

**Ministerul Invățămîntului  
Institutul politehnic Timișoara  
Facultatea de mecanică**

**Bagiu Lucian**

**METODE DE CALCUL A PROPRIETII CONSTITUENTILOR  
SI FAZELOR ALIAJELOR NEFEROASE POLINARE**

**Teză pentru obținerea titlului  
de doctor inginer**

BIBLIOTECA CENTRALĂ  
UNIVERSITATEA "POLITEHNICA"  
TIMIȘOARA

220.476

243

C

**CONDUCATOR ȘTIINȚIFIC**

**Prof. Dr. Ing. Aurel Nemi**

**PARTEA I-a**

CUPRINSUL LUCRĂRII

PaG.

PARTEA I-a

Cap.1.-	CUPRINSUL LUCRĂRII	3
Cap.2.-	INTRODUCERE	6
Cap.3.-	STADIUL ACTUAL AL PROBLEMELOR STUDIATE	11

PARTEA II-a

	<u>METODA ADAPTATA PENTRU CALCULUL PROPORTIEI CONSTITUENTILOR SI FAZELOR LA ALIAJELE NEFEROASE BINARE</u>	20
--	---	----

Cap.4.-	CALCULUL PROPORTIEI CONSTITUENTILOR SI FAZELOR LA ALIAJELE DE ALUMINIU	21
4.1.	Calculul proporției constituenților și fazelor la aliajele binare	21
4.2.	Construcția grafo-analitică a diagramelor de proporție a constituenților și fazelor	25
4.3.	Calculul proporției constituenților și fazelor la celelalte aliaje binare ai căror componenți participă la formarea aliajelor polinare studiate: Al-Si; Al-Cu; Al-Mg; Al-Ni; Al-Mn; Al-Fe	26

PARTEA III-a

	<u>METODA DE CALCUL ANALITIC, GRAFIC SI GRAFO-ANALITIC A PROPORTIEI CONSTITUENTILOR SI FAZELOR ALIAJELOR NEFEROASE TERNARE</u>	41
--	--	----

4.4.	Calculul proporției constituenților și fazelor la aliajele ternare de aluminiu	42
4.4.1.	Metoda de calcul analitică generală	42
4.4.2.	Metoda analitică a cazului particular	61
4.4.3.	Metoda de calcul grafo-analitică	79
4.4.3.1.	Metoda de calcul grafo-analitică varianta I-a	79
4.4.3.2.	Metoda de calcul grafo-analitică varianta II-a	82
4.4.4.	Metoda grafică de determinare a proporției fazelor și a constituenților	91
4.4.5.	Calculul proporției constituenților și fazelor la aliajul Al-Si-Cu la diferite concentrații	93

PARTEA IV-a

Pag.

METODA DE CALCUL A PROPORȚIEI CONSTITUENȚILOR ȘI  
FAZELOR LA ALIAJELE CUATERNARE ȘI POLINARE

	104
4.5. Calculul proporției constituenților și fazelor la aliajele cuaternare	105
4.5.1. Metoda generală de calcul	105
4.5.2. Calculul proporției constituenților și fazelor la aliajul Al-Cu-Ni-Mg	115
4.6. Calculul proporției constituenților și fazelor la aliajele polinare	120
4.6.1. Metoda generală de calcul	120
4.6.2. Calculul proporției constituenților și fazelor la aliajele propuse spre studiu	120
4.6.3. Determinarea coeficienților relativ și absolut de suprasaturare a soluției solide polinare	130

PARTEA V-a

VERIFICARI EXPERIMENTALE PE ALIAJE COMPLEXE DE  
ALUMINIU DE UZ INDUSTRIAL

	134
Cap.5.- CONSIDERATII GENERALE ASUPRA CONDIȚIILOR DE FUNCȚIONAREA ALE PISTOANELOR MOTOCARELOR CU ARDERE ÎNTRINA	135
5.1. Funcționarea pistonului în condițiile de solicitare termică	136
Cap.6.- STUDIUL EXPERIMENTAL	138
6.1. Aliajele studiate; elaborare; tratament termic	138
6.2. Efectuarea încercărilor	144
6.2.1. Calculul erorilor de măsurare a durității și alungirii în condițiile de încercare la temperatura $t_e \neq t_0$	149
6.2.2. Rezultatele obținute	152
6.2.2.1. Calculul erorilor de măsurare a rezistenței la rupere ( $\sigma_r$ ) și a durității (HB)	184
6.2.2.2. Interpretarea rezultatelor obținute:	191

./././.

	Pag.
6.2.2.2.1. La încălzire continuă	192
6.2.2.2.2. La menținere la 220°C	204
6.2.2.2.3. La menținere la 260°C	210
6.2.2.2.4. La menținere la 300°C	214
6.2.3. Analiza dilatometrică	222
6.2.3.1. Recalcularea jocului tehnic de funcționare a pistonului în condițiile solicitărilor tehnice	230
6.2.4. Analiza metalografică	238
<b><u>PARTEA VI-a</u></b>	
Cap.7.- C O N C L U Z I I	243
B I B L I O G R A F I E	249...267

## CAPITOLUL 2

### INTRODUCERE

Diagramele de echilibru permit interpretarea posibilităților de aplicare a tratamentelor termice. De asemenea dau indicații asupra naturii constituenților și fazelor în prezență, la o anumită concentrație a aliajului.

La aliajele binare este cunoscută, din literatura de specialitate, metoda de calcul a proporției constituenților și fazelor în prezență la o anumită concentrație a aliajului. Referindu-ne la aliajele de aluminiu, cel care constituie obiectul de studiu al prezentei lucrări, datorită variației limitei de solubilitate a componentului binar în aluminiu, apare posibilitatea de punere în soluție a fazei secundare separate la răcirea în stare de echilibru, prin încălzire și menținere. Prin răcire rapidă se creează premiza menținerii în soluția solidă suprasaturată a fazei dizolvate. Se poate atunci recurge la îmbătrânirea naturală sau la cea artificială. Aplicarea tratamentului termic de îmbătrânire are drept scop îmbunătățirea proprietăților mecanice ale aliajului. Efectul este cu atât mai evident cu cât panta curbei de solubilitate este mai înclinată, fapt care indică participarea cu atât mai subliniată sub aspect cantitativ a fazei dizolvate. Aceasta arată însemnătatea deosebită pe care o prezintă proporția fazei care participă la suprasaturarea soluției solide.

În lucrare în cadrul capitolului 4 se reiau aspectele fundamentale ale metodei de calcul a proporției constituenților și fazelor la aliajele binare de aluminiu. În practică acestea sînt utilizate aproape exclusiv în formă de aliere care depășesc formațiunile binare și anume se recurge la utilizarea aliajelor ternare, cuaternare și polinare. Datorită acestui fapt și de asemenea datorită împrejurării în care literatura de specialitate nu dă metode de calcul a proporției constituenților și fazelor decît pentru aliajele binare, în lucrare se propun metode de calcul pentru aliajele ternare, cuaternare și polinare. Metodele propuse dau posibilitatea stabilirii valorilor cu care participă constituenții și fazele la formarea aliajului. Ele au fost aplicate la diferite temperaturi astfel încît a fost posibilă analiza dinamicii de

transformare microstructurală sub aspect cantitativ, de unde decurge și posibilitatea aprecierii variațiilor proprietăților aliajului.

Aliajele complexe de aluminiu studiate în lucrare, se utilizează la confecționarea prin turnare a pistoanelor motoarelor cu ardere internă. Pentru cele patru aliaje studiate în lucrare, s-au efectuat cercetări teoretice și experimentale asupra proprietăților în regimul termic de funcționare a pistonului. Incercările au fost făcute pe epruvete standardizate, regimul termic al motorului cu ardere internă fiind simulat în cuptoare care au fost construite astfel încât să permită aplicarea tehnicii incercărilor conform normelor în vigoare.

Pistonul motorului cu ardere internă are un rol funcțional important. Ținând seama de aceasta precum și de solicitările mecanice și termice ale pistonului, este facil de a concluda importanța condițiilor care impun proprietăți adecvate acestui organ de mașină. Proprietățile mecanice și fizice pe care aliajele complexe de aluminiu se necesită a le prezenta în scopul asigurării posibilităților de realizare a unor performanțe ridicate, depind în foarte mare măsură și de natura, proporția, mărimea și aranjamentul constituenților microstructurali. Asigurarea unei formule care să satisfacă în mod optim criteriile de formare microstructurală, duce la îndeplinirea condițiilor impuse - din acest punct de vedere - calității produsului respectiv.

Problema calității aliajelor complexe de aluminiu se impune astăzi constituind un domeniu care face obiectul unor investigații asidue.

Lucrarea de față cuprinde 5 părți tratate în 7 capitole.

În prima parte sînt expuse considerațiile generale asupra stadiului cercetărilor în domeniu. Se trec în revistă publicațiile din literatura de specialitate care tratează probleme legate de subiectul lucrării.

În partea a doua este expusă metoda adaptată pentru calculul proporției constituenților și fazelor la aliajele binare. Aici literatura de specialitate posedă date complete de calcul. Autorul contribuie printr-o metodă de reprezentare grafică a proporției constituenților și fazelor. Acest mod de reprezentare face posibilă construirea diagramei de propor-

ție a constituenților și fazelor și la aliajele cu mai mult de doi componenți. Aceasta a permis trecerea la studiul diagramei cu trei patru sau mai mulți componenți și la elaborarea unor metode de calcul analitice și grafice a proporțiilor constituenților și fazelor acestor aliaje.

Tot în partea a doua sînt calculate proporțiile constituenților și fazelor aliajelor binare de aluminiu, ca elemente de aliere binară fiind luați componenții care intră în compoziția aliajelor complexe de aluminiu studiate.

În partea a treia sînt redată metodele de calcul analitice, grafo-analitice și grafice propuse de autor pentru aliajele ternare. Literatura nefiind în posesia metodelor de calcul la aliajele cu mai mult de doi componenți, în lucrare se stabilesc metodele de calcul care constituie contribuție originală.

Metodele propuse de autor sînt : analitică generală, analitică a cazului particular, grafo-analitică în două variante și metoda grafică de calcul.

În partea patra este expusă metoda originală propusă pentru calculul proporției constituenților și fazelor la aliajele cuaternare și polinare. Se calculează cu ajutorul acestei metode proporția constituenților și fazelor la aliajele studiate experimental în lucrare. În urma calculului aplicat în baza compozițiilor chimice efective ale aliajelor studiate a fost posibilă interpretarea dinamicii de transformare în timpul tratamentului termic și în timpul solicitărilor pistonului în regimul termic de funcționare.

Contribuția constă în stabilirea metodelor de calcul a proporției constituenților și fazelor aliajelor ternare, cuaternare și polinare cu aspect de generalitate în aplicare la toate sistemele de diagrame, indiferent de participația sub aspectul naturii componenților de aliere (metale, metaloizi, compuși chimici, compuși intermetalici, substanțe și compuși folosiți în sistemele materialelor refractare, etc.). În lucrare metodele folosite au fost aplicate la calculul proporțiilor constituenților și fazelor aliajelor complexe de aluminiu luate în studiu și folosite la turnarea pistoanelor motoarelor cu ardere interlă.

Din proporția constituenților și fazelor calculate la diverse temperaturi, pentru aliajele polinare considerate,



a fost posibilă stabilirea capacității de dizolvare a soluției solide de aluminiu (matricea), pentru constituenții și fazele elementelor de aliere. În legătură cu aceasta se aduce o contribuție originală, prin stabilirea aspectului cantitativ al constituenților și fazelor care prin capacitatea lor de dizolvare, participă atât la tratamentul termic cât și la reversibilitatea lui în cazul solicitărilor termice aplicate aliajului tratat. Autorul propune, pentru ilustrarea cantitativă a capacității de dizolvare a matricei de aluminiu, doi coeficienți :

- $D_A$  : Coeficientul absolut de suprasaturare a soluției solide,
- $D_R$  : Coeficientul relativ de suprasaturare a soluției solide.

De asemenea tot ca și element de contribuție originală, acești doi coeficienți au servit la interpretarea rezultatelor obținute pe cale experimentală. Apărind pentru prima oară în literatură deodată cu metodele originale de calcul și posibilitatea stabilirii proporției constituenților și fazelor la aliajele ternare, cuaternare și polinare și a coeficienților de suprasaturare propuși ( $D_A$  și  $D_R$ ) apare și posibilitatea interpretării cantitative a transformărilor care intervin și de aici a variațiilor proprietăților.

Partea a cincea tratează experiențele efectuate în scopul verificării aliajelor complexe de aluminiu de uz industrial. Aici au fost abordate probleme legate de solicitarea termică în condiții specifice funcționale a aliajelor complexe de aluminiu utilizate la confecționarea pistoanelor. S-a studiat o gamă largă a parametrilor impuși de condițiile termice de funcționare. Variația parametrilor a fost interpretată în strictă legătură funcțională cu proporția constituenților și fazelor aliajului, determinate prin metodele propuse în lucrare.

De asemenea ca notă de originalitate apare poziția autorului în considerarea drept "pseudoproprietăți" a valorilor proprietăților obținute după tratamentul termic și măsurate la rece și care constituie actual criteriile de apreciere după toate standardele în vigoare. Autorul propune stabilirea, prin condiții de standard, a încercărilor obligatorii la

cald a aliajelor complexe de aluminiu care în general urmează să prezinte rezistența "la cald".

Tot ca și contribuție originală, autorul propune calculul jocului termic de funcționare a asamblării piston-cilindru, în funcție de coeficientul de dilatare stabilizat și nu în funcție de cel inițial care variază în timpul transformării structurii "metastabile", deodată cu solicitările termice specifice funcționale ale pistonului.

Autorul consideră această lucrare ca o modestă contribuție în domeniul cercetărilor aliajelor de aluminiu cu posibilități de extindere și la alte aliaje utilizate industrial. El aduce pe această cale mulțumirile sale tuturor celor care l-au ajutat și sprijinit de-a lungul întregii sale activități și în munca desfășurată pentru realizarea lucrării, în primul rând conducătorului științific prof.dr.ing.Aurel Nani. De asemenea adresează mulțumirile sale pentru prețioasele indicații date de prof.dr.ing.Marin Trușculescu.

### CAPITOLUL 3

#### STADIUL ACTUAL AL PROBLEMEI STUDIAȚE

Literatura de specialitate [7]; [8]; [12]; [28]; nu dă metode de calcul a proporției constituenților și fazelor la aliajele polinare și nici la cele ternare. Pentru aliajele binare se cunosc metode de calcul a proporțiilor constituenților și fazelor.

În lucrare se stabilesc metode de calcul analitic grafic și grafo-analitic pentru aliajele ternare, cuaternare și polinare,

Se trece apoi la verificarea experimentală a valorilor obținute prin metoda de calcul propusă în lucrare pe aliaje complexe de aluminiu de uz industrial, utilizate la confecționarea prin turnare a pistoanelor motoarelor cu ardere internă, în regimul termic de funcționare. În legătură cu aceasta, literatura posedă un material vast privitor numai la condițiile de îmbunătățire a proprietăților prin tratament termic. Acest aspect precum și cel al condițiilor de reversibilitate a tratamentului termic în regimul termic de funcționare a pistoanelor, este tratat în cele ce urmează :

S-au studiat aliaje complexe de aluminiu pentru turnare cu rezistență la temperaturi înalte, având proprietatea de durificare prin tratament termic.

Îmbunătățirea proprietăților aliajelor de aluminiu se poate face prin mai multe metode :

- a) prin deformări plastice la rece [163]; [12]; [22]; [119]; [23]; [132]; [78]; [121]; [150]; [79]; [10]; [130]; [154]; [106].
- b) durificarea aluminiului prin aliere cu procente mici de adaos [171]; [12]; [35]; [14]; [121]; [107]; [136]; [171].
- c) durificarea structurală a aliajelor de aluminiu prin tratament termic [163]; [12]; [22]; [7]; [10]; [125]; [124]; [72]; [121]; [122]; [160]; [161]; [162]; [81]; [149]; [114]; [95]; [43]; [68]; [106]; [112]; [154]; [76]; [77]; [62]; [85]; [86]; [87]; [88]; [89]; [90]; [91]; [159]; [100]; [129]; [139]; [140]; [105]; [40]; [49]; [40]; [47]; [40]; [49]; [50]; [51]; [126]; [61].

- d) Durificarea structurală a aluminiului prin ultrasunete [163]; [154].

Lucrarea aduce contribuții originale atât în domeniul cercetării fundamentale cât și în cel al cercetării aplicative.

În domeniul cercetării fundamentale aportul de contribuție originală este adus prin :

a) stabilirea metodelor de calcul a proporției constituenților și fazelor la aliajele ternare, cuaternare și polinare;

b) stabilirea legăturii dintre proporția constituenților și fazelor care participă la punerea în soluție și cinetica tratamentului termic;

c) stabilirea legăturii dintre proporția constituenților și fazelor care participă la punerea în soluție și reversibilitatea tratamentului termic.

În domeniul cercetării aplicative aportul de contribuție originală este adus prin :

a) studiul comportării aliajelor complexe de aluminiu autotone în regimul termic de funcționare;

b) aprecieri asupra obligativității încercărilor la cald a aliajelor complexe de aluminiu pentru pistoane;

c) încercări în regimul solicitărilor la cald a aliajelor complexe de aluminiu pentru pistoane, în domeniul de temperaturi  $220^{\circ}\text{C}$  . . .  $300^{\circ}\text{C}$ ;

d) stabilirea metodei de calcul a jocului termic de funcționare în funcție de valorile reasezate ale coeficienților de dilatație termică liniară.

Stadiul actual al acestor probleme în literatură este următorul :

În literatura de specialitate nu se tratează problema determinării cantitative a constituenților și fazelor aliajelor ternare, cuaternare și polinare. Metoda este cunoscută numai pentru aliajele binare [28]; [7]; [8].

Se afirmă chiar de către [8] că nu se pot calcula proprietățile constituenților și fazelor nici chiar la aliajele

ternare (pe diagramele pseudobinare). In literatura referitor la aliajele ternare se aplică numai regula pirghiei prin care se determină numai procentul de element de aliere în funcție de concentrațiile fazelor în celelalte elemente de aliere. Literatura nefiind în posesia datelor reprezentând proporția constituenților și a fazelor aliajelor polinare, nu tratează problema legăturii dintre aceste date și aspectul capacității de punere în soluție a soluției solide mamă (matrice).

O deosebită amploare o are tratarea tratamentului termic al aliajelor complexe de aluminiu, redată în cadrul enumerării indicilor bibliografice de la punctul "c" (durificarea structurală a aliajelor de aluminiu). Problema reversibilității tratamentului termic este tratată de [70]; [10]; [124]; [125]; [72]; [121]; [122]; [160]; [161]; [162]; [51]; [149]; [114]; [95]; [43]; [68]; [106]; [112]; [154]; [76]; [77]; [126].

Ambele probleme sînt tratate în lucrările de mai sus sub alte aspecte decît cea tratată în lucrare care interpretează cinetica transformărilor în funcție de aspectul cantitativ al constituenților și fazelor aliajelor.

In general tratamentul termic al aliajelor complexe de aluminiu este stabilit prin precizarea factorilor tratamentului.

Se cunoaște drept condiție primordială pentru diversificare structurală, obținerea unei soluții solide supra-saturate, care după călire se găsește în echilibru metastabil. Această formă de soluție solidă supra-saturată găsindu-se în afară de echilibru, dă posibilitatea descompunerii sale prin precipitarea unor faze intermetalice la un avansat grad de dispersie. Normal se obțin soluții solide supra-saturate numai cu acei componenți de aliere a căror solubilitate în aluminiu solid scade cu temperatura. Efectul va fi desigur cu atît mai subliniat cu cît : a) diferența între concentrația în elemente de aliere de la temperatura eutectică și concentrația în elemente de aliere de la temperatura ambiantă este mai mare; b) cu cît faza care precipită este mai dură; c) cu cît fazele care nu intră în formarea soluției solide (nedisolubile) sînt mai dure; d) cu cît gradul de dispersie este mai accentuat.

Tratamentul termic are două faze :

1. Incălzirea aliajului în domeniul soluției solide și menținerea pînă la omogenizarea acesteia.

2. Tratamentele de îmbătrînire artificială sau naturală.

Mecanismul durificării disperse este disputat.

Efectul durificării disperse a fost descoperit în anul 1906 de către Hill. Cele mai noi cercetări prezintă aceeași linie generală a fenomenului. Acesta nu poate fi explicat printr-o precipitare progresivă simplă.

Durificarea structurală prin punerea în soluția solidă călită și revenită (îmbătrînită) a aliajelor complexe de aluminiu este provocată de o prealabilă pre-precipitare urmată de o precipitare a unei faze caracteristice constitutive aliajului respectiv [124]; [125]; [72]; [121]; [122]; [162]; [154]; [85]; [86]; [87]; [163]; [12]; [22]. Astfel la aliajul Al-Cu-Mg (aliaj de tipul 4 tratat în lucrare), durificarea structurală este provocată de precipitarea fazei ortorombice S ( $Al_2CuMg$ ) precedată de formele sale intermediare [124]; [125]; [72]; [121]; [154]. Stadiul primar al evoluției structurale a aliajului este asociat la formația specifică "îngrămădirii" atomilor de Mg și Cu coerenți cu soluția solidă mamă (matricea).

Aceste îngrămădiri de formă peliculară [28] sînt denumite zone Guinier-Preston. Zonele Guinier-Preston se formează imediat după călire. Dacă după călire aliajul este încălzit între  $60...150^\circ C$ , sau menținut îndelungat chiar la temperatura mediului ambiant, zonele Guinier-Preston se regrupează progresiv sub formă de ace formînd faza S' (intermediară compusului  $Al_2CuMg$ ). Acele sînt alungite în direcția  $\langle 100 \rangle$  a soluției mamă [149]; [161].

Fenomenul este însoțit de distorsionarea rețelei cristaline și de efectul de durificare dispersă.

La creșterea temperaturii pînă la valori inferioare punctului critic superior de îmbătrînire, zonele Guinier-Preston persistă acele crescîndu-și dimensiunile, avînd o atitudine preferențială de repartizare pe buclele de dislocație și pe "nervurile elicoidale" provenite din călire sau din ecruisajul eventual aplicat înainte de revenire [124]. Acele iau

incetul cu incetul forme de plăci situate pe planele  $\{021\}$  ale aluminiului. Apare un nou maxim de duritate cu valoare superioară celui din faza anterioară.

În cursul unei suprareveniri (depășirea temperaturii peste valoarea critică a temperaturii de încălzire după revenire) care are loc de la temperatura de aproximativ  $220^{\circ}\text{C}$  ...  $230^{\circ}\text{C}$  în sus, zonele Guinier-Preston dispar pe seama creșterii și transformării lor din fază  $S'$ , în faza de echilibru  $S$  ( $\text{Al}_2\text{CuMg}$ ) care este de asemenea ortorombică. Parametrii celor două faze  $S$  și  $S'$  sînt ușor diferiți [132]. Intervine o scădere treptată a durității și rezistenței la rupere care se datorește în această situație condițiilor de început de reversiune a tratamentului termic [28]; [124]; [125]; [85]; [86]; [87]; [76]; [46]; [47]; [48]; [49]; [50].

Decarece pistoanele motoarelor cu ardere internă sînt solicitate în condițiile termice de funcționare la temperaturi superioare temperaturii de suprarevenire [1]; [3]; [20]; [35]; [2]; [10], în prezenta lucrare se pune problema studiului proprietăților la cald și redobîndite la rece la încălzire continuă și la menținere pentru aliajele complexe de aluminiu tratate și netratate.

Cercetări în acest domeniu privind însă numai încălzirea continuă pînă la temperatura de  $350^{\circ}\text{C}$  au fost întreprinse de [70]; [46]; [47]; [48]; [49]; [124]; [125].

Cercetări asupra unor aliaje utilizate în tehnica rachetelor aeronautică supersonică privind tratamentul termic și reversibilitatea lui au fost întreprinse de [124]; [125]; [121]; [122]; [154].

În general se arată că după punerea în soluție prin încălzire continuă la aproximativ  $40^{\circ}$  ...  $70^{\circ}\text{C}$  se obține un prim maximum de duritate care este legat de formarea masivă a zonelor Guinier-Preston. Apar plane de difuziune perpendiculare pe direcția  $\langle 100 \rangle$  a aluminiului. Afirmatia este de acord cu [149] care arată că zonele Guinier-Preston au formă cilindrică alungită.

Mai multe studii a aliajului Al-Cu-Mg și Al-Cu-Mg-Si [95]; [114], arată că aglomerările de atomi care

constituie zonele Guinier-Preston și sînt cuprinse de soluția solidă, nu au exact rețeaua soluției mamă (matrice), prezentînd o deformare din cauza diferenței mărimii atomice ale elementelor constitutive ale zonelor Guinier-Preston. Pentru aceasta zonele produc o compresiune perpendiculară pe axa cuaternară a regiunii în care își manifestă imixtiunea [95].

Aceste fenomene se petrec și la  $t_a = 20^\circ\text{C}$ . Zonele Guinier-Preston se pot forma complet prin îmbătrînirea prelungită la  $t_0 = 20^\circ\text{C}$ , fenomen cunoscut încă în 1906 de către Hill care nu a interpretat cinetica transformărilor, rezumîndu-se numai la sesizarea efectului de durificare a aliajelor de aluminiu în timp chiar la  $20^\circ\text{C}$ . Ultimele cercetări [124]; [125]; [126]; [154]; [163]; [85]; [86]; [87]; [76]; [46]; [47]; [48]; [49], dovedesc acest lucru prin diverse metode.

În general din concluziile acestor cercetători rezultă că zonele de aglomerări de atomi nu se formează la  $t_0$  decît începînd după cîteva ore pînă la cîteva zile. Althof [43], a dovedit dilatometric acest lucru.

În cazul încălzirii după punerea în soluție începînd de la aproximativ  $70^\circ\text{C}$ , zonele Guinier-Preston cedează încetul cu încetul locul acelor fazei S' ( $\text{Al}_2\text{CuMg}$ ). Apare prima parte de coborîre a durității [124]; [125]; 154. Examenul electronomicroscopic efectuat în ultima perioadă (1969) arată începutul ființării și apoi prezența suficient de subliniată a buclelor de dislocare în jurul particulelor din afara soluției solide (fazele care nu se dizolvă în soluția solidă și care participă pasiv la tratamentul termic de punere în soluție:  $\text{Al}_9\text{FeNi}$ ;  $\text{Al}_4\text{CuMg}_5\text{Si}_5$ ;  $\text{AlFeSi}$ ;  $\text{Al}_7\text{Cu}_2\text{Fe}$  etc.) Aceste bucle cresc pe seama absorbirii (înglobării) lacunelor existente anterior (de la călire) și care constituiau "capcane" pentru zonele Guinier-Preston. Acest fenomen completează explicația clasică și a fost observat la un număr mare de aliaje de aluminiu care după îmbătrînire au fost supuse unei rever-siuni [124]; [125]; [68].

Acapararea lacunelor de către zonele Guinier-Preston rezultă, fie datorită interacțiunii între aceste defecte punctiforme și atomii elementelor de aliere, fie datorită prezenței lor preferențiale în jurul zonei datorită posibilităților



de satisfacere favorabile a acțiunilor de pătrundere interstițială, în această regiune [106].

Către 150°C aceeași fază S', în formă de ace cu rețea ortorombică care pentru început este dificil de a fi distinsă chiar prin cele mai sensibile electrono-micrografii.

Autorii lucrărilor [124]; [125] pretind că în această situație se comite un efect care determină o formare cu discontinuități a fazei S'. Porțiunile discontinui ale fazei S' constituie nuclee de dezvoltare a acesteia determinând prin această compresiuni suplimentare în rețeaua matricei (matricea nu prezintă încă o mobilitate suficientă a atomilor, în general mobilitate de care cînd dispune determină dizolvarea zonelor Guinier-Preston fenomen care apare în cazul reversiunii tratamentului termic).

Compresiunile exercitate pe rețeaua cristalină a matricei determină creșterea de duritate. Dimensiunile celulei elementare ale fazei S' cuprinsă în matricea de aluminiu au fost examinate de mai mulți autori [149]; [160]; [161]; [162]; [114]; [95]; [43]; [68]; [106].

Dimensiunile stabilite sînt următoarele :

$$[100]_{S, II} [100]_{Al} ; [010]_{S, II} [021]_{Al}$$

$$[001]_{S, II} [012]_{Al}$$

Deasemenea, autorii mai sus menționați, arată că acele și plăcile fazei S' sînt alungite în direcțiile  $\langle 100 \rangle$  a matricei și cînd dimensiunile, în planul perpendicular pe această direcție, sînt suficient de mari pentru a putea fi observate, fețele acestor precipitate vor fi constituite de planele [010] și [001].

La depășirea punctului critic superior al temperaturii de la care începe reversiunea tratamentului termic de durificare dispersă (punct de la care se marchează o scădere continuă a durității) apar plăci ale fazelor S' și S de ordinul micromului sub formă de bastonașe. Acestea cresc cu timpul de menținere la aceeași temperatură. Creșterea lor este mai puternic marcată, odată cu creșterea treptată a temperaturii.

Deodată cu creșterea temperaturii și deodată cu aceasta crescând volumic faza S, începe micșorarea numărului acestor plăci. Se observă și un efect de limitare a creșterilor dimensionale. În această situație se produce fenomenul antagonist separării care a avut loc pînă la un moment și anume începe să acționeze dizolvarea care își face din ce în ce mai mult simțită influența. Această influență a fenomenului de dizolvare se face pe seama creșterii capacității de dizolvare a matricei deodată cu creșterea temperaturii [124]. În lucrările [46]; [47]; [48]; [49], autorul prezentei lucrări, precum și în interpretarea rezultatelor obținute în lucrarea de față, explică în același mod aspectul calitativ al fenomenului. În plus în lucrarea de față apare interpretarea fenomenului și sub aspect cantitativ.

În creșterea în continuare a temperaturii creșterea fazei S prin separare, acompaniată de o concomitentă micșorare a ei prin punerea în soluție se face pînă la atingerea structurii de echilibru. Fenomenul a fost sesizat de autor în lucrările [49]; [50] și este în concordanță cu cele stabilite ulterior de [124]; [125]; [154].

Cele discutate pînă aici sînt valabile pentru fazele active din punct de vedere al posibilității de dizolvare în matrice.

Elementele de aliere care nu sînt dizolvabile în aluminiu dau naștere la faze în afară de soluția solidă, care nu participă la tratamentul termic.

În lucrarea [161] se arată că un adaos de aproximativ 1% Fe sau 1% Ni într-un aliaj de aluminiu compus din componenți dizolvabili face mai dificilă durificarea dispersă, deoarece aceste elemente se combină cu cuprul pentru a forma fie  $(Cu, Fe) Al_3$  sau  $Al_7 Cu Fe$  sau  $Al_7 Cu_3 Ni$ . Formarea acestor compuși diminuează conținutul în cupru, susceptibil de a se dizolva în soluția mamă și de a reprecipita în cursul unui tratament termic de maturare sau de revenire ulterioară [124]; [125]; [154]; [28]; [163]; [12]; [161].

În lucrarea [161] se arată că adăogirea simultană de 1% Fe și 1% Ni într-un aliaj de tipul Al-Cu-Mg, redă capacitatea și viteza de durificare analoagă celei aliajului ter-

nar nealiat cu Ni și Fe. Aceasta deoarece Ni și Fe formează faza  $Al_9 Fe Ni$  care nu acaparează cuprul. În această situație cvazi totalitatea acestui component (Cu) poate să participe la durificarea structurală.

Aliajele de aluminiu care conțin ca elemente de aliere Ni și Fe prezintă după [125] un mare număr de constituenți în afară de soluția solidă. Compusul care se formează în cea mai mare cantitate este faza monoclinică  $Al_9 Fe Ni$  care datorită foarte slabe solubilități a Fe și a Ni în aluminiu nu evoluează în cursul tratamentului termic. De asemenea [125] arată apariția constituentului  $Al_6 Cu_3 Ni$  izolat sub formă de globule sferice. Pentru aceeași explicație ca mai sus nici această fază nu participă la tratamentul termic.

Tot în afară de soluția solidă rămân toți constituenții care prezintă temperatura de transformare mai înaltă decât temperatura de omogenizare a soluției solide.

**PARTEA II-a**

---

**METODA ADAPTATA PENTRU CALCULUL PROPORTIEI  
CONSTITUENTILOR SI FAZEIOR LA ALIAJELE  
NEFEROASE BINARE**

CAPITOLUL 4

CALCULUL PROPORȚIEI CONSTITUENȚILOR ȘI FAZELOR  
LA ALIAJELE DE ALUMINIU

4.1. Calculul proporției constituenților și fazelor  
la aliajele binare

Pentru calculul proporției constituenților și fazelor în prezență, se procedează la reprezentarea grafică de principiu a proporției acestora într-un dreptunghi cu înălțimea reprezentând 100 % proporție în întregul aliaj, iar baza 100 % procente de A și 100 % B (fig. 4.1.)

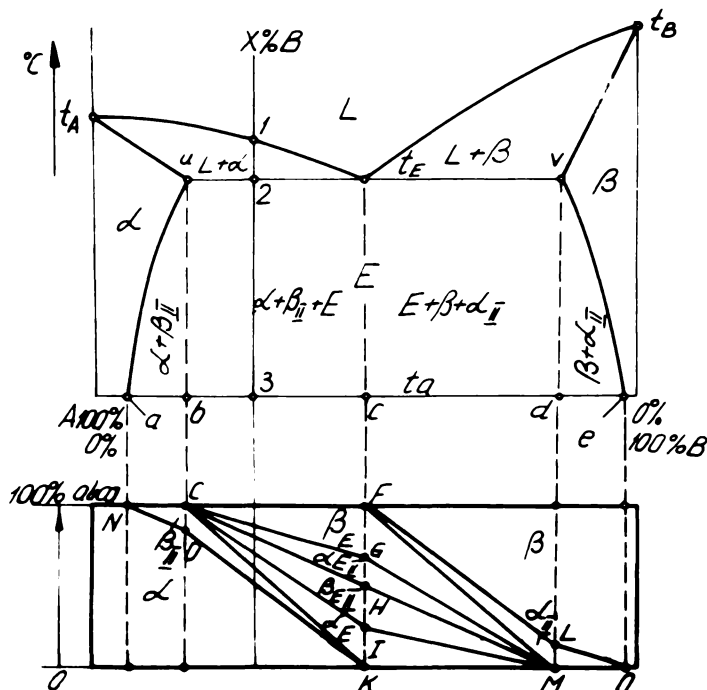


Fig. 4.1.

Diagrama de echilibru binară A + B și diagrama de proporție a constituenților și fazelor

În punctul de concentrație X % B vom avea în prezență  $\alpha$ ,  $\beta$  II;  $\alpha$  E +  $\beta$  E II +  $\beta$  E +  $\alpha$  E II, care se separă la răciră lichidului cu X % B după schema din fig.4.2. Rezultă că la  $t_a$  vom avea în prezență fazele notate în figură cu cifrele 4 ; 5 ; 6 ; 7 ; 9 ; 10 .

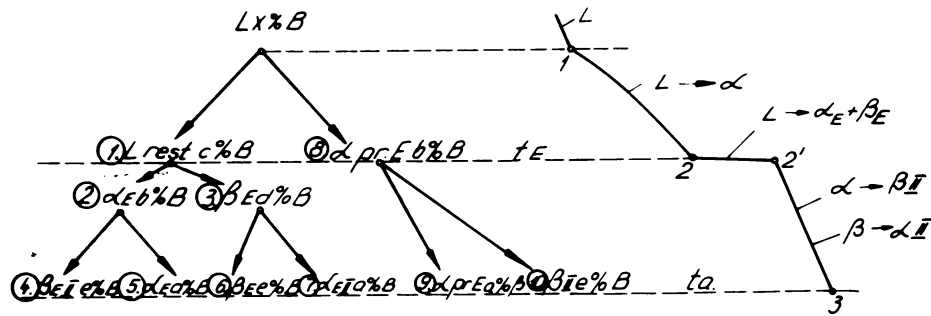


Fig. 4.2.

Schema de separare și curba de răcire a aliajului cu X % B.

Calculul proporției acestor constituenți se face în felul următor :

$$1. L \text{ rest } c \% B = \frac{\overline{2-b}}{\overline{c-b}} \quad (4.1.)$$

$$L_{t_E} c \% B = 1 \text{ la } t_E$$

$$\text{pentru } L E C \% B \text{ vom avea } \alpha E b \% B = \frac{\overline{d-c}}{\overline{d-b}} \text{ și } \beta E d \% B = \frac{\overline{c-b}}{\overline{d-b}}$$

$$\text{pentru } L \text{ rest } b \% B \text{ la } X \% B = \frac{\overline{2-b}}{\overline{c-b}} < L_{E C \% B} \text{ vom avea :}$$

$$2. \alpha E b \% B \text{ la } X \% B = L \text{ rest } c \% B \times \alpha E b \% B \text{ la } c \% B = \frac{\overline{2-b}}{\overline{c-b}} \times \frac{\overline{d-c}}{\overline{d-b}} \quad (4.2)$$

$$3. \beta E_{d\%B} \text{ la } X\%B = L \text{ rest } e\%B \times \beta E_{d\%B} \text{ la } c\%B =$$

$$= \frac{\overline{2-b}}{c-b} \times \frac{\overline{c-b}}{d-b} \quad (4.3)$$

$$\alpha E_{b\%B} \text{ la } X\%B + \beta E_{d\%B} \text{ la } X\%B = L \text{ rest } c\%B$$

pentru  $\alpha E_{b\%B} \text{ la } t_E = 1$  se separă  $\beta$  II max  $e\%B$  la  $b\%B =$

$$= \frac{\overline{b-a}}{e-a}$$

pentru  $\alpha E_{b\%B} \text{ la } X\%B = \frac{\overline{2-b}}{c-b} \times \frac{\overline{d-c}}{d-b}$   $b\%B$  la  $t_E$

se va separa :

$$4. \beta E_{IIe\%B} = \alpha E_{b\%B} \text{ la } X\%B \times \beta \text{ II max } e\%B =$$

$$= \frac{\overline{2-b}}{c-b} \times \frac{\overline{d-c}}{d-b} \times \frac{\overline{b-a}}{e-a} \quad (4.4)$$

pentru  $\alpha E_{b\%B} \text{ la } t_E = 1$  rămâne după separarea lui  $\beta$  II max  $e\%B$

un :  $\alpha E_{s\%B} \text{ la } b\%B = \frac{\overline{e-b}}{e-a}$

pentru  $\alpha E_{b\%B} \text{ la } X\%B = \frac{\overline{2-b}}{c-b} \times \frac{\overline{d-c}}{d-b} < \alpha E_{b\%B} \text{ la } t_E$  rămâne un rest

$$5. \alpha E_{e\%B} = \alpha E_{b\%B} \text{ la } X\%B \times \alpha E_{s\%B} \text{ la } b\%B =$$

$$= \frac{\overline{2-b}}{c-b} \times \frac{\overline{d-c}}{d-b} \times \frac{\overline{e-b}}{e-a} \quad (4.5)$$

pentru  $\beta E_{d\%B} \text{ la } t_E = 1$  se separă  $\alpha$  II max  $e\%B$  la  $d\%B =$

$$= \frac{\overline{e-d}}{e-a}$$

pentru  $\beta E_{d\%B} \text{ la } X\%B = \frac{\overline{2-b}}{c-b} \times \frac{\overline{c-b}}{d-b} < \beta E_{d\%B} \text{ la } t_E$

se va separa :

$$7. \alpha \text{ III } a\%B = \beta \text{ Ed}\%B \text{ la } X\%B \times \alpha \text{ II max } a\%B \text{ la } d\%B =$$

$$= \frac{\overline{2-b}}{\overline{c-b}} \times \frac{\overline{c-b}}{\overline{d-b}} \times \frac{\overline{e-d}}{\overline{e-a}} \quad (4.6)$$

pentru  $\beta$   $d\%B$  la  $t_E = 1$  rămâne după separarea lui

$$\alpha \text{ II max } a\%B \text{ la } d\%B \text{ un : } \beta \text{ } d\%B \text{ la } b\%B = \frac{\overline{d-a}}{\overline{e-a}}$$

pentru  $\beta$   $\text{Ed}\%B$  la  $X\%B = \frac{\overline{2-b}}{\overline{c-b}} \times \frac{\overline{c-b}}{\overline{d-b}}$  rămâne un rest :

$$6. \beta \text{ Ed}\%B = \beta \text{ Ed}\%B \text{ la } X\%B \times \beta \text{ } d\%B \text{ la } b\%B =$$

$$= \frac{\overline{2-b}}{\overline{c-b}} \times \frac{\overline{c-b}}{\overline{d-b}} \times \frac{\overline{d-a}}{\overline{e-a}} \quad (4.7)$$

$$8. \alpha \text{ pr } \text{Eb}\%B = \frac{\overline{c-2}}{\overline{c-b}} \quad (4.8)$$

Conform celor de mai înainte rezultă că această soluție solidă preeutectică separă faza dizolvată în exces după curba (u-a) a limitei de solubilitate a lui B în A între  $t_E$  și  $t_a$ .

$$10. \beta \text{ IIe}\%B = \frac{\overline{b-a}}{\overline{e-a}} \times \frac{\overline{c-2}}{\overline{c-b}} \text{ va rămâne după separarea (4.9) lui } \beta \text{ II } e\%B \text{ un:}$$

$$9. \alpha \text{ pr } \text{Ea}\%B = \frac{\overline{e-b}}{\overline{e-a}} \times \frac{\overline{c-2}}{\overline{c-b}} \quad (4.10)$$

Suma proporțiilor cuprinse sub punctele 4, 5, 6, 7, 9, 10 este egală cu 1 în procente 100% din întregul aliaj fapt verificat din relația :

$$\frac{\overline{2-b}}{\overline{c-b}} \times \frac{\overline{d-a}}{\overline{d-b}} \times \frac{\overline{b-a}}{\overline{e-a}} + \frac{\overline{2-b}}{\overline{c-b}} \times \frac{\overline{d-a}}{\overline{d-b}} \times \frac{\overline{e-b}}{\overline{e-a}} + \frac{\overline{2-b}}{\overline{c-b}} \times \frac{\overline{c-b}}{\overline{d-b}} \times \frac{\overline{d-a}}{\overline{e-a}} +$$



$$+ \frac{\overline{2-b}}{\overline{c-b}} \times \frac{\overline{c-b}}{\overline{d-b}} \times \frac{\overline{e-d}}{\overline{e-a}} + \frac{\overline{b-a}}{\overline{e-a}} \times \frac{\overline{c-2}}{\overline{c-b}} + \frac{\overline{e-b}}{\overline{e-a}} \times \frac{\overline{e-2}}{\overline{c-b}} = 1 \quad (4.11)$$

#### 4.2. Construcția grafo-analitică a diagramelor de proporție a fazelor și a constituentilor

În posesia acestei metode de calcul, care are caracter de valabilitate universală la diagramele binare ale aliajelor de tipul A+B indiferent de forma pe care o are diagrama respectivă se poate trece apoi la reprezentarea grafică la scară a diagramei de proporție a constituentilor. Pentru aceasta trebuie calculate segmentul  $\overline{CD} = \beta \text{ II max } C\%B$  la  $b\%B = \frac{\overline{b-a}}{\overline{e-a}}$  care se ia pe verticala de concentrație  $b\%B$  la scara convenită, obținându-se punctul D. Se unesc punctele N cu C și C cu K și N cu D și D cu K și se obține diagrama de variație în % din aliaj a lui  $\alpha$  și  $\beta$  II. (Punctul N reprezintă cota de  $s\%B$ , punctul C reprezintă cota de  $b\%B$  și punctul K reprezintă cota de  $X\%B$ ).

Pentru variația fazelor eutectice se unesc punctele C cu F și F cu M și C cu M de unde se obține punctul H care indică proporțiile fazelor eutectice separate din lichid și amare la  $t_E$  și concentrația  $c\%B$  vom avea :

$$\alpha \text{ E}b\%B \text{ la } C\%B = \overline{HK} = \frac{\overline{d-a}}{\overline{d-b}} \quad (4.12)$$

și

$$\beta \text{ E}c\%B \text{ la } C\%B = \overline{HF} = \frac{\overline{c-b}}{\overline{d-b}} \quad (4.13)$$

$$\overline{HK} + \overline{HF} = 1 = \frac{\overline{d-c}}{\overline{d-b}} + \frac{\overline{c-b}}{\overline{d-b}} \quad (4.14)$$

Punctele F, H și K au aceeași concentrație și amare  $C\%B$ .

