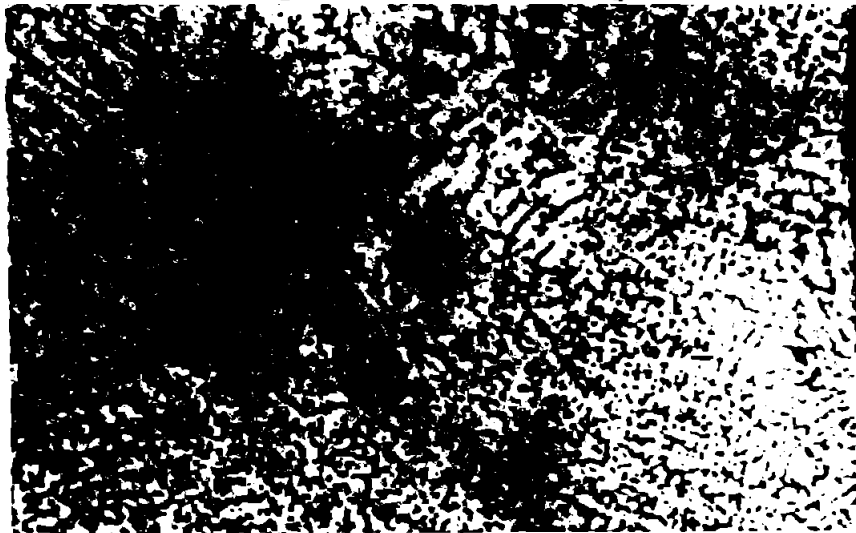
071
Et.5

c - Treapta I 3, -etalon 4, scara 1
HF 1 % x 100



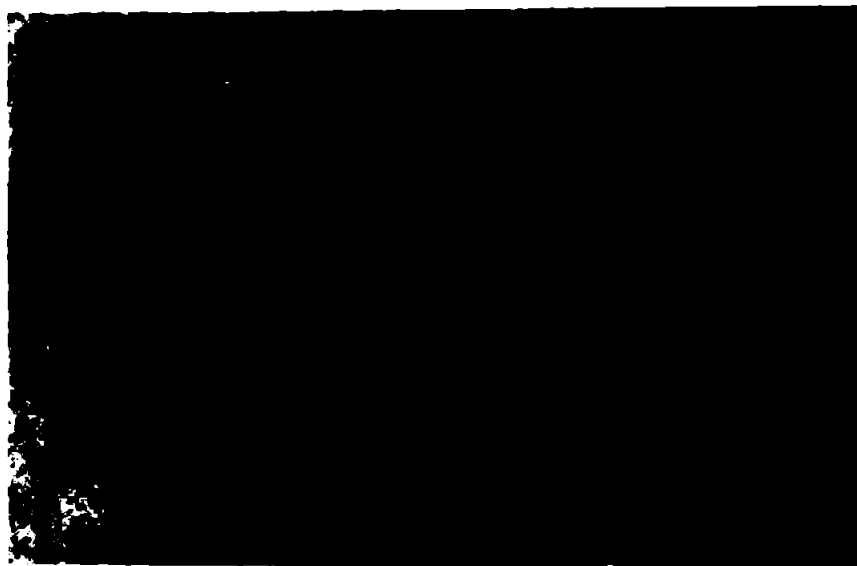
071
Et.4

d - Treapta T 4, -stalon 4, scara 1
HF 1 % x 100
p = 35 mm.col.Hg



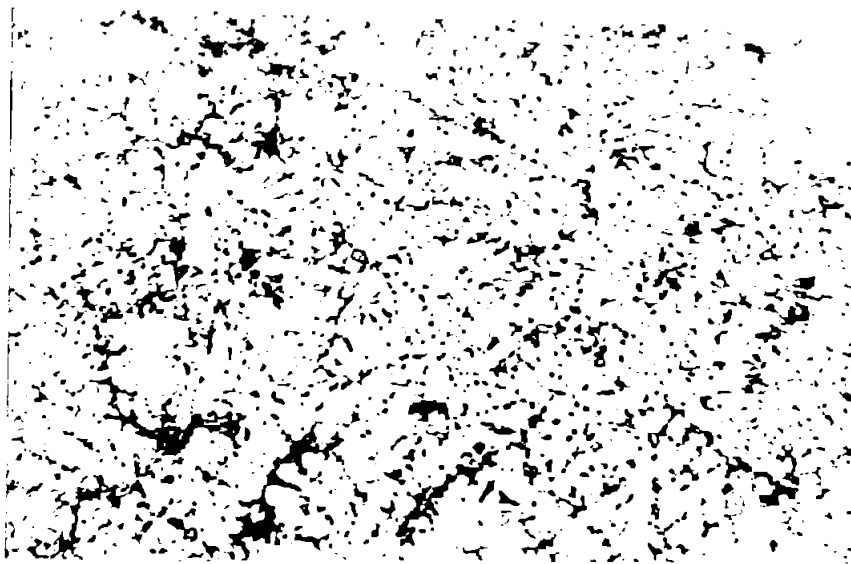
074
Et.8

e - Treapta T 1, -stalon 8, scara 1
HF 1 % x 100



074
Et.7

f - Treapta T 2, -stalon 7, scara 1
HF 1 % x 100



074
st.5

g - Treapta T 3, - etalon 5, scara 1
HF 1% x 100
p = 20 mm.col.Hg



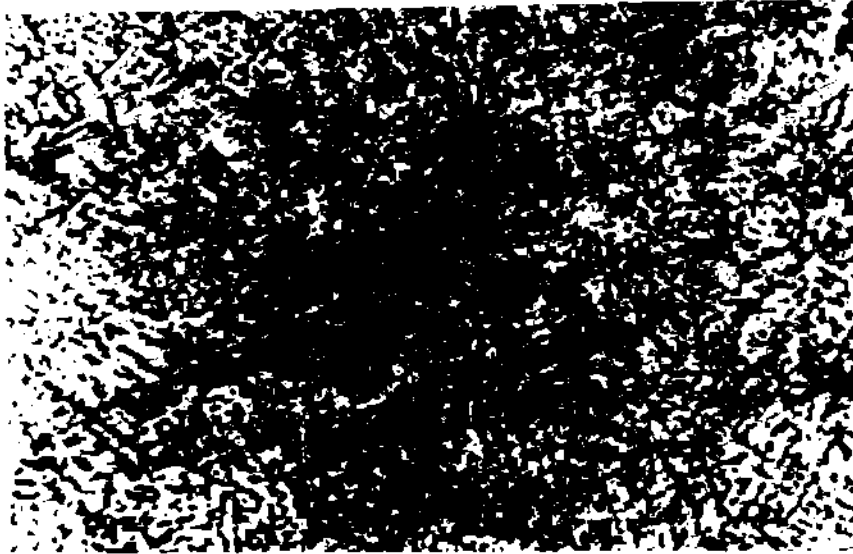
074
st.5

h - Treapta T 4, - etalon 4, scara 1
HF 1% x 100
p = 20 mm.col.Hg



077
st.8

i - Treapta T 1, - etalon 8, scara 1
HF 1% x 100
p = 10 mm.col.Hg



077
Et.7

j - Treapta I 2, -etalon 7, scara 1
HF 1 % x 100
p = 10 mm.col.Hg



077
Et.6

k - Treapta I 3, -etalon 6, scara 1
HF 1 % x 100
p = 10 mm.col.Hg



077
Et.5

l - Treapta I 4, -etalon 5, scara 1
HF 1 % x 100
p = 10 mm.col.Hg

Fig. 10.15

Influența vitezei de răcire și a grosimii de perete
asupra structurii brute de turnare a aliajului ATCu10
modificat

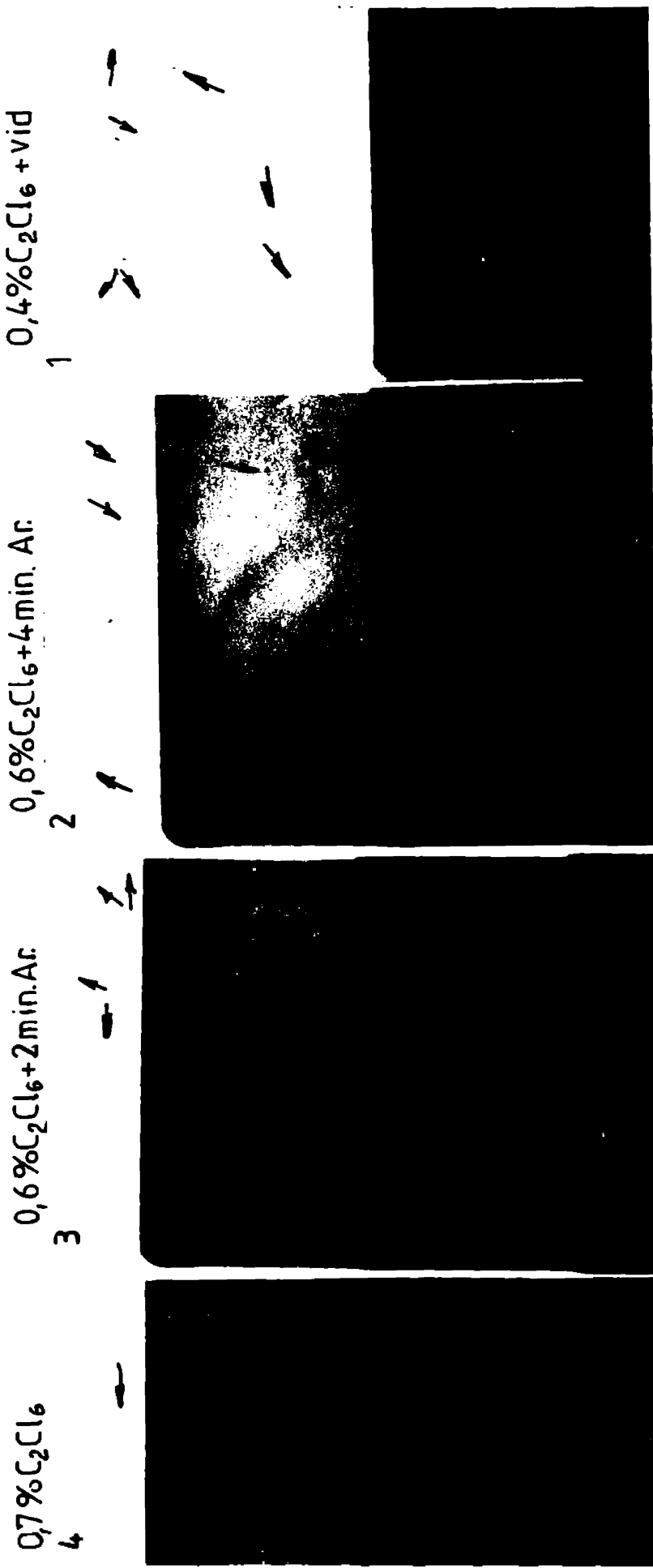


Fig. 11.3
 Efectos de la - pentra (11.3) en el trat en etros. 1964
 en dife- v- r- de de
 (de de 1964)

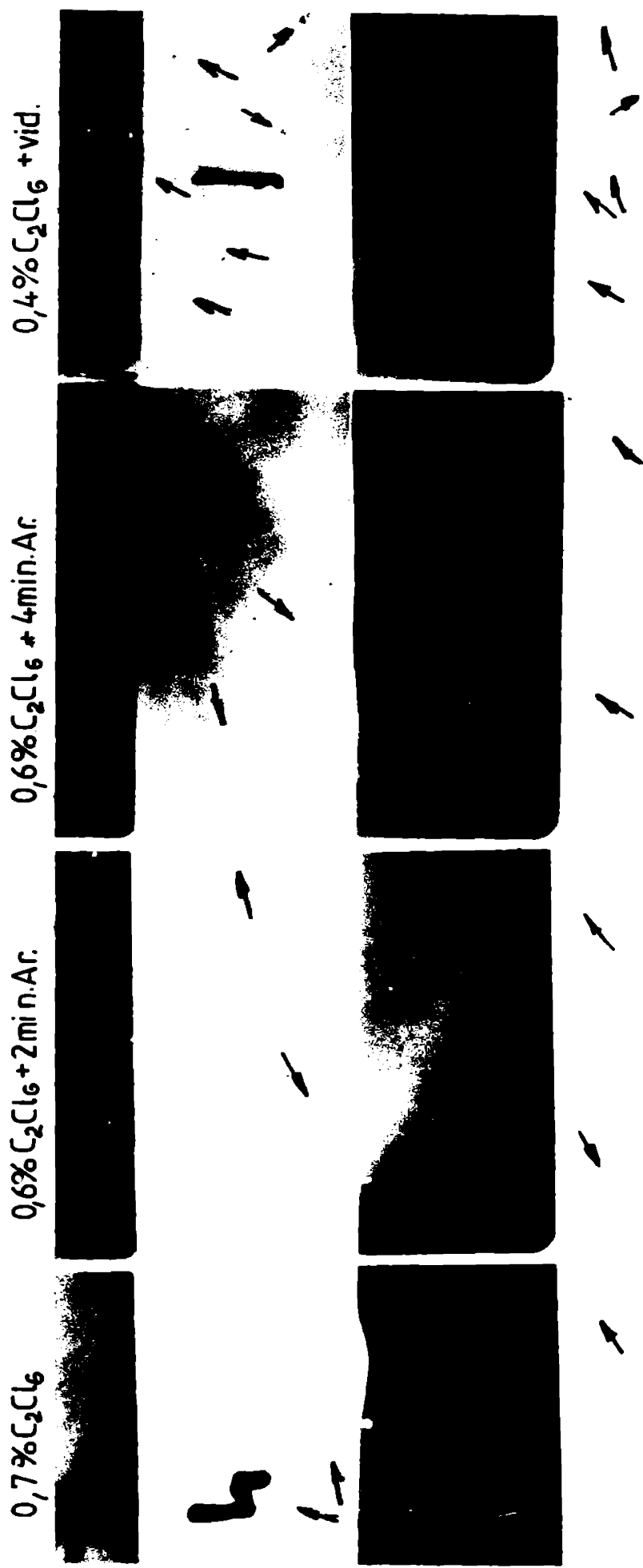


Fig. 11.6
 Defectoscopia RX - pentru alijul eluorut in atmosferă,
 in diferite variante de degazare
 (regia de lucru "b")



Fig. 12.7
 Defectul de vedere în timpul
 de lucru în atelier, pentru
 defectul în atelier, pentru
 defectul în atelier de vopsele
 defectare (înălțimea de lucru 700)

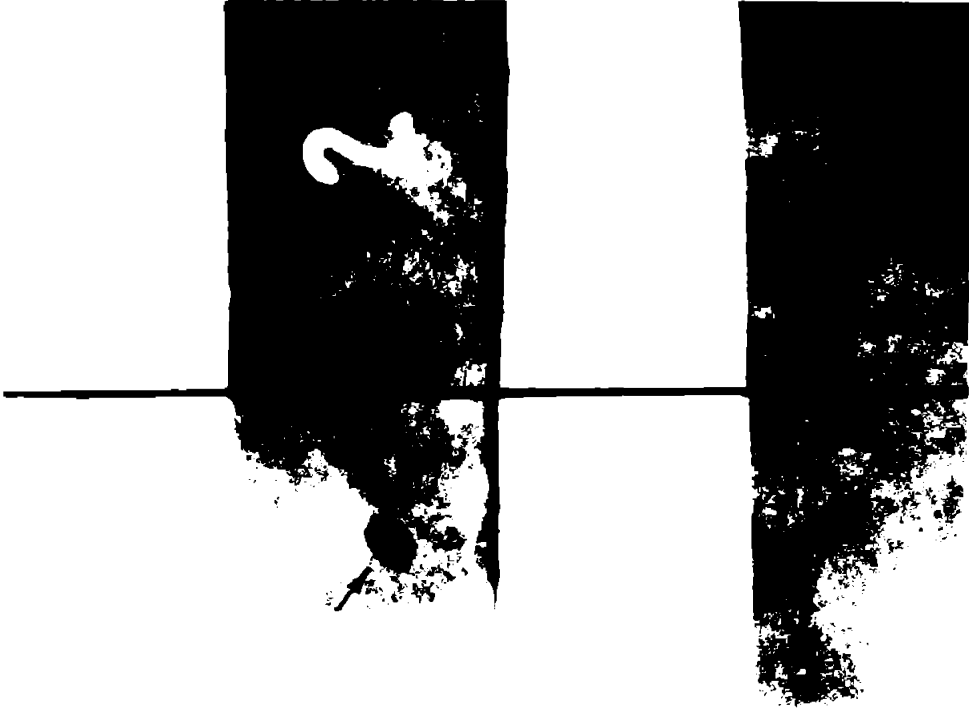


Fig. 12.8
 Defectul de vedere în timpul
 de lucru în atelier, pentru
 defectul în atelier de vopsele
 defectare (înălțimea de lucru 700)