Pentru calculul fazelor secundare separate din soluțiile în exces de A (B) și B (A), din eutectic se calculează conform exemplului analitic anterior următoarele proporții:

$$\alpha_E = \overline{IK} = \frac{\overline{d-c}}{\overline{d-b}} \times \frac{\overline{e-b}}{\overline{e-a}} \quad (4.15)$$

$$\beta_E = \overline{FG} = \frac{\overline{c-b}}{\overline{d-b}} \times \frac{\overline{d-a}}{\overline{e-a}} \quad (4.16)$$

prin care se obțin punctele I și G prin care se duc segmentele ( $\overline{CG}$  și  $\overline{GM}$ ) și ( $\overline{CI}$  și  $\overline{IM}$ ) descriind astfel variația lui  $\alpha_E$ ;  $\beta_E$ ;  $\alpha_{II}$  și  $\beta_{II}$ . Se calculează apoi segmentul  $\overline{ML}$ .

$$\alpha_{II} \text{ max } \text{a} \overline{B} \text{ la } \overline{d} \overline{B} = \overline{ML} = \frac{\overline{e-d}}{\overline{e-a}} \quad (4.17)$$

din care obținându-se punctul L se trasează variația lui  $\alpha_{II}$  și  $\beta$ .

În felul acesta se pot calcula proporții ale constituenților și fazelor la orice temperatură cu condiția cunoașterii concentrațiilor date de intersecția orizontalei cu liniile de transformare ale diagramei.

#### 4.3. Calculul proporției constituenților și fazelor la aliajele binare ai căror componenți participă la formarea aliajelor polinare studiate.

În lucrare s-au luat în considerație aliajele binare Al-Cu; Al-Si; Al-Mg; Al-Mn, Al-Fe; Al-Ni și Al-Zn, tratat anterior ca exemplu de calcul. Acestor aliaje binare li s-au determinat valorile proporțiilor constituenților la diferite concentrații pentru diferite temperaturi. Calculele s-au făcut în scopul utilizării valorilor determinate, la calculul proporțiilor constituenților și fazelor la aliajele ternare, cuaternare sau polinare ale aluminiului, folosite în confecționarea pistoanelor motoarelor cu combustie internă, ale căror aliaje formează obiectul de studiu al lucrării.

În figura 4.3. este reprezentată diagrama de echilibru a aliajului binar Al-Si. Limitele de solubilitate ale Si în Al în soluția  $\alpha$  și cele ale Al în Si în soluția  $\beta$  au

fost considerate la diferite temperaturi după [28]; [7]; [8]; [12]. De asemenea s-a procedat și pentru celelalte aliaje considerate.

In figura 4.4. sînt reprezentate diagrama de proporție a constituenților în prezență și tabelul proporțiilor acestora la temperatura de 577°C.

In figura 4.5. aceleași elemente la temperatura de 500°C.

In figura 4.6. aceleași elemente la temperatura de 400°C.

In figura 4.7. aceleași elemente la temperatura de 300°C.

In figura 4.8. aceleași elemente la temperatura de 200°C.

In figura 4.9. aceleași elemente la temperatura de 100°C.

In figura 4.10 aceleași elemente la temperatura de 20°C.

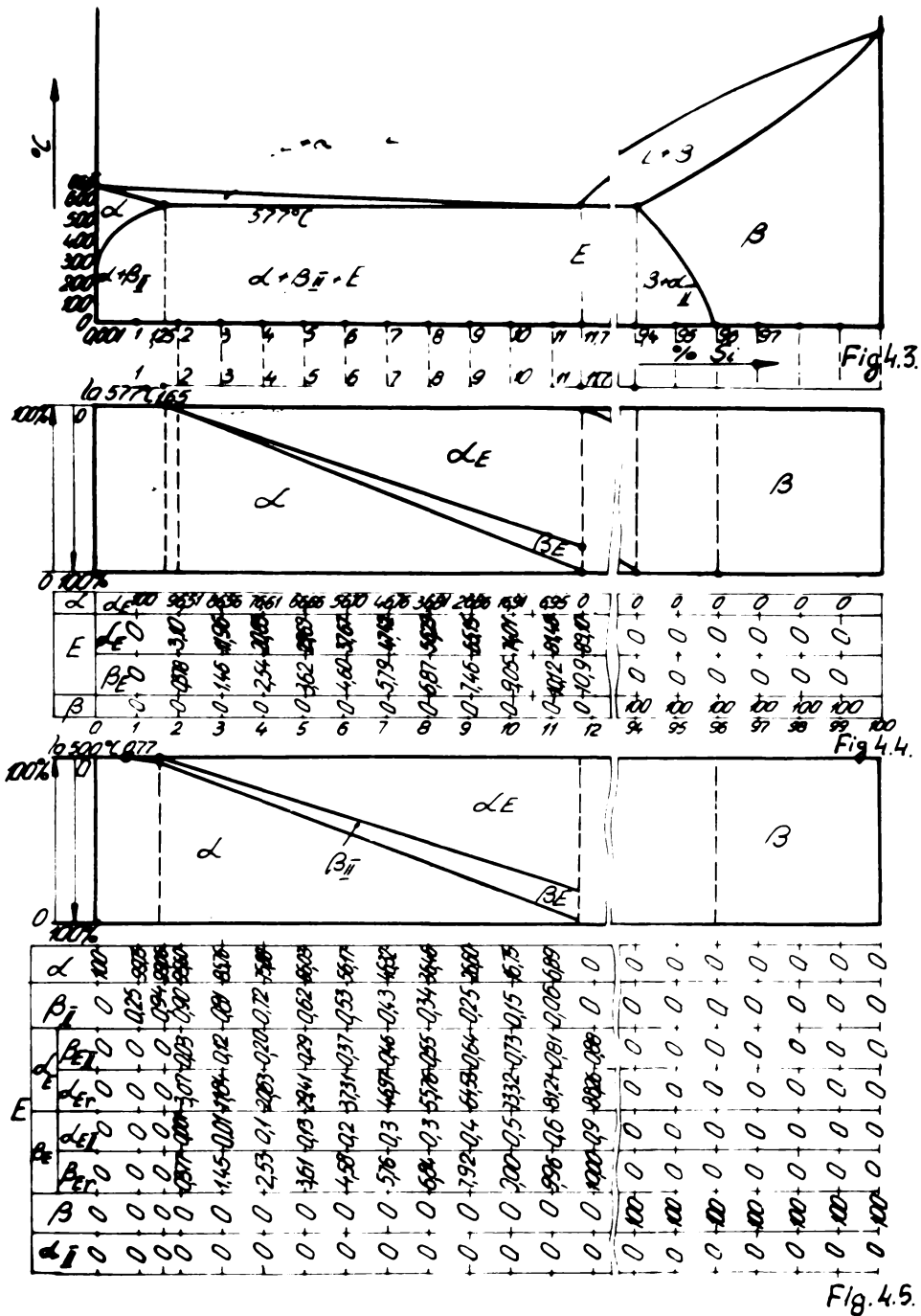


Fig. 4.3 ; 4.4 ; 4.5

Diagrama de echilibru Al-Si și Diagramele de variație a proporției constituenților și fazelor la temperaturile de  $T_c - \epsilon$  și 500°C și tabelele valorilor acestora la concentrațiile date.

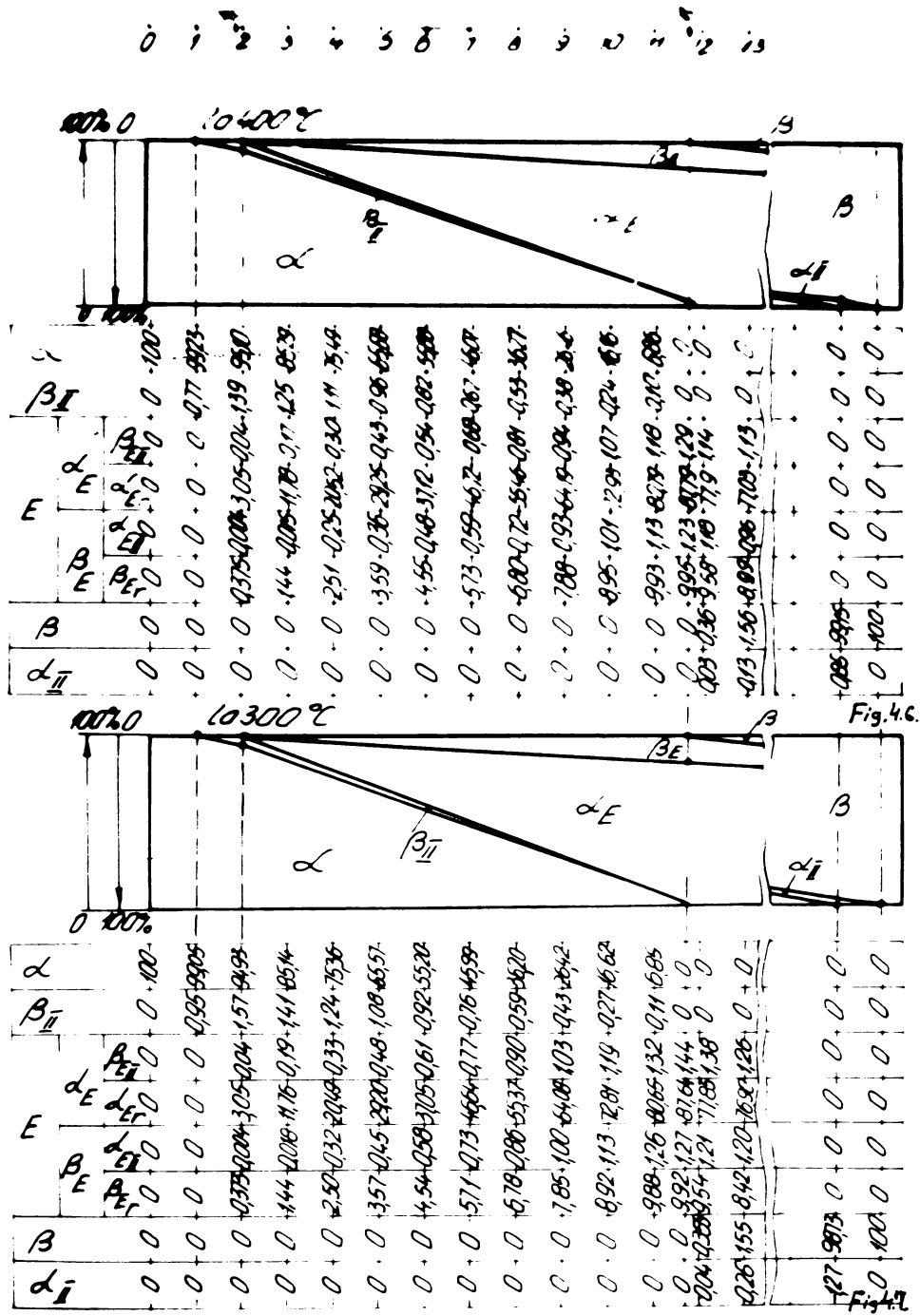


Fig. 4.6 ; 4.7

- Ingramele de variație a proporției constituenților și fazelor la temperaturile de 400°C respectiv 300°C și tabelele valorilor acestora la concentrațiile date pentru aliajul Al-Si.

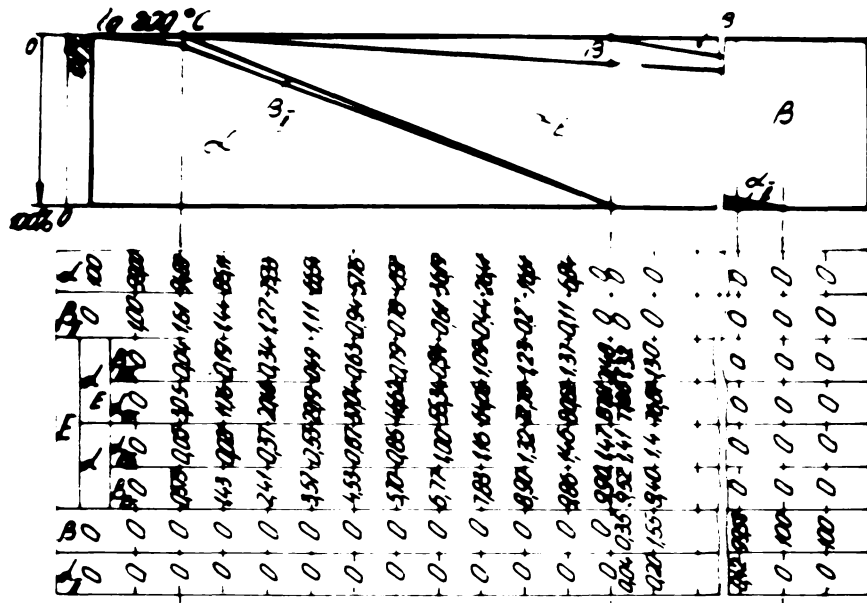


Fig. 4.8

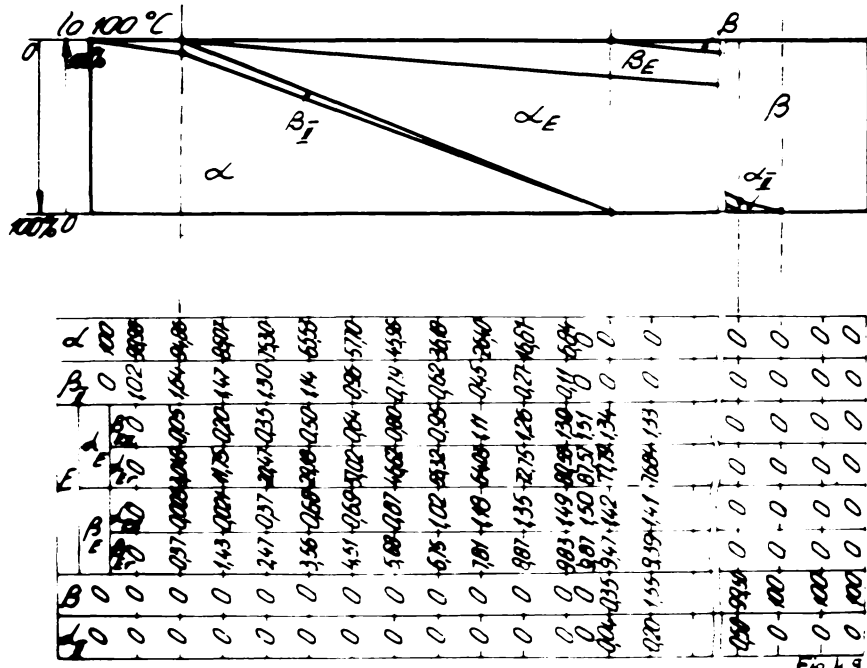


Fig. 4.9

Fig. 4.8 ; 4.9

Diagrama de variație a proporției constituenților și fazelor la temperaturile de 200°C respectiv 100°C și tablele valorilor acestora la concentrațiile date pentru aliajul Al-Si

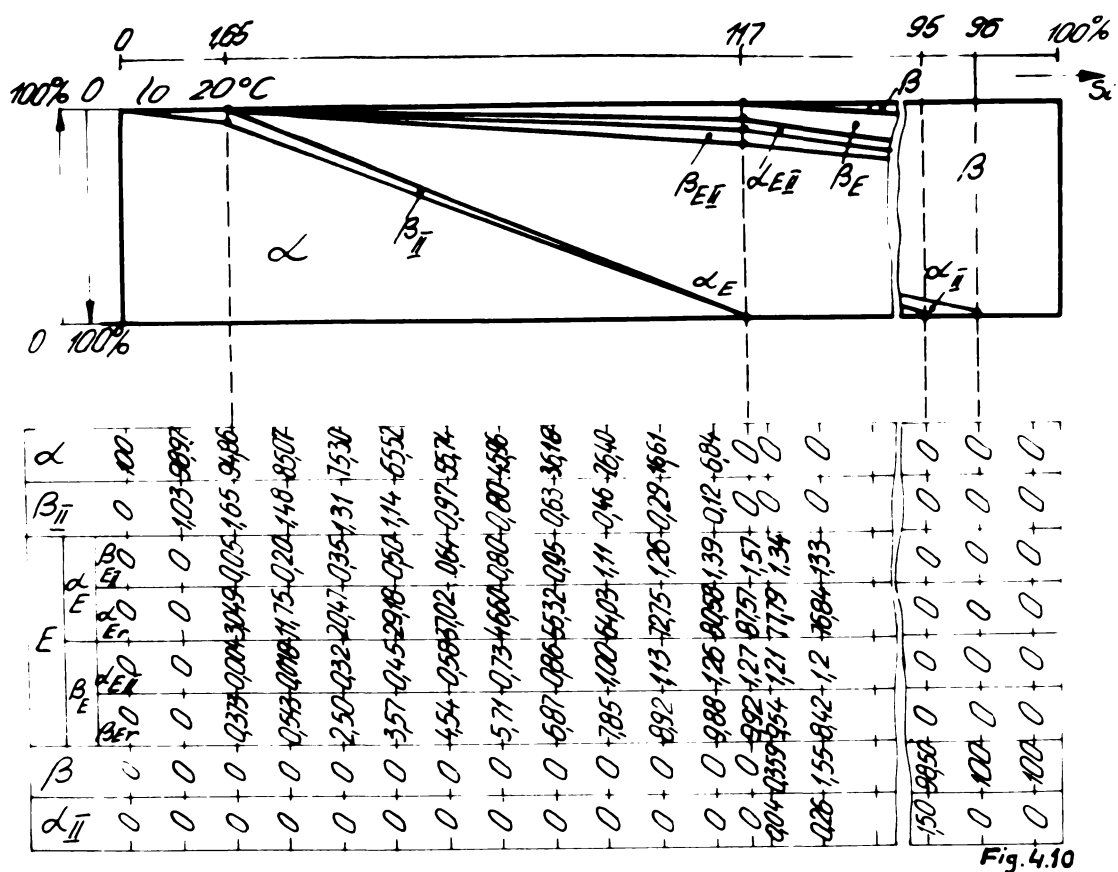


Fig. 4.10

Fig. 4.10

Diagrama de variație a proporției constituenților și fazelor la temperatura de 20°C și tabelul valorilor acestora la concentrațiile date pentru aliajul Al-Si.

Similar s-a procedat și cu celelalte aliaje binare. Astfel în figura 4.11 este reprezentată diagrama de echilibru a aliajului binar Al-Cu.

În figurile 4.12; 4.13; 4.14; 4.15; 4.16; 4.17 sînt reprezentate diagramele de proporție a constituenților în prezență și tabelul proporțiilor acestora pentru temperaturile 548°C; 500°C; 400°C; 200°C; 100°C și 20°C.

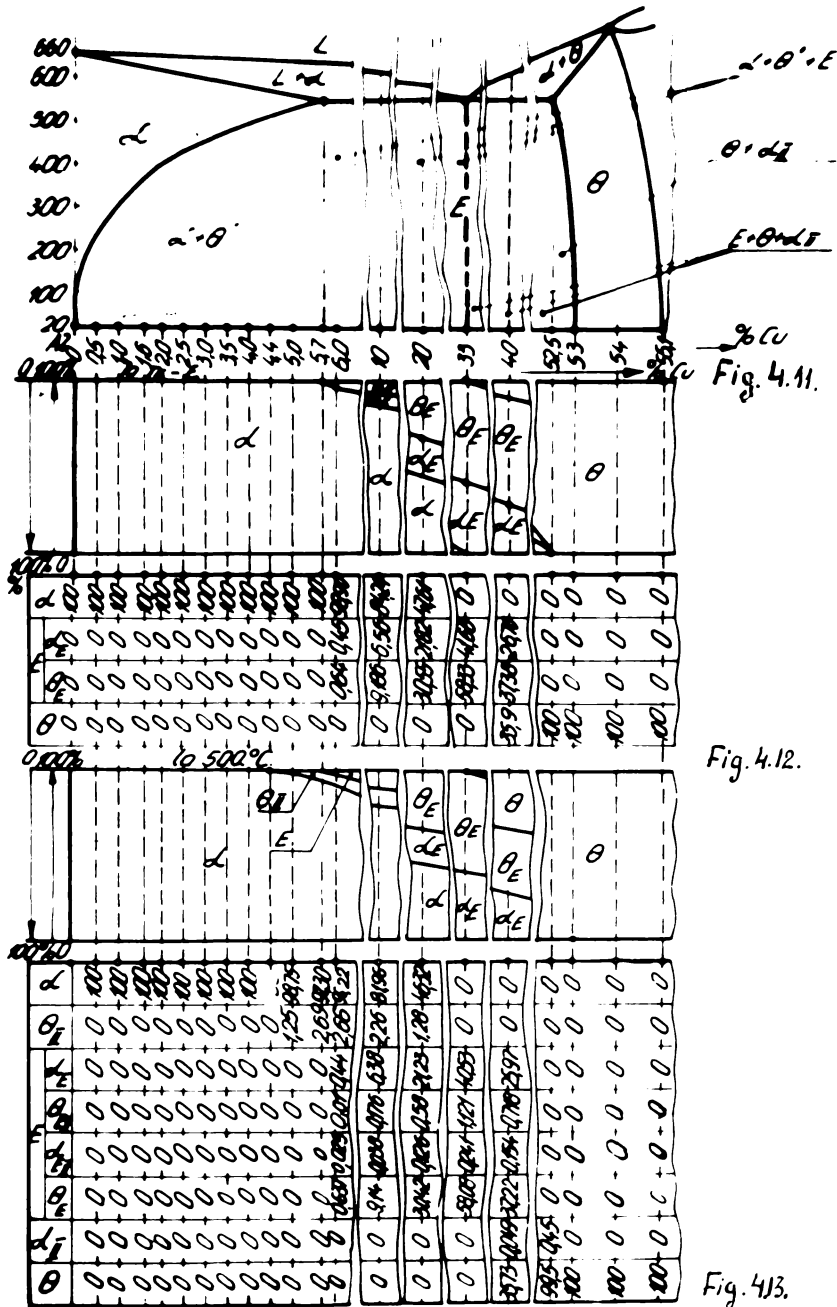


Fig. 4.11 ; 4.12 ; 4.13

Diagrama de echilibru Al-Cu. Diagramele de variație a proporției constituentilor și fazelor la temperaturile de  $T_0 - \epsilon$  și  $500^\circ\text{C}$  și tabelele valorilor acestora la concentrațiile date.



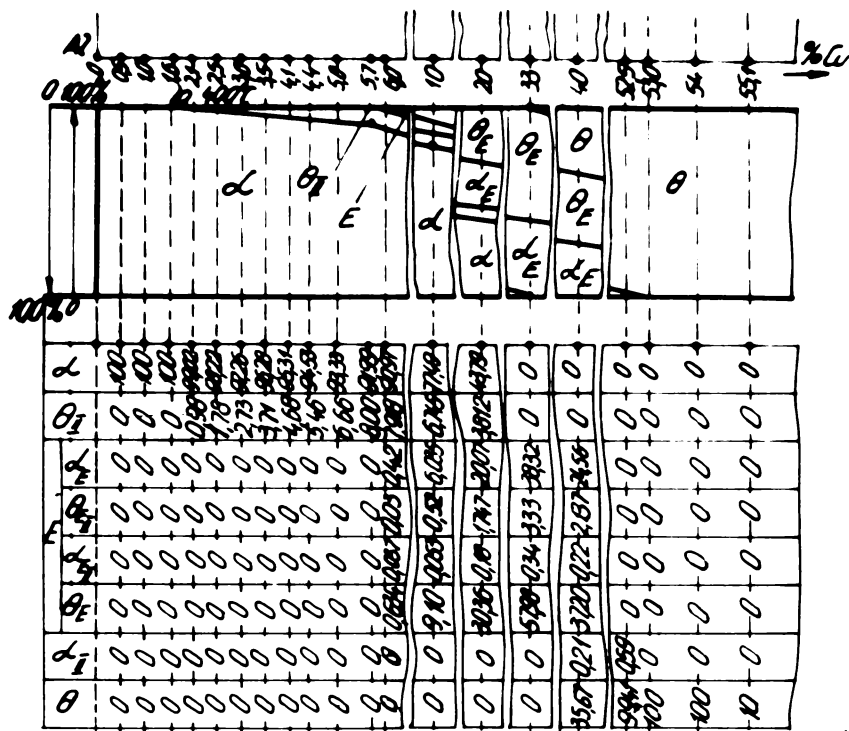


Fig. 4.14

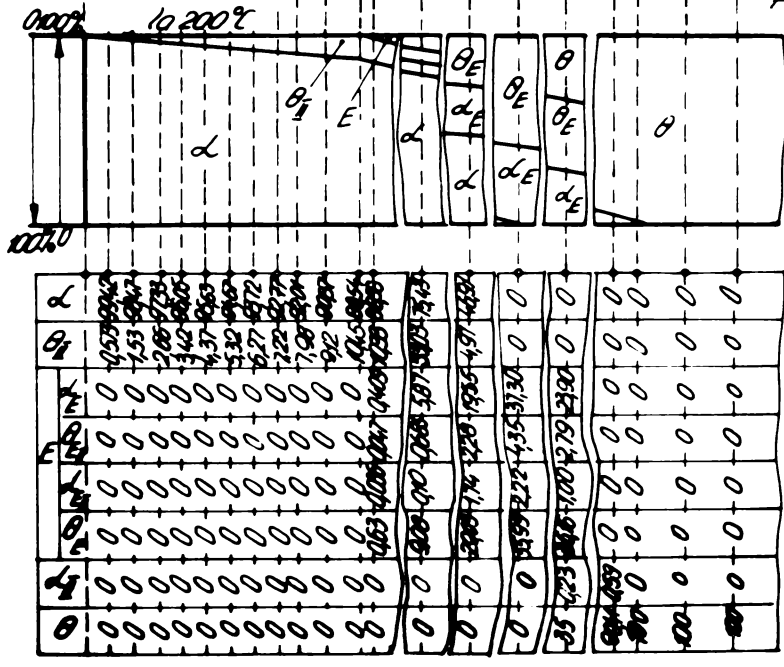


Fig. 4.15

Fig. 4.14 ; 4.15

Diagramele de variație a proporției constituenților și fazelor la temperaturile de 400°C respectiv 200°C și tabelele valorilor acestora la concentrațiile date pentru aliajul Al-Cu.



tuenților în prezență și tabelul proporțiilor acestora pentru temperaturile de 450°C; 400°C; 300°C; 200°C; 100°C și 20°C.

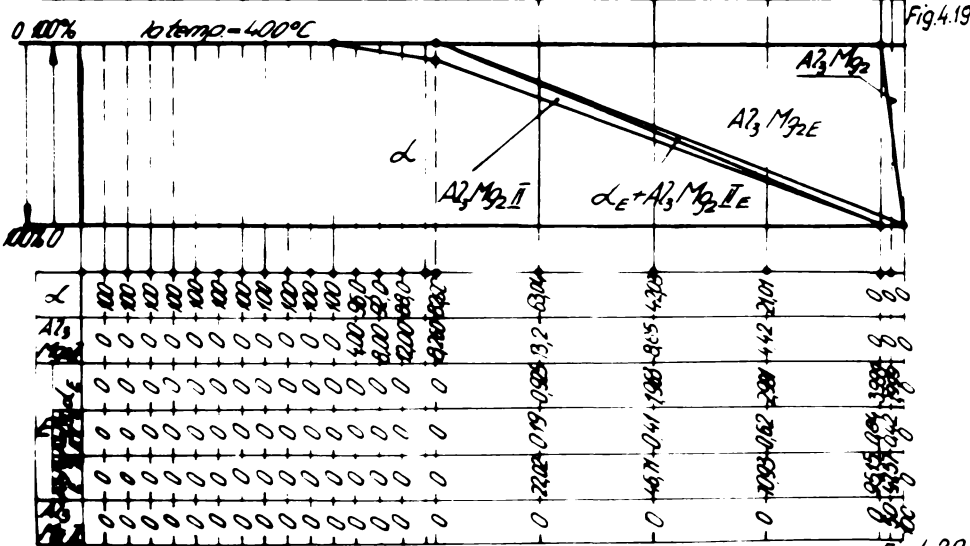
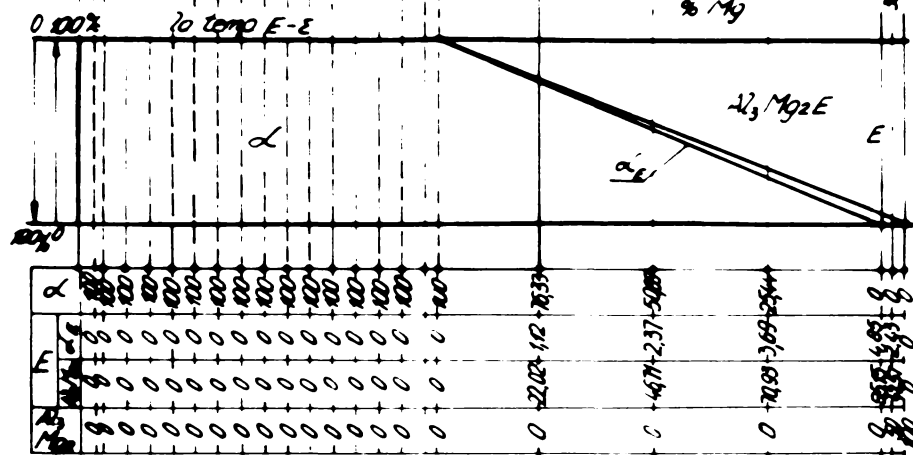


Fig. 4.18 ; 4.19 ; 4.20

Diagrama de echilibru Al-Mg. Diagramarele de variație a proporției constituentilor și fazelor la temperaturile  $t_c - \epsilon$  respectiv 400°C și tabelele valorilor acestora la concentrațiile date.

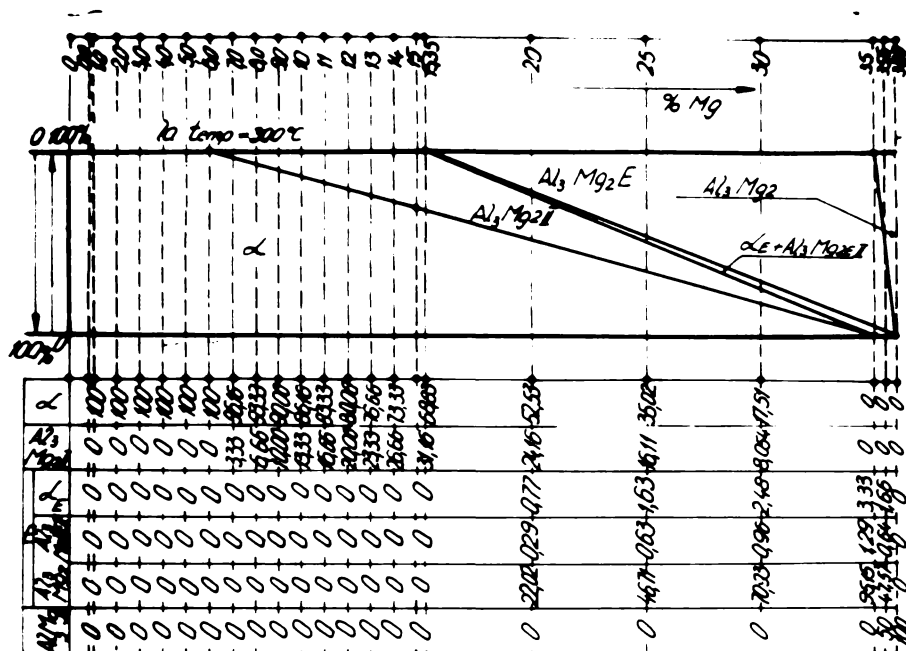


Fig. 4.21

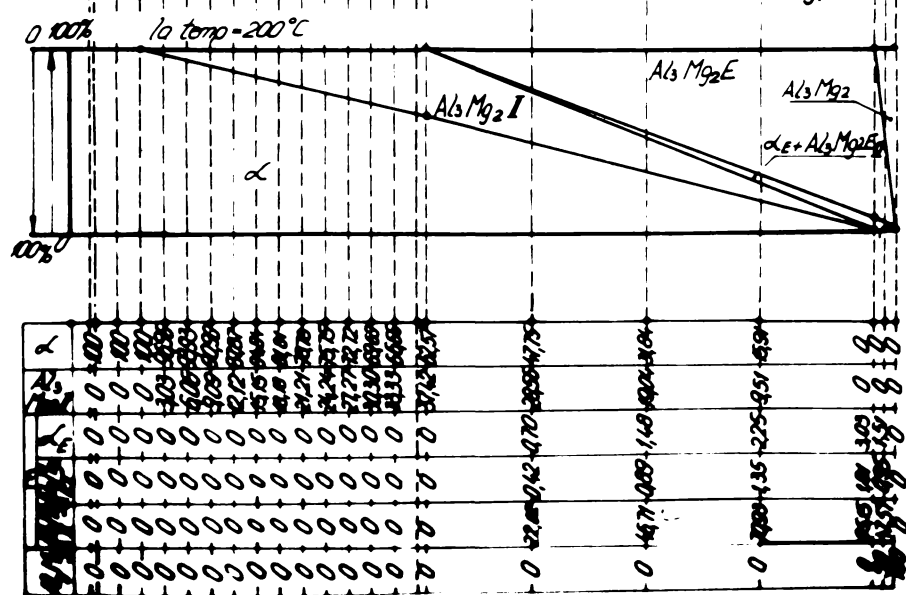


Fig. 4.22

Fig. 4.21 ; 4.22

Diagramele de variație a proporției constituenților și fazelor la temperaturile de 300 °C respectiv 200 °C și tabelele valorilor acestora la concentrațiile date pentru aliajul Al-Mg

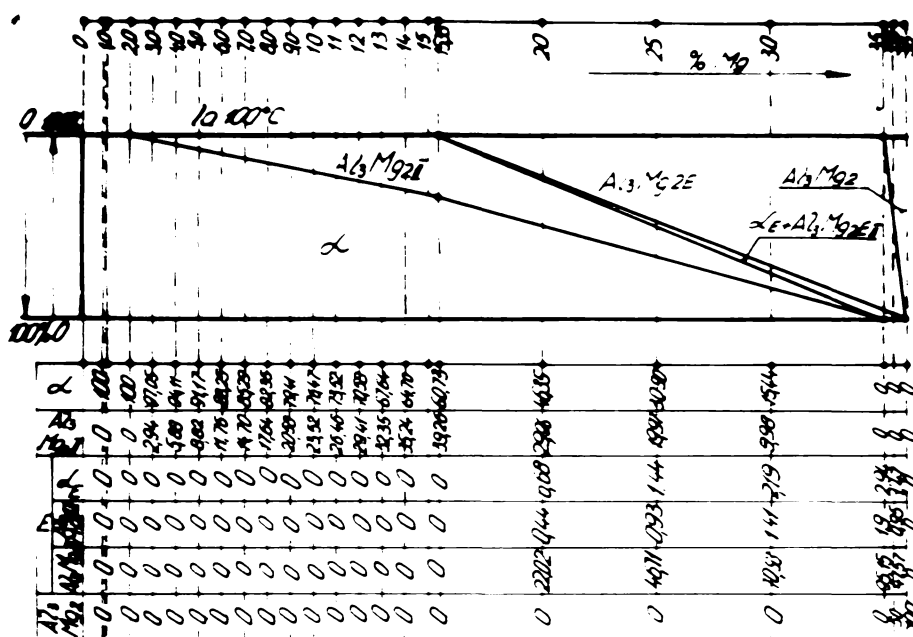


Fig. 4.23

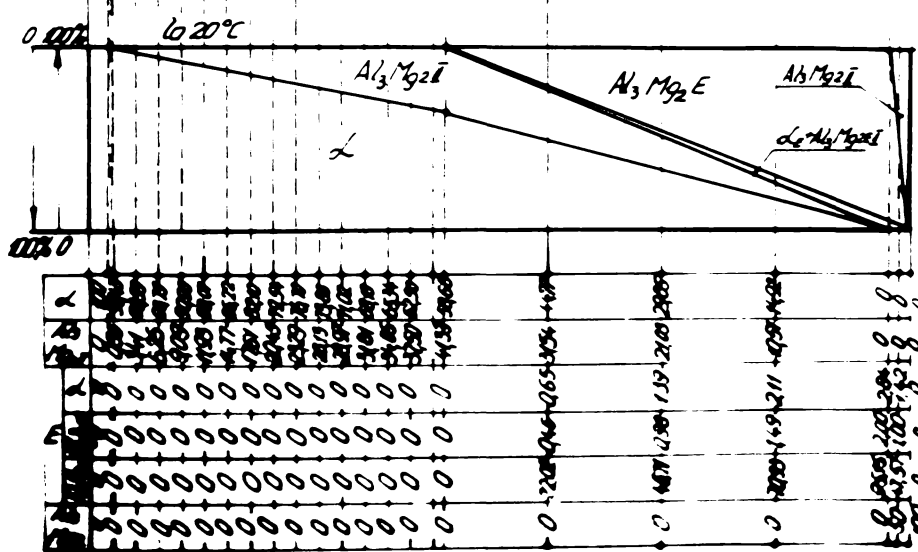


Fig. 4.24

Fig. 4.23 ; 4.24

Diagramele de variație a proporției constituenților și fazelor la temperaturile de 100°C respectiv 20°C și tablele de valori ale acestora la concentrațiile date pentru aliajele Al-Cu.

În figura 4.25 este reprezentată diagrama de echilibru a aliajului binar Al-Ni.

În figura 4.26 este reprezentată diagrama de proporție a constituenților în prezență și tabelul proporțiilor.

lor acestora, ele rămânând constante între  $t_1$  și  $t_2$ , diagrama reprezentând limite de solubilitate variabile în funcție de temperatură.

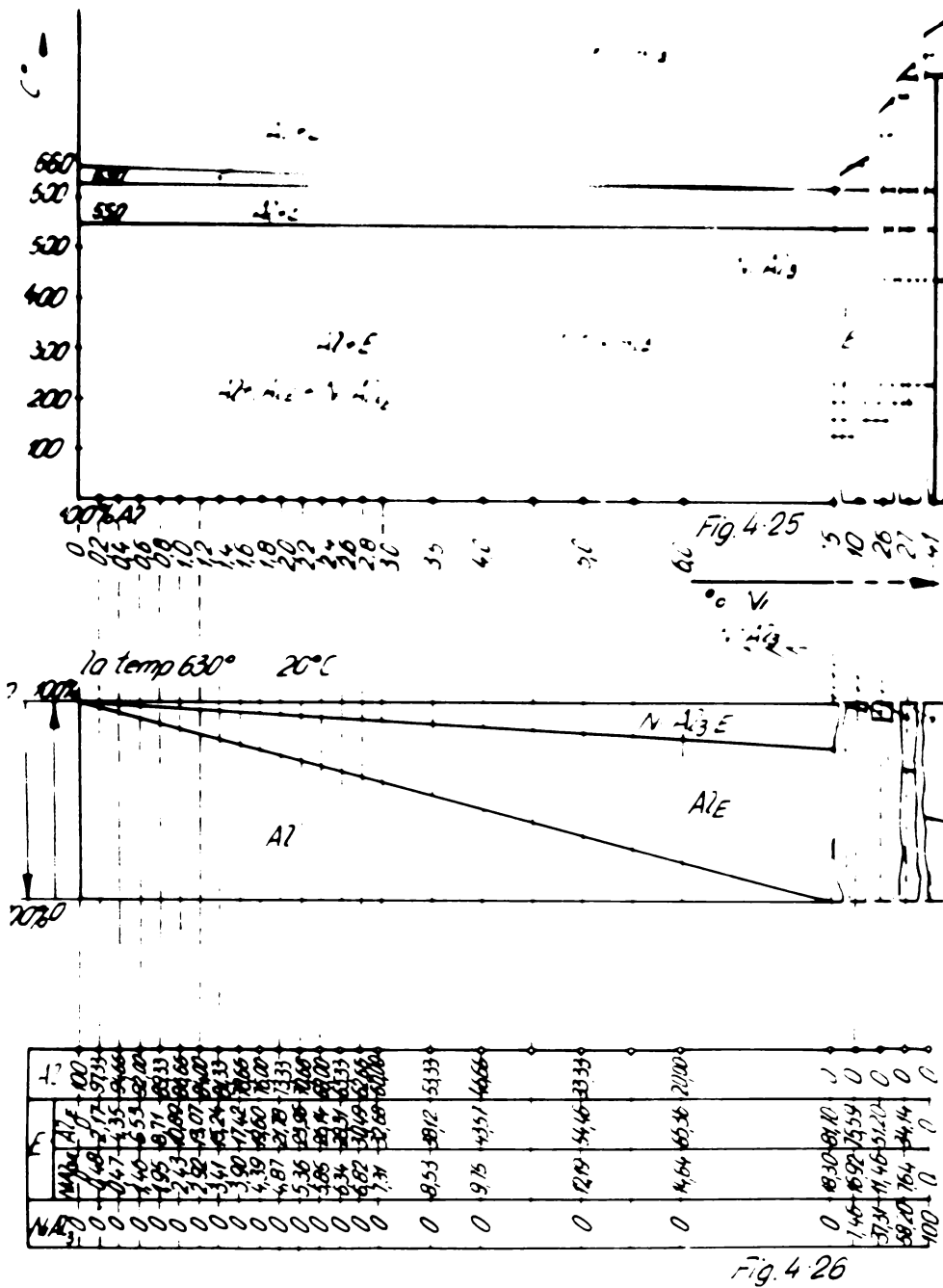


Fig. 4.25 ; 4.26

Diagrama de echilibru Al-Ni. Diagrama de proporție a constituenților și fazelor de la temperatura de 630 la 20°C și tabelul valorilor acestora la concentrațiile date.

In figura 4.27 este reprezentată diagrama de echilibru a aliajului binar Al-Mn.

In figura 4.28 este reprezentată diagrama de proporție a constituenților în prezență și tabelul proporțiilor acestora la  $t_E = 658^\circ\text{C}$ . In figura 4.29 este reprezentată diagrama de proporție a constituenților precum și tabelul proporțiilor acestora pentru temperatura  $t_a = 20^\circ\text{C}$ .

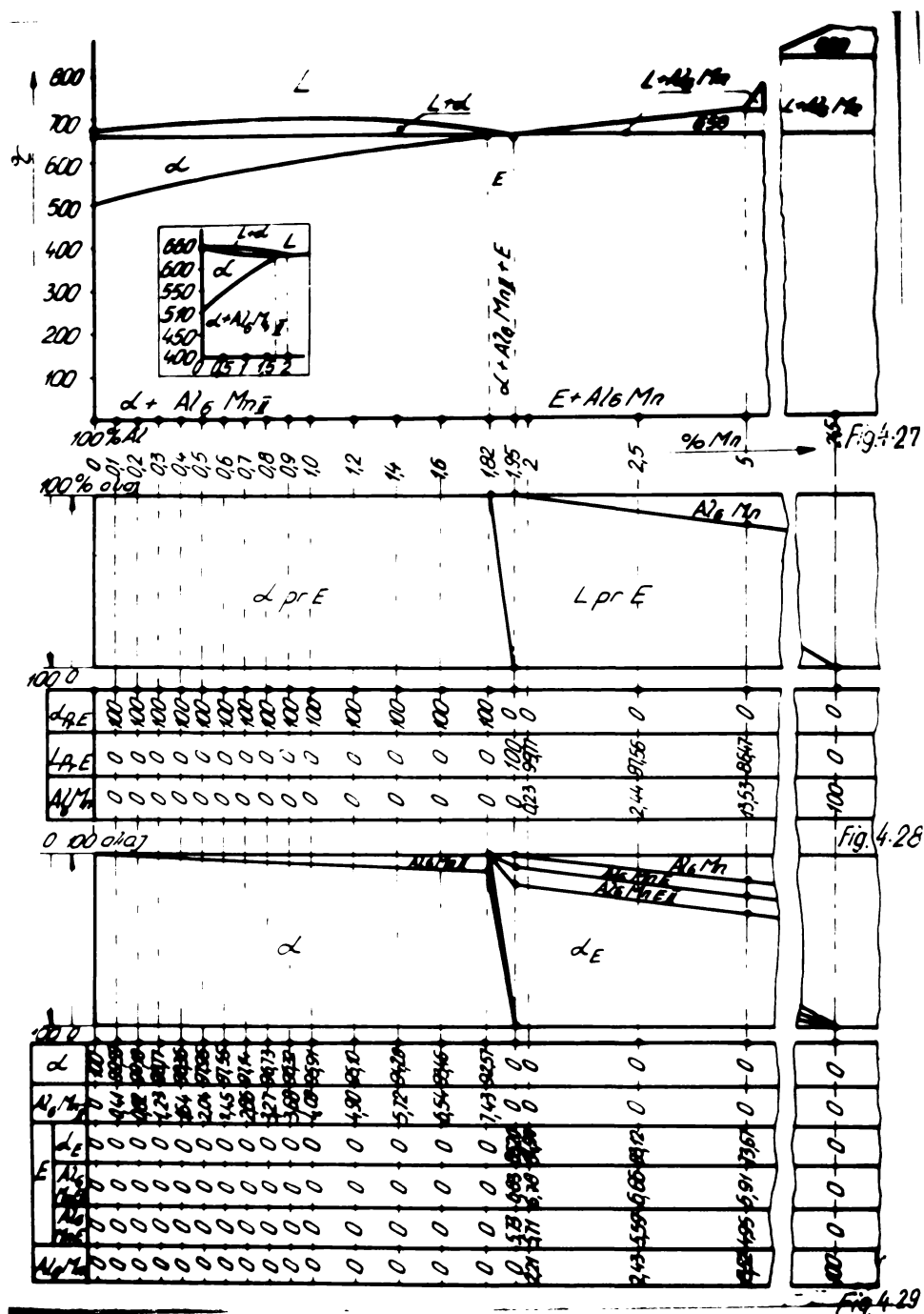


Fig. 4.27 ; 4.28 ; 4.29

Diagrama de echilibru Al-Mn. Diagramele de proporție a constituenților și fazelor la  $t_E = 658^\circ\text{C}$  la  $20^\circ\text{C}$  și tabelele valorilor acestora la concentrațiile date.

In figura 4.30 este reprezentată diagrama de echilibru a aliajului Al-Fe.

In figura 4.31 este reprezentată diagrama de proporție a constituenților în prezență și tabelul proporțiilor acestora, ele rămânând constante între  $t_E$  și  $t_a$ ; diagrama ne prezintă limite de solubilitate variabile în funcție de temperatură.

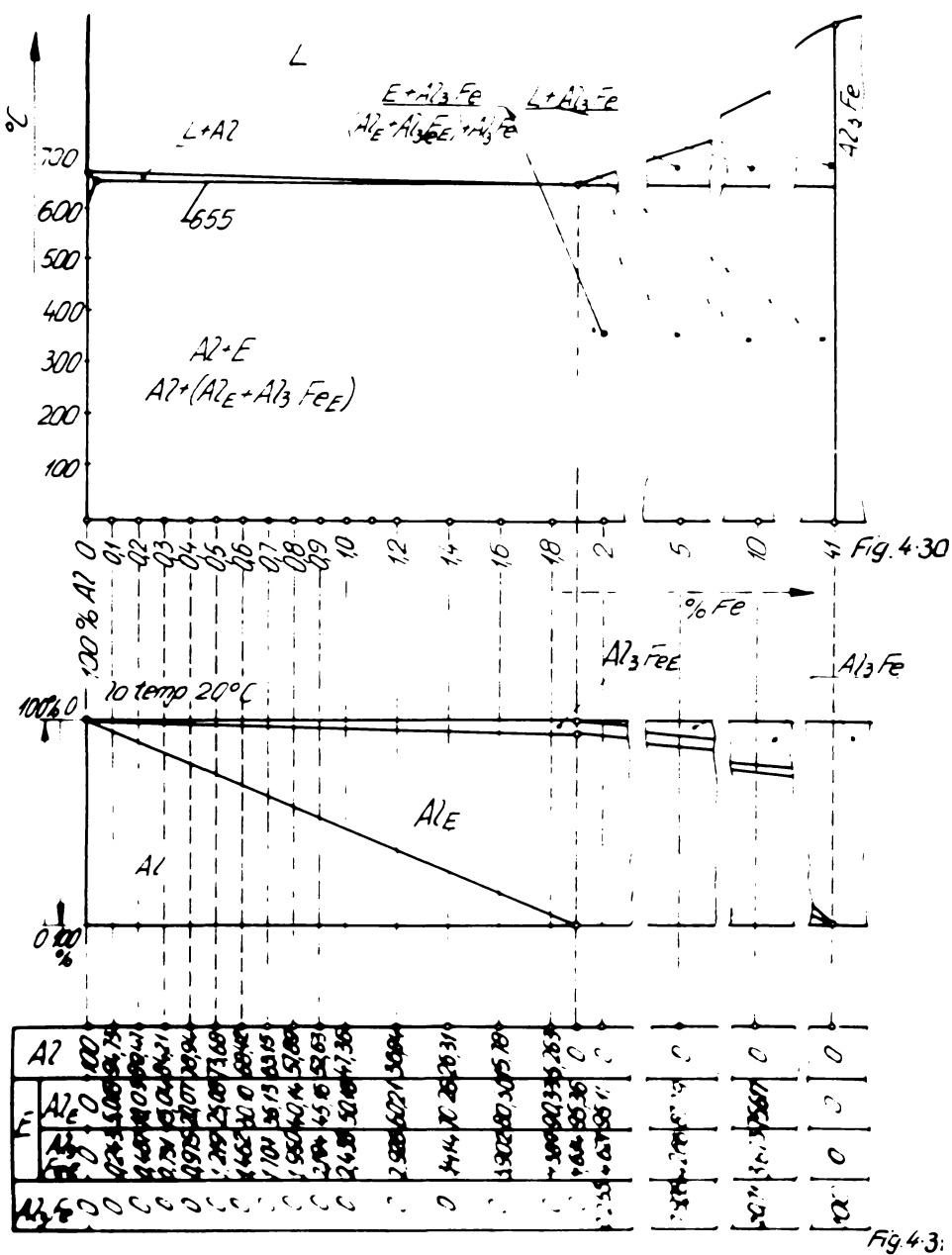


Fig. 4.30 ; 4.31

Diagrama de echilibru Al-Fe. Diagrama de proporție a constituenților și fazelor la 20°C și tabelul valorilor acestora la concentrațiile date.



**PARTEA III-a**

---

**METODA DE CALCUL ANALITIC, GRAFIC SI GRAFO-ANALITIC A  
PROPERTIILOR CONSTITUENTILOR SI FAMILIILOR ALIAJELOR NEFEL-  
ROASE TERNALE**

#### 4.4. Calculul proporției constituenților și fazelor la aliajele ternare

##### 4.4.1. - Metoda de calcul analitic

În literatura de specialitate nu sînt metode de calcul a proporției constituenților și fazelor la aliajele ternare și cu atît mai puțin la aliajele cuaternare și polinare. Astfel [7] ; [8] ; [12] ; [28] nu dau metode de calcul, afirmînd chiar o dificultate deosebită a stabilirii acestora.

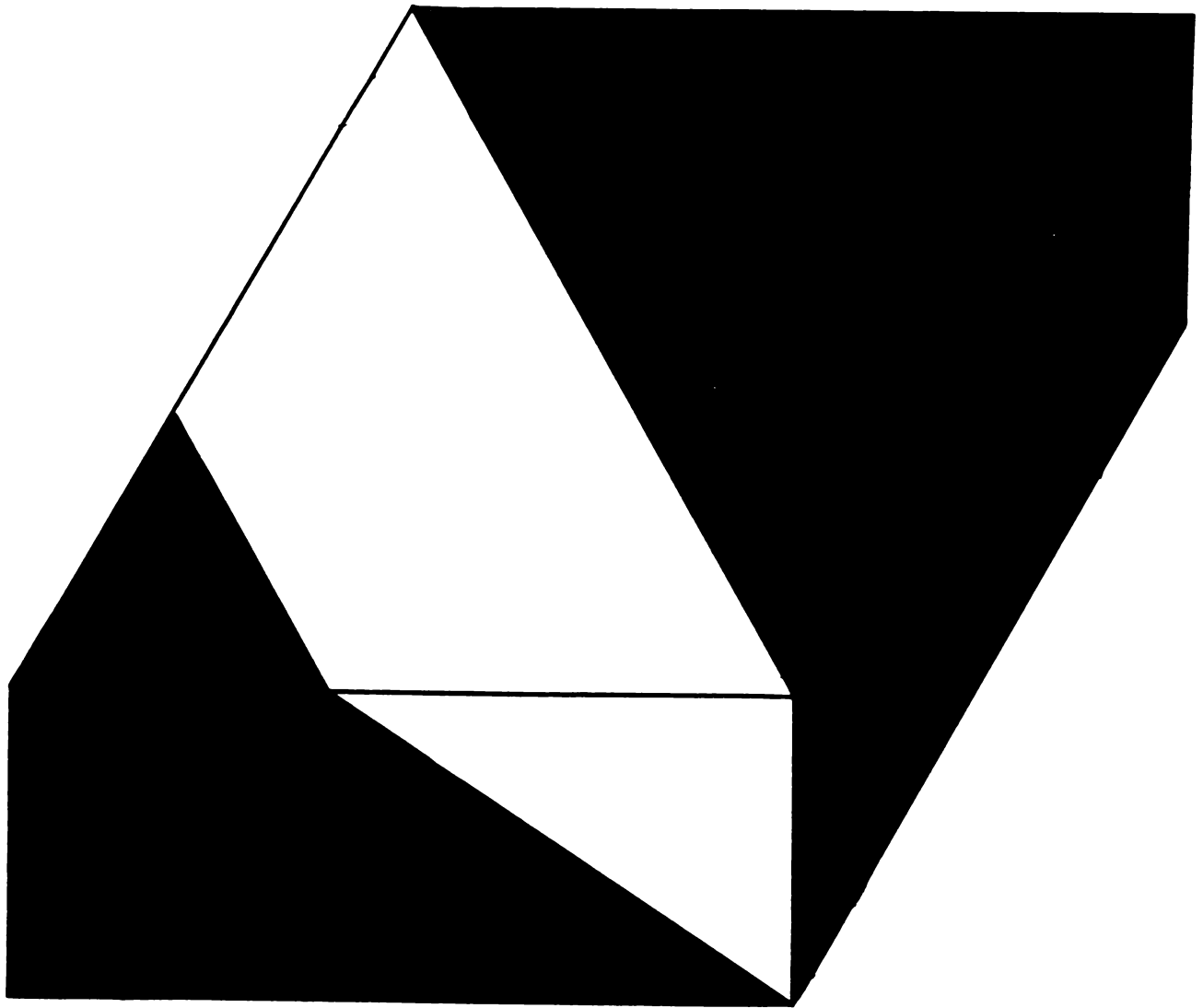
În lucrare se stabilește o metodă originală de calcul analitic, grafo-analitic și grafic, în primul rînd pentru constituenții și fazele aliajelor ternare și mai apoi pentru cele cuaternare și polinare.

Astfel pentru calculul acestora la aliajele ternare se procedează în felul următor :

- Pentru identificarea constituenților și fazelor în prezență, precum și pentru calculul proporției lor, se reprezintă în subsolul diagramei ternare, de-a lungul fiecărei laturi a triunghiului echilateral al aliajului ternar A-B-C, diagramele de proporție a constituenților binari AB ; AC și BC (Fig. 4.32)

În figură se consideră în primă fază în scopul exemplificării facile ficțiunea uniformității de natură și de concentrație ale diagramei aliajelor binare. Prin unirea punctelor cu similitudine calitativă se obțin corpuri spațiale care reprezintă pe verticala considerată proporția de 100 % din aliaj și care indică și proporția grafică a constituenților și fazelor în prezență.

În subsolul diagramei ternare apare diagrama spațială de proporție a constituenților și fazelor, reprezentată în figura din planșa 4.1.



*PLANS A 4.1*

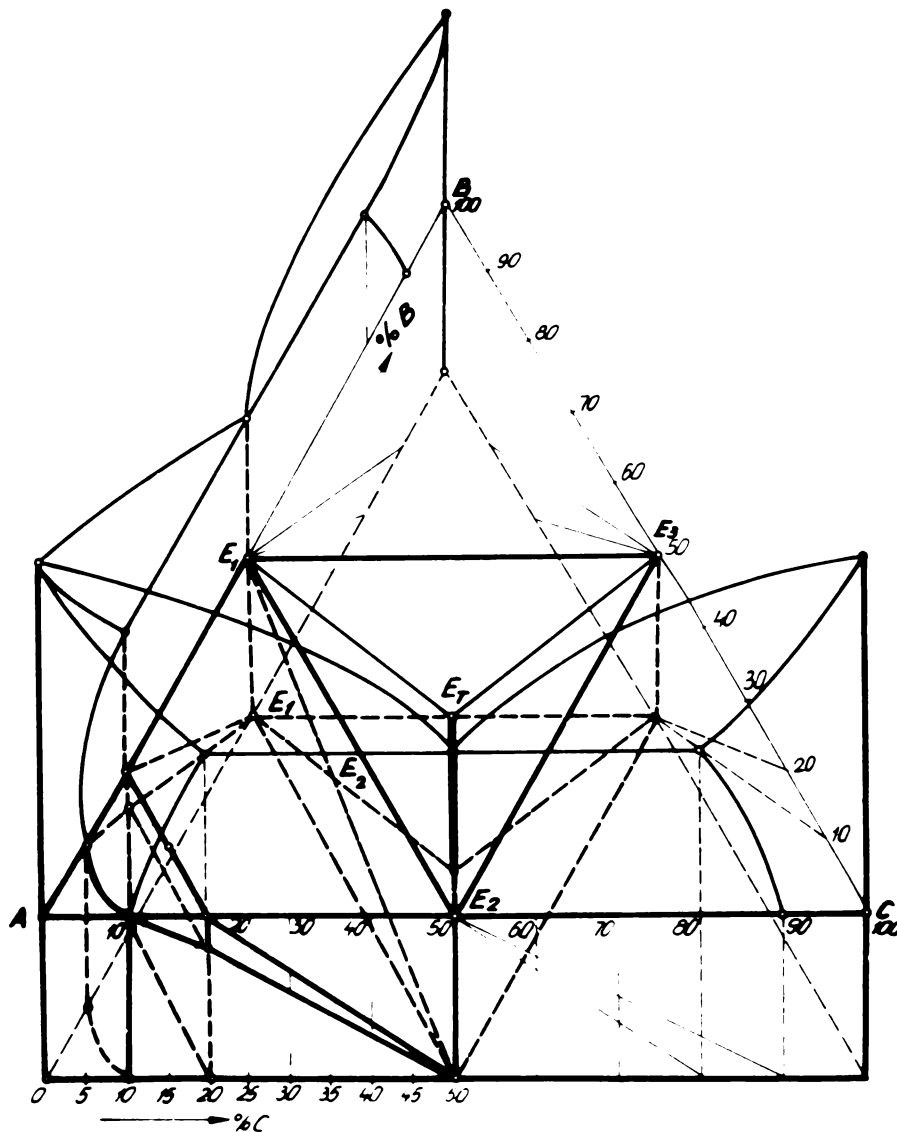


Fig. 4.32

Diagramă ternară de principiu A + B + C și proporția constituenților și fazelor pentru colțul din A.

In planul diagramei ternare se obține schema simplificată a domeniilor și constituenților în prezență (Fig. 4.33) (au fost neglijate pentru început, în scopul

simplificării, datele datorate limitelor de solubilitate reciprocă ale celor trei componente).

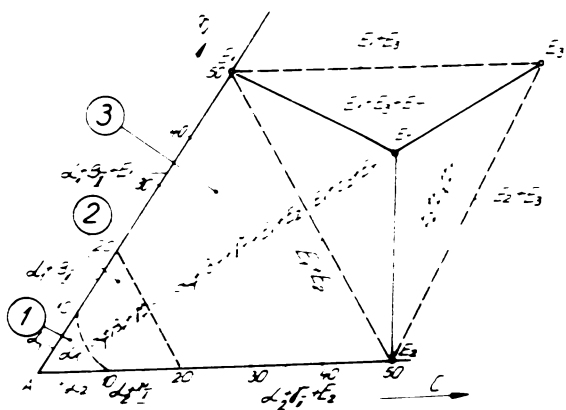


Fig. 4.33  
Repartiția constituenților la 20°C pentru diagrama din Fig. 4.32

Punctul de concentrație ternară se obține din concentrațiile binare a/B și b/C, prin paralele duse din concentrațiile binare la laturile AB și AC.

În figura 4.34 și în planșa 4.2. este reprezentată diagrama spațială de proporție a soluției solide ternare  $\alpha_T = \alpha_1 + \alpha_2 = A(B) + A(C)$ .

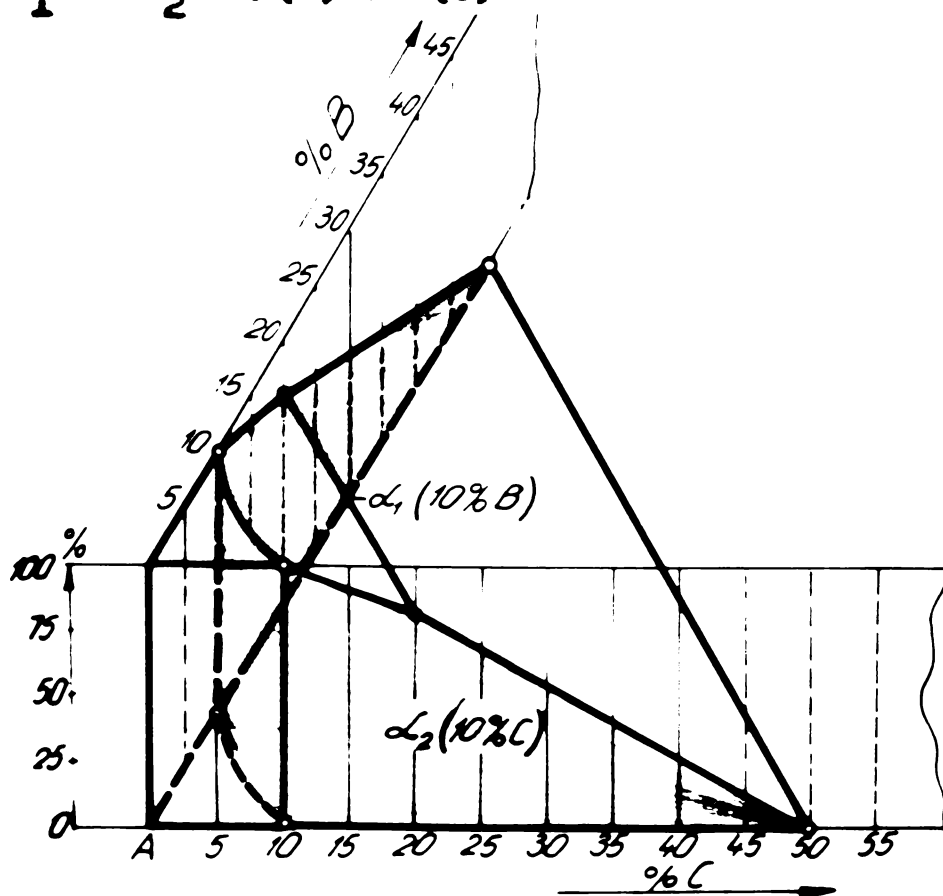


Fig. 4.34

Diagrama de proporție a soluției solide ternare  $\alpha_T$ .

In figura 4.35 și planșa 4.3 este reprezentată diagrama spațială de proporție a constituenților  $\beta_{\text{T}} + \gamma_{\text{T}} = (\beta_{\text{II}} + \gamma_{\text{II}}) + (\gamma_{\text{II}} + \beta_{\text{II}}) = [B(A) + C(A)] + [C(A) + B(A)] = [(B+C) (A)] + [(B+C) (A)]$

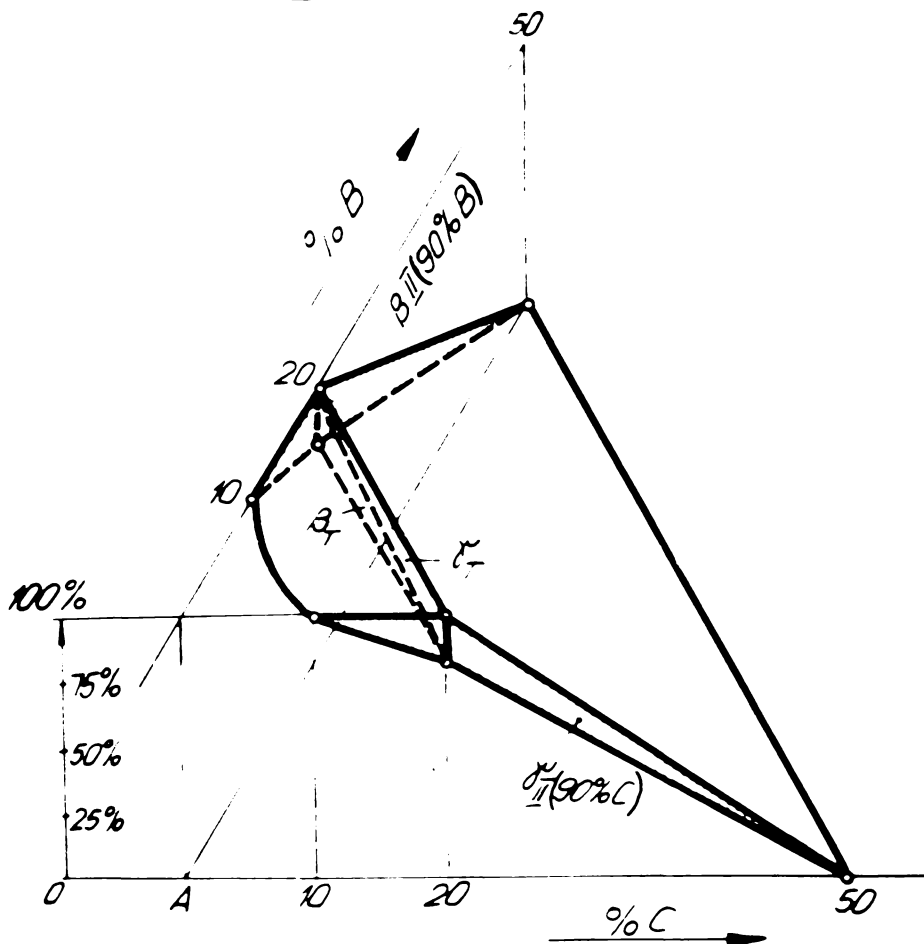
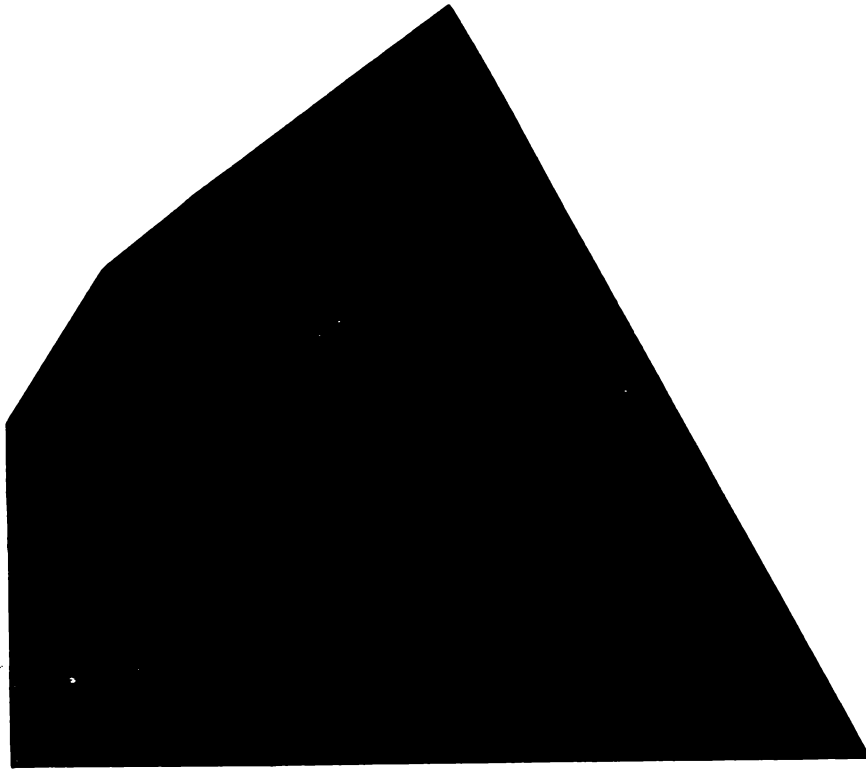


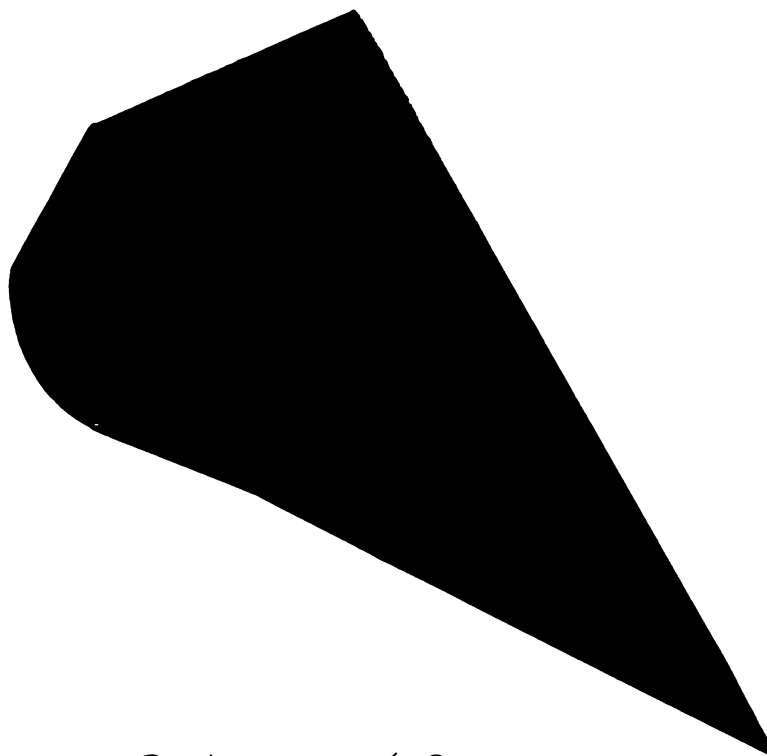
Fig. 4.35

Diagrama de proporție a constituenților ter-  
ner separat secundar.

In figura 4.36 și planșa 4.4 este reprezen-  
tată diagrama spațială de proporție a constituenților  
 $E_1 + E_2 = [(\alpha_{E1} + \beta_{E1II}) + (\beta_{E1} + \alpha_{E1III})] +$   
 $+ [(\alpha_{E2} + \gamma_{E2II}) + (\gamma_{E2} + \alpha_{E2III})]$  faze a căror varia-  
ție este reprezentată în figura 4.37.



*PLANSA 4.2*



*PLANSA 4.3*

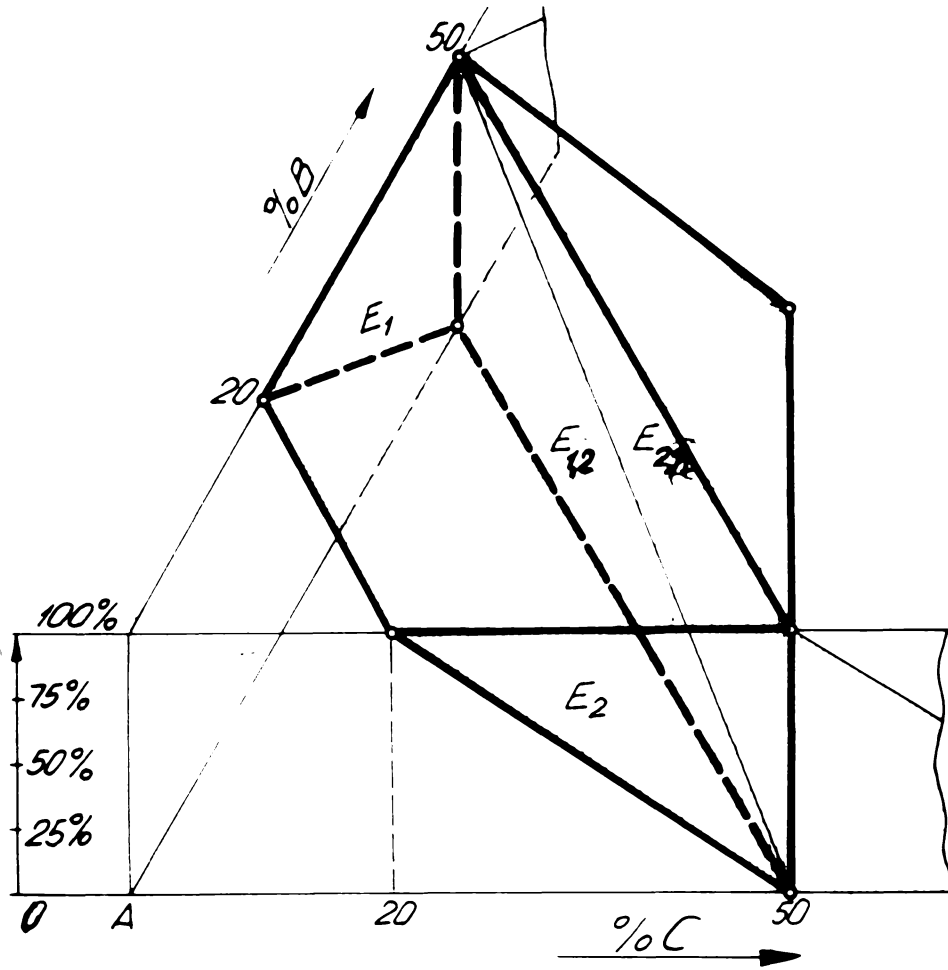


Fig. 4.36

Diagrama de proporție a constituenților eutectici

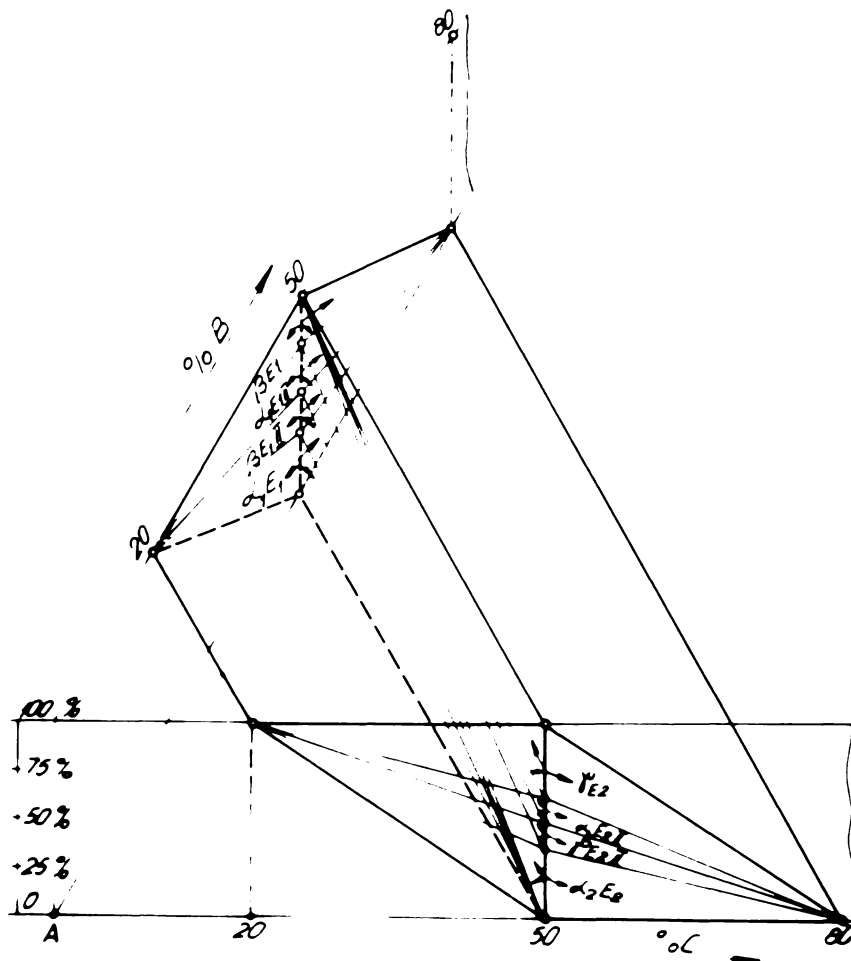


Fig. 4.37

Diagrama de proporție a fazelor eutectice



In figura 4.38 și planșa 4.5 este reprezentată diagrama de proporție a constituenților eutectici binari  $E_1$ ,  $E_2$  și  $E_3$  și a eutecticului ternar  $E_T$ .

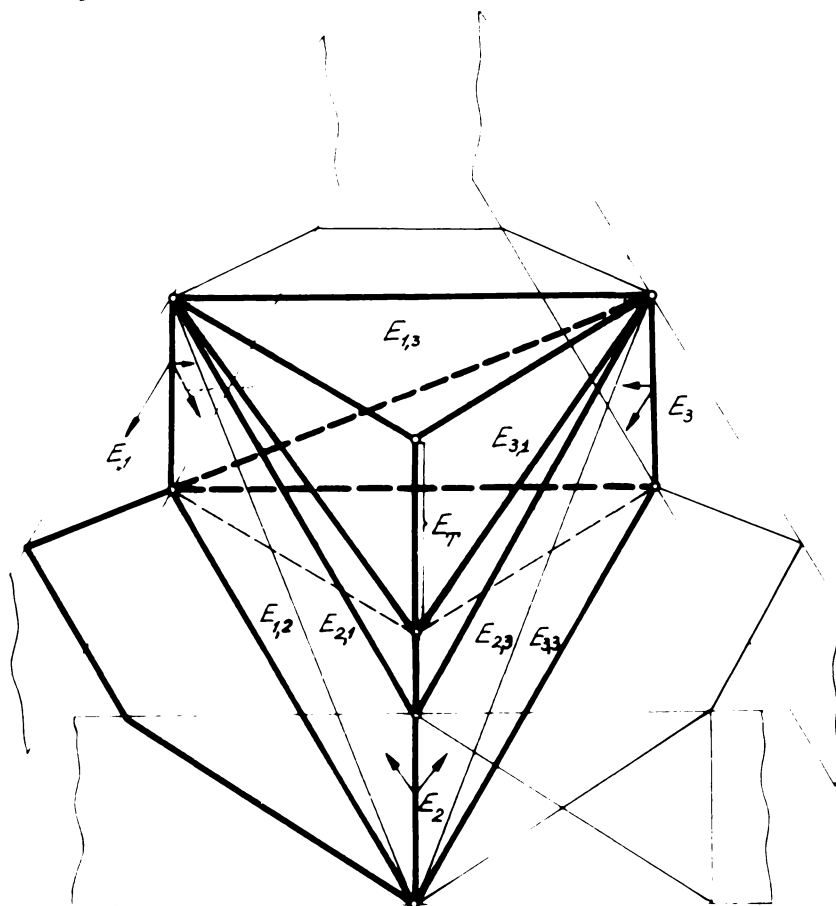
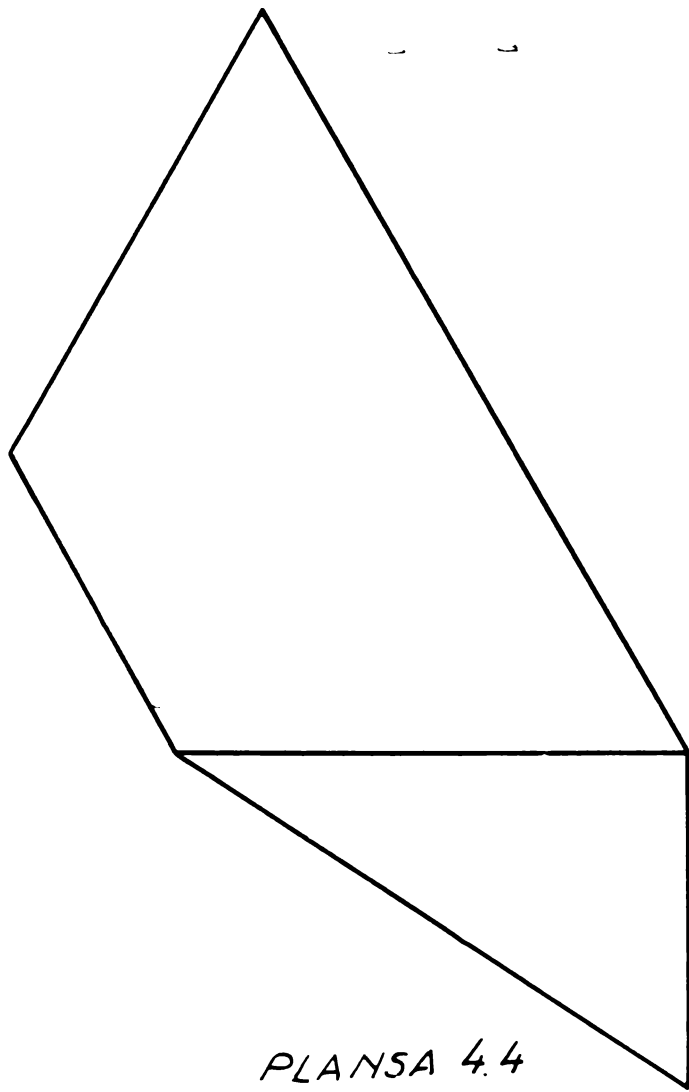


Fig. 4.38

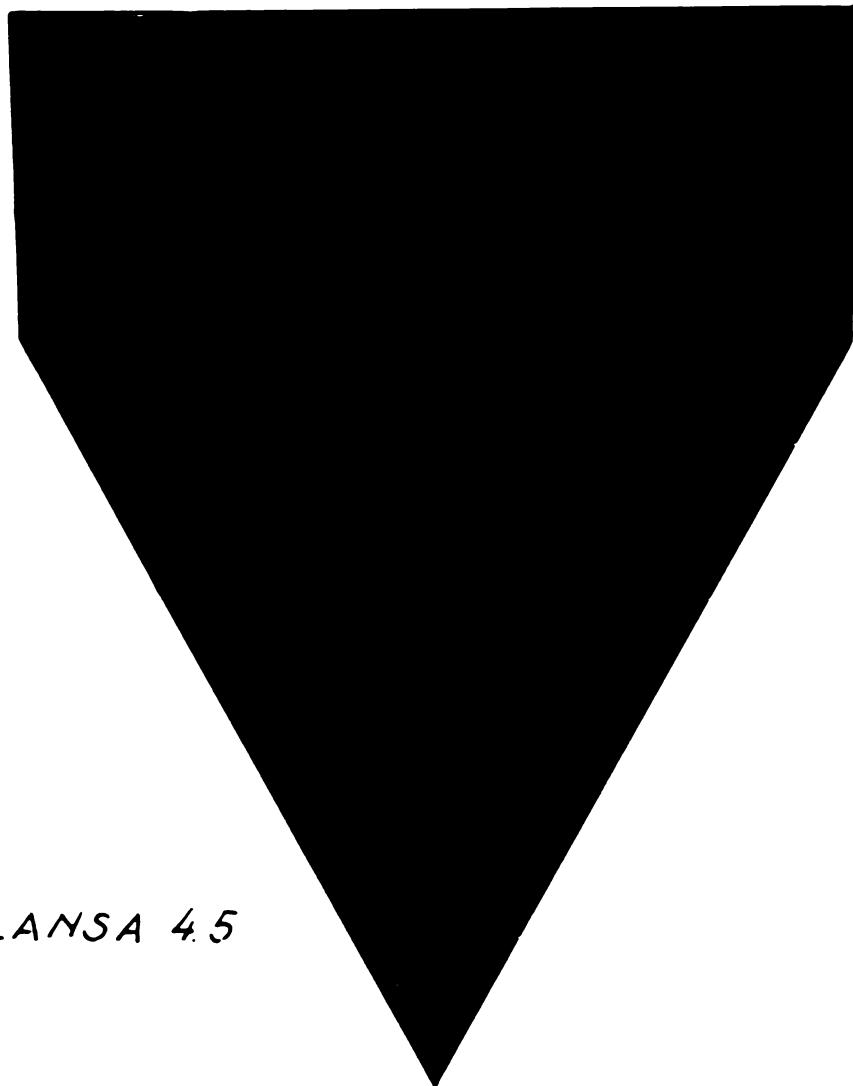
Diagrama de proporție a constituenților eutectici ternari.

Spre exemplificarea metodei de calcul analitic a proporției constituenților și ale fazelor la aliajele ternare, vom utiliza aceeași diagramă fictivă din figura 4.32 care a constituit subiectul exemplificărilor anterioare pentru ilustrarea grafică a proporțiilor. În cazul în care punctul "O" de concentrație a aliajului ternar, conținut în planul diagramei ternare, se află în domeniul I (fig.4.33) întreaga cantitate de aliaj este formată din soluția solidă ternară  $\alpha_T$ , care are constituția

$$\alpha_T = \alpha_1 + \alpha_2 = 100\% \text{ în care : } \alpha_1 = A(B) \\ \alpha_2 = A(C)$$



PLANSA 4.4



PLANSA 4.5

In cazul în care punctul "O" de concentrație a aliajului ternar este conținut în domeniul 2 Fig.4.33 reprezentat spațial în Fig.4.39, întreaga cantitate de aliaj va fi formată din  $\alpha_T$ ,  $\beta_T$  și  $\gamma_T$ .

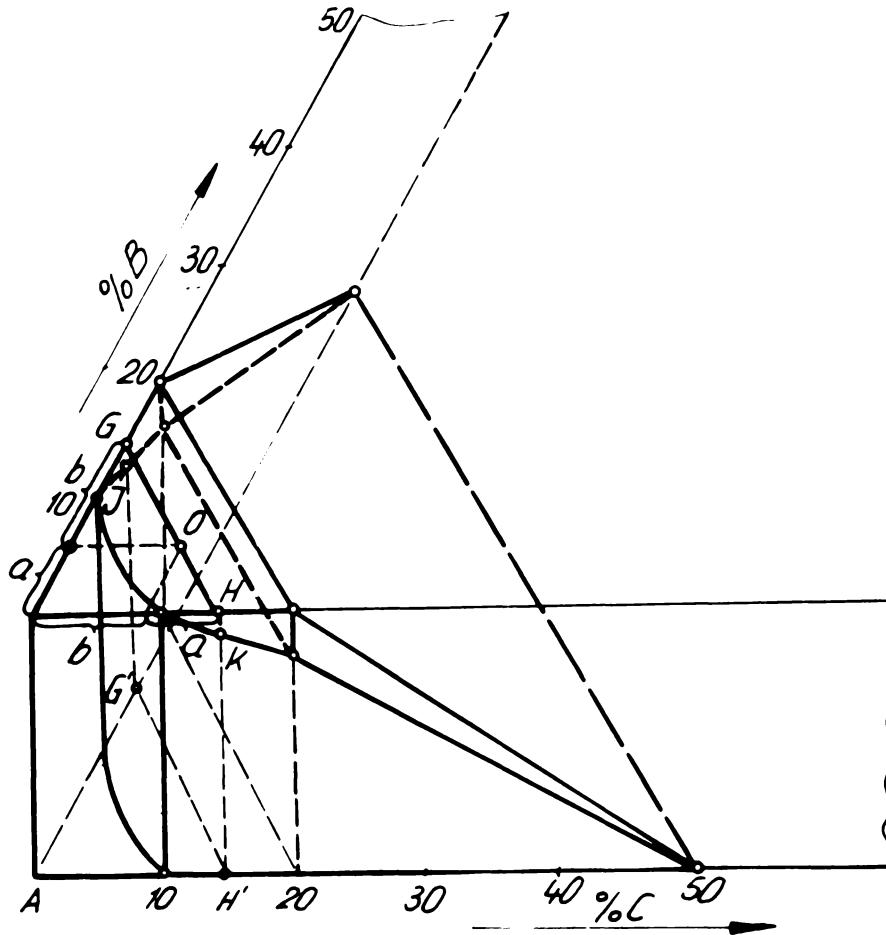


Fig. 4.39

Diagrama de proporție a constituenților. Punctul O de concentrație a %B și b %C.

$$\alpha_T + \beta_T + \gamma_T = 100\% \text{ în care}$$

$$\beta_T = B [(A), (C)]$$

$$\gamma_T = C [(A), (B)]$$

Pentru ilustrarea grafică a proporției constituenților vom considera un aliaj de concentrație a % B și b % C în rest A (fig.4.39) conținut în domeniul 2 (Fig.4.33). Prin punctul de concentrație "O" a aliajului ternar, se face o secțiune a diagramei de proporție a constituenților (Fig.4.39) cu un plan paralel cu latura BC, opusă constituentului majoritar. Acest plan întretaie diagrama ternară la concentrații

binare de  $(a+b)\%$  B și  $(a+b)\%$  C în care  $a = \% B$  și  $b = \% C$ , în punctele G și H, fiind de formă patrulateră regulată, înțretând diagramele de proporție a lui  $\beta_{II}$  în punctul I și a lui  $\gamma_{II}$  în punctul K. Se formează planul GHHG reprezentat separat în figura 4.40 și care este diagrama de proporție a constituentilor și fazelor aliajului ternar  $A\% + B\% + C\%$ .