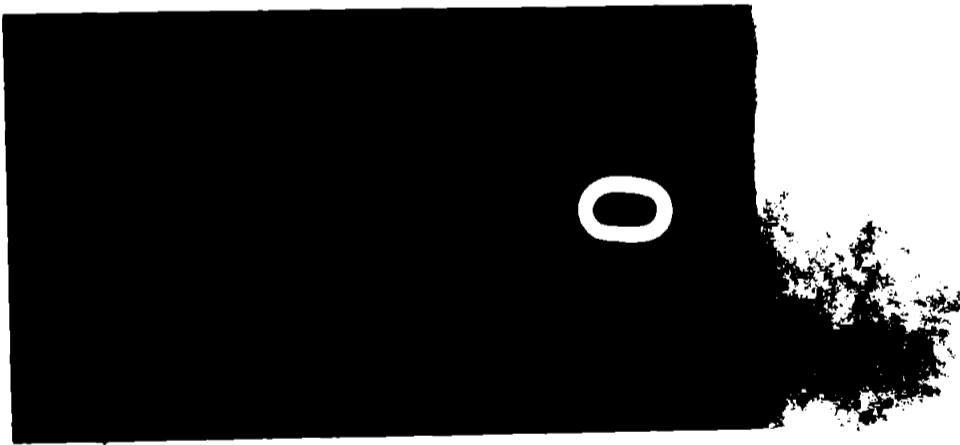


Fig. 12.9
 Defectul de vedere în timpul
 de lucru în atelier, pentru
 defectul în atelier de vopsele
 defectare (înălțimea de lucru 700)

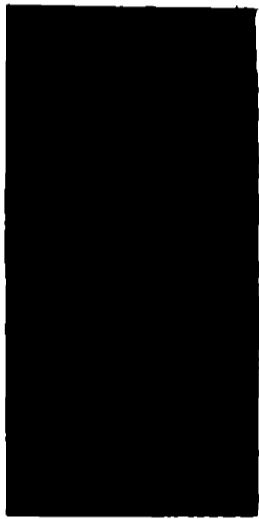
Regin de lucru „b”



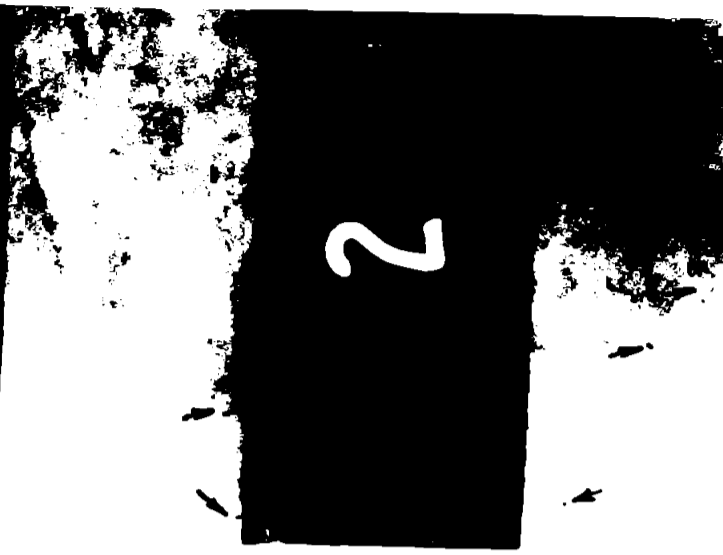
Regin de lucru „c”



p = 50 mm.col.Hg



p = 100 mm.col.Hg

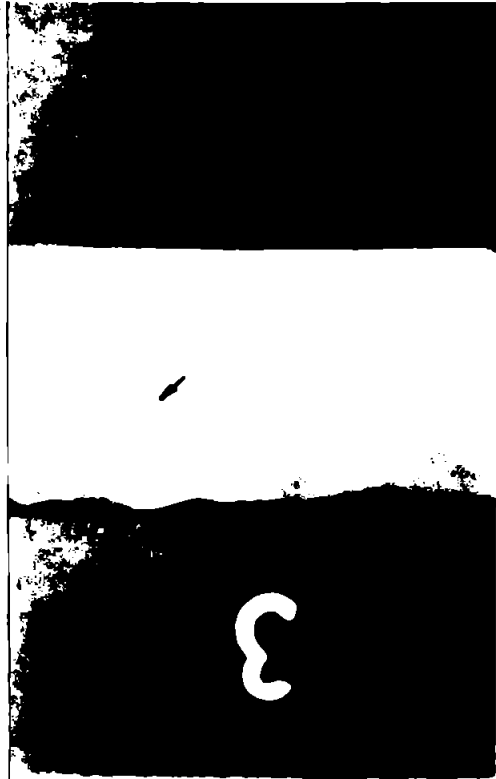


a

b

Defectoscopia RX - pentru linajul el borit (Regin de lucru „b”)
in vid(10 mm.col.Hg) FIG.11.9
Defectoscopia RX - pentru linajul elaborat in vid (Regin de lucru „b”) FIG.11.10

^a
p = 35 mm.col.Hg

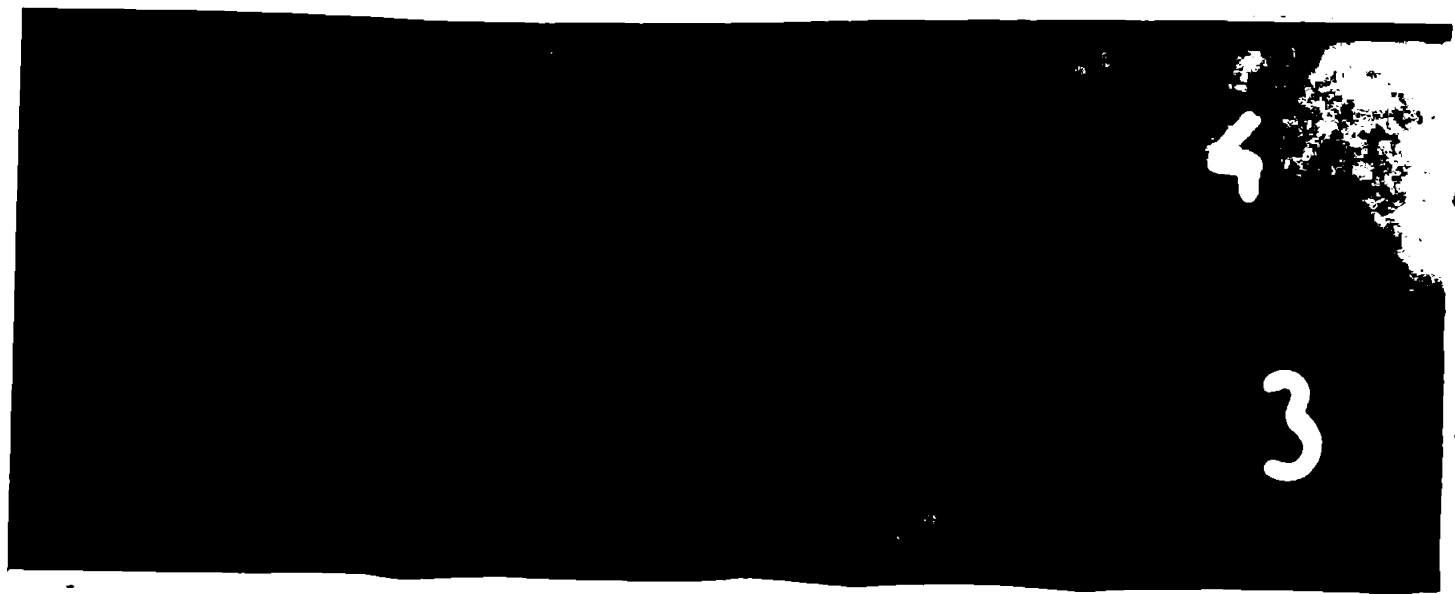


^b
p = 20 mm.col.Hg



(Regin de lucru, bⁿ)

Fig.11.11
Defectoscopia RX - pentru aliajul elaborat
in vid



a - p = 760 mm.col.Hg b = 100 mm.col.Hg



c - p = 50 mm.col.Hg d - p = 35 mm.col.Hg



e - p = 20 mm.col.Hg

Fig.11.12
"efectoscopia R_X - pentru aliajii elaborat în at-
mosferă și la diferite nivele de vid. (Regin de
lucru „0”)

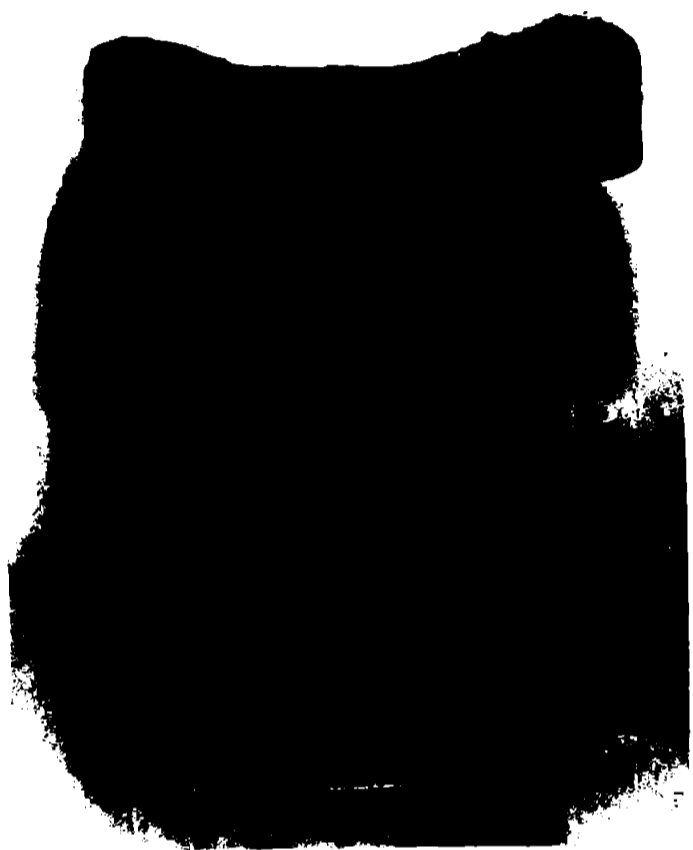


Fig.11.13

Piesă turnată în cochilă, în atmosferă, din aliaj ATORGIO, elaborată în atmosferă și degrețată în vid.

(nivel de vid: 90 mm.col.ig.)

Timp vidare: 20 min;

- Secționare mediană și reproducere foto.
- Defecte (Porii B III) prezente la marginea piesei (0,05%)



Fig.11.14

Piesă turnată în cochilă din aliaj elaborat și turnat în vid.

(p = 20 mm.col.ig)

- Secționare mediană și reproducere foto.

Lipsă totală defecte de turnare.

Annex Nr.V.

- **Figura 12.3.**
- **Figura 12.4.**
- **Figura 12.5.**
- **Figura 12.6.**
- **Figura 12.7.**
- **Figura 12.24.**
- **Figura 12.2.**

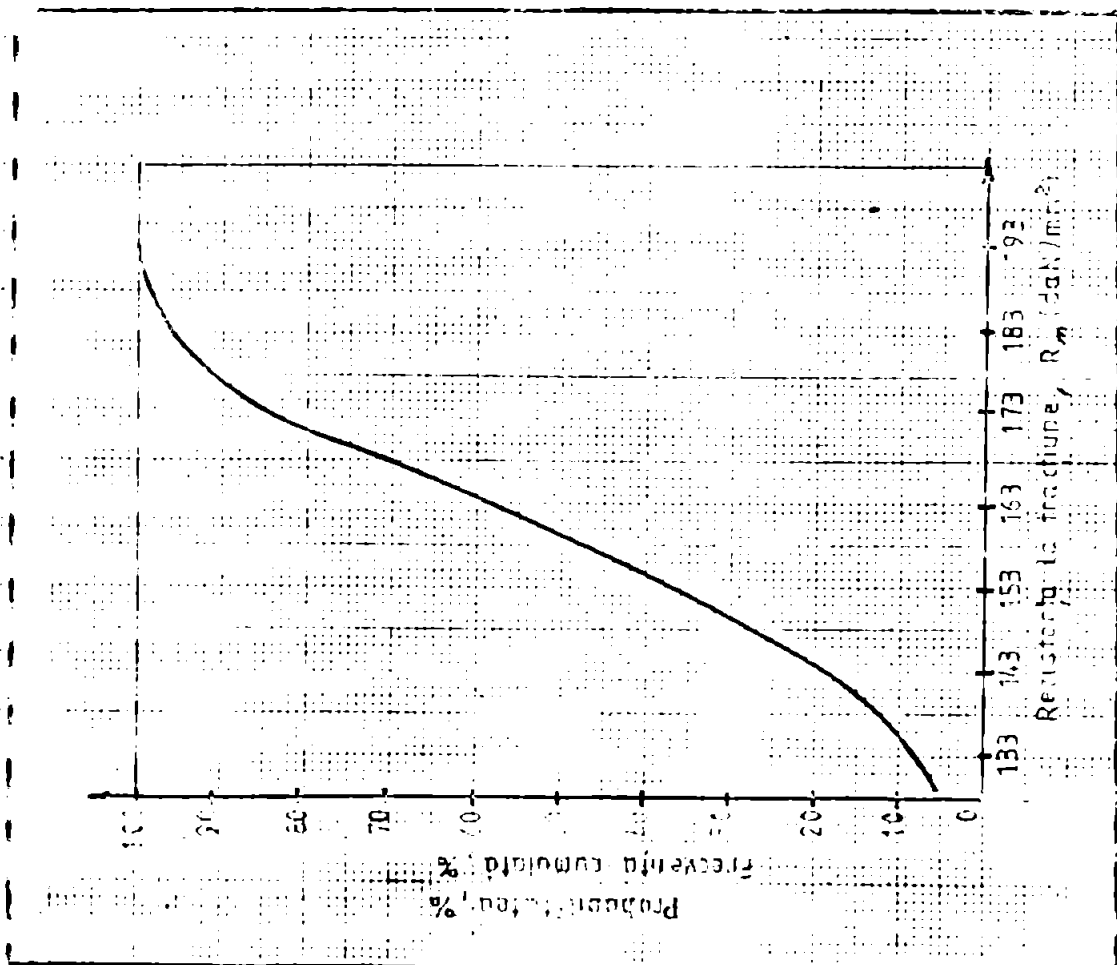


Fig. 12.3

Distribuția frecvenței cumulate a valorilor rezistenței la tracțiune funcție de nivelul de vîd pentru starea brut turnată.