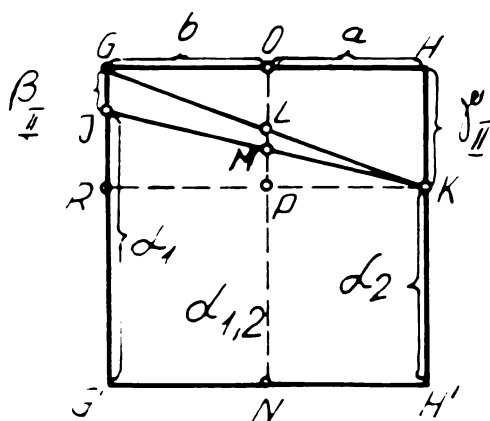


Fig. 4.40

Diagrama de proporție a constituentilor ternari pentru aliajul de concentrație O.

In care segmentele :

-  $\overline{GO} = b$  și  $\overline{O'H} = a$

b reprezentând  $\% C$  iar  $a, \% B$  din aliajul ternar,

-  $\overline{GI}$  reprezintă proporția constituentului binar  $\beta_{II}$

-  $\overline{HK}$  reprezintă proporția constituentului binar  $\gamma_{II}$

-  $\overline{IG'}$  reprezintă proporția constituentului binar  $\alpha_1$

-  $\overline{KH'}$  reprezintă proporția constituentului binar  $\alpha_2$ ,

la intersecția planului cu diagramele de proporție ale aliajelor binare. Dacă se unesc punctele I cu K și G cu K vom obține diagrama de variație a lui  $\gamma_T, \beta_T$  și  $\alpha_T$ .

$$\gamma_T = \overline{OL} ; \beta_T = \overline{IM} ; \alpha_{T(1,2)} = \overline{MN} = \overline{MP} + \overline{PN} \text{ a}$$

căror proporție în aliajul ternar se calculează din asemănarea triunghiurilor astfel :

$$\frac{\overline{GO}}{\overline{OL}} = \frac{\overline{GH}}{\overline{HK}} ; \overline{OL} = \gamma_T \frac{\overline{GO} \times \overline{HK}}{\overline{GH}} ;$$

$$\gamma_T = \frac{b \times \overline{HK}}{\overline{GO} + \overline{OH}} = \frac{b \times \overline{HK}}{b + a}$$

$$\boxed{\gamma_T = \frac{\% C \times \gamma_{II}}{\% C + \% B}} \quad (4.18)$$

Din figura 4.41 în care s-a dat o altă formă de reprezentare a proporției constituenților vom avea :

$$\begin{aligned} \gamma_T = \overline{xy} + \overline{yz} &= \frac{\overline{GO} \times \overline{GI}}{\overline{OH} + \overline{GO}} + \frac{\overline{GO} \times (\overline{HK} - \overline{GI})}{\overline{OH} + \overline{GO}} = \\ &= \frac{\% C \times \beta_{II} + \% C \times (\gamma_{II} - \beta_{II})}{\% C + \% B} = \frac{\% C \times (\beta_{II} + \gamma_{II} - \beta_{II})}{\% C + \% B} \\ &= \frac{\% C \times \gamma_{II}}{\% C + \% B} \end{aligned} \quad (4.19)$$

deci formula 4.18 se verifică cu 4.19.

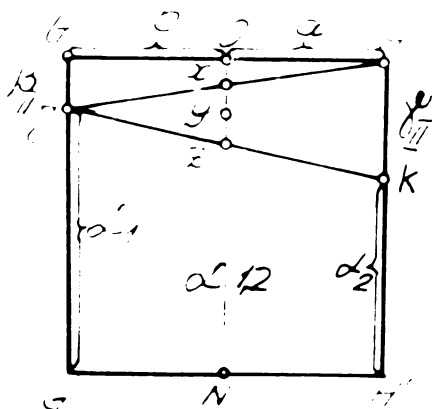


Fig.4.41

Diagrama de proporție a constituenților ternari pentru aliajul de concentrație 0.

Din figura 4.40

$$\beta_T = \overline{IM} = \overline{LP} - \overline{MP} = \frac{\overline{KP} \times \overline{GR}}{\overline{KP} + \overline{PR}} - \frac{\overline{KP} \times \overline{IR}}{\overline{KP} + \overline{PR}}$$

unde

$$\overline{KP} = \overline{OH} = a = \%B$$

$$\overline{GR} = \overline{HK} = \gamma_{II}$$

$$\overline{PR} = \overline{GC} = b = \%C$$

$$\overline{IR} = \gamma_{II} - \beta_{II}$$

deci

$$\begin{aligned} \beta_T &= \frac{\%B \times \gamma_{II}}{\%B + \%C} - \frac{\%B(\gamma_{II} - \beta_{II})}{\%B + \%C} = \frac{\%B(\gamma_{II} - \gamma_{II} + \beta_{II})}{\%B + \%C} = \\ &= \frac{\%B \times \beta_{II}}{\%B + \%C} \end{aligned}$$

ceea ce se verifică prin deducția directă din fig.4.41

$$\frac{\overline{OH}}{\overline{OX}} = \frac{\overline{HG}}{\overline{GI}}; \overline{OX} = T = \frac{\overline{OH} \times \overline{GI}}{\overline{HG}} = \frac{a \times \beta_{II}}{GO + OH} = \frac{\%B \times \beta_{II}}{\%C + \%B}$$

deci

$$\beta_T = \frac{\%B \times \beta_{II}}{\%C + \%B} \quad (4.20)$$

Din figura 4.40

$$\alpha_{T \text{ rest}} = \overline{MN} = \overline{PM} + \overline{PM} = \frac{\overline{KP} \times \overline{IR}}{\overline{KR}} + \overline{PR}$$

in care :

$$\overline{KP} = \overline{OH} = a = \%B$$

$$\overline{IR} = \gamma_{II} - \beta_{II}$$

$$\overline{KR} = \overline{KP} + \overline{PR} = \overline{OH} + \overline{CG} = a + b = \%B + \%C$$

$$\overline{PN} = \overline{KH'} = \alpha_2 \text{ (val.min.dintre cele 2 soluții } \alpha_1 \text{ și } \alpha_2)$$

deci

$$\alpha_{T\text{rest}} = \alpha_2 + \frac{\%B (\gamma_{II} - \beta_{II})}{\%B + \%C} \quad (4.21)$$

Decurge din aceste formule următoarea regulă după care se vor rezolva proporțiile constituenților sau fazelor la diagramele ternare pentru domeniile cu 3 faze  $\alpha_T$ ,  $\beta_T$  și  $\gamma_T$  (domeniul 2 fig.4.33).

Regulă:

Proporția unei faze este egală cu produsul dintre concentrația în componentul de aliere al fazei  $\alpha$  (B generează  $\beta$  și C generează  $\gamma$  etc...) și proporția fazei respective binare (la concentrația dată de suma concentrațiilor în aliaj a elementelor de aliere), raportat la suma concentrațiilor în aliaj a elementelor de aliere.

Proporția fazei rest este egală cu proporția sa minimă binară însumată cu produsul dintre concentrația în aliaj în element de aliere la care faza formează proporția maximă binară și diferența celorlalte două faze, raportat la suma concentrațiilor în aliaj a elementelor de aliere.

Regula este valabilă pentru cazul în care planul GHE'G' (adică diagrama de proporție a constituenților și fazelor pentru aliajul ternar A% + B% + C%), întretaie diagramele de proporție a constituenților și fazelor aliajelor binare A+B și A+C, în domenii care prezintă constituenți de același mm. Această situație este reprezentată în fig. 4.42, unde planul:

$G_1H_1h_1'G_1'$  întretaie diagramele de proporție a constituenților și fazelor aliajelor binare AB și AC în punctele  $K_1$ ,  $H'_1$  respectiv  $G_1$ ,  $I_1$ ,  $G'_1$ . Pentru aceste puncte se formează diagrama de proporție a constituenților și fazelor ternare din Fig. 4.43.

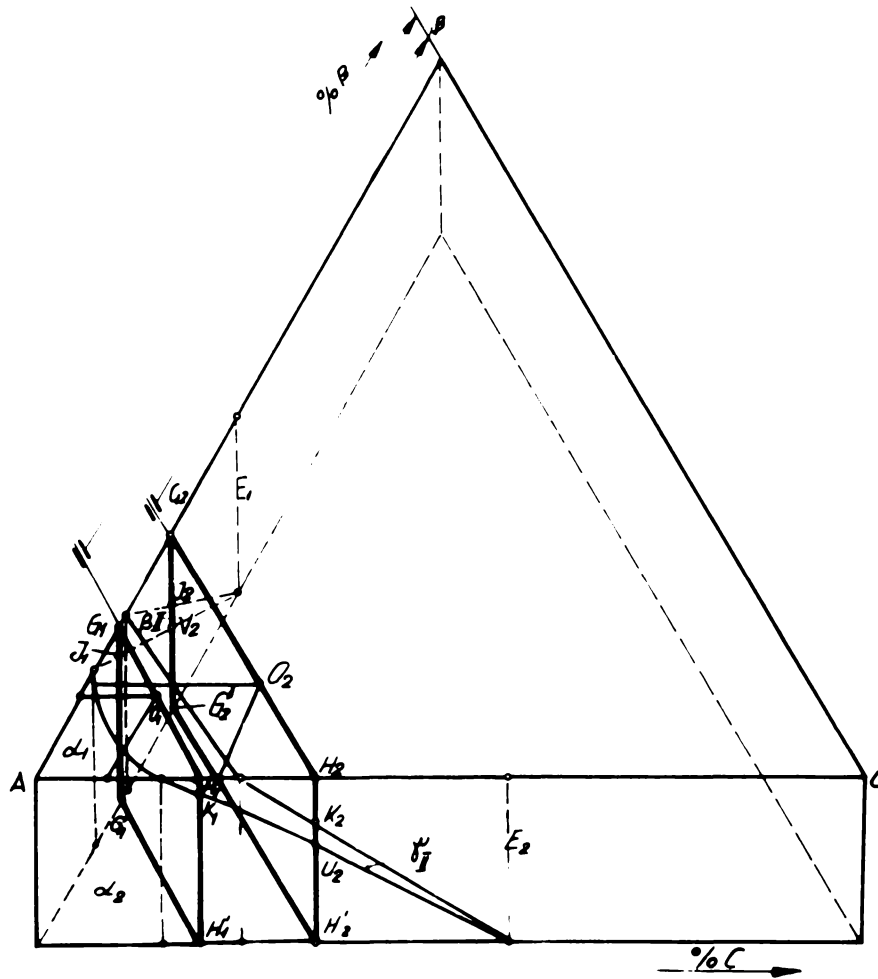


Fig. 4.42

Diagrama ternară A + B + C. Aliajele de concentrație  $\alpha_1$  ;  $\alpha_2$ .



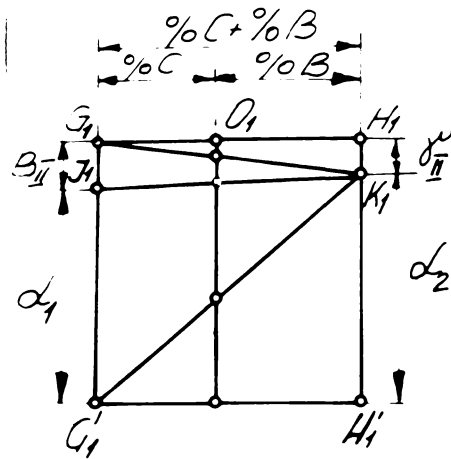


Fig. 4.43

Diagramele de proporție a constituenților ternari la concentrațiile  $O_1$  și  $O_2$ .

iar planul :  $G_2H_2H'_2G'_2$  întretaie diagramele de proporție a constituenților și fazelor aliajelor binare AB și AC în punctele  $H_2, K_2, U_2, H'_2$  respectiv în  $G_2, I_2, V_2, G'_2$ .

Pentru aceste puncte se formează diagrama de proporție a constituenților și fazelor ternare din Fig.4.44.

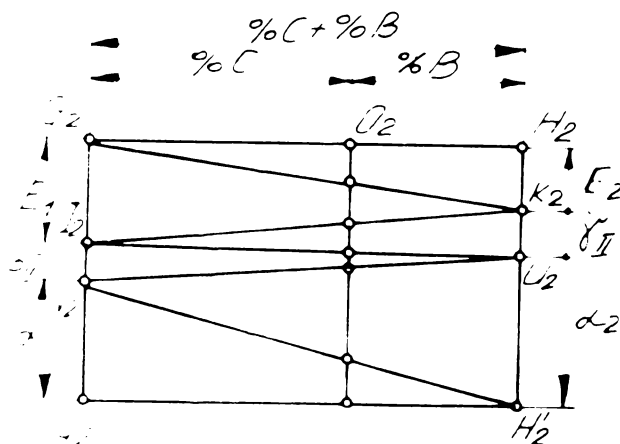


Fig. 4.44

Diagramele de proporție a constituenților ternari la concentrațiile  $O_1$  și  $O_2$ .

In ambele cazuri dreptele  $G_1O_1H_1$  și  $G_2O_2H_2$  sînt paralele cu latura BC, opusă componentului majoritar A. Latura BC reprezintă aliajul binar B+C.

In aceste situații se aplică regula generală de calcul analitic enunțată anterior.

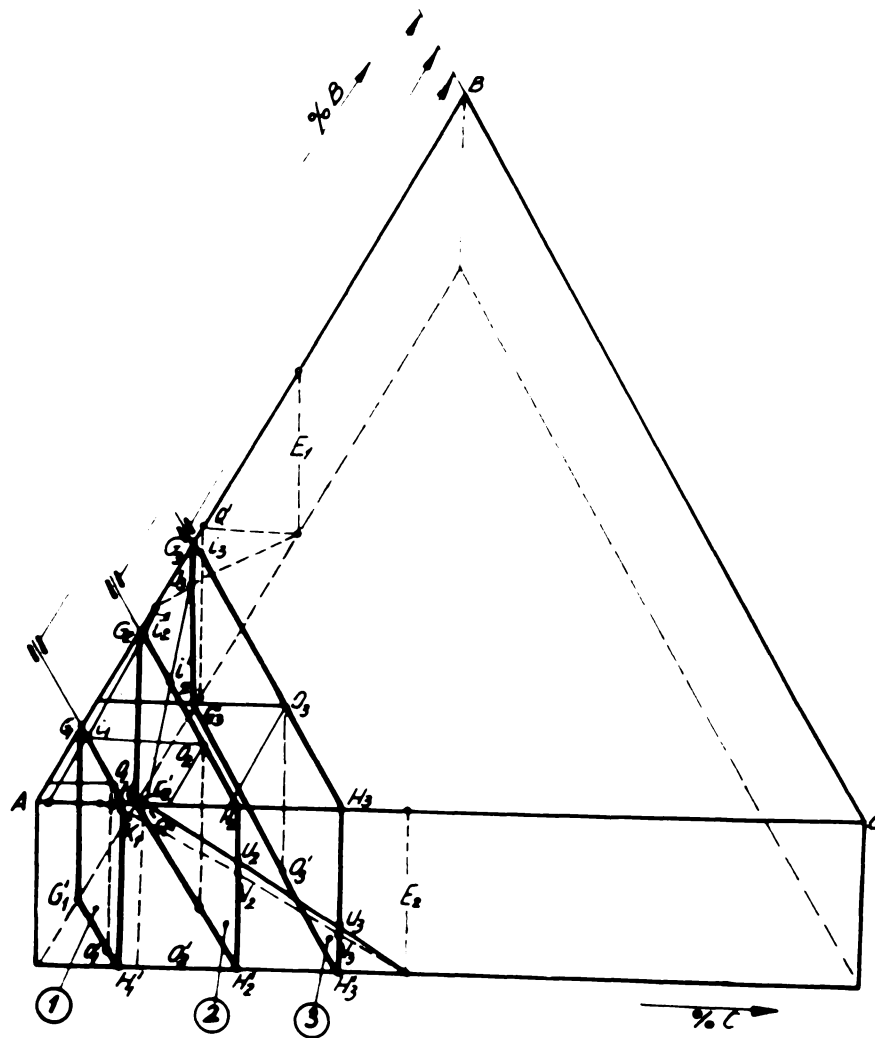


Fig. 4.45

Diagrama ternară A + B + C. Planele concentrațiilor  $O_1$ ;  $O_2$ ;  $O_3$  în caz particular.

In cazul particular ilustrat în Fig. 4.45, în care planele ①, ② și ③ nu întretaie diagramele de proporție a constituenților și fazelor aliajelor binare A + B și A + C în domenii cu constituenți și faze de același nume, se propune o metodă de calcul analitică (pentru a cărei realizare se efectuează un artificiu), sau metoda de calcul grafo-analitică, sau metoda de calcul grafică.

Aici se formează planele :

- ①  $G_1H_1H'_1G'_1$
- ②  $G_2H_2H'_2G'_2$
- ③  $G_3H_3H'_3G'_3$

la care dreptele :  $G_1H_1$  ;  $G_2H_2$  și  $G_3H_3$  sunt paralele între ele și în consecință paralele fiecare cu latura BC.

Aceste plane sunt reprezentate în figurile 4.46...4.49.

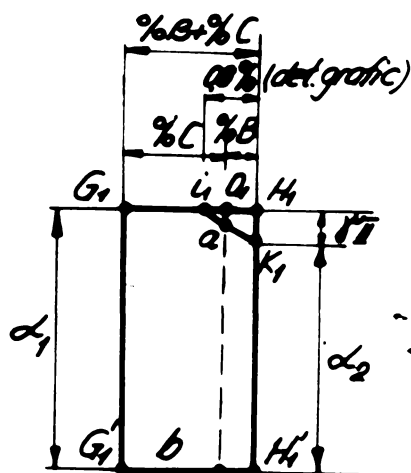


Fig. 4.46

Diagrama de proporție a constituenților ternari pentru concentrațiile  $O_1$  ;  $O_2$  ;  $O_3$ .

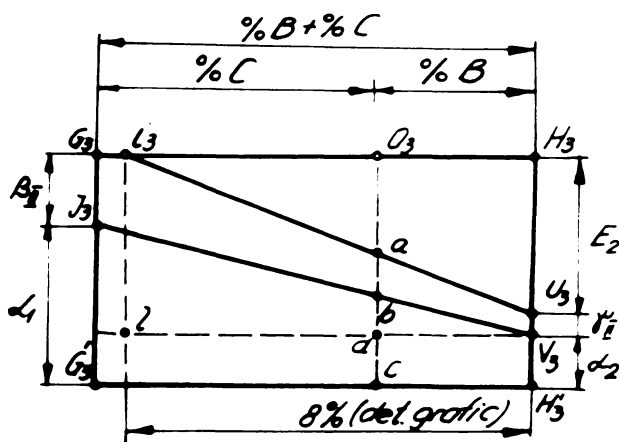
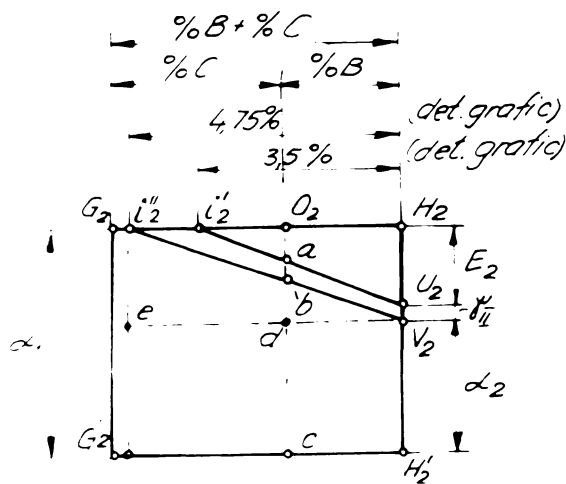
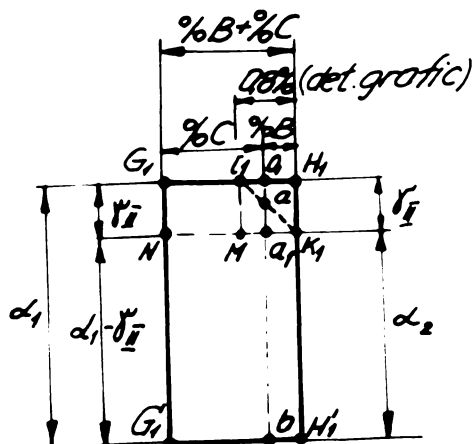


Fig. 4.47 ; 4.48 ; 4.49

Diagramele de proporție a constituenților ternari pentru concentrațiile  $U_1$ ;  $U_2$  și  $U_3$ .

Din figurile 4.46...4.49 rezultă o intersecție a planelor diagramei de proporție a constituenților ternari cu cele a constituenților binari, în domenii diferite și anume  $\alpha_{AB}$  pe de o parte și  $\alpha_{AC} + \beta_{II}$  pe de altă parte în figura 4.46,  $\alpha_{AB}$  cu  $\alpha_{AC} + \beta_{II} + E_{AC}$  în figura 4.48 și  $\alpha_{AB} + \beta_{II}$  cu  $\alpha_{AC} + \beta_{II} + E_{AC}$  în figura 4.49.

În aceste cazuri se pot aplica în scopul efectuării calculului proporției constituenților și fazelor aliajelor ternare, fie o metodă analitică pentru cazurile particulare admise mai sus, fie o metodă grafo-analitică.

Atât pentru cazul general rezolvat anterior, cât și pentru cazul particular, pe lângă metodele analitice și grafo-analitice se poate aplica și metoda grafică de stabilire a proporției constituenților și fazelor aliajelor ternare.

#### 4.4.2. - Metoda analitică de calcul a cazului particular

Dacă în fig.4.48 se aplică artificii prin care în diagramele de proporție a aliajelor ternare planele (1) (2) și (3), se obțin de-a lungul întregii concentrații ternare aceeași constituenți și faze, se pot stabili principiile de calcul analitic a cazului particular.

Artificiul constă din rotirea în jurul dreptei  $OC'$  de concentrație ternară  $D\% + C\%$ , a planelor diagramei de proporție a constituenților un unghi  $\omega$ , pînă cînd punctul de concentrație  $G$  atinge concentrația limitei de solubilitate a componentului  $B$  în  $A$ .

Aceasta se realizează în cazul reprezentărilor grafice în felul indicat în figurile : 4.50...4.53.

În fig.4.50 planul (1) se rotește în jurul dreptei de concentrație  $O_1O_1'$  cu un unghi  $\omega_1$ , pînă cînd punctul de concentrație  $G_1$  se confundă cu punctul de concentrație care reprezintă limita minimă de solubilitate a lui  $B$  în  $A$ , formînd cu diagrama binară  $A+B$  o intersecție în punctul  $G_1$ . Se formează un nou plan al proporției constituenților ternari :  $G_1H_1H_1'G_1'$ .

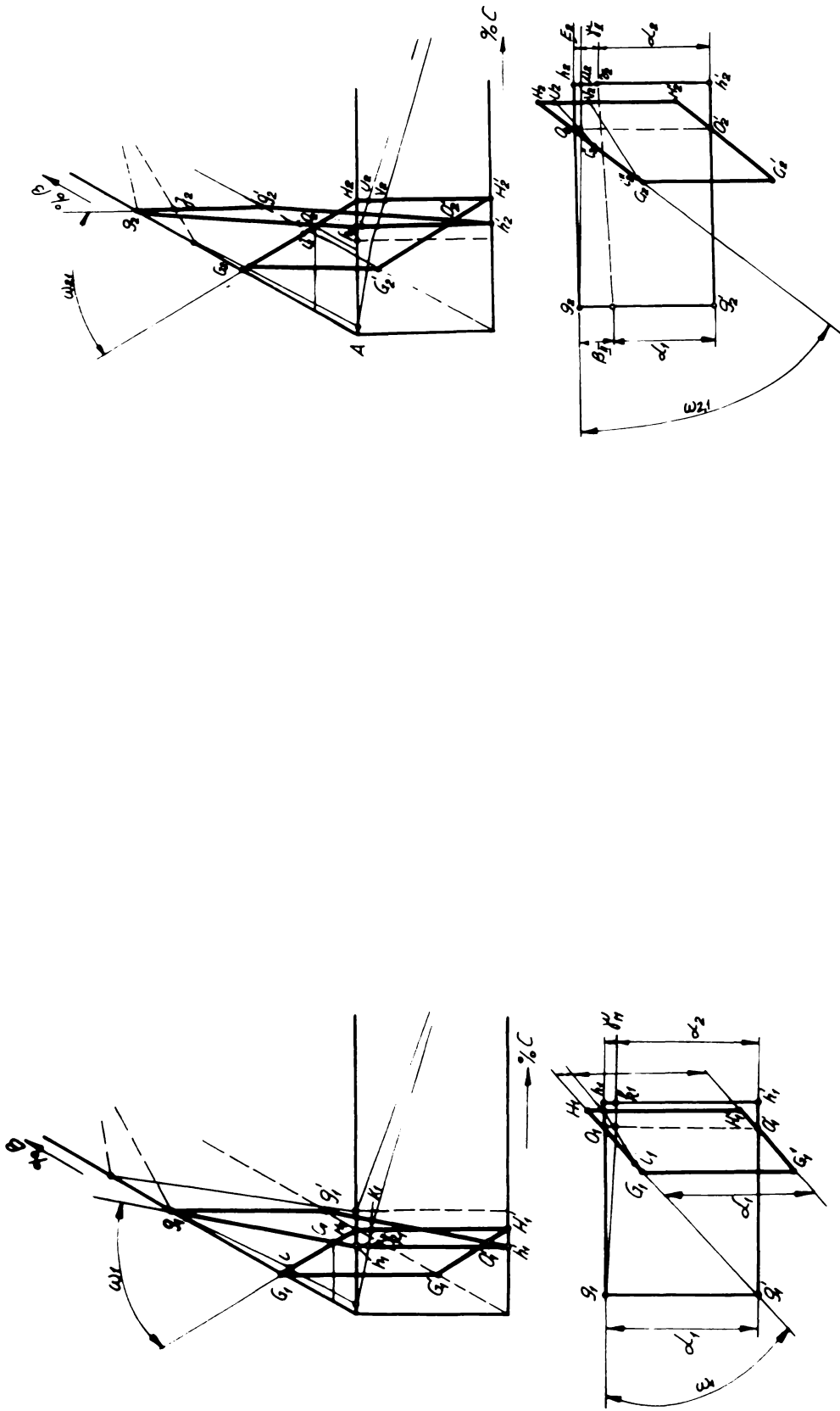


Fig. 100

Fig. 100. Mecanismul vertical  $\omega_{2,1}$  al  
 planului de concentratie a constitutivilor tornari  
 pentru aliajul de concentratie tornarii

Fig. 101

Fig. 101. Mecanismul vertical  $\omega_{2,1}$  al  
 planului de concentratie a constitutivilor tornari  
 pentru aliajul de concentratie tornarii  $\omega_{2,1}$ , cu  
 unghiul de rotire  $\omega_{2,1}$ .

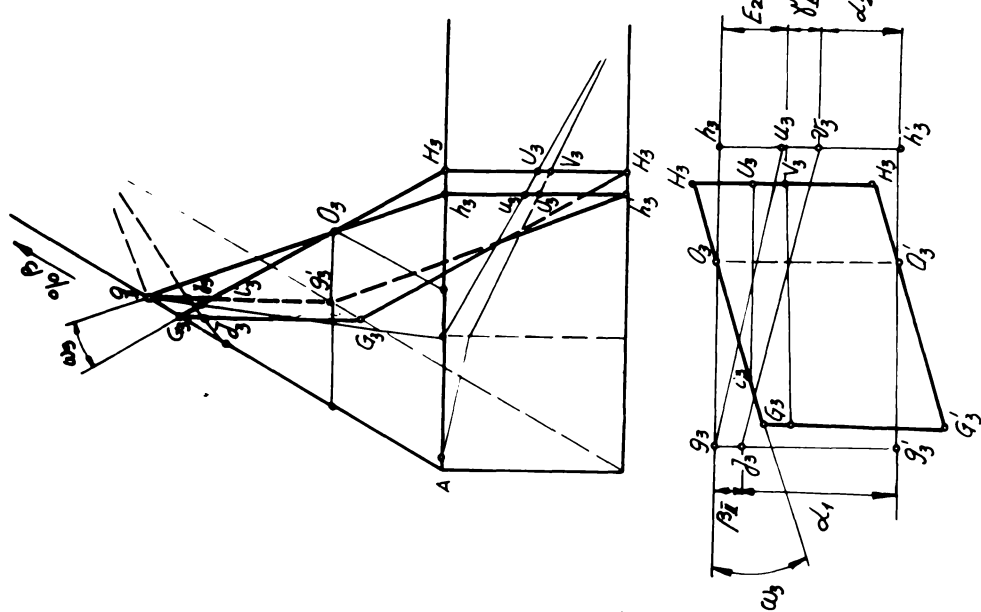


Fig. 4.53

Schema de rotire în jurul verticalei  $O_3O_3'$ , a planului de proporție a constituenților țernari, pentru aliajul de concentrație ternară  $O_3$ .

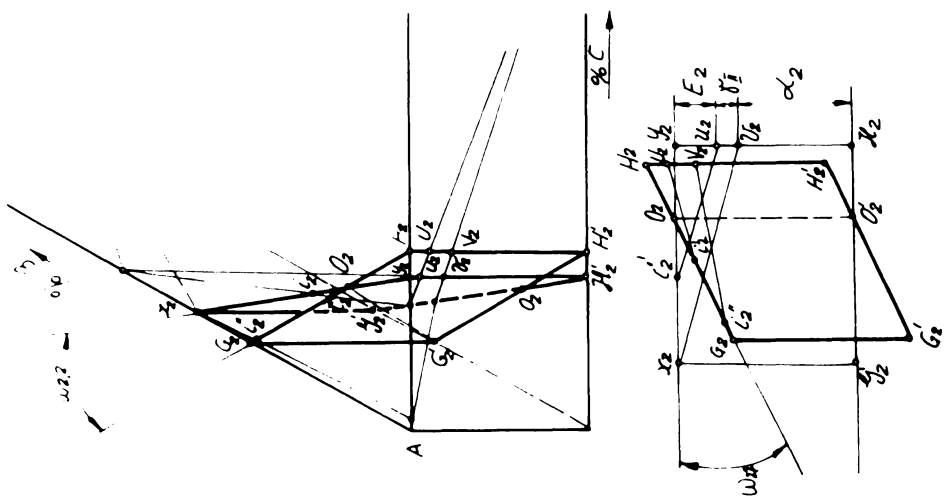


Fig. 4.52

Schema de rotire în jurul verticalei  $O_2O_2'$ , a planului de proporție a constituenților țernari pentru aliajul de concentrație ternară  $O_2$ , cu unghiul de rotație  $\omega_{2,2}$ .

Planul (2) (4.51) se rotește în jurul dreptei de concentrație  $O_2O_2'$  un unghi  $\omega_{2,1}$  pînă cînd punctul  $G_2$  se confundă cu punctul de concentrație care reprezintă limita maximă de solubilitate a lui B în A, formînd cu diagrama binară A+B o intersecție în punctul  $g_2$ . Se formează un nou plan  $g_2h_2h_2'G_2'$ .

Planul (2) (4.52) se rotește apoi în aceleași condițiuni cu un unghi  $\omega_{2,2}$  pînă cînd punctul  $G_2$  se confundă cu punctul de concentrație care reprezintă limita minimă de solubilitate a lui B în A, formînd cu diagrama binară A+B o intersecție în punctul  $x_2$ . Se formează un nou plan al proporției constituentilor ternari  $x_2y_2H_2'G_2'$ .

Planul (3) (4.53) se rotește în jurul dreptei de concentrație  $O_3O_3'$  cu un unghi  $\omega_3$  pînă cînd punctul  $G_3$  se confundă cu punctul de concentrație care reprezintă limita maximă a solubilității lui B în A, formînd cu diagrama binară A+B o intersecție în punctul  $g_3$ . Se formează un nou plan al proporției constituentilor ternari  $g_3h_3h_3'G_3'$ .

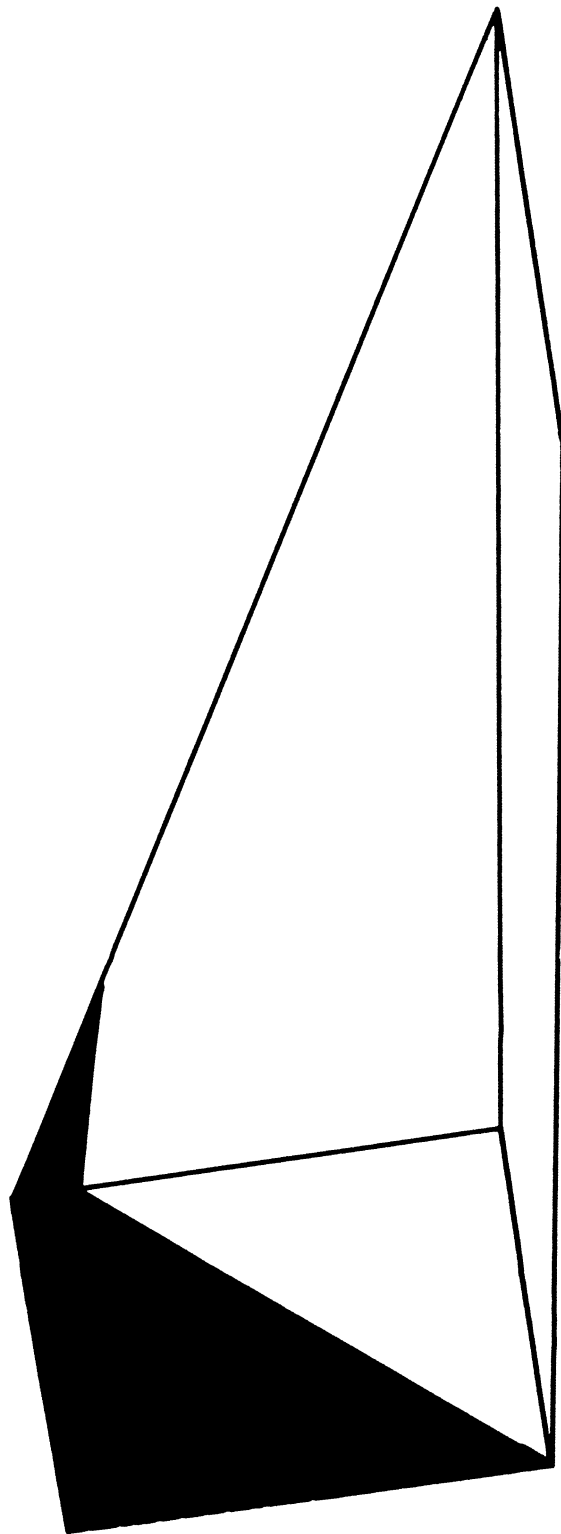
Prin pivotarea celor trei plane în jurul concentrațiilor  $O_1O_1'$ ;  $O_2O_2'$  și  $O_3O_3'$  care reprezintă proporția constituentilor și fazelor ternare pentru concentrațiile  $O_1$ ;  $O_2$  și  $O_3$ , proporție care rămîne aceeași pentru indiferent ce poziție de rotație iau planele (1), (2) și (3), în limitele domeniilor respective.

Se formează astfel premiza de calcul după metoda analitică a cazului particular, posibil aplicabilă pe planele rotite.

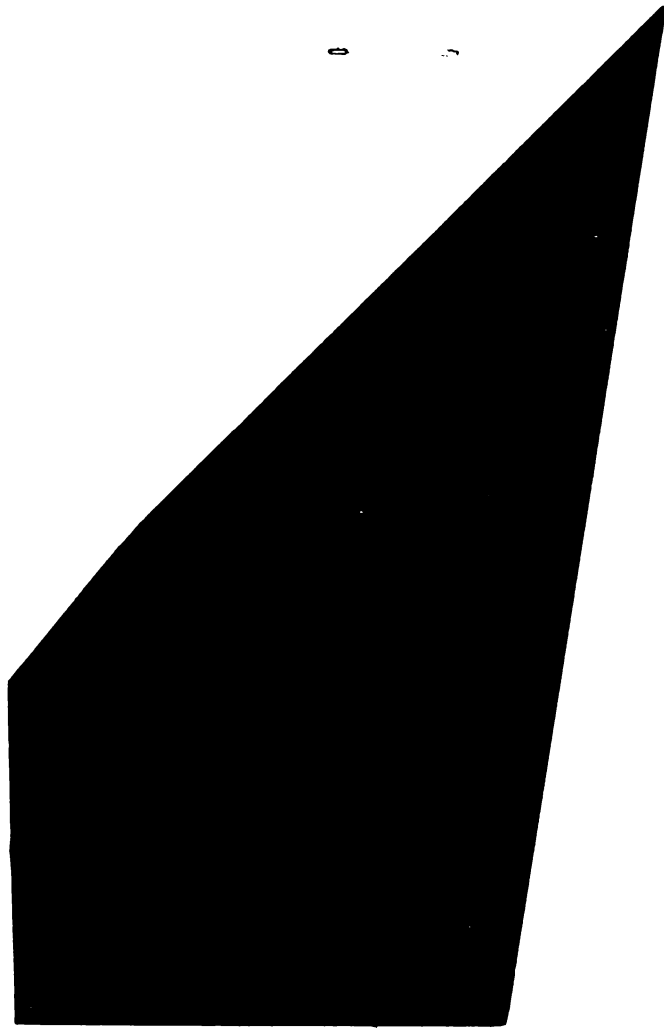
Pentru stabilirea regulei generale de calcul și apoi pentru posibilitatea comparării rezultatelor obținute, se ia diagrama din fig. 4.54 care reprezintă cazul concret al aliajului ternar Al-Cu-Si.

În planșele 4.6...4.9 sînt redată figurile spațiale ale domeniilor de proporție a constituentilor, pentru aliajul Al-Cu-Si.

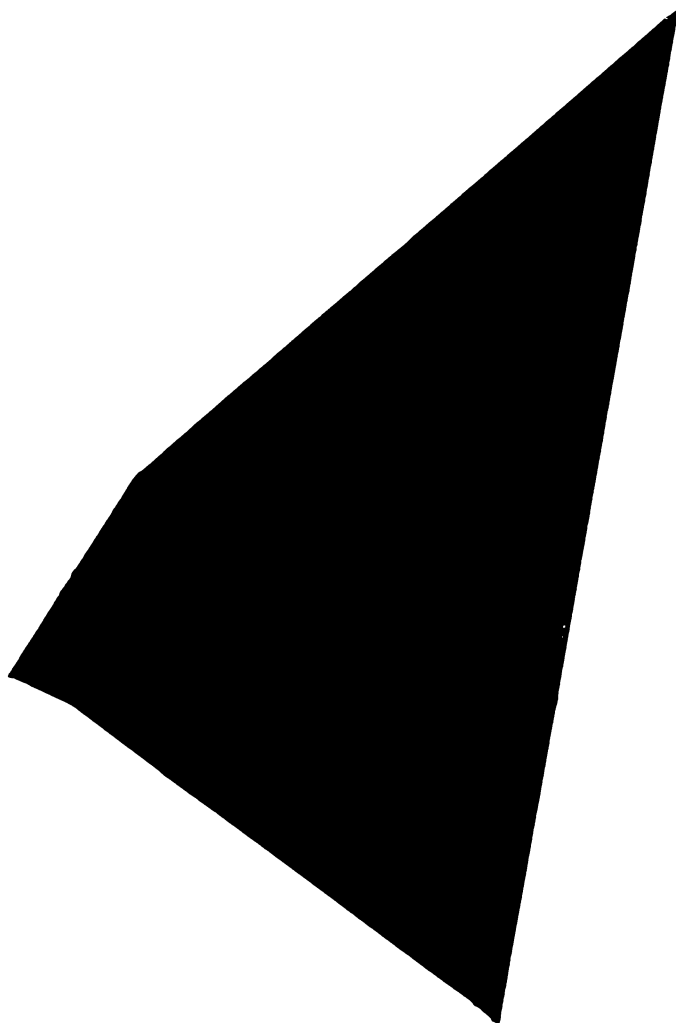




PLANSA 4.6

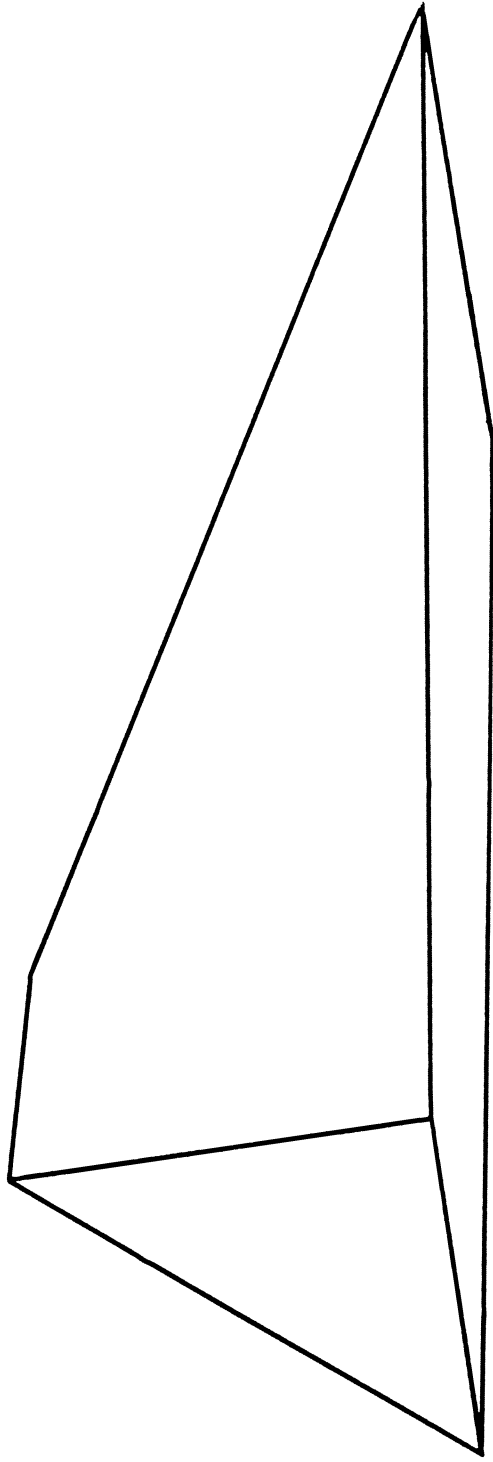


*PLANSA 4.7*



*PLANSA 4.8*

o 37o



PLANSA 4.9

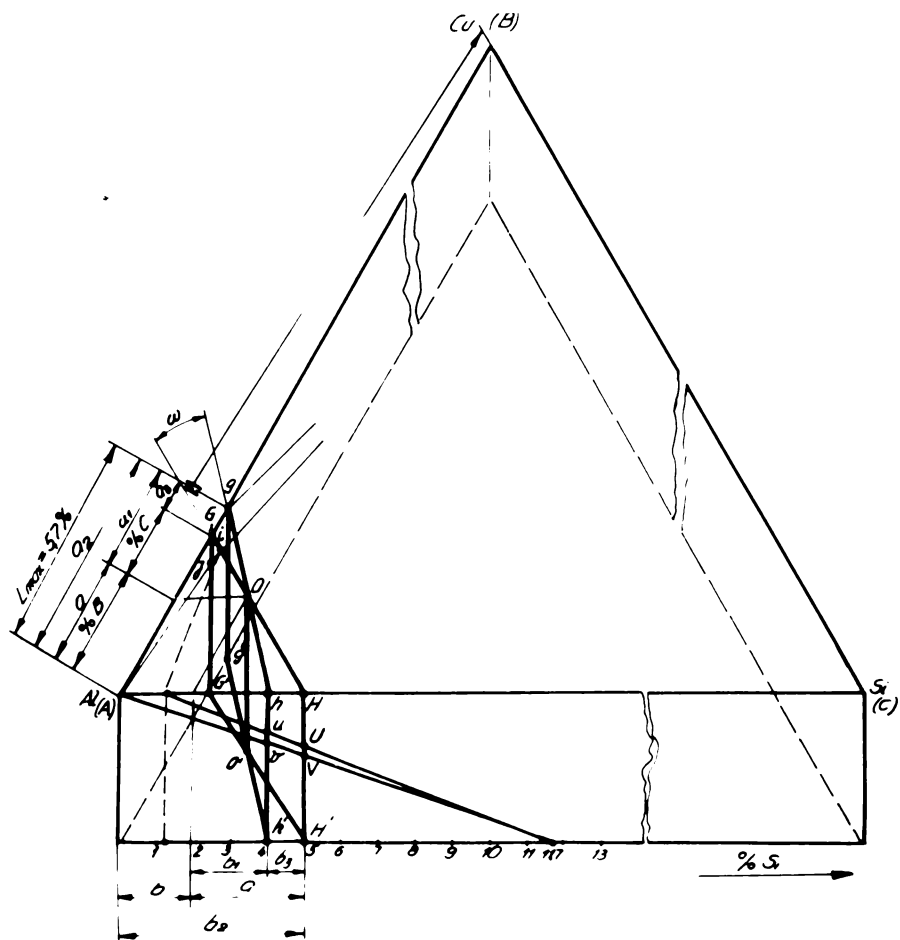


Fig. 4.54

Diagrama ternară Al-Cu-Si. Aliajul de concentrație 0 (a% Cu, b% Si). Schema de rotire a planului cu unghiul  $\omega$ .

In planul diagramei ternare fig.4.54 se consideră punctul de concentrație ternară  $O$  avind  $3\%$   $Cu$ ,  $2\%$   $Si$  și  $95\%$   $Al$ . Ducind prin  $O$  o paralelă la  $BC$  se obține linia  $GOH$  de concentrație ternară care are caracteristica  $9\% + 6\% =$  constant. Această linie întretaie diagramele binare  $A+B$  și  $A+C$  în punctele  $G$  și  $H$ . Se furnează planul diagramei de proporție a constituenților și fazelor ternare :  $GHH_1G_1$  reprezentat în fig.4.55.

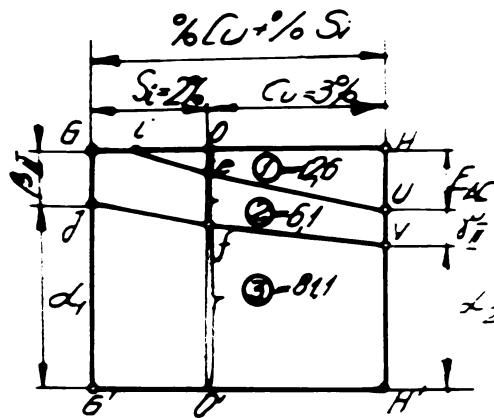


Fig. 4.55

Diagrama de proporție a constituenților ternari pentru aliajul de concentrație  $O$  ( $GH$  paralelă cu dreapta  $BC$ ).

Acest plan se rotește în jurul dreptei de concentrație ternară dată  $OO'$ , cu un unghi  $\omega$ , pînă cînd punctul  $G$  de concentrație binară ( $A+B$ ) situat la valoarea  $\%B + \%C$ , va lua poziția punctului  $g$  de concentrație binară ( $A+B$ ) =  $a_2$ . Concentrația punctului  $g$  este aceea la care diagrama binară  $A+B$  prezintă valoarea limitei maxime de solubilitate a lui  $B$  în  $A$ . Se furnează un nou plan al proporției constituenților ternari :  $ghh'g'$  reprezentat în fig.4.56.

In fig.4.55 nefiindu-ne dată valoarea segmentului  $\overline{GO}$  nu se poate aplica metoda de calcul analitică. În urma rotației planului reiese din fig.4.56 posibilitatea aplicării metodei analitice :

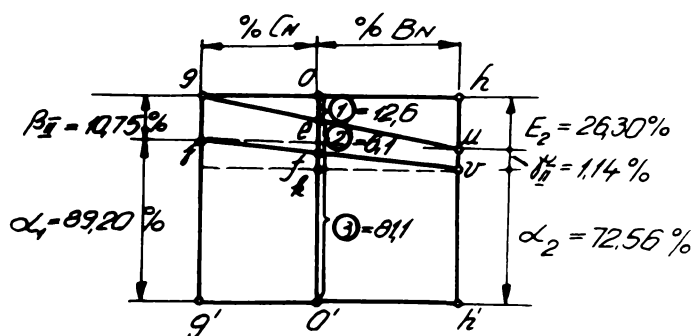


Fig. 4.56

Diagrama de proporție a constituenților ternari pentru concentrația 0 a aliajului ternar, rotit cu unghiul  $\omega$ .

În fig.4.54 din triunghiul  $GgO$  în care sînt cunoscute laturile

$GO = \%C$  din aliajul ternar, pentru  $GCH \parallel BC$

$Gg = a_3$  concentrația în  $B\%$  a limitei maxime de solubilitate a lui  $B$  în  $A$ , mai puțin  $(\%B + \%C)$  din aliajul ternar dat, deci

$$Gg = a_2 - (\%C + \%B) \quad (4.20)$$

și unghiul din  $G$  cu valoarea de  $120^\circ$ , vom avea :

$$gO^2 = GO^2 + Gg^2 - 2GO \cdot Gg \cos 120^\circ$$

$$gO = \sqrt{GO^2 + Gg^2 - 2GO \cdot Gg \cos 120^\circ}$$

$$\cos 120^\circ = -\cos 60^\circ = -\frac{1}{2}$$

deci

$$\sqrt{gO} = \sqrt{GO^2 + Gg^2 + GO \cdot Gg} \quad (4.21)$$

valoarea  $gO$  reprezintă procentul concentrației în  $C\%$  din aliajul ternar valabil pentru planul rotit cu unghiul  $\omega$ .

Se determină valoarea unghiului de rotire

$$\frac{Gg}{\sin \omega} = \frac{gO}{\sin 120^\circ}$$

$$\sin \omega = \frac{Gg \cdot \sin 120^\circ}{gO} = \frac{Gg \cdot \frac{\sqrt{3}}{2}}{gO} = \frac{a_2 - (\%C + \%B) \cdot \frac{\sqrt{3}}{2}}{gO} \quad (4.22)$$

In triunghiul OhH se cunosc :

unghiul din O care are valoarea  $\omega$ ,

latura OH = %B din aliajul ternar, pentru GOH || BC și unghiul din H care are valoarea  $60^\circ$

vom avea :

$$\frac{Oh}{\sin 60^\circ} = \frac{OH}{\sin [180^\circ - (60^\circ + \omega)]} = \frac{OH}{\sin (120^\circ + \omega)}$$

de unde

$$Oh = \frac{OH \sin 60^\circ}{\sin (120^\circ + \omega)} = \frac{OH \cdot \frac{\sqrt{3}}{2}}{\sin (120^\circ + \omega)} \quad (4.23)$$

iar

$$Hh^2 = OH^2 + Oh^2 - 2OH \cdot Oh \cdot \cos \omega$$

$$Hh = \sqrt{OH^2 + Oh^2 - 2OH \cdot Oh \cdot \cos \omega} \quad (4.24)$$

In figurile 4.54 și 4.55 se identifică valorile calculate cu datele reprezentate de acestea pe diagrame și se înlocuiesc în formule:

- Procentul în C al noului plan ( $\%C_N$ )

$$\%C_N = gO = \sqrt{\%C^2 + [a_2 - (\%C + \%B)]^2 - 2.\%C [a_2 - (\%C + \%B) \cos 120]}$$

in care :

$$|a_2 - (\%C + \%B)| = a_3$$

$a_2$  : concentrația în B% a valorii limită maxime de solubilitate a lui B în A

- Procentul în B al noului plan ( $\%B_N$ )

$$\%B_N = Oh = \frac{OH \sin 60^\circ}{\sin (120^\circ + \omega)} = \frac{\%B \cdot \sin 60^\circ}{\sin (120^\circ + \arcsin \frac{a_3 \cdot \sin 120^\circ}{\%C})} \quad (4.25)$$

pentru a avea același tip de expresie matematică și pentru procentul în C al noului plan ( $\%C_N$ ) se exprimă :

$$\frac{gO}{\sin 120^\circ} = \frac{GO}{\sin 180^\circ - (120^\circ + \omega)} = \frac{GO}{\sin (60^\circ + \omega)}$$

de unde :

$$\%C_N = gO = \frac{GO \cdot \sin 120^\circ}{\sin (60^\circ + \omega)} = \frac{\%C \cdot \sin 120^\circ}{\sin (60^\circ + \arcsin \frac{a_3 \cdot \sin 120^\circ}{\%C})} \quad (4.26)$$

În figura 4.56 se cunosc toate datele necesare determinării mărimilor (1), (2) și (3) conform regulei stabilite la metoda de calcul generală enunțată în paragraful anterior.

Von avea date următoarele valori :

$\%C_N$  concentrația în C a noului plan

$\%B_N$  concentrația în B a noului plan

$E_2 = hu$  proporția eutecticului binar A+C la concentrația  $\%B_N + \%C_N$

$J_{II} = uv$  proporția fazei secundare C (A) a aliajului binar A+C la concentrația  $\%B_N + \%C_N$

$\alpha_2 = vh'$  proporția soluției solide a aliajului binar A+C la concentrația  $\%B_N + \%C_N$



$\beta_{II}$  = 8j proporția fazei secundare B (A) a aliajului binar A+B la concentrația  $\%B_N + \%C_N$

$\alpha_1$  = 1g' proporția soluției solide a aliajului binar A+B din concentrația  $\%B_N + \%C_N$

Formulele de calcul a proporției constituenților și fazelor ternare pentru concentrația 0 a aliajului sînt :

$$\begin{aligned}
 1). \quad \overline{C_e} = E &= \frac{L_2 \times \%C_N}{\%C_N + \%B_N} = \\
 &= \frac{E_2 \times \frac{\%C \cdot \sin 120^\circ}{\sin(60^\circ + \arcsin \frac{a_3 \cdot \sin 120^\circ}{\%C})}}{\%B \cdot \sin 60^\circ + \frac{\%C \cdot \sin 120^\circ}{\sin(60^\circ + \arcsin \frac{a_3 \cdot \sin 120^\circ}{\%C})}} = \\
 &= \frac{\frac{E_2 \times \%C \cdot \frac{\sqrt{3}}{2}}{\sin(60^\circ + \omega)}}{\frac{\%B \cdot \frac{\sqrt{3}}{2}}{\sin(60^\circ - \omega)} + \frac{\%C \cdot \frac{\sqrt{3}}{2}}{\sin(60^\circ + \omega)}} = \frac{\frac{E_2 \times \%C}{\sin(60^\circ + \omega)}}{\frac{\%B \cdot \sin(60^\circ + \omega) + \%C \sin(60^\circ - \omega)}{\sin(60^\circ + \omega) \cdot \sin(60^\circ - \omega)}} = \\
 &= \frac{E_2 \times \%C \cdot \sin(60^\circ - \omega)}{\%B \cdot \sin(60^\circ + \omega) + \%C \sin(60^\circ - \omega)} \quad (4.27)
 \end{aligned}$$

unde

$$\omega = \arcsin \frac{a_3 \cdot \frac{\sqrt{3}}{2}}{\%C}$$

cu condiția de posibilitate :

$$\frac{a_3 \cdot \sqrt{3}}{2 \cdot \%C} \leq 1$$

$$2). \bar{\omega} = \varphi_{II T} = \frac{\beta_{II} \times \%B_N}{\%C_N + \%B_N} + \frac{\gamma_{II} \times \%C_N}{\%C_N + \%B_N}$$

$$\beta_{II} = \frac{\%B \times \sin 60^\circ}{\sin(120^\circ + \arcsin \frac{a_3 \cdot \sin 120^\circ}{\%C})}$$

$$\varphi_{II T} = \frac{\%B \cdot \sin 60^\circ}{\sin(120^\circ + \arcsin \frac{a_3 \cdot \sin 120^\circ}{\%C})} + \frac{\%C \cdot \sin 120^\circ}{\sin(60^\circ + \arcsin \frac{a_3 \cdot \sin 120^\circ}{\%C})}$$

$$\gamma_{II} = \frac{\%C \cdot \sin 120^\circ}{\sin(60^\circ + \arcsin \frac{a_3 \cdot \sin 120^\circ}{\%C})}$$

$$+ \frac{\%B \cdot \sin 60^\circ}{\sin(120^\circ + \arcsin \frac{a_3 \cdot \sin 120^\circ}{\%C})} + \frac{\%C \cdot \sin 120^\circ}{\sin(60^\circ + \arcsin \frac{a_3 \cdot \sin 120^\circ}{\%C})}$$

$$\varphi_{II T} = \frac{\beta_{II} \cdot \%B \cdot \frac{\sqrt{3}}{2}}{\sin(60^\circ - \omega)} + \frac{\gamma_{II} \cdot \%C \cdot \frac{\sqrt{3}}{2}}{\sin(60^\circ + \omega)}$$

$$= \frac{\%B \cdot \frac{\sqrt{3}}{2}}{\sin(60^\circ - \omega)} + \frac{\%C \cdot \frac{\sqrt{3}}{2}}{\sin(60^\circ + \omega)}$$

$$\varphi_{II T} = \frac{\beta_{II} \cdot \%B}{\sin(60^\circ - \omega)} + \frac{\gamma_{II} \cdot \%C}{\sin(60^\circ + \omega)}$$

$$= \frac{\%B \cdot \sin(60^\circ + \omega) + \%C \cdot \sin(60^\circ - \omega)}{\sin(60^\circ - \omega) \times \sin(60^\circ + \omega)}$$

$$\varphi_{IIT} = \frac{\frac{\beta_{II} \cdot \%B \cdot \sin(60^\circ + \omega) + \gamma_{II} \cdot \%C \sin(60^\circ - \omega)}{\sin(60^\circ - \omega) \times \sin(60^\circ + \omega)}}{\frac{\%B \cdot \sin(60^\circ + \omega) + \%C \cdot \sin(60^\circ - \omega)}{\sin(60^\circ - \omega) \times \sin(60^\circ + \omega)}}$$

$$\varphi_{IIT} = \frac{\beta_{II} \cdot \%B \cdot \sin(60^\circ + \omega) + \gamma_{II} \cdot \%C \sin(60^\circ - \omega)}{\%B \cdot \sin(60^\circ + \omega) + \%C \cdot \sin(60^\circ - \omega)} \quad (4.28)$$

unde

$$\omega = \arcsin \frac{a_3 \cdot \frac{\sqrt{3}}{2}}{\%C} \quad (4.29)$$

cu condiția de posibilitate :

$$\frac{a_3 \times \sqrt{3}}{2 \cdot \%C} \leq 1 \quad (4.30)$$

$$3). \quad \overline{fK} + \overline{KC} = \alpha_{1,2} = \alpha_2 + \frac{(\alpha_1 - \alpha_2) \cdot \%B_N}{\%B_N + \%C_N}$$

$$\alpha_{1,2} = \alpha_2 + \frac{(\alpha_1 - \alpha_2) \times \frac{\%B \cdot \sin 60^\circ}{\sin(120^\circ + \arcsin \frac{a_3 \cdot \sin 120^\circ}{\%C})}}{\frac{\%B \cdot \sin 60^\circ}{\sin(120^\circ + \arcsin \frac{a_3 \cdot \sin 120^\circ}{\%C})} + \frac{\%C \cdot \sin 120^\circ}{\sin(60^\circ + \arcsin \frac{a_3 \cdot \sin 120^\circ}{\%C})}}$$

$$\alpha_{T1,2} = \alpha_2 + \frac{\frac{(\alpha_1 - \alpha_2) \times \%B}{\sin(60^\circ - \omega)}}{\frac{\%B \cdot \sin(60^\circ + \omega) + \%C \cdot \sin(60^\circ - \omega)}{\sin(60^\circ - \omega) \times \sin(60^\circ + \omega)}}$$

$$3) \alpha_{T1,2} = \alpha_2 + \frac{(\alpha_1 - \alpha_2) \times \%B \cdot \sin(60^\circ + \omega)}{\%B \cdot \sin(60^\circ + \omega) + \%C \cdot \sin(60^\circ - \omega)} \quad (4.31)$$

unde

$$\omega = \arcsin \frac{a_3 \cdot \frac{\sqrt{3}}{2}}{\%C}$$

cu condiția de posibilitate :

$$\frac{a_3 \cdot \sqrt{3}}{2 \cdot \%C} \leq 1$$

Pentru determinarea segmentelor :

$$\overline{hu} = E_2 ; \overline{uv} = \gamma_{II} ; \overline{vh'} = \alpha_2)$$

este necesară cunoașterea concentrației în C% a punctului h (fig.4.57)

$$\%h = a + b - b_3$$

unde

$$a = \%B$$

$$b = \%C$$

și

$$b_3 = \overline{Hh} = \sqrt{Ch^2 + Ch^2 - 2Ch \cdot Ch \cos \omega}$$

$$b_3 = \sqrt{\%b^2 + \%c^2 - 2.\%b.\%c.\cos \omega} \quad (4.32)$$

din triunghiul GgO :

$$Gg^2 = GO^2 + gO^2 - 2GO.gO.\cos \omega$$

$$\cos \omega = \frac{GO^2 + gO^2 - Gg^2}{2.GO.gO}$$

$$\cos \omega = \frac{\%c^2 + \%c_N^2 - a_3^2}{2.\%c.\%c_N}$$

valoarea înlocuită în formulele de mai sus vom avea :

$$\%h = \%B + \%C - \sqrt{\%B^2 + \%C^2 - 2.\%B.\%C \times \frac{\%c^2 + \%c_N^2 - a_3^2}{2.\%c.\%c_N}}$$

$$\%h = \%B + \%C - \sqrt{\%B^2 + \%C^2 - \%B \times \frac{\%c^2 + \%c_N^2 - a_3^2}{\%c_N}}$$

$$\%h = \%B + \%C - \sqrt{\%B^2 + \%C^2 - \%B \cdot \frac{\%C^2 + \frac{\%C \cdot \sin 120^\circ}{\sin(60^\circ + \arcsin \frac{a_3 \cdot \sin 120^\circ}{\%C})} - a_3^2}{\frac{\%C \cdot \sin 120^\circ}{\sin(60^\circ + \arcsin \frac{a_3 \cdot \sin 120^\circ}{\%C})}}}$$

$$\%h = \%B + \%C -$$

$$- \sqrt{\%B^2 + \%C^2 - \%B \times \frac{(\%C^2 - a_3^2) \sin(60^\circ + \arcsin \frac{a_3 \cdot \sin 120^\circ}{\%C}) + \%C \sin 120^\circ}{\%C \cdot \sin 120^\circ}}$$

$$(4.33)$$

unde

$$\text{arc sin } \frac{a_3 \cdot \sin 120^\circ}{\%C} = \omega$$

sau

$$\omega = \text{arc sin } \cdot \frac{a_3 \times \frac{\sqrt{3}}{2}}{\%C}$$

cu condiția de posibilitate, valabilă și pentru cazurile anterioare :

$$\frac{a_3 \cdot \sqrt{3}}{2 \cdot \%C} \leq 1$$

sau

$$a_3 \cdot \sqrt{3} \leq 2 \times \%C$$

$$1,72 \cdot a_3 \leq 2 \times \%C$$

$$a_3 \leq 1,15 \cdot \%C$$

unde, din diagrama din figura 4.54

$$a_3 = I_{\max} - (\%B + \%C)$$

(in care  $I_{\max}$  este limita maximă de solubilitate a lui B în A) cu care condiția anterior găsită devine :

$$I_{\max} - (\%B + \%C) \leq 1,15 \%C$$

sau

$$I_{\max} - \%B \leq 2,15 \%C$$

(4.34)

Deci condiția aplicării regulei este ca diferența dintre limita maximă de solubilitate a lui B în A și  $\%B$  să fie cel mult egală cu  $2,15 \times \%C$ .

La concentrația dată, în C, pentru aliajul ternar A+B+C se determină în diagrama binară A+C valorile lui

$$E_2 ; \gamma_{II} \text{ și } \alpha_2$$

Valorile lui  $\beta_{II}$  și  $\alpha_1$  se determină în diagrama binară A+B la concentrația  $a_2\%$ , concentrație egală cu valoarea limitei maxime de solubilitate a lui B în A.

Pentru diagrama considerată în figura 4.54 Al-Cu-Si, avînd:

a = Cu = 3% ; b = Si = 2% s-au calculat valorile

E	=	12,6 %
$\gamma_{II}$	=	6,1 %
$\alpha_{I,2}$	=	81,1 %
<hr/>		
TOTAL		99,8 %

#### 4.4.3. - Metoda de calcul grafo-analitică

##### 4.4.3.1. - Varianta I-a -

- În cazul aliajului (1) din fig.4.45 se determină grafic segmentul  $\overline{i_1H_1}$  (fig.4.46)
- În cazul aliajului (2) din fig.4.45 se determină grafic segmentele  $\overline{i_2''H_2}$  și  $\overline{i_2'H_2}$  (fig.4.48)
- În cazul aliajului (3) din fig. 4.45 se determină grafic segmentul  $\overline{i_3H_3}$  (fig.4.49)

Se calculează apoi proporțiile constituenților aliajelor ternare de concentrație  $O_1$ ,  $O_2$  și  $O_3$  după cum urmează :

La aliajul (1) de concentrație  $O_1$ , vom avea în prezență următorii constituenți ternari : (fig.4.47)

$$\gamma_{II T} = \overline{O_1 a} = \frac{\gamma_{II} \times \overline{i_1 O_1}}{i_1 H_1} = \frac{\gamma_{II} (\overline{i_1 H_1} - \overline{O_1 H_1})}{i_1 H_1}$$

$$\gamma_{II T} = \frac{\overline{II} (i_1 H_1 - \%B)}{i_1 H_1} \quad (4.35)$$

unde :

-  $\gamma_{II}$  = proporția fazei secundare din aliajul binar A%+C%, separată conform limitei de solubilitate din soluția solidă între  $t_E$  și  $t_a$  la concentrația lui C% rezultată din %B+%C.

-  $\overline{i_1 H_1}$  segment determinat grafic, unde  $i_1$  este punctul de intersecție realizat în planul diagramei ternare A+B+C al laturei  $G_1 H_1$  cu suprafața care indică variația limitei de solubilitate a soluției solide ternare  $\alpha_T$ , pentru componenții B% și C%.

Valoarea lui  $\alpha_T = \overline{ab}$  se poate și ea calcula din fig.4.47.

$$\alpha_T = \overline{ab} = 100\% - \gamma_{II T} \quad (4.36)$$

Dacă în fig.4.46 se duce prin punctul  $K_1$  o paralelă  $K_1 l$  la latura  $G_1 H_1$ , aceasta intersectează verticala dusă din punctul  $i$  în  $M$ . Verticala de concentrație  $O_1 b$  va fi împărțită în 3 segmente  $\overline{O_1 a}$ ,  $\overline{aa_1}$  și  $\overline{a_1 b}$  fig.4.47. Dintre acestea  $\overline{O_1 a} = \gamma_{II T}$  calculat anterior, iar :

$$\overline{aa_1} + \overline{a_1 b} = \alpha_T$$

în care

$$\overline{aa_1} = \frac{\gamma_{II} \times \%B}{i_1 H_1}$$

iar

$$\overline{a_1 b} = \alpha_2$$



deci

$$\alpha_T = \alpha_2 + \frac{J_{II} \times \%B}{i_1 H_1} \quad (4.37)$$

Si pentru această metodă grafo-analitică ca și pentru cea analitică expusă anterior în lucrare, se poate emun-ța aceeași regulă de calcul.

La aliajul (2) de concentrație  $C_2$  vom avea în prezență următorii constituenți ternari (fig.4.48)

$$E_{1,2} = \overline{O_2A} = \frac{E_2 \times \overline{i_2'O_2}}{\overline{i_2'H_2}} = \frac{E_2 \times (\overline{i_2'H_2} - \overline{O_2H_2})}{\overline{i_2'H_2}}$$

$$E_{1,2} = \frac{E_2 \times (\overline{i_2'H_2} - \%B)}{\overline{i_2'H_2}} \quad (4.38)$$

în care :

- $E_2$  = proporția fazei eutecticului binar al aliajului A+C la concentrația  $C_2$  rezultată din  $\%C + \%B$ .
- $\overline{i_2'H_2}$  = segment determinat grafic, unde  $i_2'$  este punctul de intersecție realizat în planul diagramei ternare A+B+C, dintre latura  $G_2H_2$  și suprafața formată de punctele de solubilitate maxime a componentilor B și C în  $\alpha_T$ . Această suprafață realizează o intersecție în planul diagramei ternare, după dreapta  $Q'Q''$  fig.4.45)

$$\alpha_T = \overline{db} + \overline{dc} = \frac{e i''_2 \times V_{2d}}{V_{2e}} + \overline{dc} = \alpha_2 + \frac{(\alpha_1 - \alpha_2) \times (\overline{i''_2 H_2} - \overline{O_2 H_2})}{\overline{i''_2 H_2}}$$

$$\alpha_T = \alpha_2 + \frac{(\alpha_1 - \alpha_2) \times (\overline{i''_2 H_2} - \%B)}{\overline{i''_2 H_2}} \quad (4.39)$$

unde :

$\alpha_1 =$  proporția soluției solide a aliajului binar A+B  
la concentrația B% + C%

$\alpha_2 =$  proporția soluției solide a aliajului binar A+C  
la concentrația B% + C%

$i_2''H_2 =$  segment determinat grafic, unde  $i_2''$  este punctul  
de intersecție (realizat în planul diagramei ternare  
A+B+C) al laturii  $G_2H_2$  cu suprafața care in-  
dică variația limitei de solubilitate a soluției  
solide ternare  $\alpha_T$  pentru componenții B și C.

Cel de al treilea constituent

$$\gamma_{II T} = 100\% - (\epsilon_{1,2} + \alpha_T) = \overline{ab} \quad (4.40)$$

In același mod se procedează și în cazul aliajului  
③ (fig.4.49).

#### 4.4.3.2.

#### - Varianta II-a -

In cadrul acestei variante se efectuează un arti-  
ficiu prin care se rotește planul diagramei de proporție a  
constituenților și fazelor ternare, în jurul punctului de con-  
centrație 0 (fig.4.57) cu unghiul  $\Omega$ .

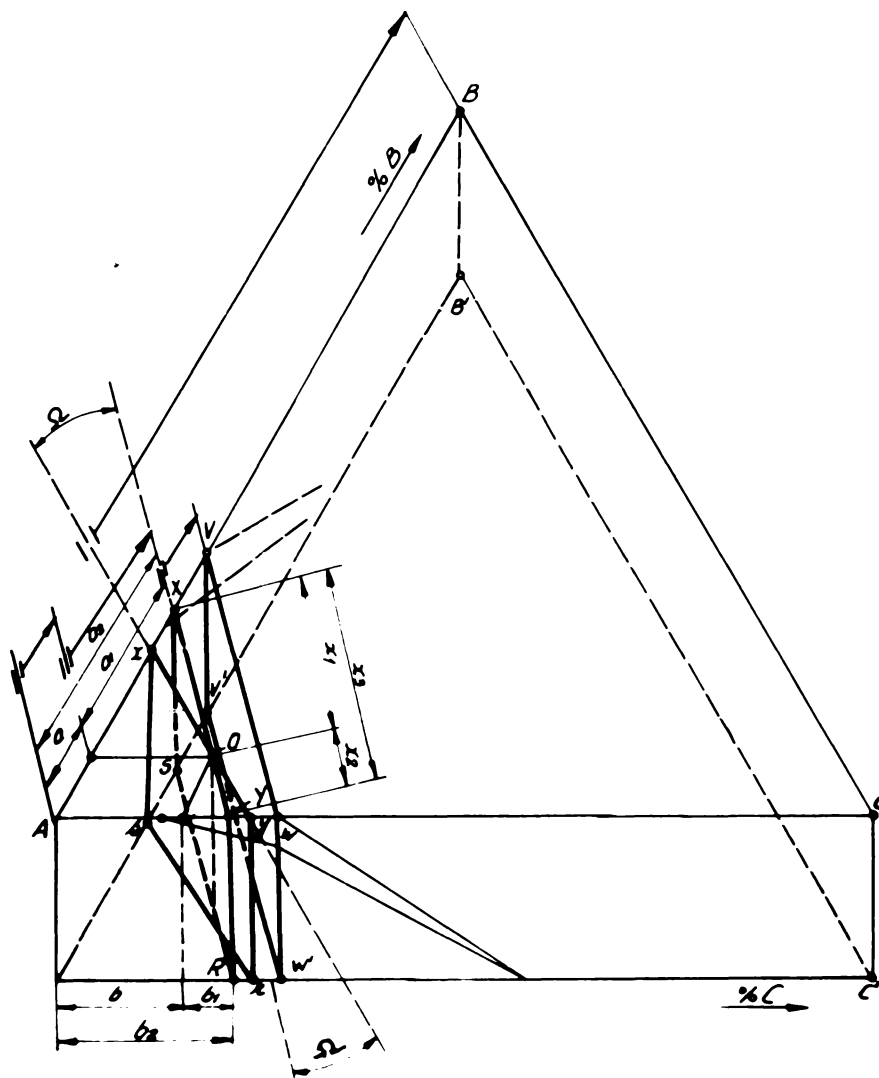


Fig. 4.97

Diagrama tensionă  $A + B + C$ . Aliajul ternar de  
concentrație  $c$ . Planele  $x, y, z$  paralele cu  $AB$  și  
alte după rotirea cu unghiul  $\Omega$  paralel cu  $AC$  și  $z$ .

Această rotație a dreptei  $xy$  (paralelă cu  $BC$ ) în jurul punctului  $O$  se face în scopul restabilirii poziției sale în  $XY$ . Dreapta  $XY$  este paralelă cu dreapta  $VW$  care este locul punctelor din planul diagramei ternare  $A\% + B\% + C\%$ , rezultat al intersecției cu planul limitei maxime de solubilitate a lui  $B$  și  $C$  în soluție solidă ternară.

Față de planul diagramei de proporție a constituenților și fazelor ternare,  $xyrs$  paralel la planul diagramei de proporție a componenților binari  $B+C$  (planul  $BB'CC'$ ), noua diagramă a constituenților și fazelor ternare (planul  $XYRS$ ) este paralel la planul  $VWV'$ . În această situație noua diagramă de proporție a constituenților ternari  $XYRS$  întretaie diagramele de proporție a aliajelor binare  $A+B$  și  $A+C$  în domenii cu aceleași naturi ale constituenților. În felul acesta s-a ajuns la situația care asigură calculul grafo-analitic varianta II-a.

Noua diagramă de proporție a constituenților ternari este redată în figura 4.58.

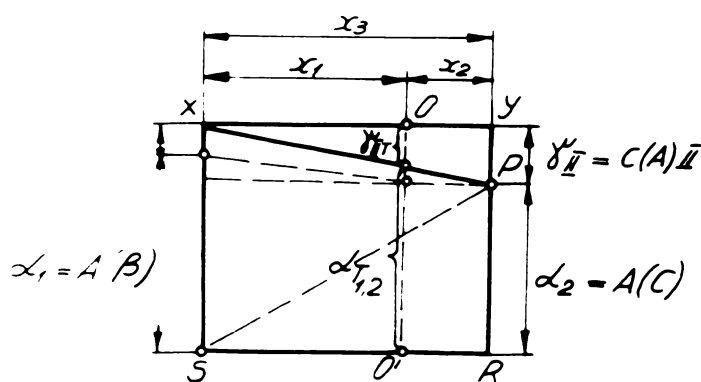


Fig. 4.58

Diagrama de proporție a constituenților ternari pentru aliajul de concentrație 0 a planului rotit cu unghiul  $\Omega$ .

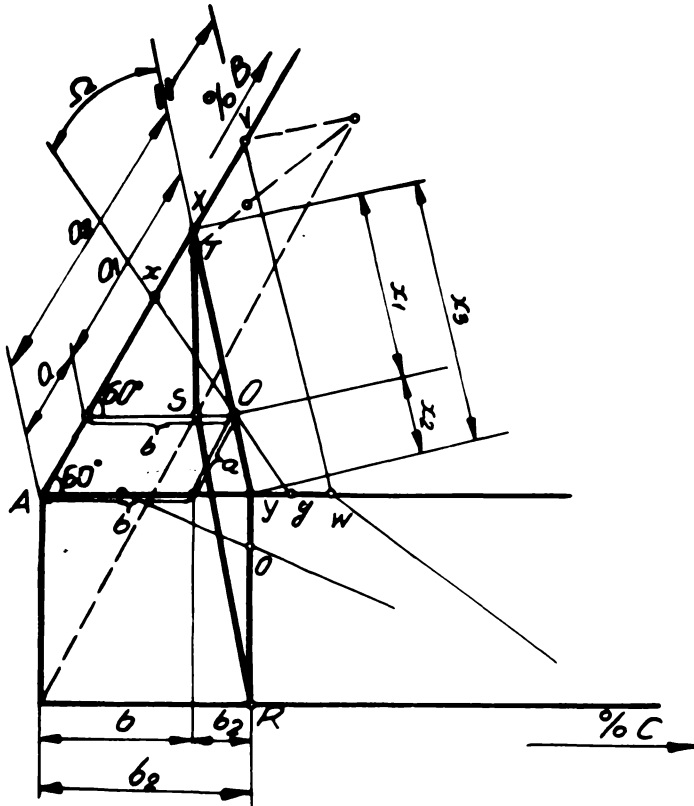


Fig. 4.59

Colțul din A a diagramei ternare A+B+C. Planul XYRS rotit cu unghiul  $\Omega$ .

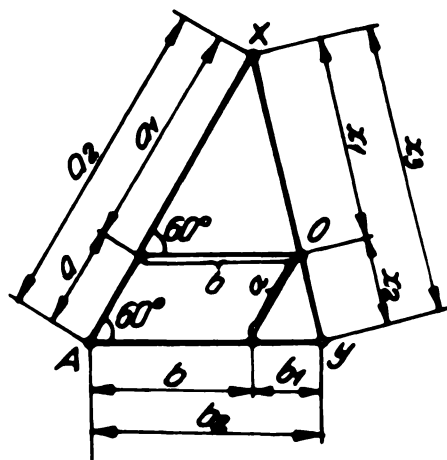


Fig. 4.60

Planul diagramei de echilibru ternare. Colțul din A delimitat de concentrațiile  $a_{2B}$  și  $b_{2C}$ .

Din figurile 4.59 și 4.60 se stabilesc următoarele formule de calcul :

$$x_1^2 = b^2 + a_1^2 - 2a_1b \cdot \cos 60^\circ$$

$$x_1 = \sqrt{b^2 + a_1^2 - 2a_1b \cdot \cos 60^\circ} = \sqrt{b^2 + a_1^2 - 2a_1b \cdot \frac{1}{2}}$$

$$x_1 = \sqrt{b^2 + a_1^2 - a_1b} \quad (4.41)$$

in același mod se calculează și :

$$x_2 = \sqrt{b_1^2 + a^2 - ab_1} \quad (4.42)$$

și

$$\sqrt{x_3} = \sqrt{b_2^2 + a_2^2 - a_2b_2} \quad (4.43)$$

in care :

- a = % B in aliajul ternar A% + B% + C%
- b = % C in aliajul ternar A% + B% + C%
- a<sub>1</sub> = a<sub>2</sub> - a, unde a<sub>2</sub> se determină grafic
- b<sub>1</sub> = b<sub>2</sub> - b, unde b<sub>2</sub> se determină grafic

In prezență in aliajul de concentrație 0 vom avea următorii constituenți (fig.4.57):

$$f_{II 1,2} = f_{II T} = \frac{y_{II} \times \sqrt{b^2 + a_1^2 - a_1 b}}{\sqrt{b_2^2 + a_2^2 - a_2 b_2}}$$

$$f_{II T} = \frac{y_{II} \times \sqrt{\%C^2 + (a_2 - \%B)^2 - (a_2 - \%B) \cdot \%C}}{\sqrt{b_2^2 + a_2^2 - a_2 b_2}} \quad (4.44)$$

și

$$\alpha_{I,2} = A [A(B) + A(C)]^x = \frac{\alpha_2 \times I_1}{I_3} + \frac{\alpha_1 \times I_2}{I_3}$$

$$\alpha_{I,2} = \frac{\alpha_2 \times \sqrt{b^2 + a_1^2 - a_1 b} + \alpha_1 \times \sqrt{b_1^2 + a^2 - a b_1}}{\sqrt{b_2^2 + a_2^2 - a_2 b_2}}$$

$$\alpha_{I,2} = \frac{\alpha_2 \times \sqrt{\%C^2 + (a_2 - \%B)^2 - (a_2 - \%B) \times \%C} + \alpha_1 \times \sqrt{(b_2 - \%C)^2 + \%B^2 - [\%B(b_2 - \%C)]}}{\sqrt{b_2^2 + a_2^2 - a_2 b_2}}$$

(4.45)

Pentru evaluarea erorilor de calcul conise la cele două variante s-a luat exemplul concret al diagramei Al-Cu-Si. Rezultatele obținute la metodele de calcul grafo-analitic, varianta I-a și varianta II-a, precum și cele obți-

x) formulă metalografică

nte la metoda grafică, expusă la sfârșitul paragrafului următor.

In cazul diagramei Al-Cu-Si (fig.4.54) la toate concentrațiile pentru Cu% + Si% cuprinse între 0 și 5,7%, vom fi puși în fața problemei în care planul diagramei de proporție a constituenților ternari (fig.4.55), întretaie diagramele de proporție a constituenților aliajelor binare, în domenii diferite. Si anume pe diagrama Al-Cu vom avea în prezență numai soluția solidă de cupru în aluminiu și faza secundară  $\theta_{II}$  separată în stare solidă din soluție, între temperatura eutectică și  $t_0 = 20^\circ$ . Pe diagrama Al-Si vom avea trei constituenți: pe lângă soluția solidă de siliciu în cupru și faza secundară vom avea și eutecticul Al-Si.

După cum se observă din diagrama de proporție a constituenților ternari pentru aliajul Al-Cu-Si unde concentrația Cu% + Si% = 5%, toate aliajele cu concentrația până la 4,8%Cu prezintă în structură constituenții eutectic (1) faza secundară  $\psi_{III}$  (2) și soluția solidă  $\alpha_7$  (3).

Calculul acestor valori recurge la metoda grafo-analitică (cazul variantei I-a) în care se determină grafic segmentul  $\overline{ly} = 4,8\%$ .

Se determină apoi, după metoda analitică generală, valorile :

$$\begin{array}{l}
 (1.) \quad E_{1,2} = 12,6 \% \\
 (2.) \quad \psi_{III} = 6,22\% \\
 (3.) \quad \alpha_7 = \underline{81,12\%} \\
 \text{TOTAL } 100 \%
 \end{array}$$

In cazul variantei II a metodei grafo-analitice recurgem la artificii prin care se caută să se creieze omogenitate a naturii și numărului constituenților situați pe diagramele binare de proporție a constituenților, în locurile de intersecție a planului diagramei ternare cu diagramele binare. Pentru aceasta în figura 4.61 prin punctul de concentrație "O" a aliajului ternar se duce o paralelă la dreapta care unește punctele de concentrație ale maximumului de solubilitate a cupru-



lui în aluminiu (5,7%) și a siliciului în aluminiu (1,25%).

Prin aceasta planul diagramei ternare din figura 4.62 se va schimba în poziția  $x'y'$  (va primi o pseudo-poziție) (fig.4.63).

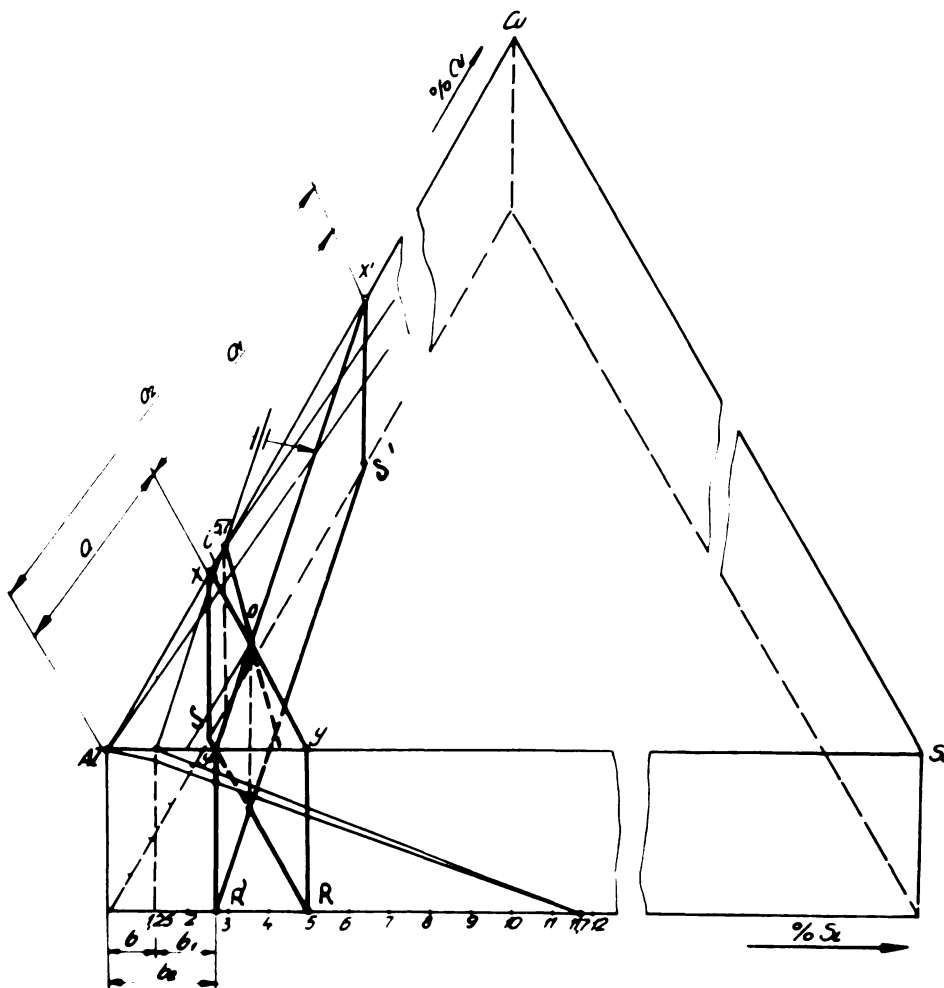


Fig. 4.61

Diagrama ternară Al-Cu-Si. Planul  $X'Y'R'S'$  dus paralel cu planul care unește punctele de concentrație ale maximumului de solubilitate a cuprului în aluminiu (5,7%) și a siliciului în aluminiu (1,25%).

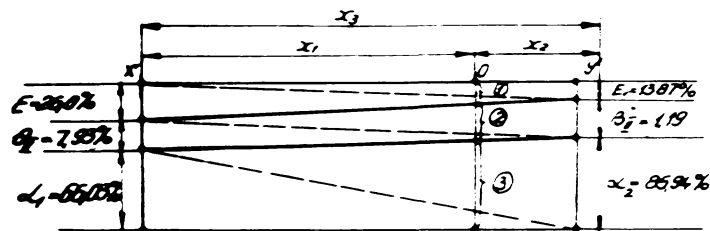
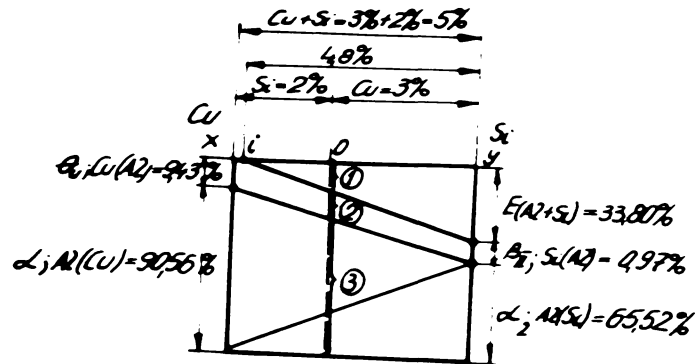


Fig. 4.62 ; 4.63

Diagramele de proporție a constituenților ternari pentru aliajul de concentrație 0 pentru planele  $XYRS$  și  $X'Y'R'S'$ .

Noul plan va intersecta planele de proporție a aliajelor binare în punctul  $x'$  de concentrație  $a+a_1 = a_2 = 12,7\%$  Cu și în punctul  $y'$  de concentrație  $b+b_1 = b_2 = 2,7\%$  Si valori care în cazul acestei variante se determină grafic. Pentru aceste concentrații se determină în primul rând proporția constituenților binari :

La 12,7% Cu vom avea :

$$E_1 = 24,55 \%$$

$$\theta_{II} = 7,38 \%$$

$$\alpha_1 = 68,12 \%$$

La 2,7% Si vom avea :

$$E_2 = 11,04 \%$$

$$\beta_{II} = 1,53 \%$$

$$\alpha_2 = 87,50 \%$$

Datorită faptului dovedit de calculul analitic al proporției constituentilor binari A+B și A+C apare la diagrama binară A+B constituentul  $E_1 = 24,55\%$  în plus, metoda grafo-analitică varianta II-a nu se poate aplica în acest caz. Ea va avea valabilitate în cazurile în care paralela dusă la dreapta care unește cele două concentrații ale limitelor maxime de solubilitate a lui B și C în A, va intersecta diagramele binare în domenii de același nume, situația care se va manifesta în multe cazuri astfel încât și varianta a II-a a metodei grafo-analitice va avea aplicabilitate frecventă.