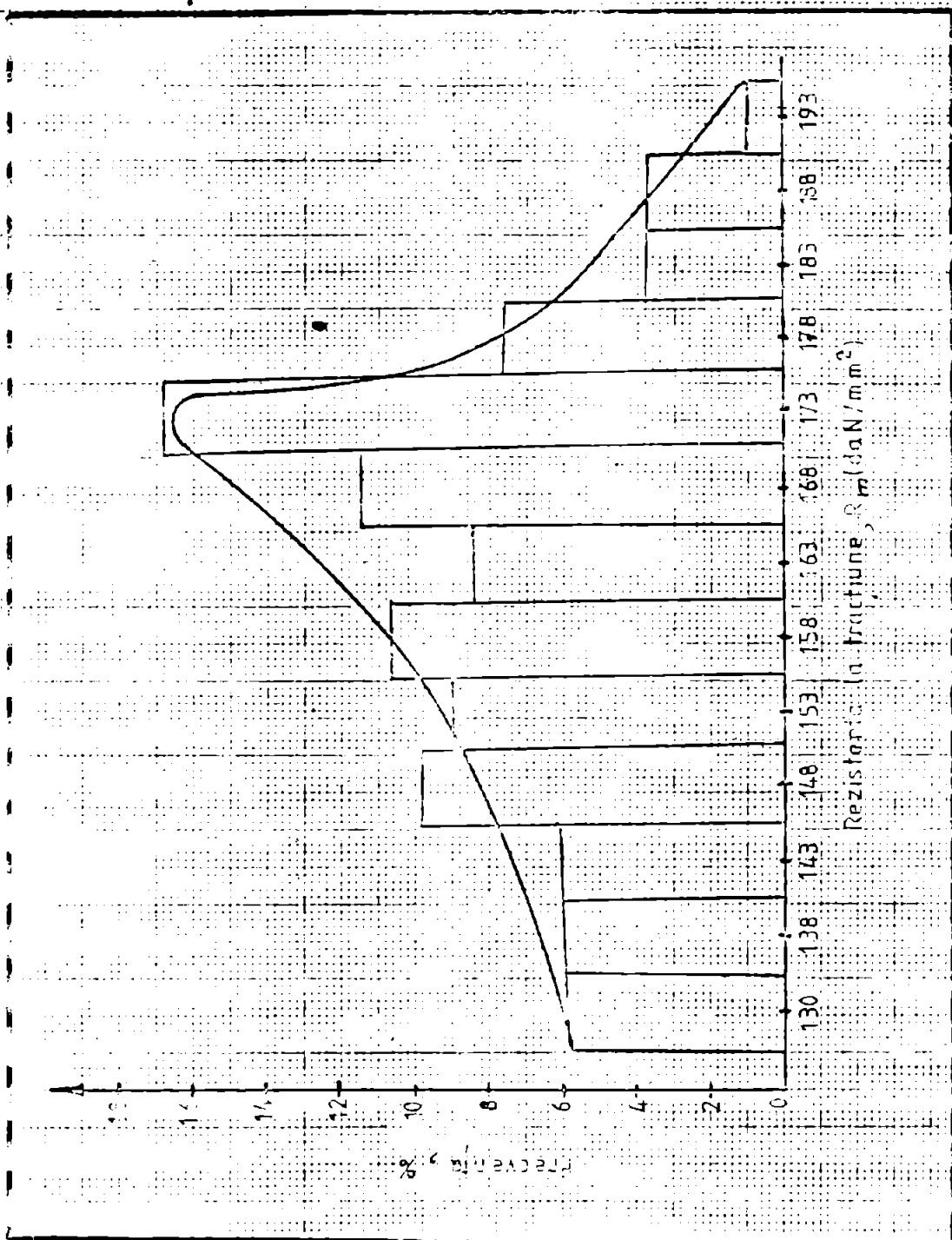


Fig. 12.2

Distribuția frecvenței rezultatelor obținute pentru rezistența la tracțiune, în funcție de nivelul de vîd aplicat la elaborarea aliajului

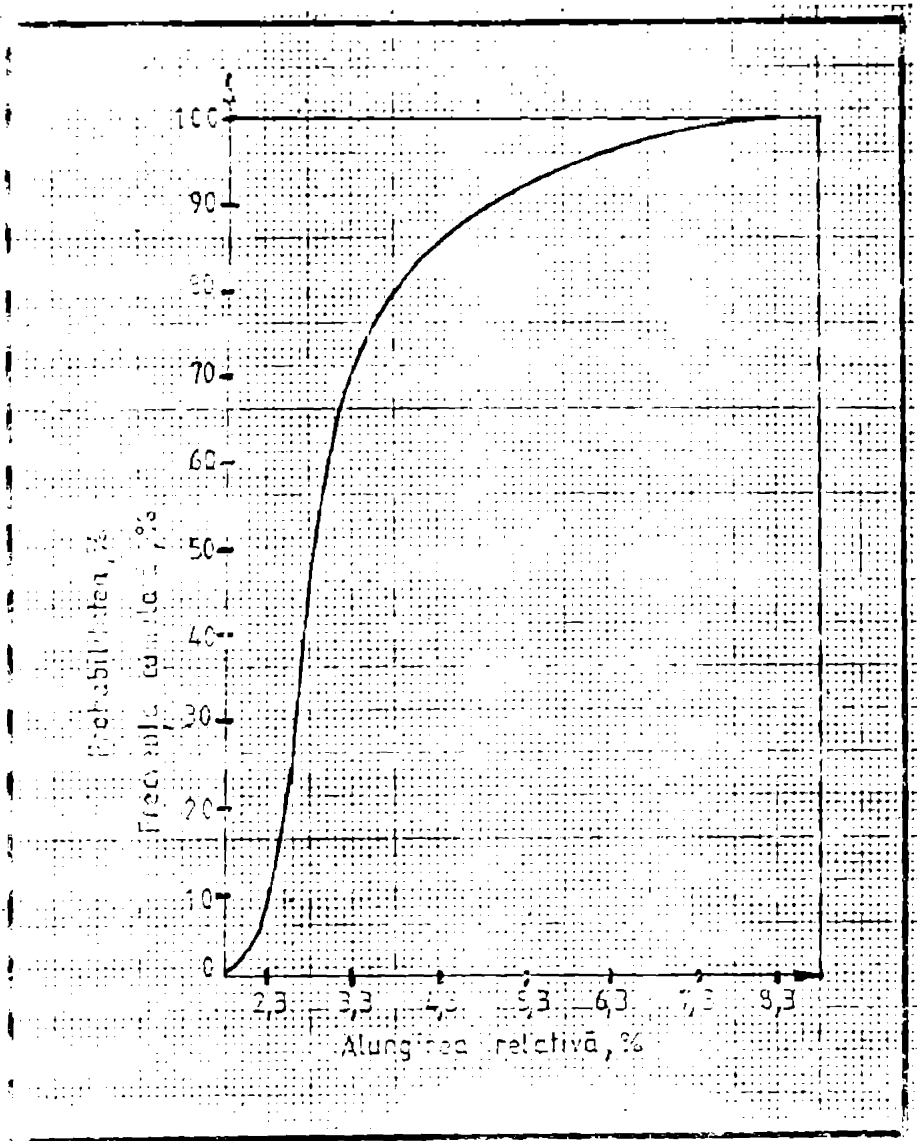


Fig.12.5
Distributia frecvenței cumulate a valorilor alungirii relative, funcție de nivelul de vid, pentru starea brut turnată.

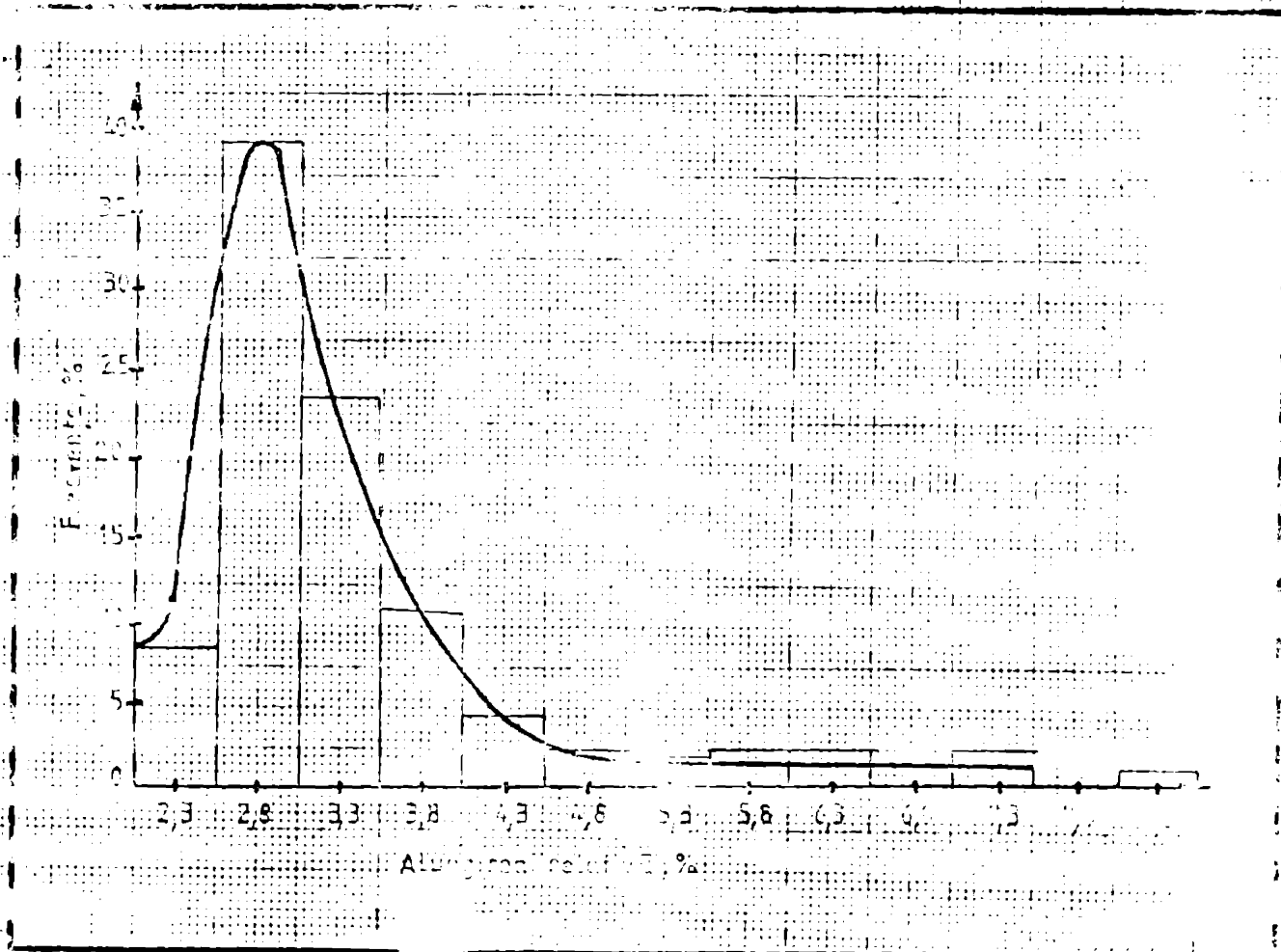


Fig.12.4
Distributia frecvenței rezultatelor obținute pentru alungirea relativă, în funcție de nivelul de vid aplicat la elaborarea aliajului.

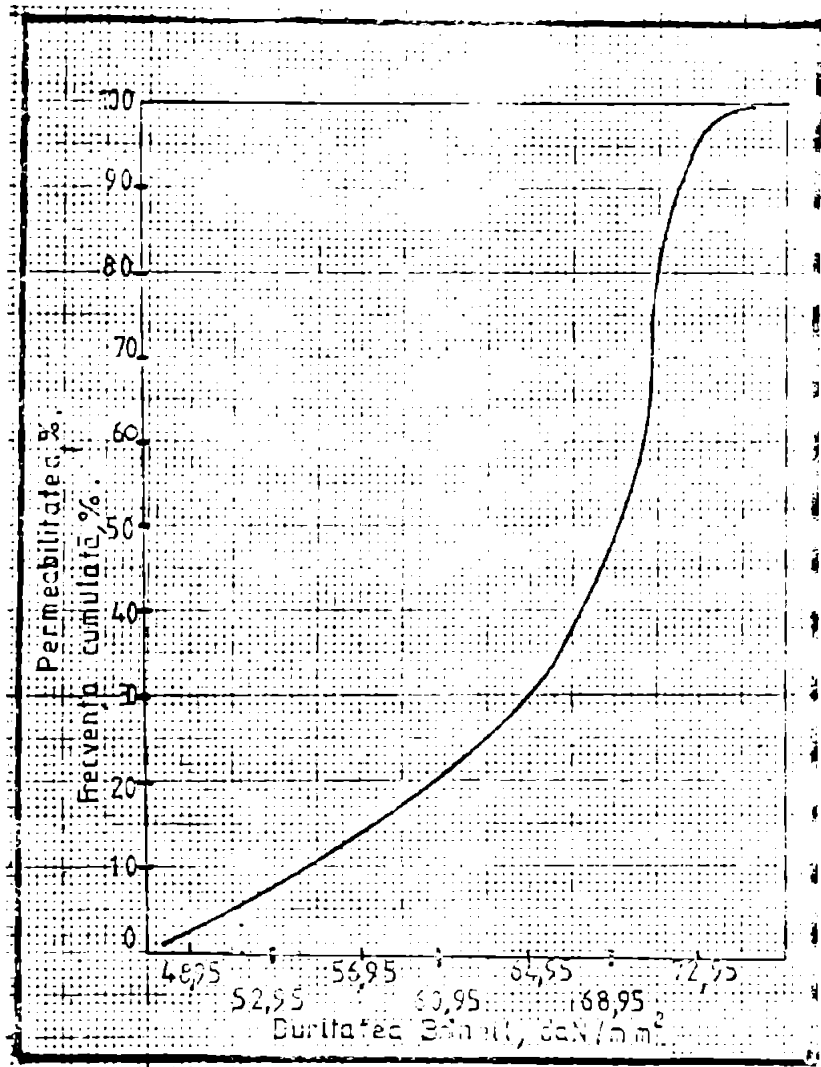


Fig.12.7
Distribuția frecvenței cumulate a valorilor durității Brinell
funcție de nivelul de vid pentru starea brut turnată

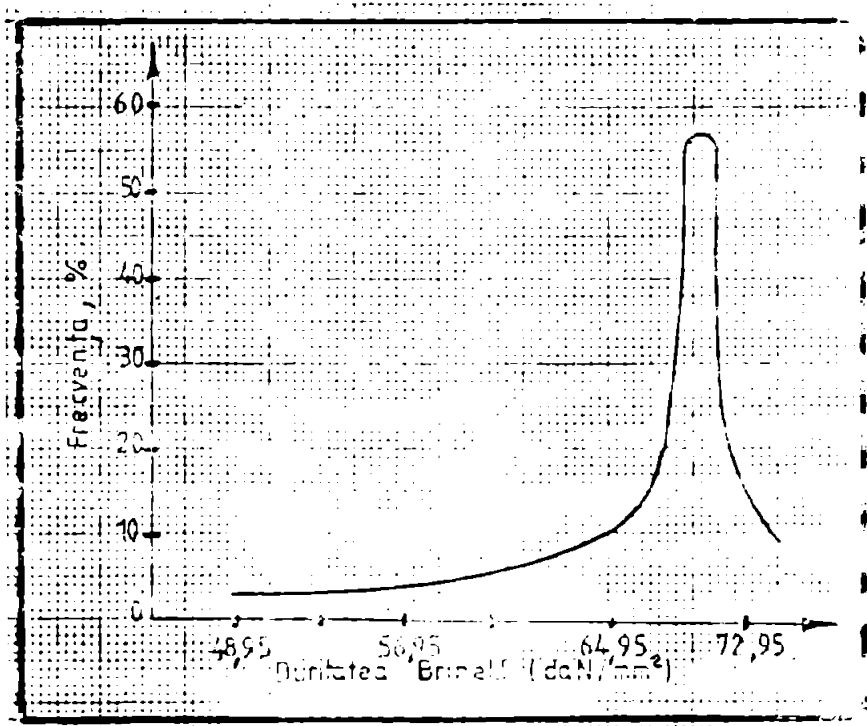


Fig.12.6
Distribuția frecvenței rezultatelor obținute pentru duritatea
Brinell, în funcție de nivelul de vid aplicat la elaborarea
aliajului

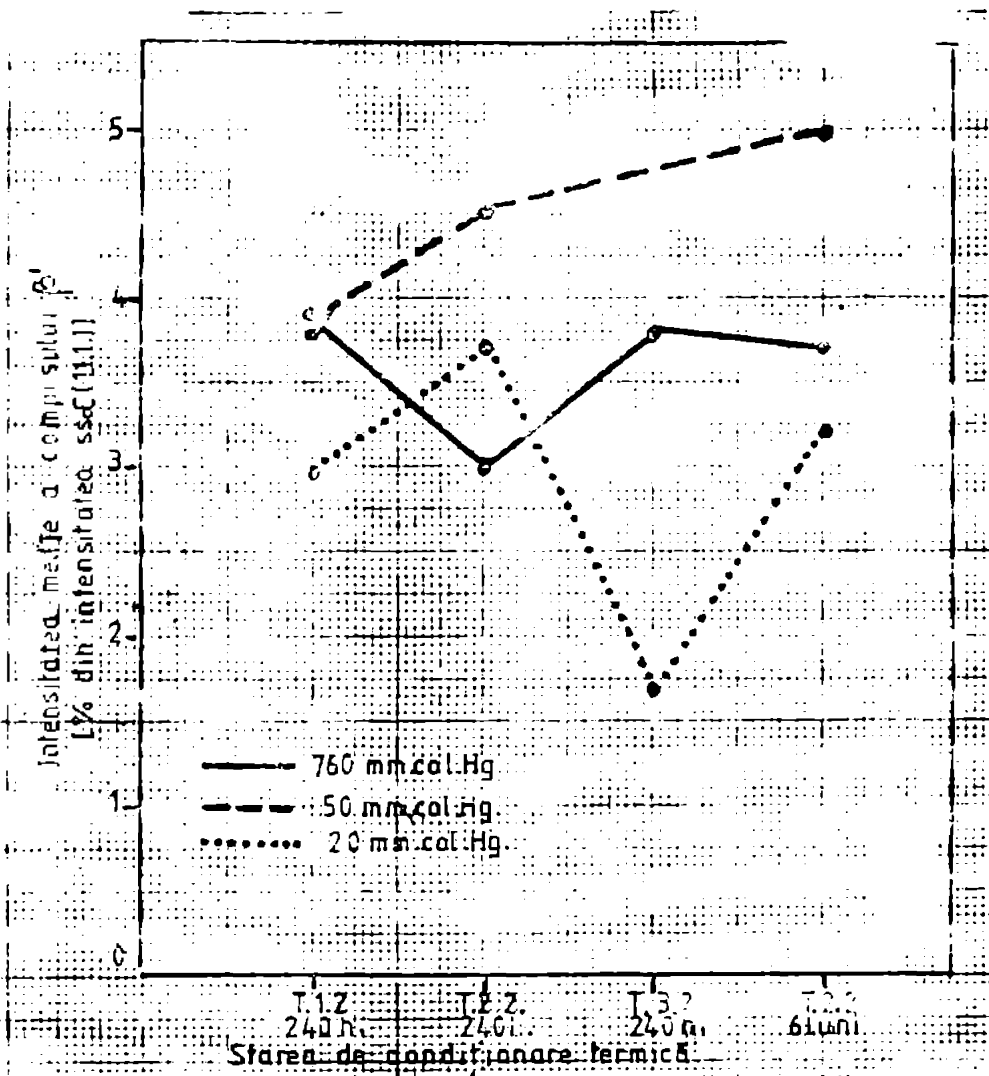


Fig.12.24
 Variația compresiei în β' la condiționarea termică a aliajului AlMg20, elaborat la diferite nivele de vid.