#### 4.4.4.- Metoda grafică de determinare a proporției fazelor și constituentilor

În cadrul metodei grafice se presupune construcția la scară a diagramei de proporție a constituentilor și fazelor pentru aliajul ternar (fig.4.64)

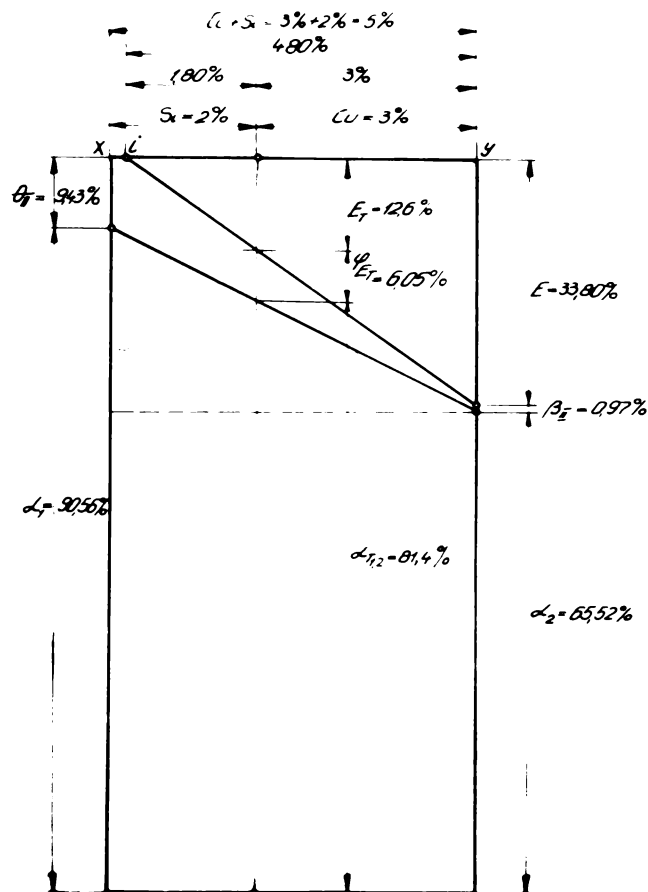


Fig. 4.64

Construcția grafică la scară a diagramei de proporție a constituenților și fazelor pentru aliajul de concentrație ternară 0.

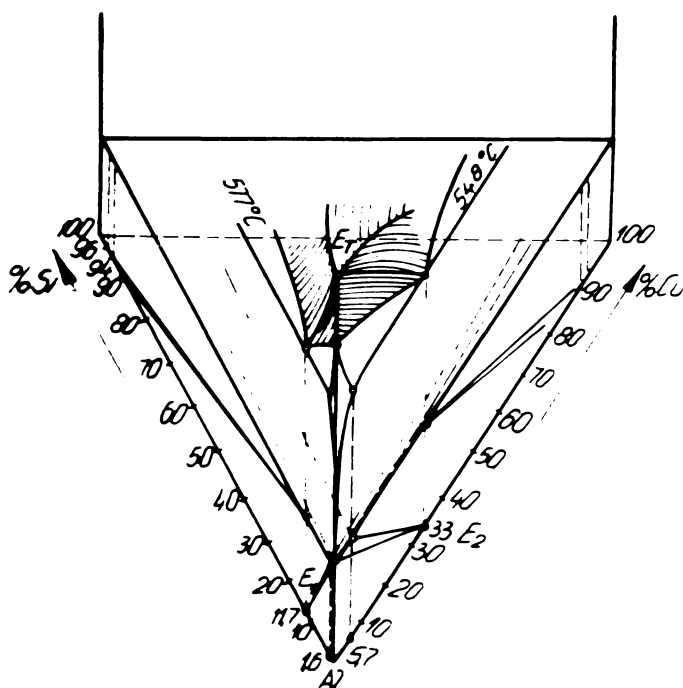
Diagrama este construită similar cu modul arătat la metoda analitică. La concentrația 0 (B% + C%) din aliaj se determină grafic proporțiile constituenților pentru aliajul Al 95% + Cu 3% + Si 2%.

$$\begin{aligned}
 E_{1,2} &= 12,6 \% \\
 \varphi_{II T} &= 6,05 \% \\
 \alpha_T &= 81,4 \% \\
 \hline
 \text{TOTAL} &= 100,5 \%
 \end{aligned}$$

Comparind datele obținute la cele trei metode utilizate se constată diferențe foarte mici între valorile obținute.

**4.4.5. - Calculul proporției constituenților  
la aliajul Al-Si-Cu la diferite concentrații**

Pentru exemplificarea metodei de calcul propuse, se consideră diagrama aliajului ternar Al-Cu-Si, reprezentată în figura 4.65.



**Fig. 4.65**  
**Diagrama ternară Al-Si-Cu**

Sub planul triunghiului diagramei s-au reprezentat variațiile constituenților binari Al-Cu și Al-Si.

În figura 4.66 s-a reprezentat numai planul diagramei ternare și proiecțiile intersecțiilor suprafețelor de transformare din spre vârful unghiului de concentrație 100% Al.

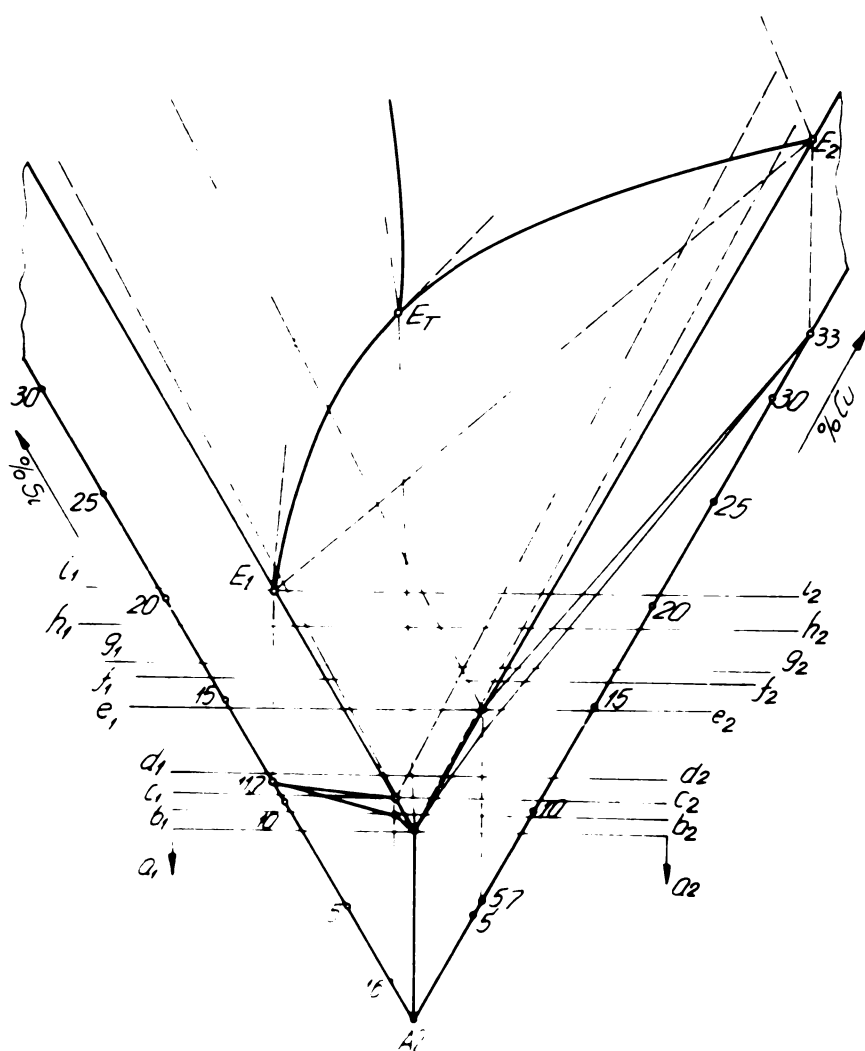


Fig. 4.66

Planul diagramei ternare (colțul dinspre Al) și subsolul diagramelor de proporție a constituenților binari Al-Si; Al-Cu. Protecțiile intersecțiilor  $a_1 a_2 \dots i_1 i_2$ .

Secțiunile  $a_1 a_2 b_1 b_2 c_1 c_2 \dots l_1 l_2$  paralele cu latura de reprezentare a diagramei binare Cu-Si, vor intersecta atât suprafețele de transformare ale diagramei ternare cât și diagrama spațială a proporțiilor constituenților ternari formând câte o diagramă de echilibru pseudobinară și câte o diagramă de proporție a constituenților și fazelor, binare pe laturile verticale și ternară la o anumită concentrație a siliciului și a cuprului în aluminiu, care rămâne pentru fiecare secțiune în parte într-o anumită valoare constantă a concentrației.

In secțiunea  $a_1 a_2$ , Al = 100% Si = 0% Cu = 0%  
fig.4.67.

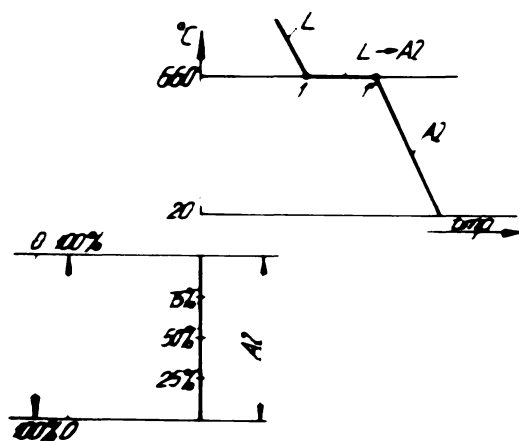


Fig. 4.67

Curba de răcire și diagrama de proporție pentru secțiunea după  $a_1 a_2$ .

In secțiunea  $C_1 C_2$  pentru concentrațiile Si + Cu = 1,6% Al rest, conform figurii 4.71, planul diagramei binare Al-Si este întretăiat la 1,6% Si - concentrația limitei de solubilitate maximă a siliciului în aluminiu de la temperatura  $577^\circ\text{C}$  a eutecticului binar Al-Si, iar planul diagramei binare Al-Cu întretăiat la 1,6% Cu. Pentru aceste concentrații binare din figurile 4.10 și 4.17 reies următoarele naturi și proporții de constituenți:

TABELUL 4.1

Natura și proporția constituenților și fazelor la concentrațiile de 98,4% Al și 1,6% Cu respectiv 1,6% Si.

Concentrațiile	Natura și proporția constituenților
Al 98,4%+Cu 1,6%	$[\theta_{II} = Al_2Cu = 3,018\%]$ + $[\alpha = Al(Cu) = Al = 96,98\%]$
Al 98,4%+Si 1,6%	$[\beta_{II} = Si(Al) = 1,4\%]$ + $[\alpha = Al(Si) = Al = 98,6\%]$

Planul diagramei ternare, diagrama pseudobinară și diagrama de proporție a constituenților și fazelor ternare sînt redată în figura 4.68,

unde :

$$-\alpha_1 = Al \quad [(Si) (Cu)]$$

$$-\alpha_2 = Al \quad [(Cu) (Si)]$$

$\alpha_1$  și  $\alpha_2$  sînt soluții solide de aceeași natură cu diferențe de concentrații ale componentelor dizolvate cupru și siliciu.

$$-\beta_{II1} = Si \quad [(Al) (Cu)]$$

$$-\beta_{II2} = Al_n Cu_m_{II} + Cu \quad [(Al) (Si)]$$

Pentru o anumită concentrație, spre exemplu Si = 1%; Cu = 0,6%; Al rest, proporțiile fazelor vor fi :

$$\beta_{II2} \% = \frac{0,6 \times \% Al_2Cu_{II}}{1,6} = \frac{0,6 \times 3,018}{1,6} = 1,13 \%$$



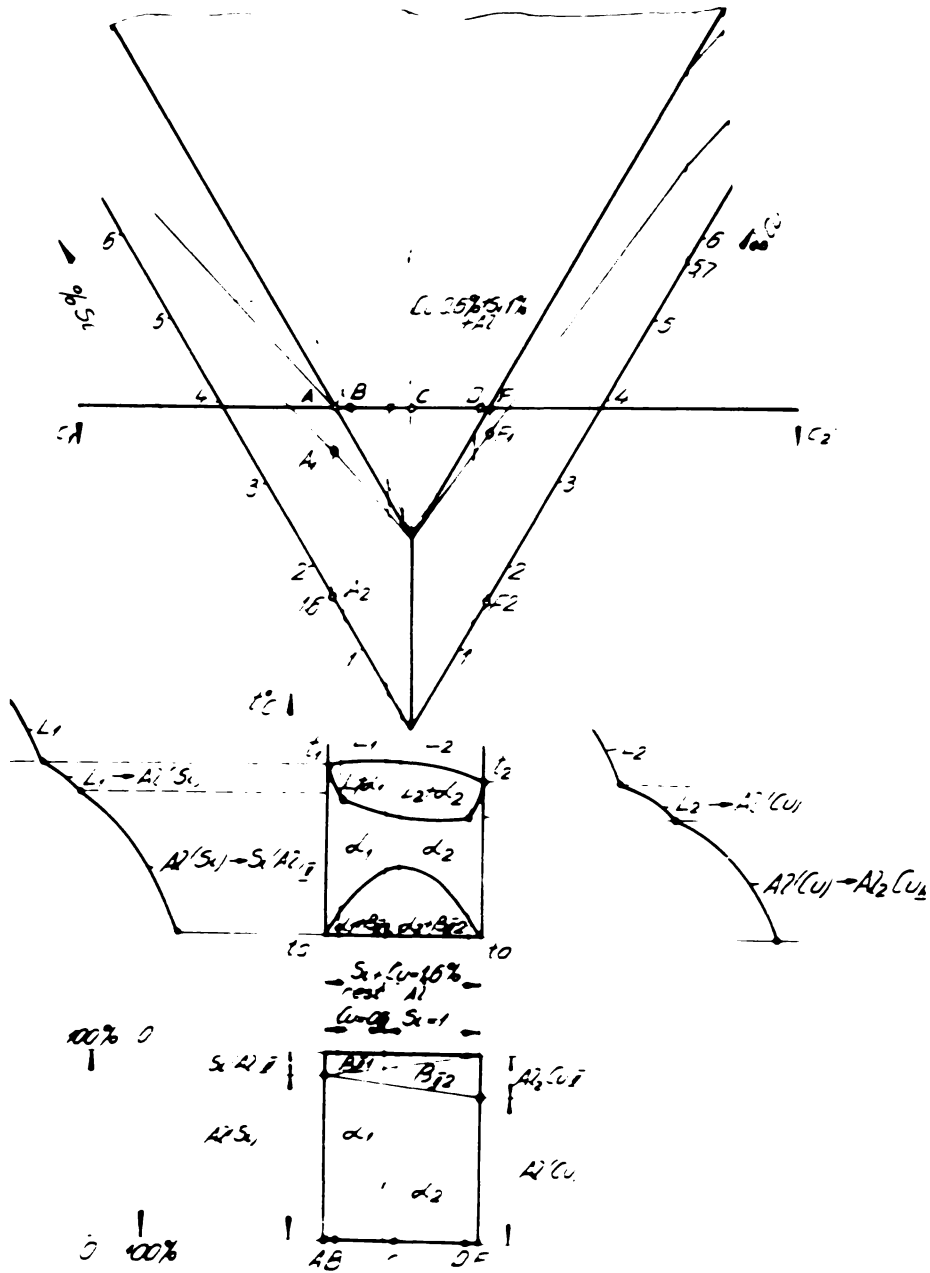


Fig. 4.68

Diagrama ternară Al-Cu-Si (colțul dinspre Al)  
 Diagrama pseudobinară, curbele de răcire și  
 diagrama de proporție a constituenților pentru  
 secțiunea după  $c_1c_2$ .

$$\beta_{II} 1\% = \frac{1 \times \% Si(Al)_{II}}{1,6} = \frac{1 \times 1,4}{1,6} = 0,87\%$$

$$\alpha_2 = \frac{0,6 \times \% Al (Cu)}{1,6} = \frac{0,6 \times 96,98}{1,6} = 36,1\%$$

$$\alpha_1 = \frac{1 \times \% Al (Si)}{1,6} = \frac{1 \times 98,6}{1,6} = 61,6\%$$

Situația este similară ca număr și natură de faze și ca metodă de calcul pentru toate concentrațiile cuprinse între Al 100% + Cu 0% + Si 0% pînă la Al 98,4% + (Cu+Si)1,6%.

De la secțiunea  $c_1c_2$  și pentru toate concentrațiile Al 98,4% + (Cu+Si) 1,6% pînă la Al 94,3% + (Cu+Si) 5,7% (secțiunea  $e_1e_2$ ) vom avea planul diagramei ternare, diagramei pseudobinară și diagrame de proporție a fazelor redată în figura 4.69.

Pentru aceste concentrații din diagramele binare Al-Cu și Al-Si vom avea următoarele faze și proporții ale acestora (tabelul 4.2)

TABELUL 4.2

Natura și proporția constituenților și fazelor la concentrațiile 94,3% Al și 5,7% Cu respectiv 5,7% Si

Concentrațiile	Natura și proporția constituenților
Al 94,3% + Cu 5,7%	$[\beta_{II} = Al_2Cu = 10,75\%] + [\alpha = Al(Cu) = Al = 89,25\%]$
Al 94,3% + Si 5,7%	$[E = Al\%] + [\beta_{II} = Al(Si) = 1\%] + [\alpha = Al(Si) = 50\%]$

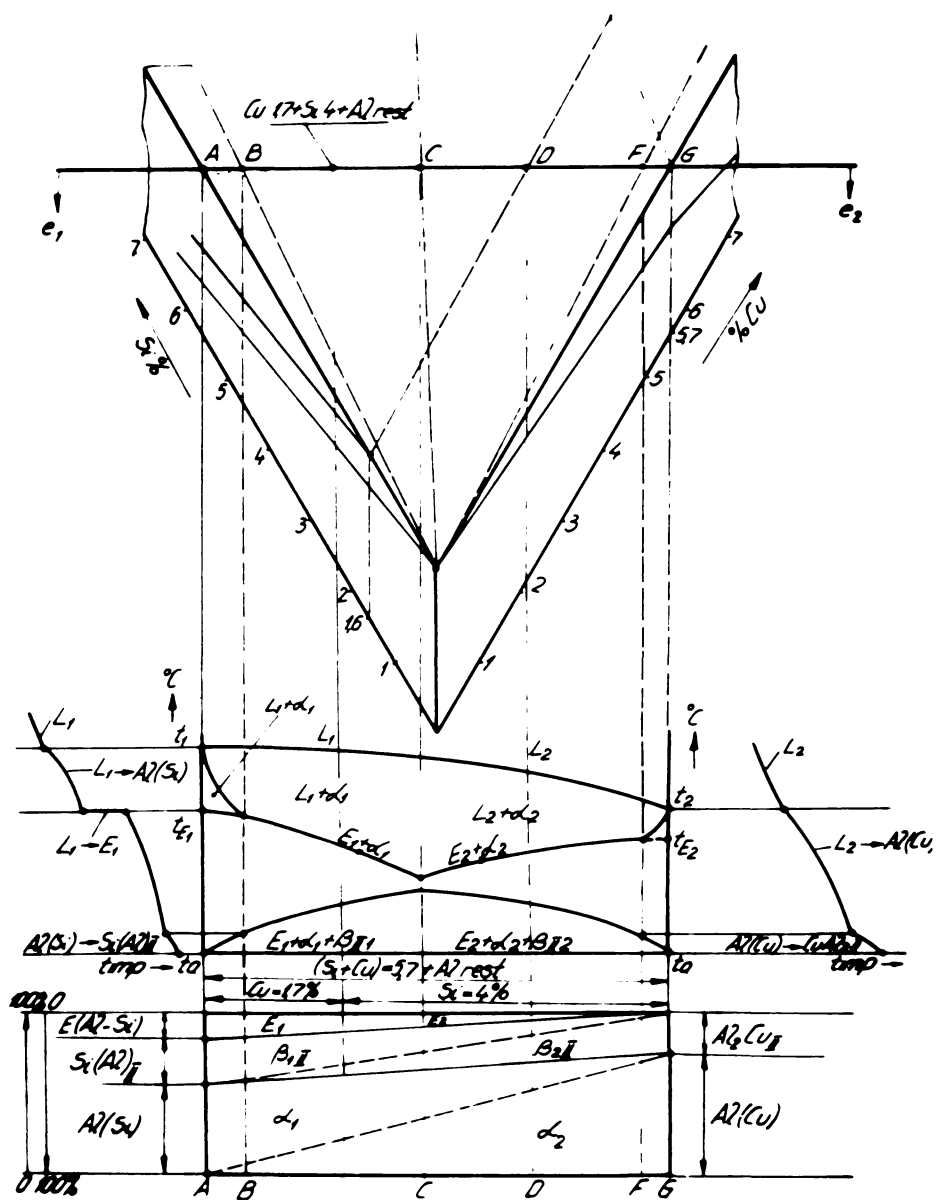


Fig. 4.69

Diagrama ternară Al-Cu-Si (colțul dinspre Al).  
 Diagrama pseudobinară, curbele de răcire și diagrama  
 de proporție a constituenților pentru secțiunea  
 după  $\sigma_1\sigma_2$ .

Pentru o anumită concentrație, spre exemplu Si=4%;  
Cu 1,7%; Al rest, proporțiile fazelor vor fi :

$$\beta_1 = \frac{4\% \text{ E(AlSi)}}{5,7} = \frac{4 \times 41}{5,7} = 28,8 \%$$

$$\alpha_1 = \frac{4\% \text{ Al (Si)}}{5,7} = \frac{4 \times 58}{5,8} = 40,5 \%$$

$$\alpha_2 = \frac{1,7 \times \% \text{ Al(Cu)}}{5,7} = \frac{1,7 \times 89,25}{5,7} = 26,6 \%$$

$$\beta_{II 2} = \frac{1,7 \times \% \text{ Al}_2\text{Cu}_{II}}{5,7} = \frac{1,7 \times 10,75}{5,7} = 3,21 \%$$

$$\beta_{II 1} = 100 - (\% \beta_1 + \% \alpha_1 + \% \alpha_2 + \% \beta_{II 2}) = 0,89 \%$$

Situația este similară ca măr și natură de fază  
și ca metodă de calcul pentru toate concentrațiile cuprinsă  
între Al 98,4% + (Cu+Si) 1,6% pînă la Al 94,3% + (Cu+Si) 5,7%.

Pentru concentrațiile cuprinse între Al 94,3% + (Cu+Si) 5,7% și Al 88,3% + (Cu+Si) 11,7% conform secțiunilor  $f_1f_2$ ;  $g_1g_2$ ;  $h_1h_2$  și  $i_1i_2$  vom avea același număr și aceeași natură de faze în prezență.

Astfel la concentrația (1,6% Si + 5,7% Cu) rest Al.

Pentru această concentrație Si+Cu = 7,3% și Al 92,7% planul diagramei ternare, diagrama pseudobinară și diagramele de proporție a constituenților și fazelor ternare sînt redată în figura 4.70.

Pentru această concentrație din diagramele binare Al-Cu și Al-Si vom avea următoarele faze și proporții ale acestora (tabelul 4.3).

TABELUL 4.3

Natura și proporția constituenților și fazelor la concentrațiile 92,7% Al și 7,3% Cu respectiv 7,3% Si.

Concentrațiile	Natura și proporția constituenților
Al 92,7%+Cu 7,3%	$[E = 4\%] + [e_{II} = 10\%] + [\alpha = 86\%]$
Al 92,7%+Si 7,3%	$[E = 58,4\%] + [\beta_{II} = 0,6\%] + [\alpha = 41\%]$

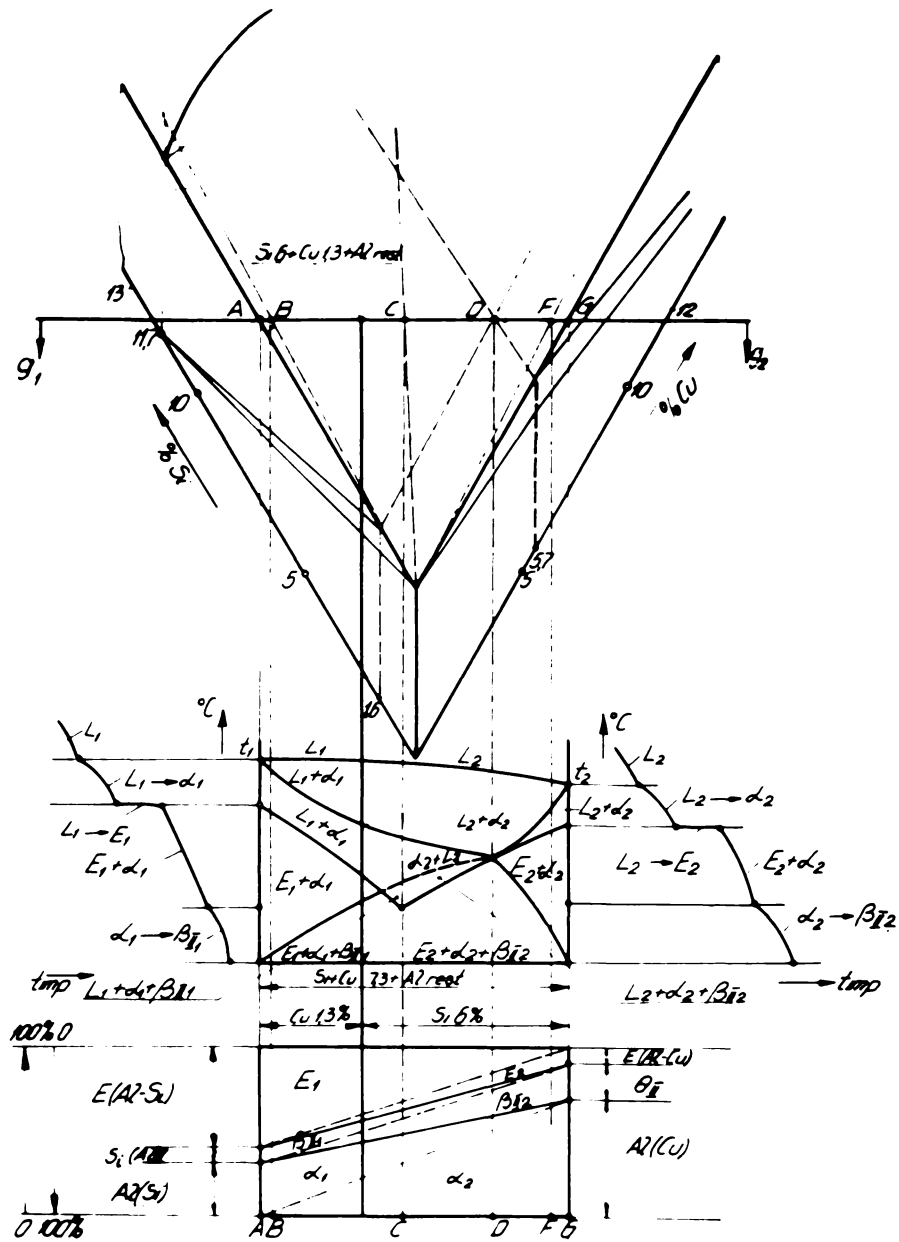


Fig. 4.70

Diagrama ternară Al-Cu-Si (colțul dinspre Al).  
 Diagrama pseudobinară, curbele de răcire și dia-  
 grama de proporție a constituenților pentru sec-  
 țiunea după 6182.

Pentru concentrația Si 6% ; Cu 1,3% Al rest,  
proporțiile fazelor vor fi :

$$\beta_1 = \frac{6 \times \% E(\text{AlSi})}{7,3} = \frac{6 \times 58,4}{7,3} = 48\%$$

$$\beta_1 = \frac{6 \times \% \text{Si(Al) II}}{7,3} = \frac{6 \times 0,6}{7,3} = 0,49\%$$

$$\beta_2 = \frac{1,3 \times \% \text{Cu}_2\text{Al}_{11}\text{II}}{7,3} = \frac{1,3 \times 10}{7,3} = 1,78\%$$

$$\beta_2 = \frac{1,3 \times \% E(\text{AlCu})}{7,3} = \frac{1,3 \times 4}{7,3} = 0,715\%$$

$$\alpha_1 = \frac{6 \times \% \text{Al(Si)}}{7,3} = \frac{6 \times 41}{7,3} = 33,8\%$$

$$\alpha_2 = \frac{1,3 \times \% \text{Al(Cu)}}{7,3} = \frac{1,3 \times 86}{7,3} = 15,3$$

Situația este similară ca număr și natură de faze pentru toate concentrațiile cuprinse între Al 92,7% + (Cu+Si) 7,3% și Al 89,3% + (Cu+Si) 11,7%, concentrația de la care apare sonal eutecticul ternar.

**PARTEA IV-a**

**METODA DE CALCUL A PROPORTIEI CONSTITUENTILOR SI  
FAZELOR LA ALIAJELE CUATERNARE SI POLINARE**



#### 4.5. Calculul proporției constituenților și fazelor la aliajele cuaternare

##### 4.5.1. - Metoda generală de calcul

Aliajul  $A+B+C+D$  se reprezintă pe cele patru fețe în formă de triunghiuri echilaterale, ale unui tetraedru regulat. Fiecărei muchii a tetraedrului îi corespunde un aliaj binar, iar fețele rezervă posibilitatea reprezentării aliajelor ternare. Pentru demonstrația calculului proporției constituenților vom utiliza concentrații fictive ale elementelor în aliajele binare. Reprezentând pe triunghiul de bază aliajele binare  $A+B$  ;  $A+C$  și  $C+B$ , pe celelalte laturi ale triunghiurilor vom avea aliajele  $A+D$  ;  $D+B$  și  $D+C$ . Ne interesează unul dintre colțuri, a cărui situație este valabilă, ca principiu de calcul al proporției constituenților, cu a oricărui colț al tetraedrului.

În figura 4.71 se observă cele 3 plane având unghiuri de  $60^\circ$  pe care sînt reprezentate aliajele ternare  $A + B + D$  ;  $A + D + C$  și  $A + B + C$ . Pe fiecare muchie în direcția perpendiculară pe planul  $ABC$ , se construiesc diagramele binare de proporție a constituenților  $AB$ ;  $AD$  și  $AC$ . Din acestea ca și în cazul diagramelor ternare se construiesc pe fețele tetraedrului liniile de transformare. Fiecare din cele trei diagrame ternare poate să fie discutată conform celor stabilite în cadrul paragrafului anterior referitor la aliajele ternare.

Poziția punctului de concentrație cuaternară este determinată de centrul de greutate al planului unui triunghi  $x y z$  (fig.4.72).

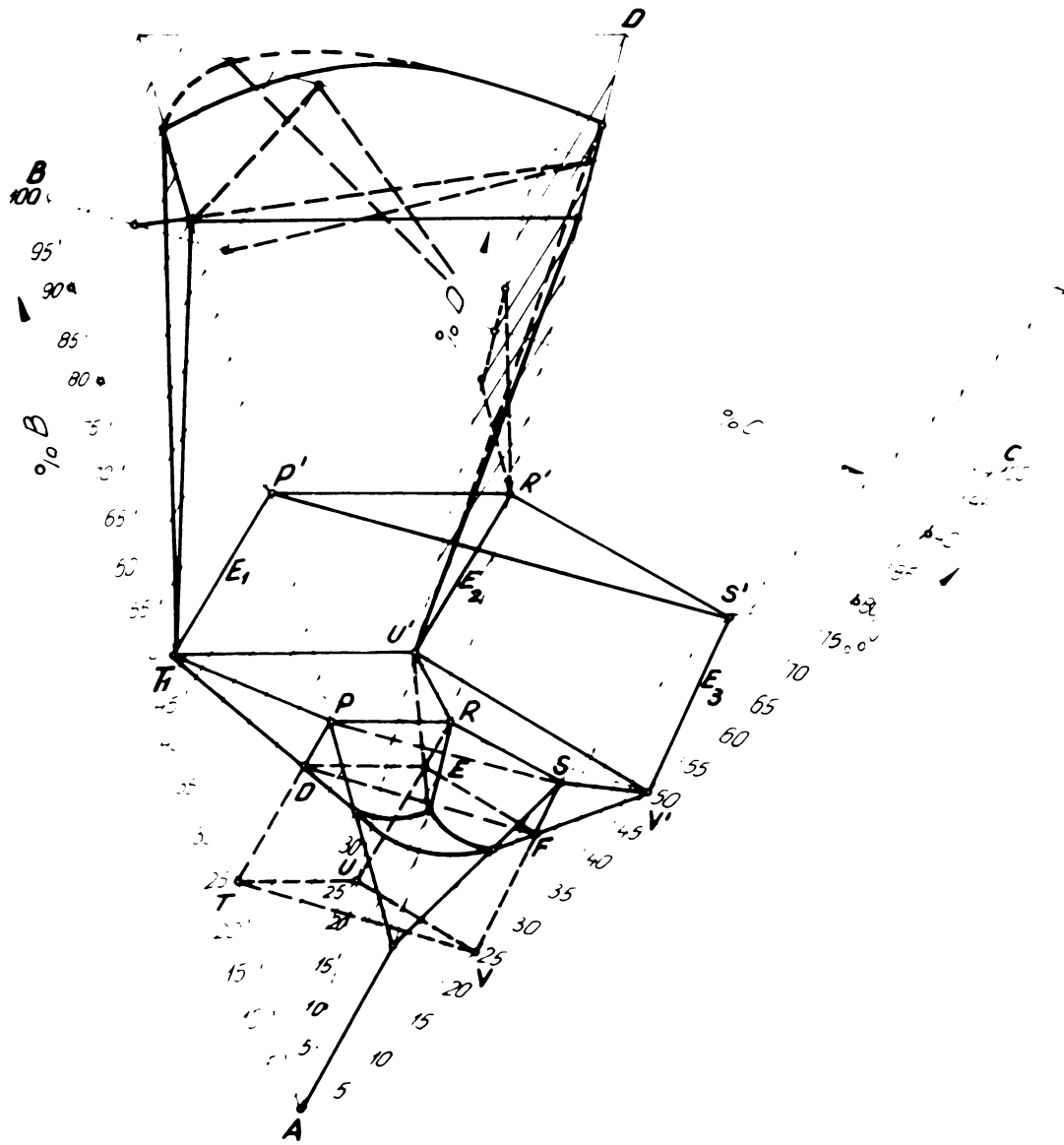


Fig. 4.71

Diagrama de echilibru cuaternară  $A+B+C+D$  și diagramele de proporție a constituenților binari  $A+B$ ;  $A+C$ ;  $A+D$ ;  $B+C$ ; etc.

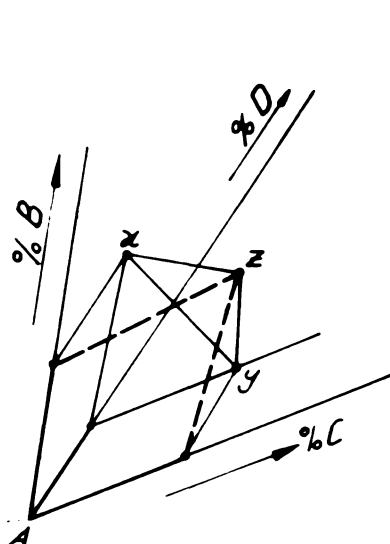


Fig. 4.72

Poziția punctului de concentrație cuaternară  
 $A+B+C+D$ .

unde :

- x** concentrația aliajului ternar ABC, rezultată din  $a\% B$  și  $c\% D$  în A.
- y** concentrația aliajului ternar ADC, rezultată din  $c\% D$  și  $b\% C$  în A.
- z** concentrația aliajului ternar ABC, rezultată din  $a\% B$  și  $b\% C$  în A.

Paralelele la laturile opuse ale triunghiurilor, duse prin x, y și z vor intersecta laturile la concentrațiile  $a + c$  pentru x pe laturile AB și AD,  $c + b$  pentru y pe laturile AD și AC și  $a + b$  pentru z pe laturile AB și AC.

Pentru simplificare recurgem la cazul particular în care diagramele sînt repetate avînd aceleași concentrații în elemente de aliere, iar concentrația aliajului cuaternar, dat este  $a\% B$  în A =  $b\% C$  în A =  $c\% D$  în A. Deci  $a = b = c = 12,5\%$ .

In acest caz punctul de concentrație ternară  $x$  se va găsi pe dreapta  $PR$  la  $\frac{\overline{PR}}{2}$ ,  $y$  pe dreapta  $RS$  la  $\frac{\overline{RS}}{2}$ , iar  $z$  pe dreapta  $PS$  la  $\frac{\overline{PS}}{2}$ .

Segmentele  $\overline{PR}$ ,  $\overline{RS}$  și  $\overline{PS}$  sînt paralele fiecare cu laturile opuse ale triunghiurilor echilaterale, reprezentînd fiecare ternară :  $\overline{PR} \parallel \overline{BD}$ ;  $\overline{RS} \parallel \overline{DC}$ ;  $\overline{PS} \parallel \overline{BC}$ .

Secțiunile duse perpendicular pe fiecare bază ternară prin cele 3 segmente vor constitui planele  $RPTU$ ;  $PSVT$  și  $SRUV$  (fig.4.73). Aceste plane au verticala  $PT$  conținută în diagrama de proporție a constituenților componenților binari  $A + B$ ,  $RU$  conținută în diagrama de proporție a constituenților componenților binari  $A + D$  și  $SV$  conținută în diagrama de proporție a constituenților binari  $A + C$ .

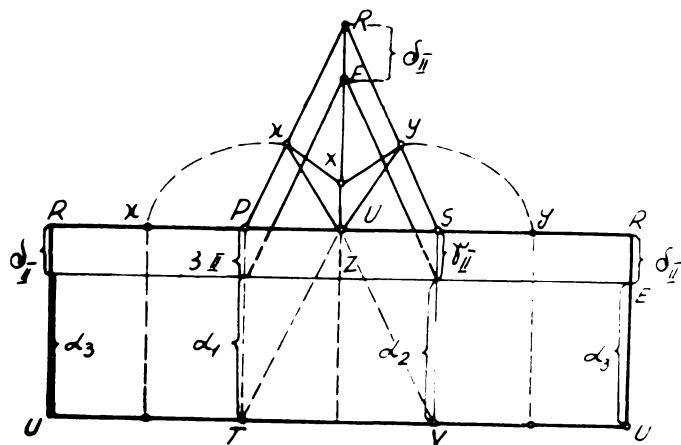


Fig. 4.73

Diagramele de proporție a constituenților aliajelor ternare  $A+B+C$ ;  $A+B+D$ ;  $A+D+C$ , pentru diagrama din figura 4.74.

Pentru un caz oarecare, cele trei diagrame ale proporțiilor constituenților și fazelor ternare  $A+B$ ;  $A+D$ ; ale aliajului cuaternar  $A+B+C+D$  sînt redată în figura 4.74.

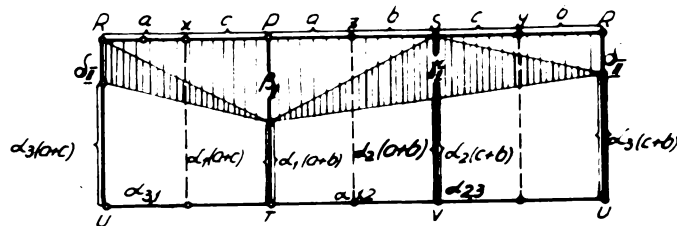


Fig. 4.74

Diagramele de proporție a constituenților aliajelor ternare A+B+C ; A+B+D ; A+D+C pentru un caz oarecare, desfășurate și aranjate pe verticală pentru concentrația  $x\%$ .

Prin acestea se identifică natura constituenților și fazelor conținute în fiecare secțiune din care se poate calcula și proporția lor. În cazul nostru în aliaj se află în prezență soluție solidă cuaternară  $\alpha_q = \alpha_1 + \alpha_2 + \alpha_3$  și soluțiile solide secundare  $\beta_{II} + \gamma_{II} + \delta_{II}$ .

Dacă se aranjează aceste plane ale proporției constituenților pe verticală astfel încât la concentrația  $X\%$  a aliajului cuaternar să coincidă punctele  $x$ ,  $y$  și  $z$  (fig.4.75). Verticala  $X\%$  va fi referită fie la o nouă scară considerându-se ca fiind 100%, fie urmează să se împartă la 3 rezultatul fiecărei proporții de constituent.

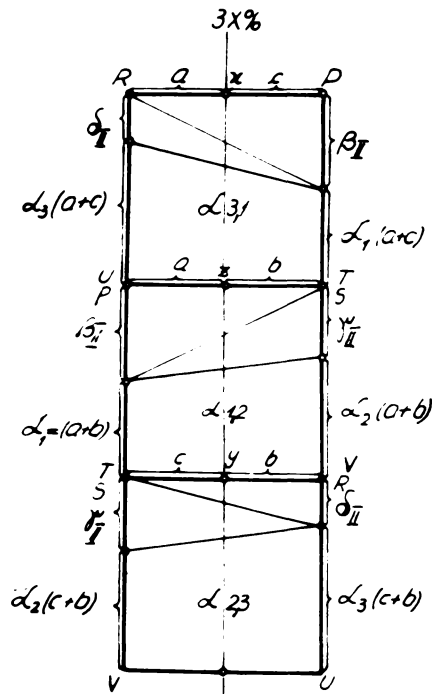


Fig. 4.75

Diagramele de proporție a constituenților aliajelor ternare  $A+B+C$  ;  $A+B+D$  ;  $A+D+C$  pentru un caz oarecare desfășurate și aranjate pe verticală pentru concentrația  $x\%$ .

În cazul general în care fiecare binară în parte are caracteristica ei și  $a \neq b \neq c$  (fig.4.76)(fig.4.77) și (fig.4.78), vom avea următoarele date :

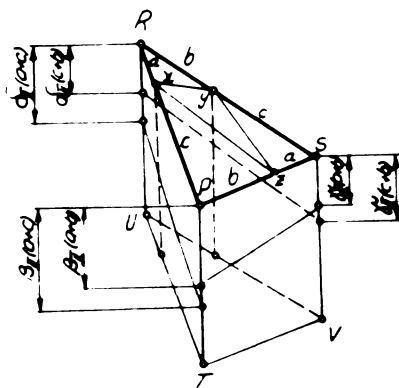


Fig. 4.76

Diagrama pseudoternară a aliajului cuaternar  $A+B+C+D$

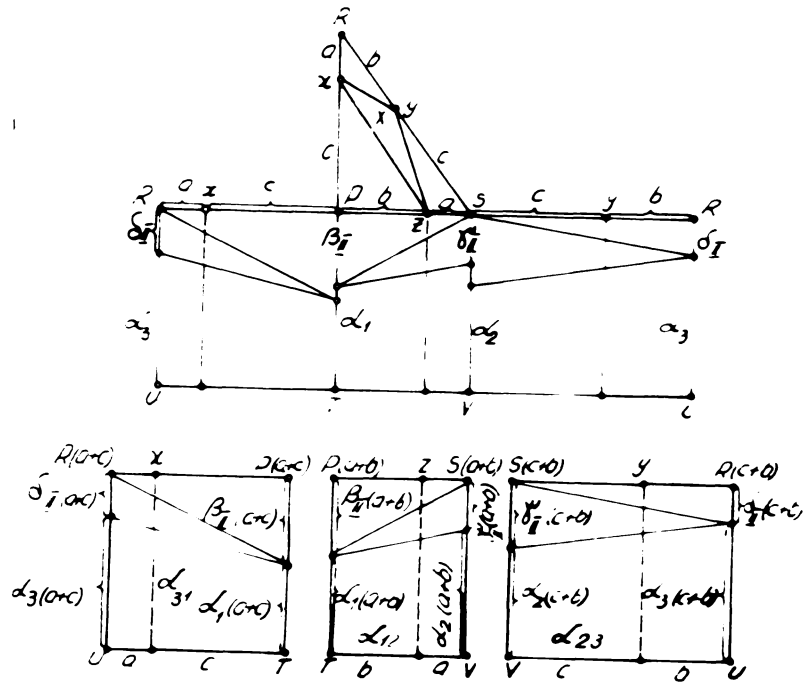


Fig. 4.77

Cele trei diagrame pseudobinare de proporție a con-  
stituenților ternari ale aliajelor ternare  $A+B+D$  ;  
 $A+D+C$  ;  $A+B+C$ .

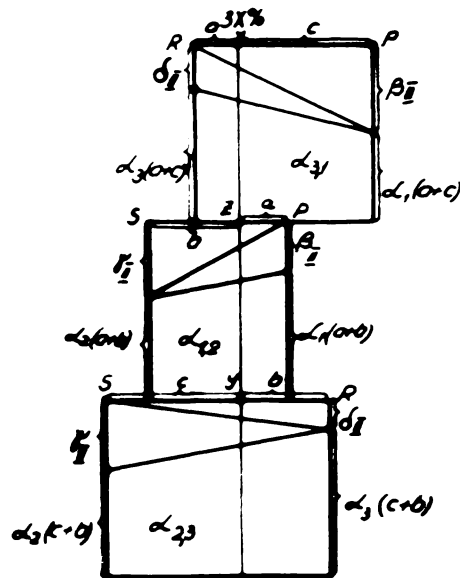


Fig. 4.78

Planele diagramelor pseudobinare de proporție a con-  
stituenților ternari aranjate pe verticală pentru  
concentrația  $X$  .