Annexa Nr.VI.

- Procesul tehnologic de turnare pentru:
 $AlBe_3$; $AlTi_{13,5}$; $AlZr_3$; $AlNi_{10}$.
- Procesul tehnologic de tratament termic.

Tabelul nr.1

Proces tehnologic de elaborare a prealajului

AlBe₃

Nr. crt.	Operațiunea	Caracteristicile materialelor prime și ale materialelor tehnologice folosite	Modul de execuție și de control
0	2	2	3
1.	Curățirea creuzetului de resturile elaborării anterioare. Doca anterior s-a elaborat aliate allaje, se topește pentru spălarea și șlefuitul aluminiului compunerea încălzitorului pentru elaborarea unei garje de 100 Kg.	-	Control vizual inclusiv integritatea și grosimea creuzetului
2.		<ul style="list-style-type: none"> - Aluminiu bloc, marea Al 99,99, STAS 7607/1-80-100Kg (imbrusciv arderea). - Beriliu tehnic, marea Be99,94, conform catalog VENTRON-3,1 Kg (inclusiv arderea), ambalat în portii de 50-100 g. în folii de aluminiu. 	<ul style="list-style-type: none"> - Se va executa analiza chimică de recepție, chiar dacă materi- alul este însoțit de certificat de calitate. - Al 99,99, se dozează prin cântărire, în un cântar bascula, de 200 Kg. - Be 99,94, se cântărește la o balanță 0-5 Kg și se mărunțește în bușii de aprox. 10-25 mm, diametrul echivalenț.
3.	Preîncalzirea creuzetului. În- troducerea primei portii de aluminiu bloc, sub coa. 30% fondant de protecție.	<ul style="list-style-type: none"> - Fondantul de protecție sub formă de amestec, compus din 65 % BaCl₂ + 35% BaF₂, va fi în stare uscată, pentru olin- sarea așă de consistență. 	<ul style="list-style-type: none"> - Controlul amestecului și al gradului său de uscare se face în laborator. - Creuzetul va fi preîncălzit la temperatura de minima 600°C
4.	Topirea întregii cantități de Al 99,99 sub fondant de protecție.	<ul style="list-style-type: none"> - Fondantul se folosește în proporție de 5%, din greutatea garjei. 	<ul style="list-style-type: none"> - Controlul temperaturii de topi- re se face prin sondaj, de coa. 5-6 ori pe garja. - Temperatura de topire se menține în domeniul 630-700°C.

Continuare tabel nr.1

5	<p>Dezazarea băii de aluminiu cu hexaclorețan(0,7% din înălțimea metalică).</p>	<p>- Hexaclorețanul se pastilează în doze de 25 și 50 g și se cașetează în folie de aluminiu.</p>	<ul style="list-style-type: none"> - Temperatura băii în momentul degazării, de 700-720°C, va fi testată cu un termocuplu prin imersie, tip M-NUCr (20-1200°C). - Pe baza de topitură va fi în permanență fondant de protecție. - Imersarea hexaclorețanului în aluminiu topit se face cu un clopot perforat, cu tijă, din oțel refractar, protejat cu vopsea refractară VCA 2. - Pe toată perioada degazării va funcționa instalația locală de ventilație.
6	<p>Supraîncălzirea aluminiului topit, până la temperatura de 900-1000°C.</p>	<p>- Se formează un nou strat, din ultima porție de fondant de protecție.</p>	<ul style="list-style-type: none"> - Se îndepărtează zgura formată în timpul degazării, cu scule metalice acoperite cu vopsea refractară VCA 2.
7	<p>Se începe introducerea borilului, în porții mici până la epuizarea cantității totale.</p>	<p>- Dozele de 50-100 g, în folie de aluminiu se introduc groșălmășite la eca.150-200°C.</p>	<ul style="list-style-type: none"> - Introducerea părților de boril, se face cu clopotul perforat, fiind apoi imediat acoperite de fluxul protector - Controlul temperaturii se face cu termocuplu prin imersie, tip M-NUCr(20-1200°C). - După epuizarea întregii cantități se face o amestecare intensă a băii, pentru omogenizarea topiturii cu scule din oțel protejate cu vopsea refractară VCA 2.

Continuare tabel nr.1

0	1	2	3
8	Se trase cuptorul în regim de menținere, timp de 5-10 min.		<ul style="list-style-type: none"> - În acestă perioadă se face o omogenizare bună a aliajului, concomitent cu o decantare gravitațională a eventualelor impurități. - Se trage ultima zgură și se pregătește cuptorul pentru deversare.
9	Turnarea aliajului intermediar ALB ₃ .	<ul style="list-style-type: none"> - Lingourile turnate se vor depozita în spații ferite de umezeală și impurificarea cu lubrifianți sau materiale organice. - Blocurile se marchează prin posansonare ou număr de șarjă și marea aliajului. 	<ul style="list-style-type: none"> - Turnarea se face în lingetiere cu înălțime mică (max. 15 mm) precîlzite la 300-350°C și protejate cu vopsea refractară VCA 2. - Se transmite probă la laborator pentru efectuarea analizei chimice.

Tabel nr.2

Proces tehnologic de elaborare a preliniajului
ATI 3,5

Nr. ord.	Operațiunea	Caracteristicile materialelor prime și ale tehnologiilor folosite	Modul de execuție și de control
0			
1	Curățirea creuzetului de rostăriele elaborării anterioare. Decei antoriilor s-au elaborat alte aliaje, ce topește pentru epd-lare o serie de aluminiu.		- Control vizual inclusiv integritatea și grosimea creuzetului.
2	Compuerea încălziturii pentru elaborarea unei șarje de 100kg.	<ul style="list-style-type: none"> - Aluminiu bloc, marca Al99,99 STAS 7007/1-80-99,5 kg (inclusiv arderoa). - Titan metalic, sub formă de burete de titan (99,6%) = 4,05 kg. 	<ul style="list-style-type: none"> - Se va executa analiza chimică de recepție chimic din materialul este însoțit de certificat de calitate. - Al 99,99 se tozează prin cîntărire, la un cîntar busculă, de 200 Kg. - Buretele de titan se cîntărește la o balanță de 0-5 kg, folosind buscă de aprox. 20-50 mm, diametru echivalent.
3	Preîncălzirea creuzetului. Într-o portărie de aluminiu bloc, sub. oca. 300 fondant de protecție.	<ul style="list-style-type: none"> - Fondantul de protecție sub formă de amestec, compus din 65% BaCl₂ + 35% BaF₂, va fi în stare uscată, pr. eliminării apei de constituție. - Fondantul se folosește în proporție de 5% din greutatea șarjei. 	<ul style="list-style-type: none"> - Controlul amestecului și al gradului de uscare se face în laborator. - Creuzetul va fi preîncălzit la temperatura de min. 600°C.
4	Topirea întregii cantități de Al 99,99 sub fondant de protecție.		<ul style="list-style-type: none"> - Controlul temperaturii de topire se face prin sondaj, decca. 5-6 ori pe șarjă. - Temperatura de topire se menține în domeniul 690-700°C.

Continuare tabel nr.2

0	<p>1 Degazarea băii de aluminiu cu hexaclorețan(0,7% din înălțimea metalică).</p>	<p>2 - Hexaclorețanul se pastilează în doze de 25-50g și se căștonează în folie de aluminiu. - Cantitatea totală se introduce în 2-3 reprize, pentru înmăsurare în baie. - Înaintea începerii operației de degazare, se formează o nouă zgură din oca, 30% fondant de protecție, care se îndepărtează.</p>	<p>3 - Temperatura băii în momentul degazării, de 700-720°C, va fi testată cu un termocuplu tip Ni-NiCr(20-1200°C). - În baie de topitură va fi în permanență fondant de protecție. - Înserarea hexaclorețanului în aluminiu topit se face cu un clopot perforat, cu tijă, din oțel refractar, protejat cu vopsea refractară VCA 2. - Pe toată perioada degazării va funcționa instalația loca de ventilație. - Se îndepărtează zgura formată, în timpul degazării, cu soule metalice acoperite cu vopsea refractară VCA 2.</p>
6	<p>Supraîncălzirea aluminiului topit, până la temperatura de 900-1000°C.</p>	<p>- Se formează un nou strat, din ultima parte de fondant de protecție.</p>	<p>- Se îndepărtează zgura formată, în timpul degazării, cu soule metalice acoperite cu vopsea refractară VCA 2.</p>
7	<p>Se începe introducerea buretelui de titan, în porții mici, până la epuizarea cantității totale.</p>	<p>- Dozele de 50-200g, se introduc în baie, preîncălzite la oca, 150-200°C.</p>	<p>- Introducerea titanului se face cu clopotul perforat, fiind apoi imediat acoperit de fluxul de protecție. - Controlul temperaturii se face cu termocuplu prin igerale, tip Ni-NiCr(20-1200°C). - După epuizarea întregii cantități se face o amestecare intensă a băii, ptr. oxigenizarea topiturii, cu soule protejate cu vopsea refractară VCA 2.</p>

Continuare tabel nr.2

0	1	2	3
8	Se trece cuptorul în regim de încălzire, timp de 5-10 min.		<ul style="list-style-type: none"> - În această perioadă se face o oxigenizare bună a aliajului, concomitent cu o oxigenare gravitațională a eventualelor impurități. - Se îndepărtează ultima zgură și se pregătește cuptorul pentru deversare.
9	Turnarea aliajului intermediar ALTA 3,3	<ul style="list-style-type: none"> - Lingourile turnate se vor depozita în spații ferite de umezeală și impurificarea cu lubrifianti sau materiale organice. - Blocurile se marsoază prin pompare cu mână de șarjă și marca Aliajul. 	<ul style="list-style-type: none"> - Turnarea se face în lingotiere cu înălțime mică (max. 15 cm) preîncălzite la 300-350°C și protejate cu vopsea refractară VCA 2. - Se transmite probă la laborator pentru efectuarea analizei chimice.

Tabel nr. 3

Proces tehnologic de elaborare a prealiajului

ALZF 5

Nr. crt.	Operațiunea	Caracteristicile materialelor prime și ale materialelor tehnologice folosite	Modul de execuție și de control
1	<p>1 Curățirea creuzetului de rețurile elaborării anterioare. Dacă anterior s-au elaborat aliate aliaje, se topește pentru spălare o sarcină de aluminiu.</p> <p>2 Compunerea încărcăturii pentru elaborarea unei garje de 100 Kg.</p>	<p>2 Aluminiu bloc, marca 99,99 STAS 7501/1-85 = 20 kg (inclusiv arderea).</p> <p>2 Zirconiu met. (99,99%) = 5,3 Kg.</p>	<p>3 - Control vizual inclusiv integritatea și grosimea creuzetului.</p>
2	<p>3 Prelucrarea creuzetului. Introducerea primei porții de aluminiu bloc, sub cea. 30 % fondant de protecție.</p>	<p>3 - Fondantul de protecție, sub formă de mestec, compus din 65 % BaCl₂ + 35 % BaF₂, v. fi în stare tocată, pentru eliminarea apei de constituție.</p> <p>3 - Fondantul se folosește în proporție de 5 % din greutatea garjei.</p>	<p>3 - Se va executa analiza chimică de recepție chiar dacă materialul este însoțit de certificate de calitate.</p> <p>3 - Al 99,99 se dozează prin cîntărire, la un cîntar bascula de 300 Kg.</p> <p>3 - Zirconiu se cîntărește la o balanță 0-5 Kg, fiind măsurat în bucăți de aprox. 25-50 mm, diametru echiv. lent.</p>
3	<p>4 Topirea întregii cantități de Al 99,99 sub fondant de protecție.</p>		<p>3 - Controlul amestecului și al gradului de uscare se face în laborator.</p> <p>3 - Creuzetul va fi preîncălzit la temperatura de min. 600°C.</p> <p>3 - Controlul temperaturii de topire se face prin sondeaj, de cea. 5-6 ori pe șarjă.</p> <p>3 - Temperatura de topire se menține în domeniul 630-700°C.</p>

Continuare tabel nr. 3.

0	<p>5 Degazarea bali de aluminiu cu hexaclorețan (0,7% din înălțimea metalică).</p>	<p>2</p> <ul style="list-style-type: none"> - Hexaclorețanul se pustilează în doze de 25 și 50 g și se cagetează în folie de aluminiu. - Cantitatea totală se introduce în 2-3 repriza, prin inversare în baie. - Înaintea începerii operației de degazare se formează noua sgară din cea. 30% formant de protecție, care se îndepărtează. 	<ul style="list-style-type: none"> - Temperatura bali, în momentul degazării, de 700-820°C, va fi testată cu un termocuplu prin inversie, tip M-NiCr (20-1200°C). - Pe baza de topitură va fi în permanență fondant de protecție. - Înserarea hexaclorețanului, în aluminiu topit se face cu un clopot perforat, cu tija din oțel refractar, protejată cu vopsea refractară VCA 2. - Pe toată perioada degazării, va funcționa instalația loșală de ventilație.
6	<p>6 Supraînălțarea aluminiului topit, până la temperatura de 1050-1100°C.</p>	<ul style="list-style-type: none"> - Se formează un nou strat din ultima parte de fondant de protecție. 	<ul style="list-style-type: none"> - Se îndepărtează zgura formată, în timpul degazării, cu scule metlice acoperite cu vopsea refractară VCA 2.
7	<p>7 Se începe introducerea zincului în porții mici, până la epuizarea capacității tot lo.</p>	<ul style="list-style-type: none"> - Dozele de 100-300 g, se introduc în baie preîncălzite la cea. 200-250°C. 	<ul style="list-style-type: none"> - Introducerea zincului se face cu clopotul perforat fiind apoi imediat scoperit de fluxul de protecție. - Controlul temperaturii se face cu termocuplul prin inversie, tip M-NiCr (20-1200°C). - După epuizarea întregii cantități se face o mestecare intensă a bali, printr-o omogenizarea topiturii, cu scule protejate cu vopsea refractară VCA 2.

Continuare tabel nr.3

0	1	2	3
<p>Se trece cuptorul în regim de încălzire timp de 5-30 min.</p>	<p>Turnarea aliajului intermediar ALZr 5</p>	<p>Lingourile turnate se vor de- pozita în spații ferite de umezeală și îngrijite cu lubrifianti sau materii de organice. Blocurile se marchează prin poansonare cu număr de șar- jă și marca aliajului.</p>	<p>- În această perioadă se face o omogenizare bună a aliajului concomitent cu o decantare gravitațională a eventualelor impurități. - Se îndepărtează ultima zăbură și se pregătește cuptorul pen- tru dezvoltare.</p>
<p>9</p>	<p>Turnarea se face în lingotie- se cu înălțime mică (max. 15cm) preîncalzite la 300-350°C și protejate cu vopsea refracta- ră Vm 2.</p>	<p>- Se transmite proba L. Labora- tor pentru efectuarea analiză chimice.</p>	<p>- Turnarea se face în lingotie- se cu înălțime mică (max. 15cm) preîncalzite la 300-350°C și protejate cu vopsea refracta- ră Vm 2. - Se transmite proba L. Labora- tor pentru efectuarea analiză chimice.</p>

Taboulul 2b44

Proces tehnologic de elaborare a aliajului

ATMGL0

Nr. crt.	Operațiunea	Caracteristicile materialelor prime și ale materialelor tehnologice folosite	Modul de execuție și de control
0			
1	<p>Curățirea creuzetului de recuzare el borului anterioare. Dacă anterior s-au elaborat alte aliaje, se tepește pentru spălare o sarcă de aluminiu.</p>		<p>- Control vizual inclusiv încredințarea și grosimea creuzetului.</p>
2	<p>Compunerea încărcăturii pentru elaborarea unui garză de 100Kg.</p>	<ul style="list-style-type: none"> - Aluminiu bloc, marca 99,99 STAS 7607/1-30-86, 2kg (inclusiv arderea). - Magneziu bloc, marca Mg99,96 STAS 10273-75-10, 5kg (inclusiv arderea) debitat în bucăți de 100-500g, ptr. ușurarea dozării și a admisiunii în baie. - AT.MTIB-ru se vor introduce în baie bucăți mai mici de 50 g, ptr. a evita pericolul autoprinderii pe baie. - Aliaj ATMGL0, bloc, STAS 201/1-77-2, 1 kg, ptr. corectia conținutului în siliciu. - Preliaj ALTI 3, 5-2, 7kg ptr. modificarea aliajului ATMGL0. La alți compoziție chimică (Al ≠ 3,5), se refac calculul de garză. 	<ul style="list-style-type: none"> - Se execută analiza chimică de recepție chiar dacă materialul este însoțit de certificat de calitate. - Al 99,99 se dozează prin cântărire, la un cântar bascula de 200 kg. - Preliajole și aliajul ATMGL0 kg se mărunțesc la 50-150g/luc ptr. ușurarea dozării ptr. cântărire la o balanță 0-5kg. - Revundăzirea materialelor metalice ptr. îndepărtarea impurităților și pentru admisie mai rapidă în baie se face la temperatura de 150-250°C.

Continuare tabel nr.4

0		<p>2</p> <p>- Preliaj AlZr 5-1, 5kg (Inalu- siv arderea), ptr. modificarea aluziului AlG10, la altă con- pozitie chimică (Zr ≠ 5) se reface calculul garjei.</p> <p>- Preliaj AlDe 3-0,150kg (in- cluziv arderea) ptr. diminuarea adsorbției de gaze. La altă compoziție chimică (De ≠ 3) se reface calculul garjei.</p>	
3	<p>Preluarea creuzetului. In- troducerea primei porții de aluminu bloc, sub 30% fondant de protecție.</p>	<p>- Fondantul de protecție, sub formă de mestec: cod ep. In, compus din: 5% Zn + 20% Al + + 15% Mg + 15% CaF₂ va fi în sta- re calcinată, la min. 250°C pentru eliminarea apei de constituție.</p>	<p>- Controlul amestecului și al gradului de uscare se face în laborator.</p> <p>- Creuzetul va fi preîncălzit la temperatura de min. 650°C.</p>
4	<p>Introducerea preliajului AlBe3 sub flux protector.</p>	<p>- Preliajul AlBe 3 se aurul- tează anterior, în buști de 3050 și ei se introduce tot odată.</p>	<p>- Se introduce în baie de Al 90,99 și se scooperă imediat cu flux de protecție.</p> <p>- Se amestecă baia, cu scule me- talice protejate cu vopsea retuc ară VSA 2, ptr. disper- sia omogenă a boriliului în baie.</p>
5	<p>Topirea întregii cantități de aluminu, sub fondant de pro- tecție.</p>	<p>- Fondantul de protecție se fo- losește în proporție de 5 % din greutatea garjei.</p>	<p>- Controlul temperaturii de to- pire se face prin sondaj, de c. 5-6 ori pe oră.</p> <p>- Temperatură de topire se men- ține în domeniul 500-700°C.</p> <p>- Temperatura baiei în momentul de zăririi, de 700-720°C, va fi testată cu termocuplu prin laorlic, tip Mi-HiCr (20-1200°C).</p>
6	<p>Dezbrarea preliminară cu beam- clorotam (0,7% din înălțimea metalică) etapa I.</p>	<p>- Homogenizarea se pastilează în doză de 25 și 5 și ei se ceștează în folie de aluminu - Cantitatea introdusă repre- zintă 50% din total în doză re- șidă, și în înălțime în doză re-</p>	<p>- Pe baza de topitură va fi per- mănt fondant de protecție.</p>

Continuare tabel nr.4

C	1	2	3
		<p>Se îndepărtează zgura formată în timpul operației de degazare.</p>	<p>Inversarea hexoloretanului în toptură se face cu un clopot perforat cu tijă, din cotel refractar protejat cu vopsea VCA 2.</p>
7	<p>Se formează o nouă protecție a băii din ca. 35% fondant. Se introduce toată cantitatea de ATB10 înloc.</p>	<p>- Grosimea stratului de protecție va fi de min. 15-25 mm.</p>	<p>- Se toată perioada degazării va funcționa instalația locală de ventilație.</p> <p>- Aliajul ATB10, bloc se introduce tot odată, preîncălzit la min. 250°C.</p> <p>- Melanjarea băii pentru omogenizare.</p>
8	<p>Introducerea magneziului, treptat, în porții de 1-2 kg, sub flux de protecție.</p>	<p>- Magneziul va fi preîncălzit la min. 150°C, pentru eliminarea stratului de grosimă de protecție.</p>	<p>- Bulele de magneziu, nu mai mici de 50 g, se învecinează în baie cu clopotul perforat și se acordă imediat cu flux de protecție pt. a evita amorsarea reacției de oxidare violentă a sa.</p>
9	<p>Se zăroșează înăuntru cu hexoloretan, după II. Se formează o nouă protecție în fondantul de protecție.</p>	<p>- Cantitatea folosită reprezintă restul de 50%, din cea totală, în 2-3 reprize, înserate în baie.</p>	<p>- Ideea punct 6.</p> <p>- Se trage zgura formată și se formează un strat nou de protecție.</p>
10	<p>Se zăroșează cu flux tip 2002 din cantitatea de degazării met lico.</p>	<p>- Fondantul deoxidant, sub formă de amestec, compus din 55% KCl, + 39% KCl + 6% CaF₂ va fi bine calcinat (la min. 250°C).</p>	<p>- Controlul amestecului și al stratului de calcinare se face în laborator.</p> <p>- Deoxidarea se face prin înserarea fluxului răz. 20 în baie cu ajutorul clopotului perforat, protejat cu vopsea refractară și preîncălzire la min. 300°C.</p>

Continuare tabel nr.4

0	1	2	3
<p>11. Supraluarea, topirea și perioada de răcire în min.</p>	<p>2</p>	<p>3</p>	<p>- Temperatura de supraîncalzire a aliajului, cu va depăși va- riabile de 720°C.</p>
<p>12. Trecerea cuprului în gla de răcire. Efectuarea degazării finale.</p>	<p>a. - Variația de nivel cu deversarea - Argonul utilizat pentru barbotare va fi de puritate 99,996 conform STAS 7956-75 (tip B). - Argonul va fi uscat prin trecere printr-o coloană cu silicagel.</p>	<p>- Insuflarea argonului în baie se face prin... se face de oțel refractar cu orificii pe gene- ratoare, procesul cu vopsea va fi introdus în topitură până la fundul creuzetului. - Parametrii de lucru : - temperatura aliajului la înce- perea barbotării 700-720°C; - debitul de gaz insuflat: cea 5 l/min ; - timp de insuflare 2-5 min; - supraîncalzirea gazului insuflat 0,1-0,3 atm. - Temperatura la care se introduce în baie profundează la 300-400°C și numai după ce s-a dat, ante- rior, drumul la gaz, la presiunea de lucru. În caz contrar orifi- ciile se pot astupa și la creș- terea presiunii apar condiții de explozie și împrejocare de nivel topit.</p>	<p>- Temperatura de supraîncalzire a aliajului, cu va depăși va- riabile de 720°C.</p>
<p>13. Trecerea cuprului în gla de răcire. Efectuarea degazării finale.</p>	<p>b. Variația de nivel cu deversare prin vid - La traversarea, în vârfurile de transport, fondul de pro- tecție pus pe bala de aliaj va fi în stăt gros de 10-15 mm ptr. protejarea de oxida- re la răcire. - În fluxul de protecție sp. în</p>	<p>- Aliajul elaborat se transportă rapid, sub flux de protecție în cuptorul electric cu rezistență, preîncălzit la 630-720°C, al ino- calației de de azare prin vid. - Se închide înaintea și se reali- zează nivelul de vid de cea. 25.</p>	<p>- Aliajul elaborat se transportă rapid, sub flux de protecție în cuptorul electric cu rezistență, preîncălzit la 630-720°C, al ino- calației de de azare prin vid. - Se închide înaintea și se reali- zează nivelul de vid de cea. 25.</p>

Continuare tabel nr.4

0	1	2	3
	<p>se va adauga 2-10% din greutatea metalului sulfur pentru eliminarea oxidării totale.</p> <p>Sulful se introduce în fondantul de protecție după caldarea metalului.</p>	<p>32 ml.col.Hg.</p> <p>Se menține topitura la acest volum timp de 20-22 min, după care se poate devida instalația.</p> <p>Temperatura aliajului, în timpul operației de degazare în vid se menține în domeniul 640-670°C.</p> <p>În situația stocării aliajului pe timp mai mare se reduce nivelul de vid la cea.30-100 ml.col.Hg pentru a nu apărea pericolul vaporizării aliajului la menținere îndelungată.</p>	
<p>1) Modificarea cantității de protejție în funcție de condițiile de lucru.</p>	<p>Cantitatea de modificator unic sau de combinații modificatoare nu va depăși valoarea de 0,15%, în caz contrar aparând fenomenele de supraoxidare.</p>	<p>După efectuarea degazării, într-un din variante, se introduce în zgura formată și se introduce o nouă porție de fondant de protecție.</p> <p>Modificatorul sau combinația de modificatori se introduce în baie și se acoperă imediat cu fondant de protecție.</p> <p>Temperatura de modificare nu trebuie să depășească valoarea de 620-710°C pentru a nu reduce efectul modificator.</p> <p>Timpul maxim de efect al modificării este de 20-25 min, de la dizolvarea în aliaj a ultimii părți de modificator.</p> <p>Încălzit după terminarea procesului modificării în baie.</p>	

0	1	2	3
			<p>se trece cuptorul în regim de menținere și timp de 3-4 minute se face o omogenizare finală a aliajului, apă care se presară câte o parte la de turnare.</p>
<p>14 Turnarea aliajului în forme</p>		<ul style="list-style-type: none"> - Se recomandă ca la turnarea în forme temporare, acestea să fie uscate, iar în acest caz, cînd de formare să se adauge 2-3 % sulf. - Piesele cu caracteristici mai reduse pot fi turnate în forme re-lizate din arecturi clisice și fără uscare prealabilă. - Formele net-lice permanente vor fi protejate cu vopsea re-ctară VLA 2, lamasa-tele piesei, vor avea un anvelop din amestec de formite sau materiale izolante terice pentru a le prelungi durata. - toate formele de turnare vor avea orificii care să asigure o mîiere eficientă pentru ușurarea îndepărtării aerului și a gazelor din cavitățile lor. 	<p>Se îndopărtează zgura de pe be- în mot-lică, cu scule din oțel re-tractar protejate cu vopsea re-tractară VLA 2.</p> <p>Aliajul se dversează din cup- tur în colile de turnare și din cale în formele de turnare cu vîmă scurtă și groasă, iar pe oglinda oalei se presară praaf de sulf pentru eliminarea pe- ricolului de oxidare.</p> <p>Temperatura de turnare va fi pl- sată în domeniul 670-700°C, cu vîrurile mici pentru turnare și forme temporare pentru a li- mita absorpția de gaze din for- mă în timpul solidificării.</p> <p>La mijlocul șarjei se toarnă pro- bele pentru analiza chimică, în- cercări fizico-mecanice și ter- mo-dinamice.</p>

Tabelul nr.5

Proces tehnologic de tratament termic a aliajului

ATFig10

Nr. crt.	Operațiunea	Caracteristicile materialelor tehnologice și parametrii de lucru	Modul de execuție și control
0			
1.	Așezarea pieselor pe dispozitivul de tratament termic.		<p>- Dispozitivul de tratament este un stelaș, realizat din oțel refractar cu două etaje pe care piesele se așează pe criteriul mărimi și grosimi de perete. Astfel piesele mari și grosime mare de perete se plasează pe raftul de jos al stelașului unde temperatura este mai mare, iar cele mici și cu grosime mică de perete pe cel de sus.</p> <p>Piesele se așează în poziția cea mai stabilă corelată cu forma lor geometrică pentru a nu se producă deformări în cursul tratamentului.</p>
2.	Introducerea dispozitivului în încălta cuptorului de tratament și începerea ciclului.		<p>Atenție - Nu se vor introduce piesele în cuptorul de tratament, dacă temperatura acestuia este mai mare de 150-200°C.</p> <p>Pot apărea modificări structurale cu repercursiuni asupra caracteristicilor fizico-mecanice.</p>

Continuare tabel nr.5

0	1	2	3
<p>3</p> <p>Realizarea pentru punerea în soluție și menținerea pe post. l.ier.</p>	<p>- Temperatura de punere în soluție: 425°C - 10°C.</p> <p>- Timp de menținere: 16 h, cu posibilitate de reducere la 12 h la tratarea pieselor mici cu grosime mică de peste.</p> <p>- În tot timpul menținerii la temperatura de punere în soluție vor funcționa ventilatoarele din boita cuptorului pentru omogenizarea întregului timp termic al inoului de lucru.</p>	<p>- Temperatura de tratament este urmărită cu termocuple Fe-Constantan (20-600°C) și milivoltmetre reglatoare-inregistratoare cu inscripător de diagramă.</p> <p>- Cele trei termocuple plasate la apă, în centru și la ultima zonă a cuptorului trebuie să înregistreze o diferență de temperatură de max. 10°C, între zona cea mai rece și cea mai caldă.</p> <p>- Piese care șarjea tratată va fi însoțită de diagrama de tratament respectivă.</p>	<p>- Imersarea pieselor în baia de călire se execută prin manevrarea vetrei mobile a cuptorului și scufundarea rapidă în mediu răcire prin coborîrea stelașului cu dispozitivul de coborîre din plafonul cuptorului.</p> <p>- Baia de călire este termostată, prin termorezistori Pt 100 cu logometru reglator-inregistrator cu inscripător de diagramă (20-150°C).</p> <p>- După egalizarea temperaturii pieselor tratate cu cea a mediului de călire, temperatura acestuia nu trebuie să crească cu mai mult de 5-10°C.</p>
<p>4</p> <p>Răcire pentru călire în baia de răcire .</p>	<p>- Temperatura mediului de călire: 70-90°C.</p> <p>- Mediu de călire: ulei</p> <p>- Timp tranziție: max. 15 sec.</p> <p>- Timp staționare în mediu de răcire: corelat cu greutatea șarjei tratate, până la egalizarea temperaturii pieselor cu temperatura mediului de călire.</p>	<p>- Se execută în aer după scoaterea pieselor din mediul de călire.</p>	<p>- După egalizarea temperaturii pieselor tratate cu cea a mediului de călire, temperatura acestuia nu trebuie să crească cu mai mult de 5-10°C.</p>
<p>5</p> <p>Răcirea finală la temperatura ambiantă.</p>			

Continuare tabel nr.5

6	<p>Imbătrânirea naturală, la temperatura de 20°C.</p>	<ul style="list-style-type: none"> - Temperatura de îmbătrânire se consideră la 20°C. - La temperaturi sub 10°C se prelungesc durata de îmbătrânire cu 4h/°C iar la temperaturi peste 25°C se reduce durata cu 6 h/°C. - Durata îmbătrânirii naturale - 240 h(10 zile). 	<ul style="list-style-type: none"> - Imbătrânirea se consideră amorțată din momentul atingerii temperaturii ambiante de către piesele tratate termic. - După terminarea perioadei de îmbătrânire naturală, probele pot fi prelucrate și testate. Ideea și piesele.
---	---	--	--

ANEXA Nr. VII.

- Listina programului de calcul.