R (a+c) este punctul de concentrație binară (a+c) % D în A

P (a+c) este punctul de concentrație binară (a+c) % B în A

P (a+b) este punctul de concentrație binară (a+b) % B în A

S (a+b) este punctul de concentrație binară (a+b) % C în A

S (c+b) este punctul de concentrație binară (c+b) % C în A

R (c+b) este punctul de concentrație binară (c+b) % D în A

Constituenții în prezență sînt :

$$1) \begin{cases} \delta_{II}(a+c) = D(A) = \text{soluția solidă a lui A în D la} \\ \text{concentrația (a+c) a binarului A+D} \\ \beta_{II}(a+c) = B(A) = \text{soluția solidă a lui A în B la} \\ \text{concentrația (a+c) a binarului A+B} \end{cases}$$

$$2) \begin{cases} \beta_{II}(a+b) = B(A) = \text{soluția solidă a lui A în B la} \\ \text{concentrația (a+b) a binarului A+B} \\ \gamma_{II}(a+b) = C(A) = \text{soluția solidă a lui A în C la} \\ \text{concentrația (a+b) a binarului A+C} \end{cases}$$

$$3) \begin{cases} \gamma_{II}(c+b) = C(A) = \text{soluția solidă a lui A în C la} \\ \text{concentrația (c+b) a binarului A+C} \\ \delta_{II}(c+b) = D(A) = \text{soluția solidă a lui A în D la} \\ \text{concentrația (c+b) a binarului A+D} \end{cases}$$

și soluțiile solide ternare



$$4) \alpha_{(31)} = \alpha_3(a+c) + \alpha_1(a+c) = (a+c) \% D \text{ in } A + (a+c) \% B \text{ in } A = \\ = (a+c) \% (D+B) \text{ in } A \text{ deci } \alpha_{(31)} = A \left[ (D+B)(a+c) \% \right]$$

$$5) \alpha_{(12)} = \alpha_1(a+b) + \alpha_2(a+b) = (a+b) \% B \text{ in } A + (a+b) \% C \text{ in } A = \\ = (a+b) \% (B+C) \text{ in } A \text{ deci } \alpha_{(12)} = A \left[ (B+C)(a+b) \% \right]$$

$$6) \alpha_{(23)} = \alpha_2(c+b) + \alpha_3(c+b) = (c+b) \% C \text{ in } A + (c+b) \% D \text{ in } A = \\ = (c+b) \% (C+D) \text{ in } A \text{ deci } \alpha_{(23)} = A \left[ (C+D)(c+b) \% \right]$$

Le X % cuaternar = a % B + b % C + c % D in rest A von area (fig. 5, 6, 7).

$$\log_3 = \alpha_{(12)} + \alpha_{(23)} + \alpha_{(31)} + \left[ \int \Pi(a+c) + \beta \Pi(a+c) \right] + \\ + \left[ \beta \Pi(a+b) + \gamma \Pi(a+b) \right] + \left[ \gamma \Pi(c+b) + \int \Pi(c+b) \% \right] = \\ = A \left[ (D+B)(a+c) \% + (B+C)(a+b) \% + (C+D)(c+b) \% \right] + \\ + \left[ D(A)(a+c) \% + B(A)(a+c) \% \right] + \left[ B(A)(a+b) \% + C(A)(a+b) \% \right] + \\ + \left[ C(A)(c+b) \% + D(A)(c+b) \% \right] =$$

$$= A \left[ (D+B)_{(a+c)\%} + (B+C)_{(a+b)\%} + (C+D)_{(c+b)\%} \right] +$$

$$+ \left[ (D+B)_{(a+c)\%} + (B+C)_{(a+b)\%} + (C+D)_{(c+b)\%} \right] \quad (A)$$

Deci 6 constituenți ternari notați cu 1...6.

În cazul în care în prezență vor fi eutecticele punctele P', R', S' se procedează similar cu cazul precedent având de data aceasta notațiile P', S', R' și U', T', V' (fig.4.79).

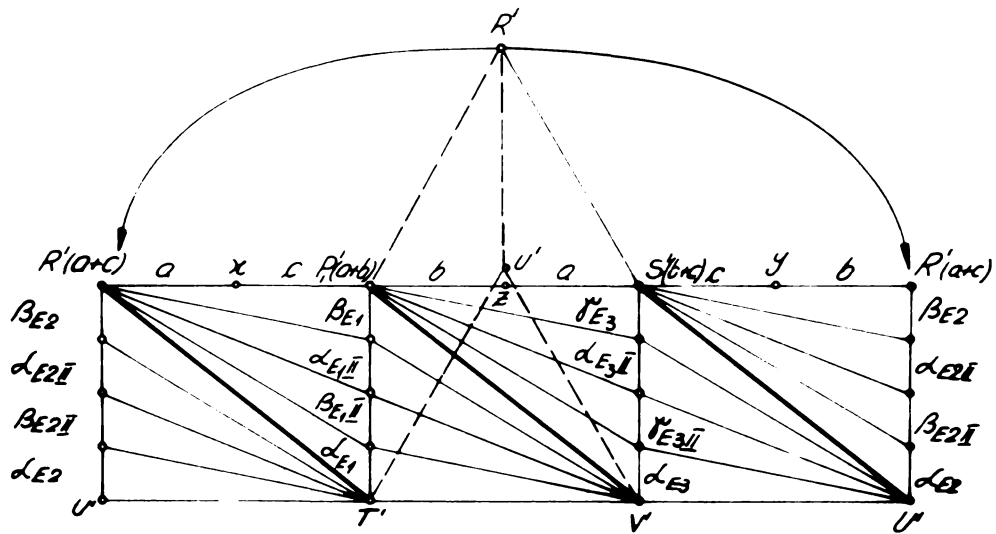


Fig. 4.79

Diagrama pseudobinare de proporție a constituenților ternari eutectici.

**4.5.2. - Calculul proporției constituentilor la aliajul Al-Cu-Ni-Mg**

Pentru ilustrarea metodei se alege ca exemplu un aliaj Al-Cu-Ni-Mg cu concentrațiile  $a = 5\%$  Cu ;  $b = 2,5\%$  Ni  $c = 2\%$  Mg în rest  $90,5\%$  Al. În scopul identificării constituentilor în prezentă, precum și a proporțiilor lor la  $X\%$ , vom proceda în felul următor :

Se construiesc cele 3 diagrame ternare Al-Cu-Mg ; Al-Mg-Ni și Al-Cu-Ni din diagramele binare (Al-Cu și Al-Mg) -(fig.4.80), (Al-Mg și Al-Ni) - (fig.4.81) și (Al-Cu și Al-Ni) - (fig.4.82), cărora le trasăm și proporția constituentilor. Determinăm pozițiile aliajelor ternare  $x$  (cu  $c\%$  Mg și  $a\%$  Cu)  $y$  (cu  $c\%$  Mg și  $b\%$  Ni) și  $z$  (cu  $a\%$  Cu și  $b\%$  Ni).

Prin punctele  $x$ ,  $y$  și  $z$  ducem câte o paralelă la BD ; DC respectiv BC, formind astfel segmentele PR RS și Ps. Fiecărui segment îi corespunde câte o secțiune a diagramei de proporție ternară, reprezentată în figurile de mai sus.

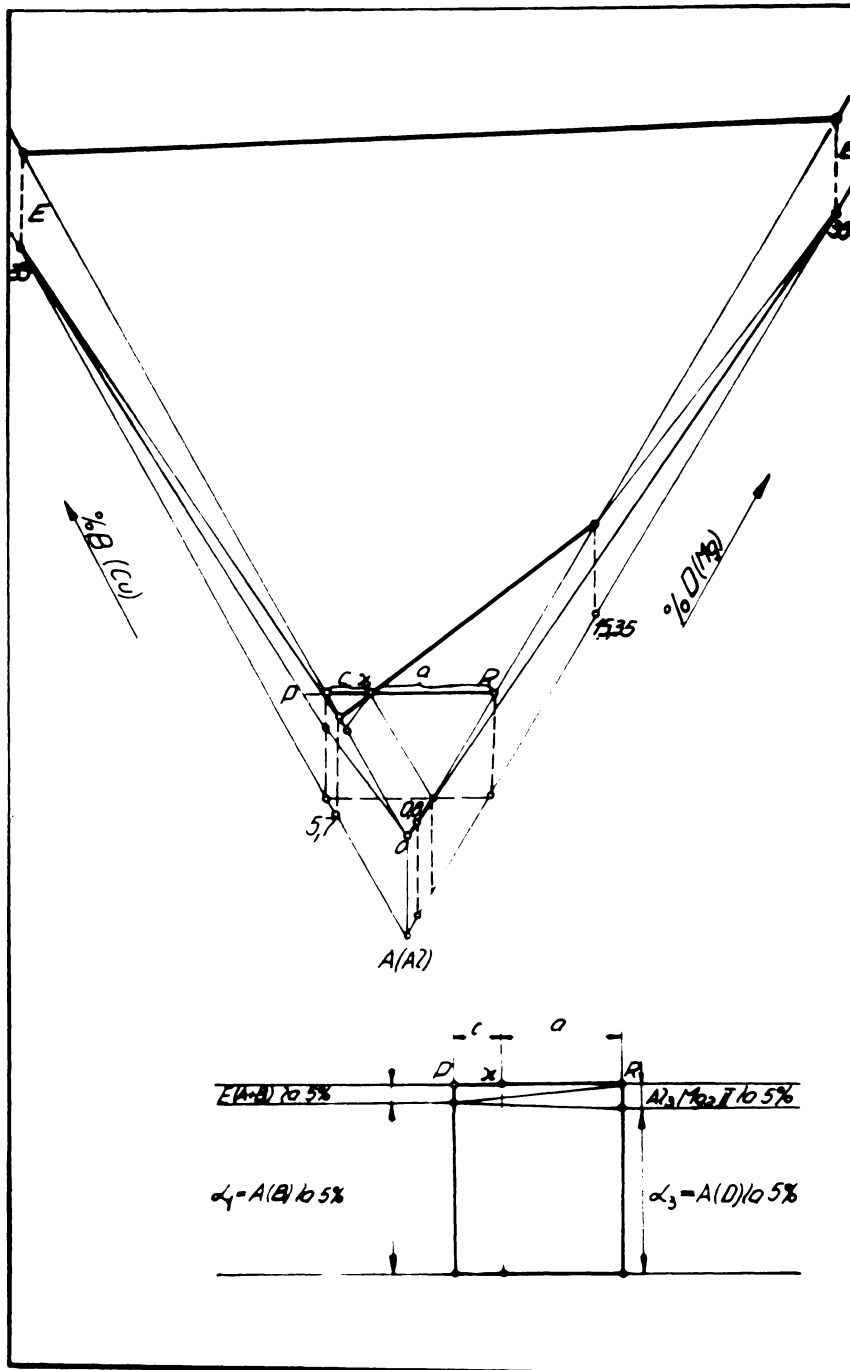


Fig. 4.80

Diagrama ternară Al-Cu-Mg. Diagrama de proporție a  
constituenților ternari la concentrația X<sub>0</sub>.

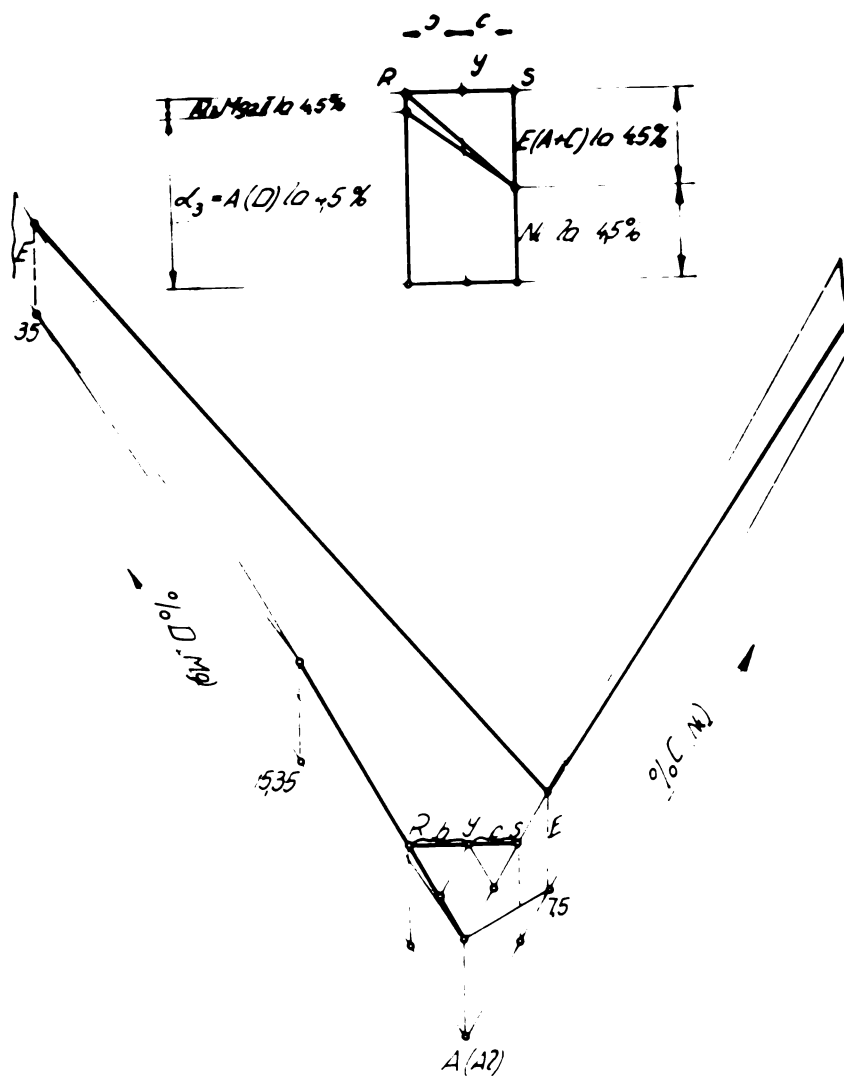


Fig. 4.81

Diagrama ternară Al-Mg-Ni. Diagrama de proporție a constituenților ternari la concentrația  $y\%$ .

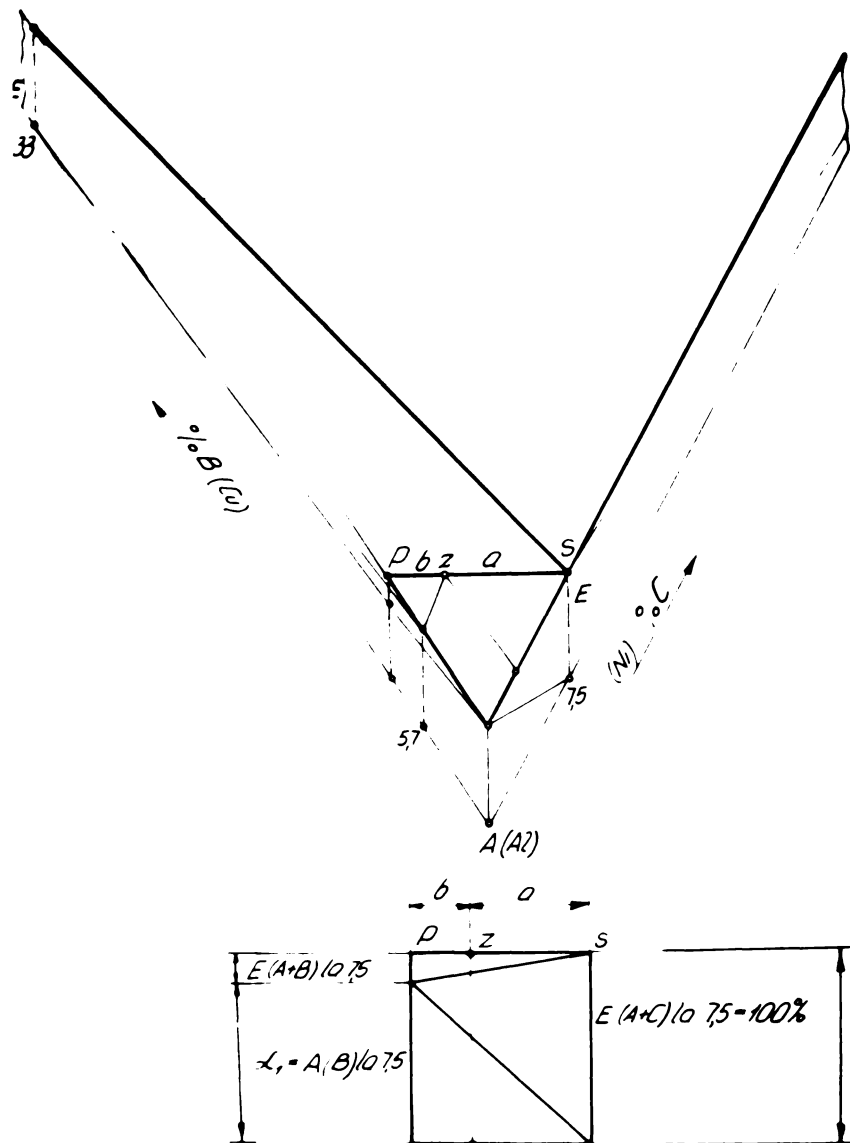


Fig. 4.82

Diagrama ternară Al-Cu-Ni. Diagrama de proporție a constituenților ternari la concentrația  $x_1$ .

Din diagramele binare de proporție a constituenților se iau valorile proporțiilor constituenților în prezență. Proporțiile lor la concentrația  $X\%$  (fig.4.83) se determină conform celor stabilite la diagramele ternare.

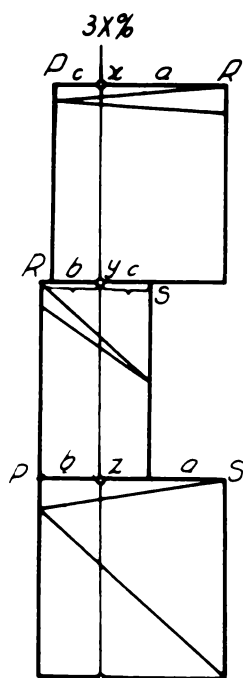


Fig. 4.83

Aranjarea pe verticală a diagramelor de proporție a constituenților ternari la concentrațiile  $x$ ;  $y$ ;  $z$ .

Se poate stabili că la  $5\%$  Cu +  $2,5\%$  Ni +  $2\%$  Mg în Al vom avea următoarele valori ale proporțiilor constituenților binari : soluție solidă  $81\%$ ; eutectic  $15,9\%$ ; fază separată secundar  $3,1\%$ .

#### 4.6. Calculul proporției constituentilor și fazelor la aliajele polinare

##### 4.6.1. - Metoda generală de calcul

Metoda expusă la aliajele cuaternare poate fi extinsă și la aliajele polinare la care diagramele de echilibru sînt foarte dificil de reprezentat. Se vor reprezenta separat diagramele ternare și se va proceda ca și în cazul diagramelor cuaternare. În cazul unui aliaj  $A+B+C+D+E$  se vor construi 6 diagrame ternare  $A-B-C$  ;  $A-B-D$  ;  $A-B-E$  ;  $A-C-D$  ;  $A-C-E$  ;  $A-D-E$ . Pentru fiecare se va trasa punctul de concentrație ternar format între concentrațiile aliajului  $a \% B$  ;  $b \% C$  ;  $d \% E$  ;  $f \% E$ . Se obțin 6 diagrame de proporție a constituentilor ternari din care în mod similar cu metoda anterior descrisă la aliajele cuaternare și ternare se identifică numărul, natura constituentilor și fazelor în prezență în aliaj, concentrația lor precum și proporția fiecăruia în parte.

##### 4.6.2. - Calculul proporției constituentilor și fazelor la aliajele propuse spre studiu

Drept obiectiv de cercetare sînt propuse următoarele aliaje de aluminiu utilizate la turnare pistoanelor :

###### I.

- cu următoarea compoziție chimică :

Si 4...6% ; Cu 5...6,5% ; Mg 0,2...0,5% ;

Cu max.0,6% ; Fe max.1,2% ; Mn max.0,5% ; rest Al

###### II.

- cu următoarea compoziție chimică :

Si 11,5...13,5% ; Cu 1,5...1,8% ; Mg 0,7...1,1%

Ni 0,5...0,9% ; Fe max.0,7% ; rest Al



### III.

- cu următoarea compoziție chimică :

Si max.1,5% ; Cu 10...16% ; Mg max.0,5% ;

Fe max.1,5% ; rest Al.

### IV. aliaj Y - de tipul

- cu următoarea compoziție chimică :

Si max.0,3% ; Cu 3,5...4,5% ; Mg 1,3...1,8% ;

Ni 1,8...2,2% ; Fe max 0,3% rest Al.

Pentru aceste aliaje complexe de aluminiu, se determină după metoda expusă anterior în lucrare, în primul rând constituenții și fazele în prezență și de asemenea și participarea fiecăruia sub aspect cantitativ în aliaj. Valorile proporțiilor constituenților vor fi determinate la diferite temperaturi începând de la temperatura de referință  $t_a = 20^{\circ}\text{C}$  insistând în domeniul temperaturilor înalte mai ales asupra intervalelor indicate pentru tratament termic și asupra acestor intervale în care se efectuează sollicitarea termică în timpul funcționării pistoanelor motoarelor cu combustie internă și anume  $300^{\circ}\text{C}$  și  $200^{\circ}\text{C}$ . De asemenea pentru studiul variației proporției constituenților în funcție de temperatură s-au considerat și temperaturile de  $500^{\circ}$ ,  $400^{\circ}$  și  $100^{\circ}\text{C}$ .

Privitor la concentrațiile în elemente de aliere au fost alese fie valorile medii ale limitelor de interval care stabilesc domeniul de dispersie admisibil al concentrațiilor din STAS, fie concentrațiile uzuale utilizate la turnarea pistoanelor.

Astfel pentru aliajul \_\_\_\_\_ au fost alese următoarele concentrații, pentru două variante considerate ca fiind diferit reprezentate sub aspectul naturii și numărului constituenților în prezență

- varianta a) Si 5% ; Cu 5% ; Mg 0,4% ; Zn 0,3% ;  
Fe 0,6% ; Mn 0,3% rest Al.

- varianta b) Si 5 % ; Cu 6,5 % ; Mg 0,4 % ;  
Zn 0,3 % ; Fe 0,6 % ; Mn 0,3 % rest Al

Cele două variante s-au impus pe seama diferenței careapare din punct de vedere structural, datorită limitelor extreme indicate pentru concentrația în Cu, care situiază aliajul de o parte și de alta a limitei maxime de solubilitate a compusului chimic  $\text{Cu Al}_2$  în aluminiu (fig.4.11). Astfel în cazul variantei "a" aliajul este cuprins între limitele extreme ale solubilității compusului  $\text{Cu Al}_2$  în aluminiu și anume limita maximă de solubilitate la  $t_E = 548^\circ\text{C}$  de 5,7 % Cu în Al și limita minimă de solubilitate la  $t_a = 20^\circ\text{C}$  de 0% Cu în Al. În cazul variantei "b" concentrația de Cu în aliaj depășește limita maximă de solubilitate a Cu în Al, astfel încît situiază aliajul în domeniul aliajelor hipoeutectice apărînd, referindu-ne în primul rînd numai la binarul Al-Cu și eutecticul  $E + \text{Cu Al}_{2E} = \text{Al} (\text{Cu Al}_2)_E + \text{Cu Al}_{2E}$ . Acest fapt determină apariția în aliajul polinar a unui eutectic complex, care cu toată proporția sa redusă creează împrejurarea prin care aliajul, sub aspectul constituției sale, este determinat de o altă notă calitativă față de varianta precedentă.

La celelalte aliaje concentrațiile considerate reprezintă mediile aritmetice ale concentrațiilor limită ale domeniului de dispersie admis pentru fiecare element de aliere.

Pentru aceste considerente calculele proporțiilor constituenților au fost determinate pentru concentrațiile aliajelor indicate în tabelul 4.4.

După efectuarea calculelor proporției de constituenți la aliajele considerate se obțin datele din tabelul 4.4., din care se poate urmări dinamica separărilor din soluție la răcire sau a dizolvării în soluție la încălzire, la aliajele în stare receaptă propuse spre cercetare. În acest caz la toate aliajele studiate, eutecticul a fost considerat global, nefiind studiat sub aspectul separărilor de fază secundare de tipul reacției (fig.4.84).

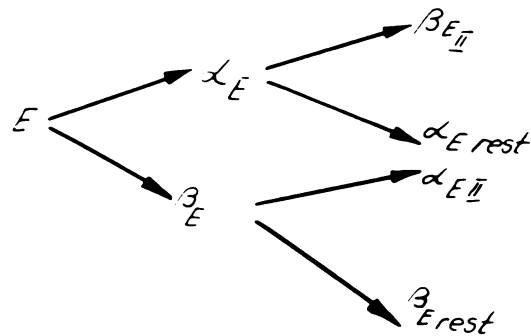


Fig. 4.84

Scheza de separare a constituentului eutectic.

In tabelul 4.4. numai pentru aliajul de tip 4 au fost calculate și proporțiile fazelor eutectice care provin din schema de separare de mai sus.

La toate aliajele, valorile proporțiilor constituenților de natura compuşilor chimici, au fost calculate numai pînă la nivelul determinării calitative a reacției de combinare chimică ternară, din care rezultă compuşii chimici de tipul :



**VARIAȚIA PROPORȚIEI CONSTITUENȚILOR ȘI FAZELOR ÎN FUNCȚIE DE TEMPERATURA LA ALIAJELE STUDIATE**

Aliaj	Temperatură (°C)	c <sub>1</sub> (% din aliaj)	c <sub>2</sub> (% din aliaj)	b <sub>1</sub> (% din aliaj)	b <sub>2</sub> (% din aliaj)	a <sub>0</sub> +a <sub>2</sub> +b=100% (aliaj)	Δa <sub>1</sub> (% din aliaj)	Δa <sub>2</sub> (% din aliaj)	Δa <sub>3</sub> (% din aliaj)	ΣΔa <sub>1</sub> (% din aliaj)	ΣΔa <sub>2</sub> (% din aliaj)	ΣΔa <sub>3</sub> (% din aliaj)	Δa <sub>1</sub> (% din aliaj)	Δa <sub>2</sub> (% din aliaj)	Δa <sub>3</sub> (% din aliaj)
Fe-0,2% C	500	77,75	22,25			99,91	0	0	0	0	0	0	0	0	0
	400	76,25	23,75			99,91	0,04	0,04	0,04	0,04	0,04	0,04	0,04	0,04	0,04
	300	76,05	23,95	0,5-0,2		99,91	0,07	0,07	0,11	0,11	0,11	0,11	0,23	0,23	0,23
	200	75,15	24,85	0,5-0,2		99,91	0,08	0,08	0,14	0,14	0,14	0,14	0,82	0,82	0,82
	100	75,24	24,76	0,5-0,2		99,99	0,07	0,07	0,21	0,21	0,21	0,21	0,06	0,06	0,06
	20	74,94	25,06	0,5-0,2		99,89	0,10	0,10	0,21	0,21	0,21	0,21	0,09	0,09	0,09
Fe-0,5% C	500	74,82	25,18			99,88	0	0	0	0	0	0	0	0	0
	400	74,55	25,45			99,85	0,26	0,26	0,03	0,03	0,03	0,03	0,20	0,20	0,20
	300	74,51	25,49	0,5-0,2		99,83	0,45	0,45	0,08	0,08	0,11	0,12	0,15	0,15	0,15
	200	74,24	25,76	0,5-0,2		99,87	0,20	0,20	0,22	0,22	0,13	0,22	0,22	0,22	0,22
	100	73,65	26,35	0,5-0,2		99,87	0,22	0,22	0,27	0,27	0,20	0,20	0,15	0,15	0,15
	20	73,15	26,85	0,5-0,2		99,97	0,10	0,10	0,21	0,21	0,21	0,21	0,15	0,15	0,15
Fe-0,8% C	500	48,33	51,67			99,97	0	0	0	0	0	0	0	0	0
	400	47,91	52,09			99,98	0,42	0,42	0	0	0	0	0	0	0
	300	47,48	52,52	0,5-0,2		99,98	0,43	0,43	0,01	0,01	0,01	0,01	0,43	0,43	0,43
	200	47,15	52,85	0,5-0,2		99,95	0,29	0,29	0,01	0,01	0,01	0,01	0,43	0,43	0,43
	100	47,08	52,92	0,5-0,2		99,97	0,11	0,11	0	0	0	0	0,26	0,26	0,26
	20	46,60	53,40	0,5-0,2		99,92	0,48	0,48	0	0	0	0	0,43	0,43	0,43
Fe-1,2% C	500	61,59	38,41			99,94	0	0	0	0	0	0	0	0	0
	400	60,42	39,58			99,95	1,46	1,46	0,05	0,05	0,05	0,05	1,42	1,42	1,42
	300	60,24	39,76	0,5-0,2		99,96	0,18	0,18	0,10	0,10	0,15	0,15	1,08	1,08	1,08
	200	59,51	40,49	0,5-0,2		99,95	0,33	0,33	0,02	0,02	0,17	0,17	0,31	0,31	0,31
	100	59,76	40,24	0,5-0,2		99,95	0,15	0,15	0,18	0,18	0,18	0,18	0,14	0,14	0,14
	20	59,50	40,50	0,5-0,2		99,95	0,26	0,26	0,18	0,18	0,18	0,18	0,26	0,26	0,26
Fe-1,5% C	500	57,62	42,38			99,99	0	0	0	0	0	0	0	0	0
	400	60,95	39,05			99,99	1,87	1,87	0,07	0,07	0,07	0,07	0,8	0,8	0,8
	300	60,34	39,66	0,5-0,2		99,96	0,61	0,61	0,13	0,13	0,20	0,20	0,55	0,55	0,55
	200	64,61	35,39	0,5-0,2		99,94	0,73	0,73	0,06	0,06	0,26	0,26	0,55	0,55	0,55
	100	64,39	35,61	0,5-0,2		99,94	0,22	0,22	0,02	0,02	0,28	0,28	1,20	1,20	1,20
	20	64,00	36,00	0,5-0,2		99,94	0,39	0,39	0,28	0,28	0,28	0,28	1,20	1,20	1,20

$$A_n (x+1) D_n (+1) + A_0 (x+1) N_p(x+1) \quad (4.46)$$

etc.

unde :

A, B, C, D...N sînt componenții aliajului polinar

n, n, o, p cu indici 1...x și x...x+n reprezintă numerele de atomi care participă stoichiometric la formarea compuşilor chimici.

Compuşii chimici în aliajele polinare, apar desigur în complexitatea diversității lor, identificarea naturii și a proporției lor nefăcînd obiectul de cercetare al prezentei lucrări.

Desfășurarea anterioară tratează posibilitățile care rezultă din formula combinărilor C, care a stat la baza formării ternarelor componente ale poliedrului polinar :

$$C_N^K = C_{N-1}^K = C_{N-1}^{K-1} \quad (4.47)$$

unde :

N - numărul de componenți ai aliajului polinar

K - numărul elementelor de aliere în aluminiu pentru formarea aliajului polinar.

Din tabelul 4.4. reiese natura constituenților și fazelor în prezență și de asemenea proporția lor la cele cinci aliaje studiate în stare recoaptă la răcire de la temperatura de 500°C pînă la temperatura de 20°C, la valorile de 500 ; 400 ; 300 ; 200 ; 100 și 20°C.

Se observă, lucru de altfel cunoscut sub aspectul calitativ, că aliajele complexe de aluminiu prezintă în funcție de temperatură o variație a limitei de solubilitate a soluției solide polinare, în componente de aliere sau mai bine zis în constituenți ai componentelor de aliere. Această limită de solubilitate scade funcție de temperatură, fapt care

dă naștere separării fazelor în exces după cum rezultă din tabelul 4.5.

Astfel neținând seama de separările de fază din constituentul eutectic vom avea pentru aliajele considerate următoarele valori procentuale ale fazelor în exces separate la răcire lentă, numai din soluția solidă proeutectică de la 500°C la 20°C.

TABELUL 4.5

Proporția fazei secundare separată între temperaturile de 500°C și 20°C, pentru cele patru tipuri de aliaje.

Aliajul Numerotare Tip	% fază în exces separată între 500°C și 20°C
1 a	2,85
1 b	1,33
2.	1,72
3.	2,38
4.	5,33

Pentru aliajul de tip 4 s-au efectuat calculele și pentru separările de fază din eutectic caz pentru care valorile procentuale ale fazelor în exces sînt redată în tabelul 4.6.

TABELUL 4.6

Proportțiile fazelor secundare separate între temperaturile de 500°C și 20°C din soluția solidă preeutectică și din soluțiile solide cuprinse în eutectice.

Aliajul Numerotare Tip	% fază în exces separată din soluțiile solide pre- eutectice	% fază în exces separa- tă din soluțiile solide cuprinse în eutectice
4.	5,33	0,328

În legătură cu aspectul calitativ al transformărilor procentul separărilor fazelor în exces condiționează posibilitatea de îmbătrânire, proces care este influențat pe lângă calitatea fazelor care pot fi puse în soluție, desigur și de cantitatea lor. Compușii chimici care se formează, parte sînt solubili în soluția solidă polinară de tipul Al (B, C, D...), îmbogățindu-o în elemente de aliere, fapt care conduce la favorizarea fenomenului de durificare dispersă, parte sînt insolubili. Dintre cei insolubili ca și cei de natură Al Fe pun în unele situații dificultăți în calea procesului de durificare dispersă prin acapararea în constituția lor a unei anumite cantități de element participant la proces, în cazul în speță a cuprului care rămîne în cantitate mai mică disponibil formării compusului  $Al_2Cu$  cu puternic favorizant al procesului de durificare dispersă. Alți compuși chimici insolubili ca cei de natură :  $Al_3Ni$  ;  $Al_3Fe$  (numai în aliajele cu mult cupru) ;  $Al_6Mn$ , fără să favorizeze procesul de durificare dispersă prin îmbătrânire, pentru scopurile urmărite în utilizarea aliajelor complexe de aluminiu pentru pistoanele motoarelor cu combustie internă, asigură prin stabilitatea lor termică (mai ales  $Al_3Ni$ ) proprietăți superioare și în regimul de funcționare al pistoanelor, caracterizat de sollicitări termice.

Din tabelul 4.4. rezultă pentru cele patru aliaje considerate :

- a** proporția de soluție solidă polinară Al [(B)(C)(D)] unde B, C, D, sînt componenții de aliere ai aluminului în aliajul polinar.
- a<sub>1</sub>** proporția de fază secundară [(B)(C)(D)] (Al) separată la răcire din "a"
- a<sub>2</sub>** proporția de fază secundară de tipul compusului chimic  $A_m E_n + A_o C_p + \dots + \dots$ , separată la răcire din "a"
- b** proporția de eutectic
- b<sub>1</sub>** proporția de fază secundară separată din eutectic la răcire (calculată numai pentru aliajul de tip 4)
- b** rest proporția de eutectic rest după separarea lui b<sub>1</sub> (calculată numai pentru aliajul de tip 4)

apar valabile relațiile :

$$a + a_1 + a_2 + b = 100\% \text{ sau}$$

$$a + a_1 + a_2 + b_1 + b \text{ rest} = 100\%$$

- $\Delta a$  proporția de fază secundară separată din "a" la răcire ( $\Delta ar$ ) sau dizolvate în "a" la încălzire ( $\Delta ac$ ) de la un interval de temperaturi la următorul, luat în considerare;
- $\Sigma \Delta a$  proporția totală de fază secundară separată din "a" la răcire ( $\Sigma \Delta ar$ ) sau dizolvate în "a" la încălzire ( $\Sigma \Delta ac$ );
- $\Delta a_1$  proporția totală de fază secundară de tipul "a<sub>1</sub>" cuprinsă în  $\Delta a$  separată la răcire ( $\Delta a_1 r$ ) sau dizolvată la încălzire ( $\Delta a_1 c$ )



$\sum \Delta a_1$  proporția totală de fază secundară de tipul "a<sub>1</sub>" conținută în "a", separată la răcire ( $\sum \Delta a_{1r}$ ) sau dizolvată la încălzire ( $\sum \Delta a_{1c}$ )

$\Delta a_2$  proporția de fază secundară de tipul "a<sub>2</sub>" cuprinsă în  $\Delta a$ , separată la răcire ( $\Delta a_{2r}$ ) sau dizolvată la încălzire ( $\Delta a_{2c}$ )

$\sum \Delta a_2$  proporția totală de fază secundară de tipul "a<sub>2</sub>" conținută în "a" separată la răcire ( $\sum \Delta a_{2r}$ ) sau dizolvată la încălzire ( $\sum \Delta a_{2c}$ )

Din valorile de mai sus, valabile pentru stările de echilibru ale aliajelor, se pot trage concluzii semnificative asupra dinamicii transformărilor, atât sub aspect calitativ cât și cantitativ, atât la tratamentul termic cât și în timpul solicitărilor termice a aliajului de piston în cilindrul motorului cu combustie internă. Astfel la tratamentul termic de durificare dispersă a aliajelor complexe de aluminiu, prin încălzirea și menținerea în jurul temperaturii de 500°C, se urmărește punerea în soluție a unor constituenți și faze, pe seama unei limite de solubilitate crescută a acestora în aluminiu la această temperatură. După răcire rapidă se mențin în soluție elementele dizolvate provocând fie natural fie prin tratament artificial, durificarea dispersă a aliajului. Pentru analiza și sub aspectul cantitativ a fenomenului, din tabela 4.4. rezultă proporțiile și natura fazelor dizolvate în soluția solidă suprasaturată răcită rapid de la 500°C. (În calculele nu s-au luat temperaturile indicate pentru încălzirea fiecărui aliaj, ele de altfel diferind foarte puțin de temperatura de 500°C).

Astfel la aliajul polinar de tip I vom avea la 500°C :

$$a + (a_1 + a_2) + b = 100\%$$

$$77,79 + (0,14 + 1,03) + 20,95 = 99,91\%$$

deci : soluție solidă în proporție de 77,79 %

- fază secundară separată pînă la 500°C 0,14+1,03 = 1,17%

- eutectic 20,95 %

(Observație : pentru aliajele de tip 1,2 și 3 nu s-au calculat fazele secundare separate din eutectic)

la 20°C vor fi în prezență :

$$a + (a_1 + a_2) + b = 100\%$$

$$74,94 + (0,35 + 3,65) + 20,95 = 99,89 \%$$

- fază secundară separată de la 500°C pînă la 20°C  
 $0,35 + 3,65 = 4,00 \%$

- eutectic 20,95 %

Dacă facem diferența :

$$a_{500} - a_{20} = 77,79 - 74,94 = 2,85 \%$$
 sau

$$(a_1 + a_2)_{20} - (a_1 + a_2)_{500} = 4,00 - 1,17 = 2,83 \%$$

(diferența rezultă din eroarea de calcul :

$$\delta_c = 2,85 - 2,83 = 0,02\%)$$

vom obține valoarea proporției constituentului secundar care face obiectul dizolvării la încălzire sau al separării la răcire lentă, sau al cuprinderii în soluție solidă după răcire rapidă de la 500°C.

În general valoarea proporției acestei faze reflectă potențialul de suprasaturare a soluției solide care va constitui la rîndul său un indiciu valoros al capacității de durificare dispersă ulterioară.

#### 4.6.3. - Determinarea coeficienților relativ și absolut de suprasaturare a soluției solide

Pentru ilustrarea capacității de durificare dispersă se propune stabilirea a doi coeficienți de suprasaturare a soluției solide și anume :

$D_A$  coeficientul absolut de suprasaturare.

$$D_A = \sum \Delta ar_{20^\circ} - \sum \Delta ac(20^\circ \dots 500^\circ) \quad (4.48)$$

$$D_{A_{20^\circ}} = 2,85 - 0 = 2,85 \%$$

$$D_{A_{100^\circ}} = 2,65 - 0,10 = 2,75 \%$$

$$D_{A_{200^\circ}} = 2,85 - 0,24 = 2,610 \%$$

$$D_{A_{300^\circ}} = 2,85 - 1,09 = 1,760 \%$$

$$D_{A_{400^\circ}} = 2,85 - 1,39 = 1,460 \%$$

$$D_{A_{500^\circ}} = 2,85 - 2,85 = 0$$

$D_R$  coeficientul relativ de suprasaturare.

$$D_R = \frac{D_A}{\sum \Delta ar_{20^\circ}} = \frac{\sum \Delta ar_{20^\circ} - \sum \Delta ac(20^\circ \dots 500^\circ)}{\sum \Delta ar_{20^\circ}} \quad (4.49)$$

$$D_{R_{20^\circ}} = \frac{2,85}{2,85} = 1$$

$$D_{R_{100^\circ}} = \frac{2,75}{2,85} = 0,975$$

$$D_{R_{200^\circ}} = \frac{2,610}{2,85} = 0,915$$

$$D_{R_{300^\circ}} = \frac{1,760}{2,85} = 0,616$$

$$D_{R400} = \frac{1,460}{2,85} = 0,510$$

$$D_{R500} = \frac{0}{1,85} = 0$$

In același fel s-a procedat pentru toate aliajele stabilindu-se pentru  $D_A$  și  $D_R$  valorile din tabelul 4.7.

TABELUL 4.7

Valorile coeficientului absolut și relativ de suprasaturare a soluției solide polinare, în funcție de temperatură, la cele patru aliaje studiate.

Nr. crt.	Aliajul	Temperatura	$D_A$	$D_R$
0	1	2	3	4
1.	Polinar 1	500	0	0
		400	1,460	0,510
		300	1,760	0,616
		200	2,610	0,915
		100	2,750	0,975
		20	2,850	1,000
2.	Polinar 2	500	0	0
		400	0,420	0,242
		300	0,850	0,492
		200	1,140	0,662
		100	1,250	0,720
		20	1,730	1,000

0	1	2	3	4
3.	Polinar 3	500	0	0
		400	1,460	0,613
		300	1,640	0,689
		200	1,970	0,826
		100	2,120	0,893
		20	2,380	1,000
4.	Polinar 4	500	0	0
		400	1,870	0,495
		300	2,480	0,655
		200	3,210	0,845
		100	3,430	0,906
		20	3,820	1,000

**PARTEA V-a**

---

**VERIFICARI EXPERIMENTALE PE ALIAJE COMPLEXE  
DE ALUMINIU DE UZ INDUSTRIAL**

## CAPITOLUL 5

### CONSIDERATII GENERALE ASUPRA CONDIȚIILOR DE FUNCȚIONARE ALE PISTOANELOR MOTOARELOR CU ARDERE INTERNĂ

În motoarele cu ardere internă, pistonul are menirea de a asigura condițiile impuse prin rolul său funcțional, de a participa la transformarea energiei termice în energie mecanică, de a etanșa spațiul de lucru și de a evacua o parte din căldura produsă în cilindru. Întreaga gamă a criteriilor funcționale impuse se necesită a fi respectată mai ales în condițiile concrete ale solicitărilor termice la care este supus pistonul în timpul funcționării sale în regimul de lucru. Deoarece proprietățile mecanice ale aliajelor complexe de aluminiu sînt dependente de regimul de solicitare termică (temperatură de încălzire și timp de menținere la diferite temperaturi de încălzire), apar următoarele probleme :

— Proprietățile (mecanice sau fizice), determinate pe materialul pistonului în stare inițială - tratată sau netratată - nu sînt concludente și nu pot să alcătuiască un certificat care să caracterizeze în mod fidel calitățile funcționale ale pistonului. Acestor proprietăți am putea conveni să le atribuim denumirea de "pseudoproprietăți" sau "proprietăți aparente", care sînt diferite de proprietățile efectiv oferite de masa pistonului în diferite zone de solicitare izotermică, solicitare datorată încălzirii inevitabile a pistonului în timpul funcționării sale. Acestea reflectă situația reală a posibilităților de satisfacere a condițiilor funcționale ale pistonului, constituind proprietățile concrete de funcționare pe care convenim a le denumi "proprietăți efectiv funcționale".

— Proprietățile efectiv funcționale, ținînd seama de temperaturile de încălzire ale pistonului în cilindru și de durata de solicitare la aceste temperaturi sînt inferioare proprietăților aparente inițiale determinate la rece. Acest fapt reiese și din dinamica transformărilor la încălzire a aliajelor complexe de aluminiu studiate (Tabelul 4.4.) din care

rezultă aspectul cantitativ și calitativ al modificărilor structurale intervenite, determinate prin metoda de calcul analitică propusă în lucrare. De asemenea acest fapt a fost dovedit practic în lucrare prin experiențele efectuate.