LISTINGUL PROGRAMULUI DE CA

```

10: 00: 2
*****
*****
      JOB ALMG,AN:2072,PN:VA
      CUMPLE FORTRAN
      PROGRAM STARTED
      DATE 4
      STRAN V.02.07.02                                ALMG          12/07/79
      C      1      C
      C      2      C      REAL ARGF
      C      3      C
      C      4      C      DIMENSION TT1(2,5)
      C      5      C      DIMENSION TT2(2,5),TT3(2,5),TT4(2,5)
      C      6      C      DIMENSION TRP35(2,5),TRP36(2,5),TRP35(2,5)
      C      7      C      DIMENSION TRK35(2,5),TRK36(2,5)
      C      8      C      DIMENSION TRP20(2,5),TRP26(2,5),TRA20(2,5)
      C      9      C      DIMENSION TRH20(2,5),TRK26(2,5)
      C     10      C      DIMENSION TRP10(2,5),TRM16(2,5),TRA10(2,5)
      C     11      C      DIMENSION TRH10(2,5),TRK16(2,5)
      C     12      C      DIMENSION TRP5(2,5),TRK5(2,5),TRA5(2,5)
      C     13      C      DIMENSION TRH5(2,5),TRK5(2,5)
      C     14      C
      C     15      C      DIMENSION VNF101(2,3),VNF102(2,3),VNF103(2,3),VNF
      C     16      C
      C     17      C
      C     18      C      DIMENSION VNF201(2,3),VNF202(2,3),VNF203(2,3),VNF
      C     19      C      DIMENSION VNF(2,2),VNF(2,2),VNF(2,2)
      C     20      C      DIMENSION VNF35(2,3),VNF36(2,3),VNF36(2,3),VNF
      C     21      C      DIMENSION VN(11),VN(11),VN(11)
      C     22      C      DIMENSION X(20),Y(20)
      C     23      C      DIMENSION TIME(2,4)
      C     24      C
      C     25      C      DIMENSION ZRNE(2,2)

```

```

20 DIMENSION M(12,2)
27 DATA VNE201/1.,2.,2.,8.,3.,7./
28 DATA VNE202/1.,7.,2.,7.,3.,7./
29 DATA VNE203/1.,6.,2.,5.,3.,6./
30 DATA VNE204/1.,5.,2.,5.,3.,6./
31
32 DATA VPM/760.,140.5,360.,15.,6.,290.,157.5,100.,24
33 S,171.,20.,172.8,10.,176.5,5.,182.5,0.,1,140.4,0.01
34 DATA VA/760.,2.63,380.,2.68,190.,2.85,100.,2.65,
35 $20.,3.20,10.,3.60,5.,3.68,0.1,4.50,0.05,6.67/
36
37 DATA VHB/760.,70.85,380.,71.2,190.,70.90,200.,72.
38 $71.18,20.,71.12,10.,72.,5.,71.54,0.1,56.00,0.05,1
39 DATA VNE35/1.,7.,2.,7.,3.,6./
40 DATA VNE352/1.,7.,2.,6.,3.,5./
41 DATA VNE353/1.,6.,2.,5.,3.,4./
42 DATA VNE354/1.,5.,2.,4.,3.,4./
43
44 DATA VNE101/1.,6.,2.,7.,3.,6./
45 DATA VNE102/1.,8.,2.,7.,3.,7./
46 DATA VNE103/1.,7.,2.,6.,3.,6./
47 DATA VNE104/1.,7.,2.,5.,3.,6./

```

3 5:00010

6 PTRAN V.02.02.02

```

ALMC 12/07/1
48 DATA MGNF/9.,2.,0.,3.,10.,2.,21.,4.,12.,6./
49 DATA ZPNF/0.07,7.,0.15,6./
50 DATA TTNF/0.15,5.,0.08,7.,0.3,2.,0.0,2./
51 DATA VN/760.,380.,190.,100.,50.,35.,20.,5.,0.2,0.
52 DATA EN/4.,5.,3.,3.,5.,0.6,0.,2.,2./
53 DATA RMG/9.750,9.675,9.700,9.720,9.740,9.740,9.6
54 $760/
55
56 DATA TT1/1.,2.,2.,5.,3.,4.,4.,2.,5.,2./
57 DATA TT2/1.,3.,2.,5.,3.,5.,4.,2.,5.,1./
58 DATA TT3/1.,4.,2.,6.,3.,5.,4.,4.,5.,1./
59 DATA TT4/1.,3.,2.,7.,3.,6.,4.,6.,5.,2./
60
61 DATA TPM35/1.,123.,2.,165.,3.,165.,4.,157.,5.,12
62 DATA TPM35/1.,251.5,2.,322.,3.,321.,4.,276.,5.,2
63 DATA TRA35/1.,4.8,2.,9.45,3.,11.,4.,8.,5.,1.6/
64 DATA TRM35/1.,81.,2.,89.7,3.,85.8,4.,72.9,5.,110
65 DATA TRK35/1.,7.4,2.,4.75,3.,5.1,4.,7.6,5.,1.4/
66 DATA TPP20/1.,123.,2.,165.,3.,165.,4.,140.,5.,10
67 DATA TPM20/1.,252.,2.,325.,3.,325.,4.,225.,5.,22
68 DATA TRA20/1.,4.5,2.,9.6,3.,11.5,4.,8.1,5.,1.6/
69 DATA TRH20/1.,81.3,2.,89.1,3.,80.2,4.,72.0,5.,10
70 DATA TRK20/1.,2.9,2.,4.5,3.,5.6,4.,3.3,5.,1.6/
71 DATA TPP30/1.,126.,2.,164.,3.,160.,4.,146.,5.,10
72 DATA TPM10/1.,256.,2.,354.,3.,331.,4.,394.,5.,22
73 DATA TRA10/1.,4.75,2.,10.,3.,12.5,4.,8.5,5.,2.0/
74 DATA TRH10/1.,81.3,2.,89.5,3.,86.6,4.,75.0,5.,12
75 DATA TRK10/1.,3.,2.,5.3,3.,5.0,4.,3.5,5.,2.7/
76 DATA TPP5/1.,128.,2.,190.,3.,169.,4.,145.,5.,100
77 DATA TPM5/1.,262.,2.,350.,3.,331.0,4.,295.,5.,22
78 DATA TRA5/1.,5.,2.,10.1,3.,14.,4.,8.4,5.,1.8/
79 DATA TRM5/1.,62.4,2.,90.5,3.,80.7,4.,74.5,5.,11
80 DATA TRK5/1.,2.7,2.,5.0,3.,5.9,4.,3.8,5.,1.6/
81
82 WRITE(10P,15)
83 FORMAT(///,14X,'SS STRUCTURA PRIMARA $$$')
84
85 CURELATIA VID_ETALON .
86
87 DO 20 I=1,11
88 X(I)=VN(I)
89 Y(I)=EN(I)
90 CONTINUE
91 WRITE(10P,1)
92 FORMAT(///,14X,'SS VTU_ETALON $$$')
93 CALL CORE(X,Y,1,A,B,A1,B1,C1,DA,DB,PA)
94 CALL CORE

```

1 5:00016

```

05 C
96 C CORELATIA VID_ASIMILARE.MG .
97 C
98 C WRITE(IOP,2)
99 2 FORMAT(///,14X,'SS VID_RANDOMENT ASIM.MG % 33')
100 DO 25 I=1,11
101 Y(I)=RMG(I)
102 25 CONTINUE
103 CALL CORF(X,Y,11,A,B,A1,B1,C1,DX,DY,0)
104 CALL CORFW
C 105 C
C 106 C CORELATIA TITAN_ETALON .
C 107 C
108 N=4
109 DO 30 I=1,N
110 X(I)=TINF(1,I)
111 Y(I)=TINF(2,I)
112 30 CONTINUE
113 CALL CORF(X,Y,N,A,B,A1,B1,C1,DX,DY,K)
114 WRITE(IOP,3)
115 3 FORMAT(///,14X,'SS TITAN_ETALON 33')
116 CALL CORFW
C 117 C
C 118 C CORELATIA ZIRCONIU_ETALON .
C 119 C
120 N=7
121 DO 35 I=1,N
122 X(I)=ZPNF(1,I)
123 Y(I)=ZPNF(2,I)
124 35 CONTINUE
125 CALL CORF(X,Y,N,A,B,A1,B1,C1,DX,DY,K)
126 WRITE(IOP,4)
127 4 FORMAT(///,14X,'SS ZIRCONIU _ ETALON 33')
128 CALL CORFW
C 129 C
C 130 C CORELATIA MAGNEZIU_ETALON .
C 131 C
C 132 C
133 WRITE(IOP,5)
134 5 FORMAT(///,14X,'SS MAGNEZIU_ETALON 33')
135 N=5
136 DO 40 I=1,N
137 X(I)=MGNF(1,I)
138 Y(I)=MGNF(2,I)
139 40 CONTINUE
140 CALL CORF(X,Y,N,A,B,A1,B1,C1,DX,DY,K)
141 CALL CORFW

```

PROGRAM 22

FORTRAN V.02.02.02

ALMO

12/01

```

C 142 C
C 143 C CORELATIA GROSIME PERETE_VITESA PACIFE_ETALON
C 144 C
145 WRITE(IOP,7)
146 7 FORMAT(///,14X,'SS VITESA PACIFE _ ETALON 33')
147 WRITE(IOP,6)
148 6 FORMAT(///,14X,'CUBUL VITESA DE KACTAC : 1, /
3,14X,'VK1 = 1',/,14X,'VK2 = 2',/,14X,'VK3 = 3')
C 150 C
151 WRITE(IOP,8)
152 8 FORMAT(///,14X,'SS VID 35 MMHG 33')
C 153 C
C 154 C
155 N=3
156 DO 45 I=1,N
157 X(I)=VNER3(1,I)
158 Y(I)=VNER3(2,I)
159 45 CONTINUE
160 CALL CORF(X,Y,N,A,B,A1,B1,C1,DX,DY,K)
161 WRITE(IOP,9)
162 9 FORMAT(///,14X,'SS GROSIME PERETE : T1 33')
163 CALL CORFW

```

```

165 Y(I)=VNE352(1,I)
166 Y(I)=VNE352(2,I)
167 50 CONTINUE
168 CALL CORF(X,Y,N,A,B,A1,B1,C1,DX,DY,K)
169 WRITE(108,10)
170 30 FORMAT(///,14X,'S GROSSIME PERITE : T2 33')
171 CALL CORF#
172 DO 55 I=1,N
173 X(I)=VNE352(1,I)
174 Y(I)=VNE352(2,I)
175 55 CONTINUE
176 CALL CORF(X,Y,N,A,B,A1,B1,C1,DX,DY,K)
177 WRITE(108,11)
178 11 FORMAT(///,14X,'S GROSSIME PERITE : T3 33')
179 CALL CORF#
180 DO 60 I=1,N
181 X(I)=VNE354(1,I)
182 Y(I)=VNE354(2,I)
183 60 CONTINUE
184 CALL CORF(X,Y,N,A,B,A1,B1,C1,DX,DY,K)
185 WRITE(108,12)
186 12 FORMAT(///,14X,'S GROSSIME PERITE : T4 33')
187 CALL CORF#
188 WRITE(108,13)

```

3 3:05 28
E:PTREN V.02.02.02

ALMO 12/07

```

189 13 FORMAT(///,14X,'S VTD 20 MHHG 33')
190 WRITE(108,9)
191 0
192 DO 65 I=1,N
193 X(I)=VNE207(1,I)
194 Y(I)=VNE207(2,I)
195 65 CONTINUE
196 CALL CORF(X,Y,N,A,B,A1,B1,C1,DX,DY,K)
197 CALL CORF#
198 WRITE(108,10)
199 DO 70 I=1,N
200 X(I)=VNE207(1,I)
201 Y(I)=VNE207(2,I)
202 70 CONTINUE
203 CALL CORF(X,Y,N,A,B,A1,B1,C1,DX,DY,K)
204 CALL CORF#
205 WRITE(108,11)
206 DO 75 I=1,N
207 X(I)=VNE207(1,I)
208 Y(I)=VNE207(2,I)
209 75 CONTINUE
210 CALL CORF(X,Y,N,A,B,A1,B1,C1,DX,DY,K)
211 CALL CORF#
212 WRITE(108,12)
213 DO 80 I=1,N
214 X(I)=VNE204(1,I)
215 Y(I)=VNE204(2,I)
216 80 CONTINUE
217 CALL CORF(X,Y,N,A,B,A1,B1,C1,DX,DY,K)
218 CALL CORF#
219 WRITE(108,14)
220 34 FORMAT(///,14X,'S VTD 10 MHHG 33')
221 WRITE(108,9)
222 0
223 DO 85 I=1,N
224 X(I)=VNE107(1,I)
225 Y(I)=VNE107(2,I)
226 85 CONTINUE
227 CALL CORF(X,Y,N,A,B,A1,B1,C1,DX,DY,K)
228 CALL CORF#
229 WRITE(108,10)
230 DO 90 I=1,N
231 X(I)=VNE107(1,I)
232 Y(I)=VNE107(2,I)
233 90 CONTINUE

```


234
235

CALL COREF(X,Y,N,A,B,A1,B1,C1,DX,DY,K)
CALL COREF

PRAN V.02.02.02

ALMG

12/07/

```

236 WRITE(108,11)
237 DO 96 I=1,N
238 X(I)=VNE103(1,I)
239 Y(I)=VNE103(2,I)
240 96 CONTINUE
241 CALL COREF(X,Y,N,A,B,A1,B1,C1,DX,DY,K)
242 CALL COREF
243 WRITE(108,12)
244 DO 95 I=1,N
245 X(I)=VNE104(1,I)
246 Y(I)=VNE104(2,I)
247 95 CONTINUE
248 CALL COREF(X,Y,N,A,B,A1,B1,C1,DX,DY,K)
249 CALL COREF
C 250 C COPELATIA VID_PR
C 251 C
C 252 C
253 WRITE(108,16)
254 16 FORMAT(///,14X,'%s VID_REFZ.MECANTICA %s')
C 255 C
256 N=11
257 DO 100 I=1,N
258 X(I)=VPM(1,I)
259 Y(I)=VPM(2,I)
260 100 CONTINUE
261 CALL COREF(X,Y,N,A,B,A1,B1,C1,DX,DY,K)
262 CALL COREF
C 263 C
C 264 C COPELATIA VID_A5Z
C 265 C
266 WRITE(108,17)
267 17 FORMAT(///,14X,'%s VID_ALUNGIRE %s')
C 268 C
269 DO 105 I=1,N
270 X(I)=VA(1,I)
271 Y(I)=VA(2,I)
272 105 CONTINUE
273 CALL COREF(X,Y,N,A,B,A1,B1,C1,DX,DY,K)
274 CALL COREF
C 275 C
C 276 C COPELATIA VID_Hb
C 277 C
278 WRITE(108,18)
279 18 FORMAT(///,14X,'%s VID_URKITATE %s')
C 280 C
281 DO 110 I=1,N
282 X(I)=VHb(1,I)

```

5 S:00.04

6 PRAN V.02.02.02

ALMG

12/07/

```

283 Y(I)=VHb(2,I)
284 110 CONTINUE
285 CALL COREF(X,Y,N,A,B,A1,B1,C1,DX,DY,K)
286 CALL COREF
C 287 C
288 WRITE(108,19)
289 19 FORMAT(///,14X,'%s STRUCTURA SECUNDARA %s')
C 290 C
C 291 C
C 292 C COPELATIA TRAT.TERMIC _ PPO2
C 293 C
294 WRITE(108,21)
295 21 FORMAT(///,14X,'%s TRAT.TERMIC_KPA? %s')
296 WRITE(108,22)
297 22 FORMAT(///,14X,'_COUL TRATAMENTULUI :',/,
298 $14X,'T1.2 = 1',/,14X,'T2.2 = 2',/,14X,'T3.2 = 3',/,
299 $14X,'T1.2 = 4',/,14X,'T3.2 = 5')
C 300 C
301 WRITE(108,8)

```

```

303 N=F
304 WRITE(100,20)
305 26 FORMAT(///,14X,'*S TRAT.TERMTO_KPUP *S')
306 DO 106 I=1,N
307 X(I)=TRP25(1,I)
308 Y(I)=TRP25(2,I)
309 106 CONTINUE
310 WRITE(100,8)
311 CALL CORE(X,Y,N,A,B,A1,B1,C1,DX,DY,K)
312 CALL COREW
313 WRITE(100,13)
314 DO 107 I=1,N
315 X(I)=TRP20(1,I)
316 Y(I)=TRP20(2,I)
317 107 CONTINUE
318 CALL CORE(X,Y,N,A,B,A1,B1,C1,DX,DY,K)
319 CALL COREW
320 WRITE(100,14)
321 DO 108 I=1,N
322 X(I)=TRP10(1,I)
323 Y(I)=TRP10(2,I)
324 108 CONTINUE
325 24 FORMAT(///,14X,'*S YTD S MMHG *S')
326 DO 109 I=1,N
327 X(I)=TRP5(1,I)
328 Y(I)=TRP5(2,I)
329 109 CONTINUE
330 CALL CORE(X,Y,N,A,B,A1,B1,C1,DX,DY,K)

```

3 010146
F PRM V.02.02.02

ALMO 12/07

```

330 CALL COREW
331 C
332 C COPELATIA TT_KM
333 C
334 WRITE(100,27)
335 27 FORMAT(///,14X,'*S TPAT.TERMTO_K.MECANICA *S')
336 WRITE(100,8)
337 DO 111 I=1,N
338 X(I)=TRM35(1,I)
339 Y(I)=TRM35(2,I)
340 111 CONTINUE
341 CALL CORE(X,Y,N,A,B,A1,B1,C1,DX,DY,K)
342 CALL COREW
343 WRITE(100,13)
344 DO 112 I=1,N
345 X(I)=TRM20(1,I)
346 Y(I)=TRM20(2,I)
347 112 CONTINUE
348 CALL CORE(X,Y,N,A,B,A1,B1,C1,DX,DY,K)
349 CALL COREW
350 WRITE(100,14)
351 DO 113 I=1,N
352 X(I)=TRM10(1,I)
353 Y(I)=TRM10(2,I)
354 113 CONTINUE
355 CALL CORE(X,Y,N,A,B,A1,B1,C1,DX,DY,K)
356 CALL COREW
357 WRITE(100,24)
358 DO 114 I=1,N
359 X(I)=TRM5(1,I)
360 Y(I)=TRM5(2,I)
361 114 CONTINUE
362 CALL CORE(X,Y,N,A,B,A1,B1,C1,DX,DY,K)
363 CALL COREW
364 C
365 C COPELATIA TT_ALONGTKM
366 C
367 WRITE(100,28)
368 28 FORMAT(///,14X,'*S TPAT.TERMTO_ALONGTKM *S')
369 WRITE(100,8)
370 DO 115 I=1,N
371 X(I)=TPA25(1,I)
372 Y(I)=TPA25(2,I)
373 115 CONTINUE
374 CALL CORE(X,Y,N,A,B,A1,B1,C1,DX,DY,K)
375 CALL COREW

```

```

372      WRITE(100,13)
373      DO 116 I=1,N
374      X(I)=TPA2L(1,I)
375      Y(I)=TPA2L(2,I)
376      CALL CORF(X,Y,N,A,B,A1,B1,C1,DX,DY,K)
A      ***** 52
F PTRAN V.02.02.02
377      CALL CORFW
378      WRITE(100,14)
379      DO 117 I=1,N
380      X(I)=TPA1U(1,I)
381      Y(I)=TPA1U(2,I)
382      CALL CORF(X,Y,N,A,B,A1,B1,C1,DX,DY,K)
383      CALL CORFW
384      WRITE(100,24)
385      DO 118 I=1,N
386      X(I)=TPA5(1,I)
387      Y(I)=TPA5(2,I)
388      CALL CORF(X,Y,N,A,B,A1,B1,C1,DX,DY,K)
389      CALL CORFW
C      C
C      C
C      C
390      C
391      C
392      C
393      WRITE(100,29)
394      FORMAT(///,14X,'SS TRAT.TERMIC_DURITATE SS')
395      WRITE(100,8)
396      DO 119 I=1,N
397      X(I)=TPH35(1,I)
398      Y(I)=TPH35(2,I)
399      CALL CORF(X,Y,N,A,B,A1,B1,C1,DX,DY,K)
400      CALL CORFW
401      WRITE(100,13)
402      DO 120 I=1,N
403      X(I)=TPH2U(1,I)
404      Y(I)=TPH2U(2,I)
405      CALL CORF(X,Y,N,A,B,A1,B1,C1,DX,DY,K)
406      CALL CORFW
407      WRITE(100,14)
408      DO 121 I=1,N
409      X(I)=TPH1U(1,I)
410      Y(I)=TPH1U(2,I)
411      CALL CORF(X,Y,N,A,B,A1,B1,C1,DX,DY,K)
412      CALL CORFW
413      WRITE(100,24)
414      DO 122 I=1,N
415      X(I)=TPH5(1,I)
416      Y(I)=TPH5(2,I)
417      CALL CORF(X,Y,N,A,B,A1,B1,C1,DX,DY,K)
418      CALL CORFW
C      C
C      C
C      C
419      C
420      C
421      C
422      WRITE(100,31)
423      FORMAT(///,14X,'SS TRAT.TERMIC_REZILIENȚA
I S:RUBSA
F PTRAN V.02.02.02
424      WRITE(100,8)
425      DO 99 I=1,N
426      X(I)=TRK35(1,I)
427      Y(I)=TRK35(2,I)
428      CALL CORF(X,Y,N,A,B,A1,B1,C1,DX,DY,K)
429      CALL CORFW
430      WRITE(100,13)
431      DO 101 I=1,N
432      X(I)=TPK20(1,I)
433      Y(I)=TPK20(2,I)
434      CALL CORF(X,Y,N,A,B,A1,B1,C1,DX,DY,K)
435      CALL CORFW
436      WRITE(100,14)
437      DO 102 I=1,N
438      X(I)=TPK1U(1,I)
439      Y(I)=TPK1U(2,I)

```

```

440 CALL CORF(X,Y,N,A,B,A1,B1,C1,DX,DY,R)
441 CALL CORFW
442 WRITE(108,24)
443 DO 103 I=1,N
444 X(I)=TRK5(1,I)
445 Y(I)=TRK5(2,I)
446 103 CONTINUE
447 CALL CORF(X,Y,N,A,B,A1,B1,C1,DX,DY,R)
448 CALL CORFW
C 449 C
C 450 C
C 451 C CORRELATIA TRATAMENT TERMO _ ETALON
C 452 C
453 N=F
454 WRITE(108,9)
455 DO 125 I=1,N
456 X(I)=TT1(1,I)
457 125 Y(I)=TT1(2,I)
458 CALL CORF(X,Y,N,A,B,A1,B1,C1,DX,DY,R)
459 CALL CORFW
460 WRITE(108,10)
461 DO 126 I=1,N
462 X(I)=TT2(1,I)
463 126 Y(I)=TT2(2,I)
464 CALL CORF(X,Y,N,A,B,A1,B1,C1,DX,DY,R)
465 CALL CORFW
466 WRITE(108,11)
467 DO 123 I=1,N
468 X(I)=TT3(1,I)
469 123 Y(I)=TT3(2,I)
470 CALL CORF(X,Y,N,A,B,A1,B1,C1,DX,DY,R)

```

3 108 04
 F. PTRAN V. 02.02.02

ALMG 12/07/

```

471 CALL CORFW
472 WRITE(108,12)
473 DO 124 I=1,N
474 X(I)=TT4(1,I)
475 124 Y(I)=TT4(2,I)
476 CALL CORF(X,Y,N,A,B,A1,B1,C1,DX,DY,R)
477 CALL CORFW
478 STOP
479 END

```

3 108 07
 F. PTRAN V. 02.02.02

ALMG 12/07/

```

1 SUBROUTINE CORF(X,Y,N,A,B,A1,B1,C1,DX,DY,R)
C 2 C
C 3 C CALCULEAZA COEFICIENTUL DE CORELATIE ,
C 4 C COEF. DE REGRESIE , PARAMETRII DEPRICI DE REGRESIE
C 5 C PARAMETRII REGRESIE NELINIARE PENTRU STRUKTELE Y
C 6 C
C 7 C DIMENSION X(N),Y(N)
C 8 C
C 9 C INITIALIZARE :
10 10 SX=0.
11 SY=0.
12 SXY=0.
13 SX2=0.
14 SY2=0.
15 SX3=0.
16 SX4=0.
17 SX2Y=0.
18 20 DO 30 I=1,N
19 Z=FLOAT(I)
20 U=(Z-1.)/Z
21 SX=SX3U+X(I)/Z
22 SY=SY3U+Y(I)/Z
23 T=X(I)*Y(I)
24 SXY=SXY+U+T/Z
25 T=X(I)*X(I)
26 SX2=SX2+U+T/Z
27 T=T*X(I)
28 SX3=SX3+U+T/Z

```

```

27      I=I+1
30      SX4=SX4SU+T/Z
31      T=X(I)*SX(I)+Y(I)
32      SX2Y=SX2YSU+T/Z
33      T=Y(I)*Y(I)
34      SY2=SY2SU+T/Z
C      35      C
C      36      C
37      D1=SY2_SX*SY
38      D1A=SXY_SX*SY
39      D1B=SX2Y_SX*SY
40      A=D1A/D1
41      B=D1B/D1
42      DX=ABS(D1)*.5
43      IF(D1.LT.0.)DX=-DX
44      DY1=SY2_SY*SY
45      DY=ABS(DY1)*.5
46      IF(DY1.LT.0.)DY=-DY
47      R=SXY_SX*SY

```

15:00:73

REPTRAN V.02.02.02

ALMG

12/07/

```

48      IF(DX.EQ.0.)GO TO 35
49      IF(DY.EQ.0.)GO TO 35
50      P=P/DX/DY
51      35      CONTINUE
52      D2=SX4*SY2+2.*SX*SY2*SY
53      D2=D2_SX2*SY2_SX4_SX*SY2
54      DA=SX2Y*SY2+SY*SY*SY2+SY*SY*SY2
55      DA=DA_SX2Y*SY2_SX*SY*SY2
56      DB=SX4*SY2+SY2*SY*SY+SY*SY*SY2
57      DB=DB_SX*SY2*SY_SX3*SY2Y
58      DC=SX4*SY2*SY+SY*SY*SY2+SY*SY*SY2
59      DC=DC_SX2Y*SY2_SX*SY*SY2_SY*SY*SY2
60      A1=DA/D2
61      B1=DB/D2
62      C1=DC/D2
63      RETURN
C      64      C
65      ENTRY CUPEW
66      WRITE(IUP,2)SX
67      1      FORMAT(///,14X,'_XMEP = ',F10.4)
68      WRITE(IUP,2)SY
69      2      FORMAT(///,14X,'_YMEP = ',F10.4)
70      WRITE(IUP,2)DX,DY
71      3      FORMAT(///,14X,'_UTSPERSY = ',F12.4,
72      $///,14Y,'_DISPERSY = ',F12.4)
73      WRITE(IUP,4)P,A
74      4      FORMAT(///,14X,'_COEF.CUPELATIVE : ',F10.4,
75      $///,14Y,'_COEF.KREGRESIF : ',F10.4)
76      WRITE(IUP,5) A+B
77      5      FORMAT(///,14X,'_DREAPTA DE REGRESIF : ',
78      $/,20Y,'Y = ',F10.4,'*X+',F10.4)
C      79      C
80      WRITE(IUP,6) A1,B1,C1
81      6      FORMAT(///,14X,'_KREGRESIF NELIMIAKA : ',
82      $/,20Y,'Y = ',F10.4,'*X*2+',F10.4,'*Y+',F10.4)
C      83      C
C      84      C
85      RETURN
86      END

```

15:00:70

REPTRAN V.02.02.02

ALMG

12/07/

```

RELUKS DETECTES AU COURS DE LA COMPILATION :
1      AVERTISSEMENT : ETIQUETTE '10' DEFINIE-NON REFERENCEE.
2      AVERTISSEMENT : ETIQUETTE '20' DEFINIE-NON REFERENCEE.

```

15:00:70

REPTRAN V.02.02.02

ALMG

12/07/

MODULE	EXMATA	TYPE	P	LONGUEUR	7676
MODULE	CORE	TYPE	F	LONGUEUR	0676

15:00:70 FIN DE COMPILATION (PLUS HAUT NIVEAU D'ERREUR RENCONTRE = 0)

B129 H.OPER = 19H 51M 05S H.OPERIN = 19H 51M 05S TIME = 00000000
D193 LGR = 00045 MEM = 00013 LU = 00000589 TN = 00000569
C000 AD = 01 CR = 01

LINK STARTED
00000003

LINK 17.75.07 12/07/85 19H51M41S

SEGMENT	F2MDATA	NO	1	IMPLANTATION	0
MODULE	F2MDATA			IMPLANTATION	78
MODULE	CORE			IMPLANTATION	2050
MODULE	TDFSYSUT			IMPLANTATION	2408
MODULE	TDFSYSIN			IMPLANTATION	2538
MODULE	IXINT			IMPLANTATION	2580
MODULE	IXPRINT			IMPLANTATION	2668
MODULE	IXENDICL			IMPLANTATION	2088
MODULE	IXSTOP			IMPLANTATION	2050
MODULE	F2VFL0AT			IMPLANTATION	2050
MODULE	IXPWRP			IMPLANTATION	2228
MODULE	IXPWRRT			IMPLANTATION	2200
MODULE	IXTGT			IMPLANTATION	2280
MODULE	F2ERP1			IMPLANTATION	4050
MODULE	STOPRUM			IMPLANTATION	4278
MODULE	IXFCPARI			IMPLANTATION	4150
MODULE	IXFCPMA			IMPLANTATION	4050
MODULE	F2AEXP			IMPLANTATION	5880
MODULE	F2AALCG			IMPLANTATION	5080
MODULE	IXDONNFE			IMPLANTATION	5080
MODULE	F2PREP			IMPLANTATION	5288

LONGUEUR DU SEGMENT F2P0

LINK 06

LINK 17.75.07 12/07/85 19H51M41S
IMPLANT. APRES TRAITEMENT OPTION FMS

SEGMENT	F2MDATA	NO	1	IMPLANTATION	0
---------	---------	----	---	--------------	---

LONGUEUR DU SEGMENT 7616

LINK 07

LINK 17.75.07 12/07/85 19H51M41S
U ERREUR EN EDITION DE LIGNS
ADRESSE DE LANCEMENT 1078
LONGUEUR PLUS GRANDE BRANCHE 7816
LONGUEUR DU PROGRAMME FUITE 7078
PLUS HAUT NIVEAU D'ERREUR RENCONTRE N=0 (PAS DE PASCAL)

LINK 09

CIMAE 0997 ALMG AN = 307E FH = 0002 DATE = 12/07/85
B129 H.OPER = 19H 51M 05S H.OPERIN = 19H 51M 49S TIME = 00000000
D193 LGR = 00045 MEM = 00013 LU = 00000044 TN = 00000000
C000 AD = 01 CR = 01

LINK 09
PUN HL:5000,TIME:10
STARTED

LINK 042

SS STRUCTURA PRIMARA SS

SS VID_FTALON SS

LINK = 140.0365

_YMEU = 3.8182

_DISPERSX = 224.9316

_DISPERSY = 1.7487

_COEF.CORRELATIE : .1234

_COEF.REGRESIE : .0010

_DREAPTA DE REGRESIE :
Y = .0010X + 4.1231

_REGRESIE NELINIARA :
Y = .9747XYSS2 + .0117XY + .2442

\$\$ VIDZ RANDAMENT ASTH.MG % \$\$

_XMEU = 140.0365

_YMEU = 8.8414

_DISPERSX = 224.9316

_DISPERSY = 1.9343

_COEF.CORRELATIE : .2837

_COEF.REGRESIE : .0024

_DREAPTA DE REGRESIE :
Y = .0024X + 9.7373

_REGRESIE NELINIARA :
Y = 2.2007XYSS2 + .0267XY + .5660

\$\$ TITAN_ETALON \$\$

_YMEU = .2575

_YMEU = 2.7500

_DISPERSX = .1610

_DISPERSY = 3.7666

_COEF.CORRELATIE : -.9987

_COEF.REGRESIE : -23.3653

_DREAPTA DE REGRESIE :

$$Y = -23.3663X + 4.0900$$

_REGRESIE NELINIARA :

$$Y = 13.2488X^2 + 110.9815X + .1069$$

\$\$ ZIRCONIU _ ETALON \$\$

_XMEU = .1100

_YMEU = 6.5000

_DISPERSX = .0400

_DISPERSY = .5000

_COEF.CORRELATIE : -1.0000

_COEF.REGRESIE : -12.5000

_DREAPTA DE REGRESIE :

$$Y = -12.5001X + 6.1250$$

_REGRESIE NELINIARA :

$$Y = -2377.0942X^2 + 22644.5117X + .0001$$

\$\$ MAGNEZIU _ ETALON \$\$

_XMEU = 10.0000

_YMED = 3.6000

_DISPERSX = 1.4142

_DISPERSY = 1.3565

- _COEF.CORELATIE : .9383

_COEF.REGRESIF : .9000

_DREAPTA DE REGRESIF :
Y = .9000X + 12.9000

_REGRESIE NELINIARA :
Y = 185.6816X² - 17.8398X + .0034

\$\$ VITESA RACIRE _ ETALON \$\$

CODUL VITESEI DE RACIRE :
VP1 = 1
VR2 = 2
VP3 = 3

\$\$ VID 35 MMHG \$\$

\$\$ GROSIME PERETE : T1 \$\$

_XMED = 2.0000

_YMED = 0.6667

_DISPERSX = .8165

_DISPERSY = .4714

_COEF.CORELATIE : .8600

_COEF.REGRESIF : .5000

_DREAPTA DE REGRESIF :
Y = .5000X + 5.5000

_REGRESIE NELINIARA :
Y = 24.38713Y^2 + _17.27045X + _0411

\$\$ GROSIME PERETE : 12 \$\$

_XMED = 2.0000

_YMED = 6.0000

_DISPERSX = .8165

_DISPERSY = .8165

_COEF.CORELATIE : _1.0000

_COEF.REGRESIE : _1.0000

_DREAPTA DE REGRESIE :
Y = _1.00005X + 4.0000

_REGRESIE NELINIARA :
Y = 20.82205Y^2 + _15.52755X + _0548

\$\$ GROSIME PERETE : 12 \$\$

_XMED = 2.0000

_YMED = 5.0000

_DISPERSX = .8165

_DISPERSY = .8165

_COEF.CORELATIE : _1.0000

_COEF.REGRESIE : _1.0000

_DREAPTA DE REGRESIE :
Y = 1.00005X + 3.0000

_REGRESIE NELINIARA :

$$Y = 16.9864X^2 - 12.9304X + .0479$$

\$\$ GROSIME PERETE : T4 \$\$

$$_XMEU = 2.0000$$

$$_YMEU = 4.3333$$

$$_DISPERSX = .8165$$

$$_DISPERSY = .4714$$

$$_COEF.CORRELATIE : -.0660$$

$$_COEF.REGRESIE : -.5000$$

_DRAPTA DE REGRESIE :

$$Y = -.5000X + 3.5000$$

_REGRESIE NELINIARA :

$$Y = 15.0131X^2 - 11.2021X + .0479$$

\$\$ VID 20 MMHG \$\$

\$\$ GROSIME PERETE : T1 \$\$

$$_XMEU = 2.0000$$

$$_YMEU = 7.6667$$

$$_DISPERSX = .8165$$

$$_DISPERSY = .4714$$

$$_COEF.CORRELATIE : -.0660$$

$$_COEF.REGRESIE : -.5000$$

_DREAPTA DE REGRESIE :
Y = .50005X + 6.5000

_REGRESIE NELINIARA :
Y = 20.22275X552 + 19.85975X + .0479

SS GROSIME PERETE : T2 SS

_XMEU = 2.0000

_YMEU = 7.0000

_DISPERSX = .8165

_DISPERSY = .0000

_COEF.CORRELATIE : .0000

_COEF.REGRESIE : .0000

_DREAPTA DE REGRESIE :
Y = .00005X + 7.0000

_REGRESIE NELINIARA :
Y = 20.84955X552 + 16.12345X + .0479

SS GROSIME PERETE : T3 SS

_XMEU = 2.0000

_YMEU = 5.6667

_DISPERSX = .8165

_DISPERSY = .4714

_COEF.CORRELATIE : .0000

_COEF.REGRESIE : .0000

_DEFAPTA DE REGRESIE :
Y = .00003X+ 6.0000

_REGRESIE NELINIARA :
Y = 21.91173X332+ _14.64393X+ _0.0616

\$\$ GROSIME PERETE : T4 \$\$

_XMEU = 2.0000

_YMEU = 5.3333

_DISPERSX = .6165

_DISPERSY = .4714

_COEF.CORRELATIE : .8660

_COEF.REGRESIE : .5000

_DEFAPTA DE REGRESIE :
Y = .50003X+ 6.5000

_REGRESIE NELINIARA :
Y = 21.64053X332+ _13.79803X+ _0.0411

\$\$ VID 10 MMHG \$\$

\$\$ GROSIME PERETE : T7 \$\$

_XMEU = 2.0000

_YMEU = 7.3333

_DISPERSX = .6165

_DISPERSY = .4714

_COEF.CORRELATIE : .8660

_COEFICIENTUL DE CORELATIE : -.8660

_DEFAPTA DE REGRESIE :

$$Y = -.5000X + 6.5000$$

_REGRESIE NEFLINIARA :

$$Y = 27.1200X^2 + 18.9693X + .0685$$

\$\$ GROSIME PERETE : T2 \$\$

$$_XMEU = 2.0000$$

$$_YMEU = 7.3333$$

$$_DISPERSX = .8165$$

$$_DISPERSY = .4714$$

$$_COEF.CORRELATIE : -.8660$$

$$_COEF.REGRESIE : -.5000$$

_DEFAPTA DE REGRESIE :

$$Y = -.5000X + 6.5000$$

_REGRESIE NEFLINIARA :

$$Y = 27.1200X^2 + 18.9693X + .0685$$

\$\$ GROSIME PERETE : T3 \$\$

$$_XMEU = 2.0000$$

$$_YMEU = 6.3333$$

$$_DISPERSX = .8165$$

$$_DISPERSY = .4714$$

$$_COEF.CORRELATIE : -.8660$$

_COEF.CORELATIE : _0.5000

_DREAPTA DE REGRESIE :
Y = _0.5000X+ 5.5000

_REGRESIE NELINIARA :
Y = 23.2844X²+ 16.3802X+ _0.010

\$\$ GROSIME PERETE : TA \$\$

_XMEU = 2.0000

_YMEU = 6.0000

_DISPERSX = .8105

_DISPERSY = .0105

_COEF.CORELATIE : _0.5000

_COEF.REGRESIE : _0.5000

_DREAPTA DE REGRESIE :
Y = _0.5000X+ 5.5000

_REGRESIE NELINIARA :
Y = 72.1816X²+ 15.4898X+ _0.0022

\$\$ VID_REZ.MECANICA \$\$

_XMEU = 225.3544

_YMEU = 52.2400

_DISPERSX = 187.8513

_DISPERSY = 62.4537

_COEF.CORELATIE : _0.1098

_CURP.REGRESIE : 0.0007

_DREAPTA DE REGRESIE :

$$Y = .06045X + 157.9456$$

_REGRESIE NELINIARA :

$$Y = 57.81673Y332 + .29813X + .8.8306$$

\$\$ VID_ALUNGIRE \$\$

$$_XMEU = 140.9227$$

$$_YMEU = 3.5127$$

$$_DISPERSX = 224.3978$$

$$_DISPERSY = 1.1277$$

$$_COEF.CORRELATIE : -.4417$$

$$_COEF.REGRESIE : -.0022$$

_DREAPTA DE REGRESIE :

$$Y = -.0022X + 2.6280$$

_REGRESIE NELINIARA :

$$Y = .60263Y332 + .0099X + .2800$$

\$\$ VID_OURITATE \$\$

$$_XMEU = 140.9227$$

$$_YMEU = 68.0277$$

$$_DISPERSX = 224.3978$$

$$_DISPERSY = 0.9248$$

_COEF.REGRESIE : .0083

_DREAPTA DE REGRESIE :
Y = .00835X + 70.8963

_REGRESIE NEFLINIARA :
Y = 16.00805X² + .20675X + 4.4740

\$\$ STRUCTURA SECUNDARA \$\$

\$\$ TRAT.TERMIC_RPA2 \$\$

"

_CODUL TRATAMENTULUI :

T21 = 1

T2.2 = 2

T2.3 = 3

T1.2 = 4

T3.2 = 5

\$\$ VID 35 MMHG \$\$

.

\$\$ TRAT.TERMIC_PPO2 \$\$

\$\$ VID 35 MMHG \$\$

_YMEU = 3.0000

_YMEU = 141.4000

_DISPERSX = 1.4142

_DISPERSY = 20.3334

_COEF.CORRELATIE : .2782

_COEF.REGRESIE : 4.0000

_DREAPTA DE REGRESIE :
Y = 4.00005X + 114.2001

Y = 428.71003X² - 203.97503X + 1.1277

\$\$ VID 20 MMHG \$\$

_XMEU = 3.0000

_YMEU = 140.4000

_DISPERSX = 1.4142

_DISPERSY = 22.3570

_COEF.CORRELATIE : -.3352

_COEF.REGRESIE : -5.2999

_DRCAPTA DE REGRESIE :
Y = -5.2990X + 107.3499

_REGRESIE NELINTAPA :
Y = 419.91703X² - 202.63903X + 1.0270

\$\$ VID 10 MMHG \$\$

\$\$ VID 5 MMHG \$\$

_XMEU = 3.0000

_YMEU = 147.2000

_DISPERSX = 1.4142

_DISPERSY = .7071

_COEF.CORRELATIE : .7071

_COEF.REGRESIE : -8.1001

_DRCAPTA DE REGRESIE :

_DREAPTA DE REGRESIE :
Y = _16.3999X+ 194.6001

_REGRESIE NELINIARA :
Y = 788.1548X\$2+ _388.2854X+ _2.7641

\$\$ VID 10 MMHG \$\$

_XMEU = 3.0000

_YMEU = 310.3999

_DISPERSX = 1.4142

_DISPERSY = 64.8040

_COEF.CORFLATIE : _0.0829

_COEF.REGRESIE : _3.7998

_DREAPTA DE REGRESIE :
Y = _3.7998X+ 257.5999

_REGRESIE NELINIARA :
Y = 951.0217X\$2+ _448.6464X+ _1.3020

\$\$ VID 5 MMHG \$\$

_XMEU = 3.0000

_YMEU = 292.0000

_DISPERSX = 1.4142

_DISPERSY = 49.0389

_COEF.CORFLATIE : _0.4326

_COEF.REGRESIE : _15.0000

_DREAPTA DE REGRESIE :
Y = _15.0000X+ 211.6000

_REGRESIE NELINIARA :
Y = 859.5767X²+ _421.3750X+ _7.3227

\$\$ TRAT.TERMIC_ALUNGIRE \$\$

\$\$ VID 35 MMHG \$\$

_XMED = 3.0000

_YMED = 6.9700

_DISPERSX = 1.4142

_DISPERSY = 3.3763

_COEF.CORELATIE : _0.3268

_COEF.REGRESIE : _0.7850

_DREAPTA DE REGRESIE :
Y = _0.7850X+ 1.9500

_REGRESIE NELINIARA :
Y = 17.9041X²+ _16.1651X+ 0.0500

\$\$ VID 20 MMHG \$\$

_XMED = 3.0000

_YMED = 7.0400

_DISPERSX = 1.4142

_DISPERSY = 3.4564

_COEFF.CORRELATIE : _0.6900

_COEFF.REGRESIE : _0.6900

_DRAPATA DE REGRESIE :
Y = _0.6900\$X+ 2.2200

_REGRESIE NELINIARA :
Y = 18.5523\$X\$2+ _10.3023\$X+ .0685

\$\$ VID 10 MMHG \$\$

_XMEU = 3.0000

_YMEU = 7.7100

_DISPERSX = 1.4147

_DISPERSY = 4.0320

_COEFF.CORRELATIE : _0.2538

_COEFF.REGRESIE : _0.7200

_DRAPATA DE REGRESIE :
Y = _0.7200\$X+ 2.3700

_REGRESIE NELINIARA :
Y = 20.2887\$X\$2+ _11.2509\$X+ .0675

\$\$ VID 5 MMHG \$\$

_XMEU = 3.0000

_YMEU = 7.8700

_DISPERSX = 1.4147

_DISPERSY = 4.1985

_COEF.CORRELATIE : _02779

_COEF.REGRESIE : _08150

_DIFAPTA DE REGRESIE :
Y = _081503Y+ 2.1300

_REGRESIE NELINIARA :
Y = 20.40313Y^2+ _12.49653Y+ .0004

\$\$ TRAT.TERMIC_DUPITATE \$\$

\$\$ VID 35 MMHG \$\$

_XMEU = 3.0000

_YMEU = 97.8900

_DISPERSX = 1.4142

_DISPERSY = 12.3988

_COEF.CORRELATIE : .4690

_COEF.REGRESIE : 4.1200

_DIFAPTA DE REGRESIE :
Y = 4.12003Y+ 105.0199

_REGRESIE NELINIARA :
Y = 297.55703Y^2+ _275.98223Y+ _1.4472

\$\$ VID 20 MMHG \$\$

_XMEU = 3.0000

_YMEU = 97.6400

DISPERSX = 1.4142

_COFF.CORELATIE : .4563

_COFF.REGRESIE : 3.8899

_DREAPTA DE REGRESIE :

$$Y = 3.8899X + 103.9602$$

_REGRESIE NELINIARA :

$$Y = 295.9167X^2 + 125.6423X + 1.4390$$

\$\$ VID 10 MMHG \$\$

_XMED = 3.0000

_YMED = 88.6400

_DISPERSX = 1.4147

_DISPERSY = 12.6430

_COFF.CORELATIE : .5037

_COFF.REGRESIE : 4.5701

_DREAPTA DE REGRESIE :

$$Y = 4.5701X + 107.3599$$

_REGRESIE NELINIARA :

$$Y = 301.6817X^2 + 127.0600X + 1.4505$$

\$\$ VID 5 MMHG \$\$

_XMED = 3.0000

_YMED = 89.4300

_DISPERSX = 1.4142

_DISPERSI = 12.7331

_COFF.CORELATIE : .4936

_COFF.REGRESIE : 4.5150

_DRFAPTA DE REGRESIE :
Y = 4.5150X + 108.7100

_REGRESIE NFLINIARA :
Y = 304.1394X² + 128.1850X + 1.4606

\$\$ TRAT.TERMIC_REZILIENȚA

\$\$ VID 35 MMHG \$\$

_XMEU = 3.0000

_YMEU = 3.4500

_DISPERSX = 1.4142

_DISPERSY = 1.5957

_COFF.CORELATIE : -.3192

_COFF.REGRESIE : -.3150

_DRFAPTA DE REGRESIE :
Y = -.3150X + 1.4100

_REGRESIE NFLINIARA :
Y = 9.2905X² + 5.0187X + .0157

\$\$ VID 20 MMHG \$\$

_XMEU = 3.0000

_YMEU = 3.5800

_DISPERSX = 1.4147

_DISPERSY = 1.3703

_COEF.CORELATIE : -.3927

_COEF.REGRESIE : -.3800

_DREAPTA DE REGRESIE :

$$Y = -.3800X + 1.4400$$

_REGRESIE NELINIARA :

$$Y = 9.5333X^2 + 5.1985X + .0041$$

\$\$ VID 10 MMHG \$\$

_XMEU = 3.0000

_YMEU = 3.8600

_DISPERSX = 1.4147

_DISPERSY = 1.5081

_COEF.CORELATIE : -.4126

_COEF.REGRESIE : -.4400

_DREAPTA DE REGRESIE :

$$Y = -.4400X + 1.4400$$

_REGRESIE NELINIARA :

$$Y = 10.1611X^2 + 5.6060X + .0040$$

\$\$ VID 5 MMHG \$\$

_XMEU = 3.0000

_YMEU = 4.0200

_DISPERSX = 1.4142

_DISPERSY = 1.6686

_COEF.CORELATIE : -.3327

_COEF.REGRESIE : -.3900

_DREAPTA DE REGRESIE :
Y = -.3900X + 1.6000

_REGRESIE NELINIARA :
Y = 10.7603X² + 5.8450X + .0154

TRATAMENT TERMIC - STRUCTURA

\$1 GROSIME PERETE : T1 \$1

_XMEU = 3.0000

_YMEU = 3.2000

_DISPERSX = 1.4142

_DISPERSY = 1.2662

_COEF.CORELATIE : -.2425

_COEF.REGRESIE : -.2000

_DREAPTA DE REGRESIE :
Y = -.2000X + 1.8000

_REGRESIE NELINIARA :
Y = 9.0617X² + 4.6420X + .0029

\$1 GROSIME PERETE : T2 \$1

_XMEU = 3.0000

_YMEU = 3.4000

_DISPERSX = 1.4142

_DISPERSY = 1.4067

_COEF.CORRELATIE : -.5600

_COEF.REGRESIE : .6000

_DREAPTA DE REGRESIE :
Y = .6000X + .6000

_REGRESIE NELINIARA :
Y = 8.1928X² - 4.9368X + .0029

\$\$ GROSIME PEPETE : 12 %

_YMEU = 3.0000

_YMEU = 4.0000

_DISPERSX = 1.4142

_DISPERSY = 1.6733

_COEF.CORRELATIE : -.6701

_COEF.REGRESIE : .8000

_DREAPTA DE REGRESIE :
Y = .8000X + .6000

_REGRESIE NELINIARA :
Y = 9.4114X² - 5.7957X + .0203

\$\$ GROSIME PERETE : 14 %

_YMEU = 3.0000

_DISPERSX = 1.4142

_DISPERSY = 1.8547

_COEF.CORRELATIE : -.3812

_COEF.REGRESIE : -.5000

_DREPTA DE REGRESIE :
Y = -.5000X + 1.6000

_REGRESIE NELINIARA :
Y = 11.5617X² - 0.3932X + .007

1 5:00 1.3

STOP.

1 5:00 1.3

CIMAF 0907 ALMG AN = 207E PH = 0005 DATE = 12/07/85
0120 H.DEB = 19H 51M 49S H.FIN = 19H 52M 10S TIME = 00000657
0193 LGR = 00045 MEM = 00016 LG = 00001625 TN = 00000001
0000 AD = 01 CR = 01

1 5:00 1.3

* EQU *