— Proprietățile redobândite la rece, atunci când temperatura de încălzire depășește o anumită valoare, sînt inferioare proprietăților inițiale aparente determinate la rece.

— Analiza proprietăților la cald peste anumite valori ale temperaturilor de încălzire, în cazul aceluiași aliaj tratat termic pe de o parte și netratat de altă parte, dovedește un efect de atenuare treptată a proprietăților aliajelor tratate termic, diferențele față de cele netratate ajungînd la unele aliaje la valori neglijabile.

— Datorită transformărilor intervenite prin încălzire, coeficientul de dilatare termică a materialului, variază determinînd o reorganizare funcțională a jocului termic în ajustajul piston-cilindru.

Problemele care intervin prin solicitarea termică funcțională a aliajelor complexe de aluminiu pentru pistoane fac obiectul de studiu a părții experimentale a lucrării, după prealabila tratare a acestora prin prisma rezolvării teoretice a dinamicii transformărilor cantitative și calitative expusă în capitolele precedente.

### 5.1. Funcționarea pistonului în condițiile de solicitare termică.

Din literatura de specialitate [1]; [2]; [3]; [10]; [20]; [22]; [35] temperaturile la care sînt solicitate diferite zone ale pistonului, variază în baza factorilor cauzali cunoscuți pînă la valori de 340-350°C sau chiar mai mari. În general valorile de temperatură care depășesc cifra de 330°C sînt atinse de mase metalice ale pistonului relativ restrînse și numai în unele zone. Din figura 5.1 în care sînt redată variațiile de temperatură în diferite zone ale pistonului în



funcție de factorii cauzali, s-a desprins concluzia care a condus la alegerea valorii maxime de temperatură (300°C) pentru experiențele efectuate.

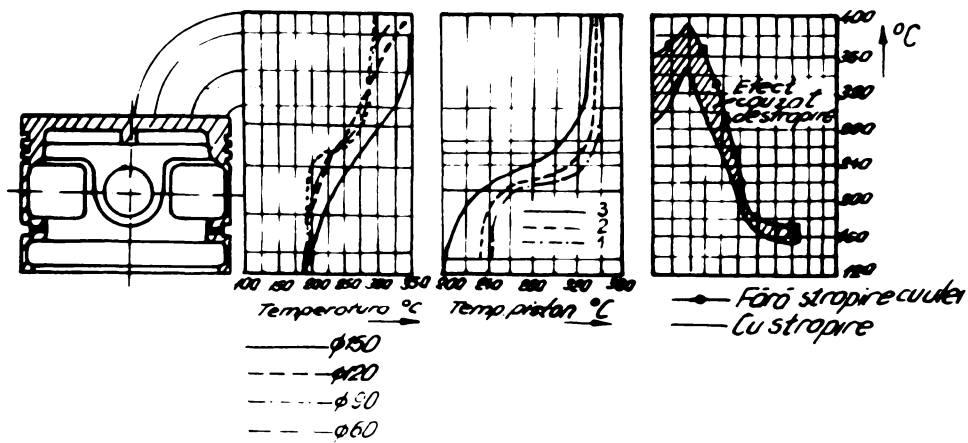


Fig. 5.1

Temperatura de încălzire a diferitelor zone ale pistonului.

## CAPITOLUL 6

### STUDIUL EXPERIMENTAL

#### 6.1. Aliajele studiate; elaborare; tratament termic

Aluminiul se aliază cu o serie de elemente componente de aliere care concurează la formarea unor constituenți structurali care sub aspectul naturii, proporției, mărimei și aranjamentului lor conduc la asigurarea unor proprietăți mecanice ca rezistență la tracțiune, duritate, limită de curgere, rezistența la oboseală, rezistența la uzură, rezistența la cald.

Elementele de aliere asigură deopotrivă calități bune de frezare în stare caldă și rece, o bună uzinabilitate și o turnare relativ facilă.

În general elementele de aliere reduc alungirea și conductibilitatea termică și măresc ușor greutatea specifică.

Elementele de aliere ale aluminiului sînt: Si, Cu, Mg, Ni, Fe, Cr, Co, iar elemente de aliere micro Ti, Nb, Na (Ce) (Be).

În lucrare sînt studiate patru aliaje usual utilizate, standardizate în STAS 201-59, notate în cuprins ca aliaje de tipul 1 (cărui 1-au fost cercetate două variante "a" și "b") de tipul 2, 3 și 4 cu compoziția chimică redată în tabelul 6.0.

TABELUL 6.0.

**Compoziția chimică a aliajelor studiate, după standardele în vigoare**

Nr. crt.	Gru- pa	Subgrupa	Ti- pul	Simbol	Compoziția chimică %										
					Si	Cu	Mg	Zr	Ni	Fe	Ti	Co	Cr	Mn	Al
1.	I	Al-Si-Cu-Mg	1		4-6	5-6,5	0,2-0,5	max 0,6		max 1,2	-	-	-	max 0,5	rest
2.	I	Al-Si-Cu-Mg	2		11,5-13,5	15-18	0,7-1,1	-	0,5-0,9	max 0,7	-	-	-	-	rest
3.	II	Al-Cu	3		max 0,6	10-16	max 0,5	-	-	max 1,5	-	-	-	-	rest
4.	II	Al-Cu-Mg-Si	4		max 0,6	3,2-4,2	1,0-1,5	max 0,5	1,5-2,5	max 0,75	0,15	-	-	0,3	rest

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

Pentru încercări a fost prevăzut un număr corespunzător de epruvete pentru fiecare punct, ținându-se seama aici de asigurarea condițiilor de stabilire a unui domeniu de dispersie restrins al rezultatelor. Astfel numărul de încercări pentru determinarea lui  $\sigma_r$  și  $\delta$  a fost de minimum trei, recurgându-se la repetarea măsurărilor, în cazurile trei.

in care s-au semnalat unele abateri accidentale. Pentru determinarea durității pentru fiecare punct au fost efectuate un număr de 12 amprente (cite două amprente pe fiecare din cele șase capete ale epruvetelor rupte).

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

Pentru aliajul de tip 1 cu 1T1, 1T2, 1T3... 1Tn pentru probele tratate termic și cu 1N1, 1N2, 1N3... 1Nn pentru probele netratate. La fel s-a procedat și pentru aliajele de tipul 2, 3 și 4.

În timpul elaborării s-au efectuat analize chimice, luându-se trei probe și anume la începutul turnării la mijlocul perioadei de turnare și la sfârșitul ei. Compozițiile chimice sînt redată în tabelul 6.1.

TABELUL 6.1

Rezultatele analizelor chimice ale probelor turnate.

Tipul aliajului	Perioada de turnare		Procente de elemente de aliere %												
	Nr. ord.	Cant. aliaj	Si	Cu	Mg	Zn	Ni	Fe	Ti	Co	Cr	Mn	Al	Obs.	
I	2	3	4	5	6	7	8	9	10	11	12	13	14	15	
Tip 1.	1	3/3	4,89	5,13	0,63	0,32	-	0,5	-	-	-	0,35	rest	-	
	2	2/3	4,80	5,10	0,60	0,30	-	0,6	-	-	-	0,35	rest	-	
	3	1/3	4,84	5,08	0,47	0,30	-	0,6	-	-	-	0,35	rest	-	

I	2	3	4	5	6	7	8	9	10	11	12	13	14	Obs
Tip 2.	1	3/3	12,30	1,56	0,94	-	0,67	0,70	-	-	-	0,2	rest	-
	2	2/3	12,96	1,62	0,92	-	0,75	0,76	-	-	-	0,18	rest	-
	3	1/3	12,92	1,57	0,87	-	0,70	0,66	-	-	-	0,25	rest	-
Tip 3.	1	3/3	1,02	12,96	0,57	-	-	0,83	-	-	-	0,09	rest	-
	2	2/3	1,14	12,87	0,48	-	-	0,75	-	-	-	-	rest	-
	3	1/3	0,18	12,94	0,42	-	-	0,69	-	-	-	-	rest	-
Tip 4.	1	3/3	0,2	4,13	1,52	-	2,10	0,20	-	-	-	-	rest	-
	2	2/3	-	4,37	1,48	-	2,20	-	-	-	-	-	rest	-
	3	1/3	-	4,37	1,40	-	2,16	-	-	-	-	-	rest	-

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

La grupele de epruvete cărora li s-a aplicat tratamentul termic, s-au respectat condițiile parametrilor impuși (pentru tratamentul termic de încălzire și punere în soluție urmat de cel de îmbătrânire artificială) de către literatura de specialitate [7]; [9]; [10]; [12]; [22]; [46]; [47]; [48]; [49]; [50]; [51] pentru respectivele aliaje, nu însă înainte de a efectua o reverificare, prin încercări pe aliajele în cauză, realizate în scopul obținerii unor efecte maxinale asupra creșterii proprietăților. Valorile parametrilor de tratament termic au fost cele care sînt indicate și de literatura de specialitate precum și cele determinate anterior într-un ciclu de lucrări publicate de autor [46]; [47]; [48]; [49]; [50]; [51].

Tratamentul de încălzire pentru punerea în soluție a fost efectuat într-un cuptor de tip Herasus cu circulație forțată de aer, asigurându-se pentru temperatura de încălzire o variație de  $\pm 5^{\circ}\text{C}$ . Epruvetele au fost montate

intr-un grătar special construit, care asigură poziția verticală și de asemenea o abundență ventilație realizată în scopul unei cât mai active transmisii de căldură prin convecție (fig.6.1).

Părțile componente ale instalației de tratament termic sînt :

1. Epruvete
2. Grătar pentru fixarea verticală a epruvetelor
3. Termocuplă
4. Milivoltmetru
5. Scripete pentru manevrarea dispozitivului de suspendare a epruvetelor
6. Elemente încălzitoare ale cuptorului
7. Recipient metalic mobil al cuptorului
- 8.9. Spațiu pentru circulația forțată a aerului cald
10. Dispozitiv pentru deschiderea cuptorului
11. Capac pentru închiderea etanșă a cuptorului
12. Orificii pentru circulația aerului cald
13. Căptușeala refractară a cuptorului
14. Ventilator
15. Recipient cu apă de răcire

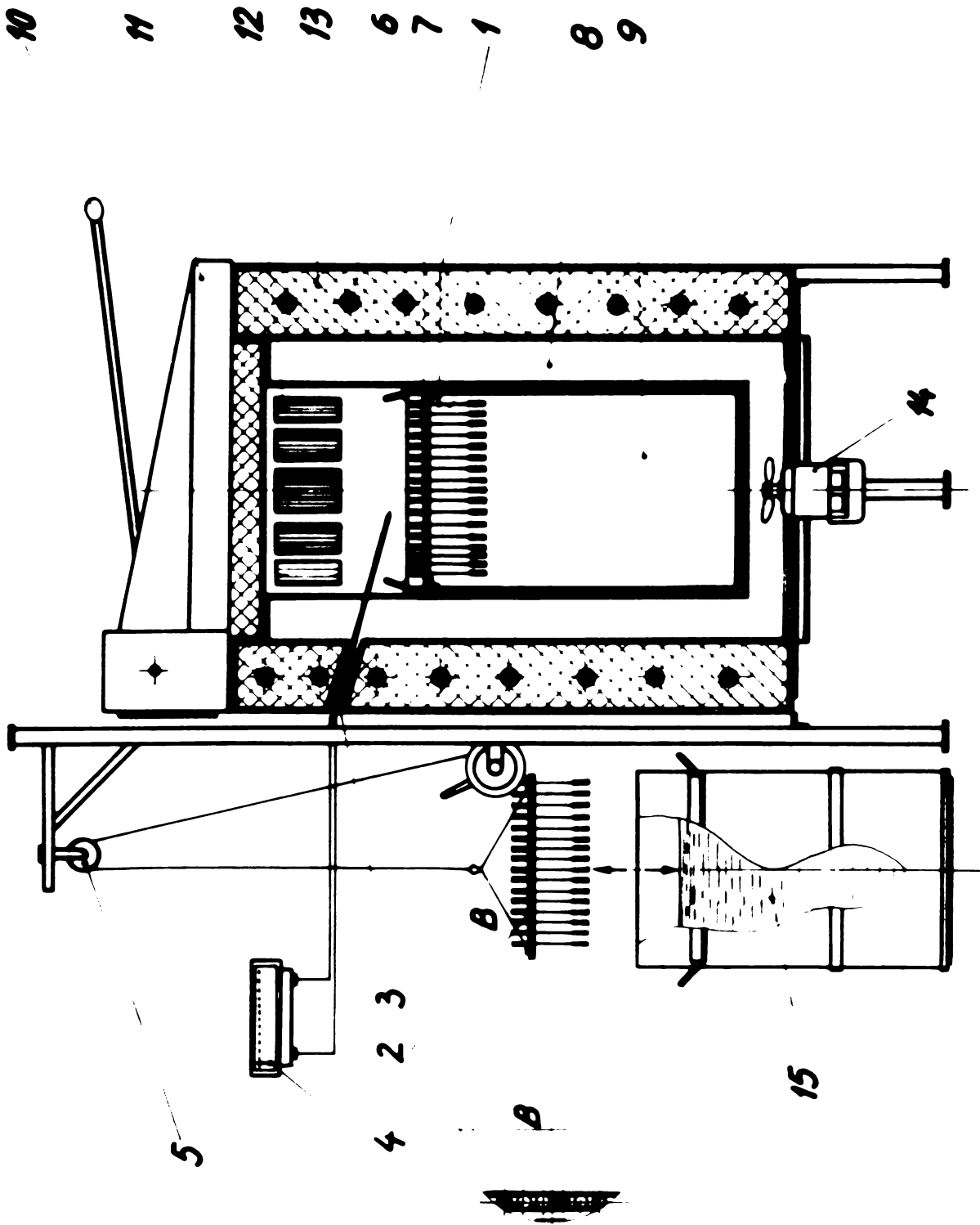


Fig. 6.1. **Спреекатор пневматический для распыления гербицидов.**

După perioada de încălzire epruvetele în montura lor au fost introduse rapid într-un recipient cu apă de 12°C. După punerea în soluție a urmat tratamentul termic de îmbătrânire artificială în același cuptor.

Valorile proprietăților dobândite după tratamentul termic, precum și cele ale epruvetelor netratate sînt redată în tabelul 6.2.

TABELUL 6.2

Valorile  $\sigma_r$  și  $\delta$  la cele patru tipuri de aliaje tratate termic și netratate.

Aliajul	Starea	$\sigma_r$ kgf/mm <sup>2</sup>	$\delta$ %	HB kgf/mm <sup>2</sup>
Tip 1.	tratată	32	0,3	137
	netratată	21	1,0	105
Tip 2.	tratată	26	-	138
	netratată	20	0,9	95
Tip 3.	tratată	27	0,5	142
	netratată	22	1,0	128
Tip 4.	tratată	32	0,9	124
	netratată	23	1,4	107

### 6.2. Efectuarea încercărilor

Măsurarea caracteristicilor  $\sigma_r$ ,  $\delta$  și HB asupra celor patru tipuri de aliaje în cele două stări (tratate și netratate) a fost efectuată la temperatura mediului ambiant (20°C) la încălzire continuă la temperaturile de 60°, 100°, 140°C, 180°, 220°, 260° și 300°C, pentru temperaturile în-



cepind de la 220°C în sus și anume la 220°, 260°, și 300°C au fost efectuate măsurători după solicitarea termică prealabilă a epruvetelor la aceleași temperaturi (în cuptorul din figura 6.1) timp de 2, 6, 10, 14, 18 și 22 ore de menținere. Timpul de 22 ore reprezintă durata de menținere la temperatura respectivă la care apare stabilizarea valorilor parametrilor măsurați (în unele cazuri eventual o variație neesențială a acestora). De asemenea după solicitările termice respective s-au determinat și proprietățile aliajelor redobândite la rece.

Ruperea epruvetelor s-a efectuat pe o mașină de tracțiune de tip Amaler. Duritățile Brinell pe un aparat de tip Balanța Sibiu.

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

Standul de încercare la rupere.

Părțile componente ale instalației, utilizate pentru încercările la cald ale epruvetelor de rupere sînt :

1. Epruveta
2. Cămașă exterioară cuptor
3. Cămașă interioară cuptor
4. Căptușeală refractară
5. Element de încălzire (rezistență nichelină)
6. Cleșă pentru termocuplă
7. Termocuplă
8. Suport mîner pentru manevrarea cuptorului
9. Falcă prindere superioară epruvetă
10. Falcă prindere inferioară epruvetă

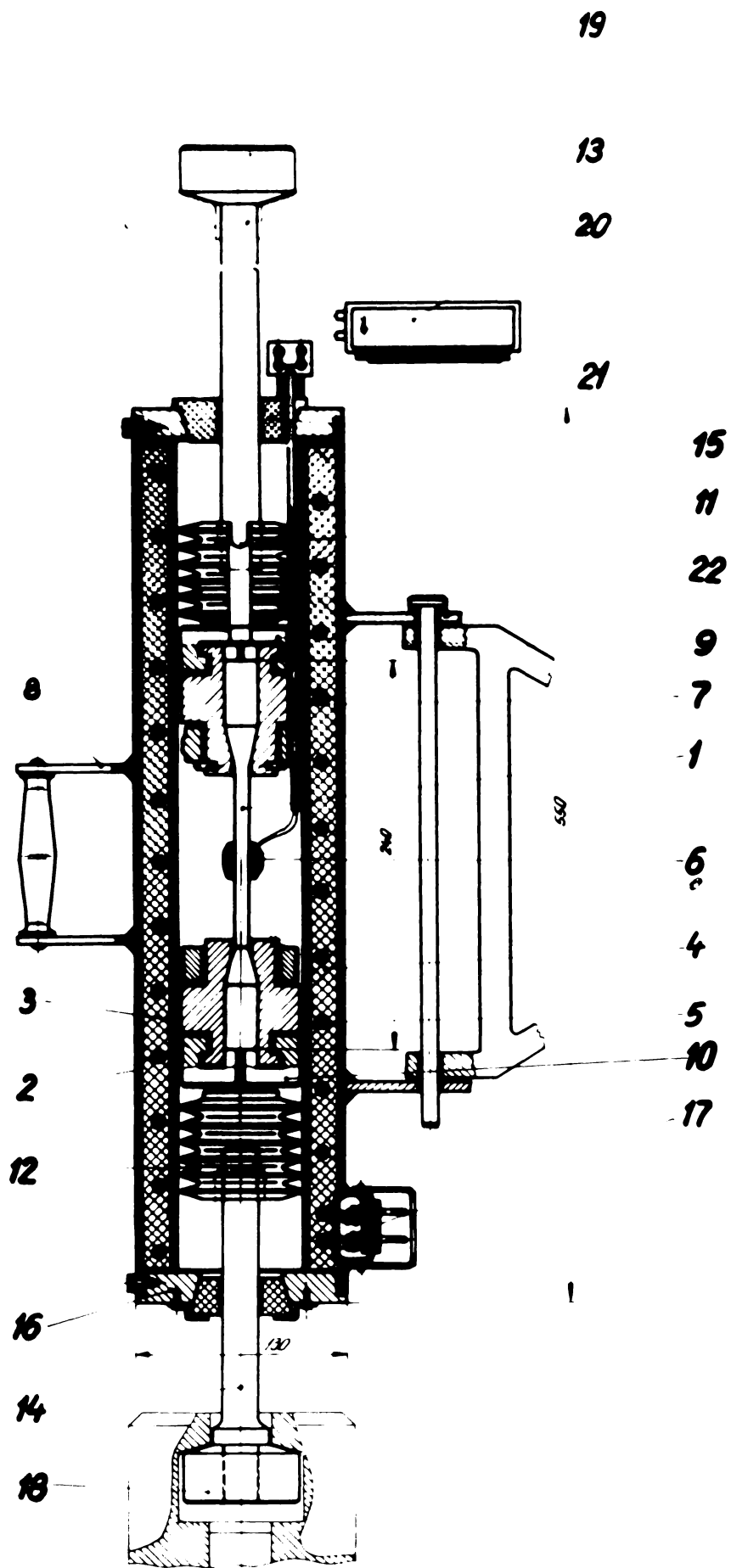


Fig. 0.2  
Standard de încercare la rupere la cald

11. Corp cu labirint superior
12. Corp cu labirint interior
13. Tijă superioară cu cap de fixare în falca mașinii
14. Tijă inferioară cu cap de fixare în falca mașinii
15. Capac superior de izolare termică
16. Capac inferior
17. Bloc alimentare la rețeaua de curent
18. Imbinare la falca inferioară a mașinii
19. Imbinare la falca superioară a mașinii
20. Milivoltmetru
21. Contacte termocuplă
22. Braț consolă pentru pivotarea cuptorului

Valorile durității la cald au fost măsurate într-un recipient încălzitor montat pe aparatul Brinell. Piesa a fost înmersată într-un aliaj ușor fuzibil. Temperatura a fost determinată prin introducerea termocuplei într-un alesaj de  $\varnothing 3$  mm, practicat în corpul epruvetei. Standul de încercare pentru determinarea durității la cald este redat în figura 6.3.

Părțile componente ale instalației de încercarea durității la cald sînt :

1. Epruvetă
2. Suport epruvetă
3. Elemente încălzitoare cuptor
- 4.5. Suporturi pentru fixarea instalației de încălzire la masa aparatului Brinell
6. Disc pentru așezarea dispozitivului de încălzire pe masa aparatului Brinell

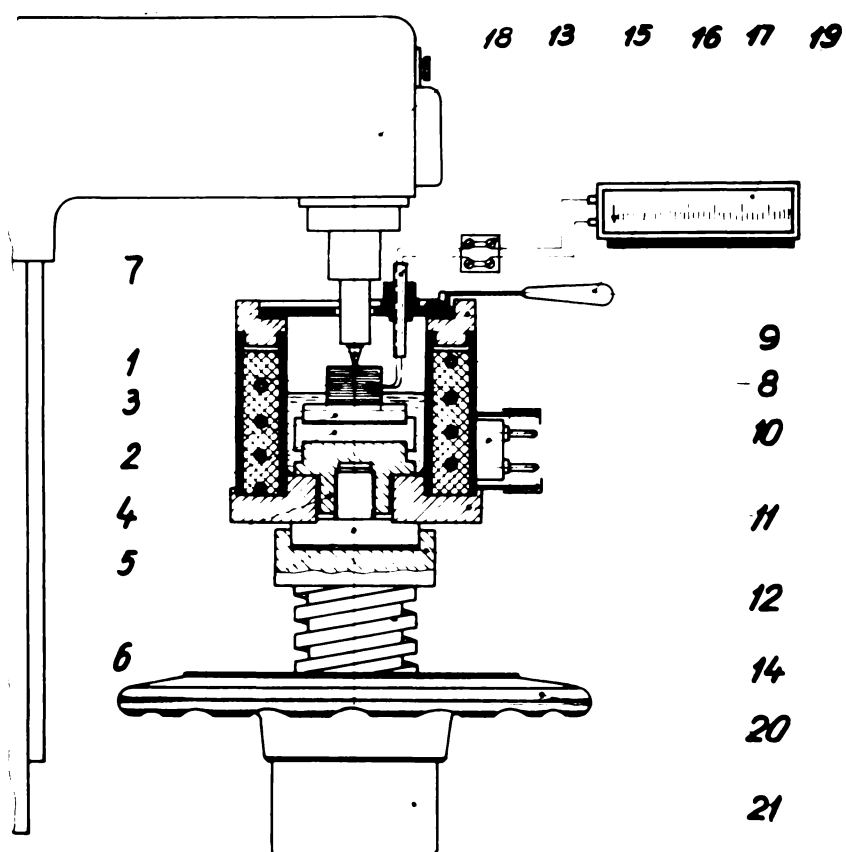


Fig. 6.3  
Instalația de încercare a durității la cald

7. Penetrater Brinell
8. Cămașă interioară respectiv exterioară captor
9. Flanșă superioară captor
10. Dispozitiv de alimentare de la rețea
11. Flanșă inferioară captor
12. Masă de obiect a aparatului Brinell
13. Termocuplă
14. Surub pentru manevrarea mesei
15. Dispozitiv de fixare a termocuplei
16. Contacte termocuple
17. Miner pentru manevrarea captorului
18. Aparat Brinell
19. Milivoltmetru
20. Disc aparat Brinell
21. Suport masă obiect aparat Brinell

**6.2.1. - Calculul erorilor de măsurare, a durității și alungirii în condițiile de încercare la temperatură  $t_e \neq t_0$ .**

Duritatea HB, măsurată la temperaturi diferite de temperatura de referință ( $t_0 = 20^\circ\text{C}$ ), are valori afectate de erori sistematice cauzate de două fenomene care apar în timpul măsurătorilor.

Astfel pe de o parte aceasta se datorește încălzirii bilei Brinell. Prin apăsări repetate s-a stabilit prin măsurare cu ajutorul unei termocuple o încălzire a bilei până la  $t_n = 120^\circ\text{C}$ . Pe de altă parte, amprenta realizată la cald are o dimensiune superioară celei măsurate la rece din cauza contracției aliajului.

Erorile sistematice care intervin în baza celor două fenomene se concurează în sens opus, resultanta lor

având valoarea erorii sistematice totale.

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

Pentru eroarea de imprimare s-a determinat o valoare a erorii sistematice la bila de 10 mm.

$$\Delta_{si} = 10,014 - 10,000 = 0,014 \text{ mm}$$

Valoarea calculată pentru duritatea efectuată cu o bilă penetrator de 10,014 în loc de 10 mm la o amprentă de 5 mm, va fi :

$$H_{BC} = \frac{2 F}{\sqrt{D(D-\sqrt{D^2-d^2})}} = \frac{1000}{\sqrt{10,014(10,014-\sqrt{10,014^2-5^2})}} = 24,4 \text{ kgf/mm}^2 \quad (6.1)$$

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

$$H_B = 23,8 \text{ kgf/mm}^2$$

Eroarea sistematică a durității Brinell în cazul factorilor de efect maximal în condițiile măsurătorilor efectuate este :

$$\Delta H_B = H_{BC} - H_B = 24,4 - 23,8 = 0,6 \text{ kgf/mm}^2$$

Pentru calculul erorii datorate contracției aliajului, de asemenea ca și în cazul precedent s-au considerat factorii cauzali la valoarea lor maximă. În condițiile măsurătorilor efectuate pentru bila cu  $D = 10 \text{ mm}$  și  $P = 500 \text{ kgf}$

la o piesă cu temperatura de  $300^{\circ}\text{C}$  cu un coeficient  $\alpha = 24 \times 10^{-6} 1/^{\circ}\text{C}$  vom avea :

- la o amprentă măsurată la  $t_0 = 20^{\circ}\text{C}$  de 2 mm :

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

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

$$H_B (\text{pt. } dc = 2 + 0,0172 \text{ mm}) = 156 \text{ kgf/mm}^2$$

$$\Delta H_B = 2 \text{ kgf/mm}^2$$

- la o amprentă măsurată la  $t_0 = 20^{\circ}\text{C}$  de 5 mm

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

$$H_B (\text{pt. } d = 5 \text{ mm}) = 23,8 \text{ kgf/mm}^2 \quad (6.2)$$

$$H_B (\text{pt. } dc = 5 + 0,0336 \text{ mm}) = 23,6 \text{ kgf/mm}^2 \quad (6.3)$$

Erorile chiar și în condițiile factorilor cauzali maximi, sînt cu totul neglijabile ( $\sim 0,5\%$ ).

De asemenea și pentru alungirea și calculul erorilor arată valori cu totul neglijabile chiar și pentru proba încălzită la  $300^{\circ}\text{C}$ .

Pentru o lungime măsurată la  $20^{\circ}\text{C}$ ,  $l_{20} = 61 \text{ mm}$ , am avut lungimea aceluiași porțiuni la  $300^{\circ}\text{C}$ .

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

### 6.2.2. - Rezultatele obținute

Media rezultatelor obținute pentru proprietățile studiate la cald pentru încălzirea continuă, la cald, după menținerea la valoarea temperaturii de solicitare termică prealabilă, precum și a celor dobândite la rece<sup>este</sup> redată în tabelele 6.3...6.10.

În tabelele 6.3 și 6.4 sînt redată valorile medii ale proprietăților studiate pentru aliajul de tip 1 pentru starea tratată termic respectiv cea netratată, măsurate la cald la încălzire continuă de la 20°C la 300°C și măsurate la cald și redobîndite la rece după menținere la 220°C, 260°C și 300°C.

În tabelele 6.5 și 6.6 sînt redată valorile medii ale proprietăților studiate pentru aliajul de tip 2 pentru starea tratată termic, respectiv pentru cea netratată, (măsurate în aceleași condiții ca mai sus.)

În tabelele 6.7 și 6.8 sînt redată valorile medii ale proprietăților studiate pentru aliajul de tip 3 pentru starea tratată termic, respectiv pentru cea netratată, (măsurate în aceleași condiții ca mai sus).

În tabelele 6.9 și 6.10 sînt redată valorile medii ale proprietăților studiate pentru aliajul de tip 4 pentru starea tratată termic respectiv pentru cea netratată (măsurate în aceleași condiții ca mai sus).

În figurile 6.4...6.11 sînt redată reprezentările grafice ale variațiilor proprietăților studiate pentru cele patru tipuri de aliaje fiecare pentru cele două stări.



ALIAJ 1 TRATAT TERMIC

TABELUL 6.3

Variația proprietăților la încălzire continuă în funcție de temperatură

20°C			60°C			100°C			140°C			180°C			220°C			260°C			300°C		
$\sigma_r$	$\delta$	H <sub>0.2</sub>	$\sigma_r$	$\delta$	H <sub>0.2</sub>	$\sigma_r$	$\delta$	H <sub>0.2</sub>	$\sigma_r$	$\delta$	H <sub>0.2</sub>	$\sigma_r$	$\delta$	H <sub>0.2</sub>	$\sigma_r$	$\delta$	H <sub>0.2</sub>	$\sigma_r$	$\delta$	H <sub>0.2</sub>	$\sigma_r$	$\delta$	H <sub>0.2</sub>
32	0,3	137	32	0,5	135	30	1	125	29	1,2	120	27,6	1,5	110	25	2	95	22,5	2,5	76	17	3	45

Variația proprietăților la cold și reobținute la rece, la menținere în funcție de timp.

Temp de menținere	Condiții de încercare	220°C			260°C			300°C		
		$\sigma_r$	$\delta$	H <sub>0.2</sub>	$\sigma_r$	$\delta$	H <sub>0.2</sub>	$\sigma_r$	$\delta$	H <sub>0.2</sub>
2	rece 20°	25	1,28	113	19,5	1,13	75			
	cold	23,5	0,87	115	17,5	1,14	13,5	44		
5	rece 20°	24,2	1,26	110	18,7	1,19	66			
	cold	23,9	0,86	117	17	1,13	12,9	43		
10	rece 20°	24,4	1,24	118	18,5	1,15	62,4			
	cold	24	0,85	115,5	17	1,12	12,5	42		
14	rece 20°	25	1,21	118	18,39	1,15	52			
	cold	24	0,85	116	16,69	1,12	39			
18	rece 20°	25	1,21	118	18,25	1,15	62,4			
	cold	24	0,85	116	16,69	1,12	39			
22	rece 20°	25	1,21	118	18,25	1,15	62,4			
	cold	24	0,85	116	16,69	1,12	39			

ALIAJ 1 NETRATAT

TABELUL 6.4

Variația proprietăților la încălzire continuă în funcție de temperatură

20°C			60°C			100°C			140°C			180°C			220°C			260°C			300°C		
$\sigma_r$	$\delta$	H <sub>0.2</sub>	$\sigma_r$	$\delta$	H <sub>0.2</sub>	$\sigma_r$	$\delta$	H <sub>0.2</sub>	$\sigma_r$	$\delta$	H <sub>0.2</sub>	$\sigma_r$	$\delta$	H <sub>0.2</sub>	$\sigma_r$	$\delta$	H <sub>0.2</sub>	$\sigma_r$	$\delta$	H <sub>0.2</sub>	$\sigma_r$	$\delta$	H <sub>0.2</sub>
21	1,0	105	21	1,5	95	20	2,3	90	19,2	3	82	18,4	3,5	75	18,2	4	70	16,7	4,8	59	15,2	5	42

Variația proprietăților la cold și reobținute la rece, la menținere în funcție de timp.

Temp de menținere	Condiții de încercare	220°C			260°C			300°C		
		$\sigma_r$	$\delta$	H <sub>0.2</sub>	$\sigma_r$	$\delta$	H <sub>0.2</sub>	$\sigma_r$	$\delta$	H <sub>0.2</sub>
2	rece 20°	18	1,02	115,9	14,2	1,11	77			
	cold	16	0,70	115	15	1,11	12,9	40		
5	rece 20°	18	1,01	115,9	14,3	1,11	63,6			
	cold	16,5	0,69	114,5	15,5	1,11	12,5	39		
10	rece 20°	18,3	1,01	115,9	14,0	1,11	63,3			
	cold	15	0,67	114	14	1,11	12,0	37		
14	rece 20°	19,2	1,01	115,2	14,3	1,11	62,4			
	cold	15	0,64	114	14	1,11	11,8	37		
18	rece 20°	18,5	1,01	115,2	14,3	1,11	62,4			
	cold	15	0,64	114	14	1,11	11,8	37		
22	rece 20°	19,2	1,01	115,2	14,3	1,11	62,4			
	cold	15	0,64	114	14	1,11	11,8	37		

ALIAJ-2-TRATAT TERMIC

TABELUL 6.5

Variația proprietăților la încălzire continuă în funcție de temperatură

20°C		60°C		100°C		140°C		180°C		220°C		260°C		300°C									
$\sigma_{\text{tr}} / \text{MPa}$	$\delta_5$	$H_b$ kgf/mm <sup>2</sup>	$\sigma_{\text{tr}} / \text{MPa}$	$\delta_5$	$H_b$ kgf/mm <sup>2</sup>	$\sigma_{\text{tr}} / \text{MPa}$	$\delta_5$	$H_b$ kgf/mm <sup>2</sup>	$\sigma_{\text{tr}} / \text{MPa}$	$\delta_5$	$H_b$ kgf/mm <sup>2</sup>	$\sigma_{\text{tr}} / \text{MPa}$	$\delta_5$	$H_b$ kgf/mm <sup>2</sup>	$\sigma_{\text{tr}} / \text{MPa}$								
26	-	138	24	0,6	135	23	1	130	22,6	1	120	21	1,2	100	20	13	85	18,4	2	60	15,9	3	45

Variația proprietăților la cold și redobândite la rece, la menținere în funcție de timp

Temp de menținere h	Condiții de încercare	220°C		260°C		300°C	
		$\sigma_{\text{tr}}$	$\delta_5$	$\sigma_{\text{tr}}$	$\delta_5$	$\sigma_{\text{tr}}$	$\delta_5$
2	rece (20°)	20,0	121	17,5	90	15,1	74
	cald	19	74	16,0	58	12,0	44
6	rece (20°)	20,0	114	17,5	83,8	15,1	68,8
	cald	18,5	70	15,5	55	11,5	43
10	rece (20°)	19,3	113	16,0	83,8	15,3	68,8
	cald	18,0	69	15,5	53	11,5	40
14	rece (20°)	19,3	110	16,0	83,9	15,1	68,8
	cald	18,0	69	15,5	52	11,5	38
18	rece (20°)	19,5	108	16,0	82	15,1	68,8
	cald	18,0	69	15,5	52	11,5	38
22	rece (20°)	19,5	108	16,0	82	15,1	68,8
	cald	18,0	69	15,5	52	11,5	38

ALIAJ-2-NETRATAT

TABELUL 6.6

Variația proprietăților la încălzire continuă în funcție de temperatură

20°C		60°C		100°C		140°C		180°C		220°C		260°C		300°C									
$\sigma_{\text{tr}} / \text{MPa}$	$\delta_5$	$H_b$ kgf/mm <sup>2</sup>	$\sigma_{\text{tr}} / \text{MPa}$	$\delta_5$	$H_b$ kgf/mm <sup>2</sup>	$\sigma_{\text{tr}} / \text{MPa}$	$\delta_5$	$H_b$ kgf/mm <sup>2</sup>	$\sigma_{\text{tr}} / \text{MPa}$	$\delta_5$	$H_b$ kgf/mm <sup>2</sup>	$\sigma_{\text{tr}} / \text{MPa}$	$\delta_5$	$H_b$ kgf/mm <sup>2</sup>	$\sigma_{\text{tr}} / \text{MPa}$								
20	0,9	95	19	1	90	18	13	87	17,6	15	80	16,7	18	75	15,1	19	65	13,4	2	55	12,5	32	-

Variația proprietăților la cold și redobândite la rece, la menținere în funcție de timp

Temp de menținere h	Condiții de încercare	220°C		260°C		300°C	
		$\sigma_{\text{tr}}$	$\delta_5$	$\sigma_{\text{tr}}$	$\delta_5$	$\sigma_{\text{tr}}$	$\delta_5$
2	rece (20°)	19,2	106	14,2	81,3	15,9	-
	cald	14,7	63	13	53	11,7	38
6	rece (20°)	19,2	101	14,0	78,7	15,9	68,2
	cald	14,7	62	13	51	11,3	37
10	rece (20°)	19,6	101	14,2	78,7	14,2	68,8
	cald	14,7	62	13	49	11,0	36
14	rece (20°)	19,3	99,9	14,2	77,3	13,4	68,8
	cald	14,7	62	13	48	11,0	36
18	rece (20°)	19,3	97,2	14,2	77,3	13,4	68,8
	cald	14,7	62	13	48	11,0	36
22	rece (20°)	19,3	97,2	14,2	77,3	13,4	68,8
	cald	14,7	62	13	48	11,0	36

ALIAJ 3. TRATAT TERMIC

TABELUL 6.7

Variația proprietăților la încălzire continuă în funcție de temperatură

20°C			60°C			100°C			140°C			180°C			220°C			260°C			300°C		
$\sigma_{0.2}$ MPa	$\delta_5$ %	$H_{0.1}$ kgf/mm <sup>2</sup>	$\sigma_{0.2}$ MPa	$\delta_5$ %	$H_{0.1}$ kgf/mm <sup>2</sup>	$\sigma_{0.2}$ MPa	$\delta_5$ %	$H_{0.1}$ kgf/mm <sup>2</sup>	$\sigma_{0.2}$ MPa	$\delta_5$ %	$H_{0.1}$ kgf/mm <sup>2</sup>	$\sigma_{0.2}$ MPa	$\delta_5$ %	$H_{0.1}$ kgf/mm <sup>2</sup>	$\sigma_{0.2}$ MPa	$\delta_5$ %	$H_{0.1}$ kgf/mm <sup>2</sup>	$\sigma_{0.2}$ MPa	$\delta_5$ %	$H_{0.1}$ kgf/mm <sup>2</sup>	$\sigma_{0.2}$ MPa	$\delta_5$ %	$H_{0.1}$ kgf/mm <sup>2</sup>
27	05	42	26	1	138	24,5	1,2	130	24,2	1,9	120	23,4	2	107	24,4	3	94	20,8	3,3	75	19,4	4	49

Variația proprietăților la cald și redobândite la rece la menținere în funcție de timp

Temp. de menținere h	condiții de încercare	220°C			260°C			300°C		
		$\sigma_{0.2}$	$\delta_5$	$H_{0.1}$	$\sigma_{0.2}$	$\delta_5$	$H_{0.1}$	$\sigma_{0.2}$	$\delta_5$	$H_{0.1}$
2	rece (20°)	19,3	1,40	15,0	105	15,4	84,9			
	cald	18,0	93	14,5	74	13,0	46,0			
6	rece (20°)	19,2	138	15,0	104	14,4	77,3			
	cald	17,0	93	14,0	73	13,0	44,0			
10	rece (20°)	19,2	138	15,1	104	14,4	73			
	cald	17,0	92	14,0	72	12,0	40,0			
14	rece (20°)	19,2	138	15,0	93,9	14,0	71,7			
	cald	17,0	92	13,0	71	12,0	40,0			
18	rece (20°)	19,2	138	15,0	93,9	14,0	71,0			
	cald	17,0	90	13,0	70	12,0	40			
22	rece (20°)	19,2	138	15,0	93,9	14,0	71,0			
	cald	17,0	90	13,0	70	12,0	40,0			

ALIAJ 3. NISTRATAT

TABELUL 6.8

Variația proprietăților la încălzire continuă în funcție de temperatură

20°C			60°C			100°C			140°C			180°C			220°C			260°C			300°C		
$\sigma_{0.2}$ MPa	$\delta_5$ %	$H_{0.1}$ kgf/mm <sup>2</sup>	$\sigma_{0.2}$ MPa	$\delta_5$ %	$H_{0.1}$ kgf/mm <sup>2</sup>	$\sigma_{0.2}$ MPa	$\delta_5$ %	$H_{0.1}$ kgf/mm <sup>2</sup>	$\sigma_{0.2}$ MPa	$\delta_5$ %	$H_{0.1}$ kgf/mm <sup>2</sup>	$\sigma_{0.2}$ MPa	$\delta_5$ %	$H_{0.1}$ kgf/mm <sup>2</sup>	$\sigma_{0.2}$ MPa	$\delta_5$ %	$H_{0.1}$ kgf/mm <sup>2</sup>	$\sigma_{0.2}$ MPa	$\delta_5$ %	$H_{0.1}$ kgf/mm <sup>2</sup>	$\sigma_{0.2}$ MPa	$\delta_5$ %	$H_{0.1}$ kgf/mm <sup>2</sup>
22	1,0	128	21	1,2	115	20	1,4	105	19,2	2,0	92	18,8	2,0	80	18,4	3,5	70	17,7	3,5	60	17,4	4,0	43

Variația proprietăților la cald și redobândite la rece la menținere în funcție de timp

Temp. de menținere h	condiții de încercare	220°C			260°C			300°C		
		$\sigma_{0.2}$	$\delta_5$	$H_{0.1}$	$\sigma_{0.2}$	$\delta_5$	$H_{0.1}$	$\sigma_{0.2}$	$\delta_5$	$H_{0.1}$
2	rece (20°)	18,2	129	15,7	106	15,2	84,9			
	cald	17,5	69	14,7	57	12,8	41,0			
6	rece (20°)	18,0	123	15,3	99,5	13,4	80,4			
	cald	17,5	68	14,6	55	12,0	39,0			
10	rece (20°)	18,0	123	14,8	99,5	13,4	71,7			
	cald	17,4	67	14,5	53	11,7	38,0			
14	rece (20°)	18,0	123	14,8	94	13,4	71,0			
	cald	17,5	67	14,5	53	11,7	38,0			
18	rece (20°)	18,0	123	14,1	93,9	13,4	71,0			
	cald	17,5	67	13,2	52	11,7	38,0			
22	rece (20°)	18,0	123	14,1	93,9	13,4	71,0			
	cald	17,5	67	13,2	52	11,7	38,0			

ANEXA 13.1. PROBAT TEROST

TABELUL 6.9

Caracteristici proprii la încălzire continuă în funcție de temperatură

20°C	50°C	100°C	140°C	180°C	220°C	250°C	300°C
2 09 08	2 12 03	30 13 00	27 13 05	25 14 08	24 20 36	22 27 09	19 40 50

Caracteristici proprii la încălzire continuă în funcție de temperatură și de recepția maximă în funcție de timp

Temp de recepție	Caracteristici de încălzire	225°C	250°C	300°C
2	rece 209	250 01	240 09	214 07
	cald	240 02	199 15	175 40
5	rece 209	253 01	245 03	217 03
	cald	240 02	195 12	175 40
10	rece 209	253 01	241 02	215 05
	cald	239 05	194 13	175 40
14	rece 209	253 01	241 01	214 03
	cald	237 02	190 12	170 40
18	rece 209	250 02	241 05	210 03
	cald	236 02	190 12	170 40
22	rece 209	250 02	241 05	210 03
	cald	236 02	190 12	170 40

ANEXA 13.2. METRAZAT

TABELUL 6.10

Caracteristici proprii la încălzire continuă în funcție de temperatură

20°C	50°C	100°C	140°C	180°C	220°C	250°C	300°C
23 14 07	23 17 03	22 25 36	20 25 30	20 22 30	20 24 13	17 45 57	15 57 55

Caracteristici proprii la încălzire continuă în funcție de temperatură și de recepția maximă în funcție de timp

Temp de recepție	Caracteristici de încălzire	225°C	250°C	300°C
2	rece 209	240 07	175 05	155 04
	cald	195 12	170 05	165 04
5	rece 209	241 07	175 05	156 05
	cald	195 12	170 04	165 04
10	rece 209	241 05	175 05	155 07
	cald	195 12	169 03	165 04
14	rece 209	241 05	175 04	156 05
	cald	195 08	165 03	165 06
18	rece 209	241 05	175 03	156 05
	cald	195 08	165 03	165 06
22	rece 209	241 05	175 03	156 05
	cald	195 08	165 03	165 06

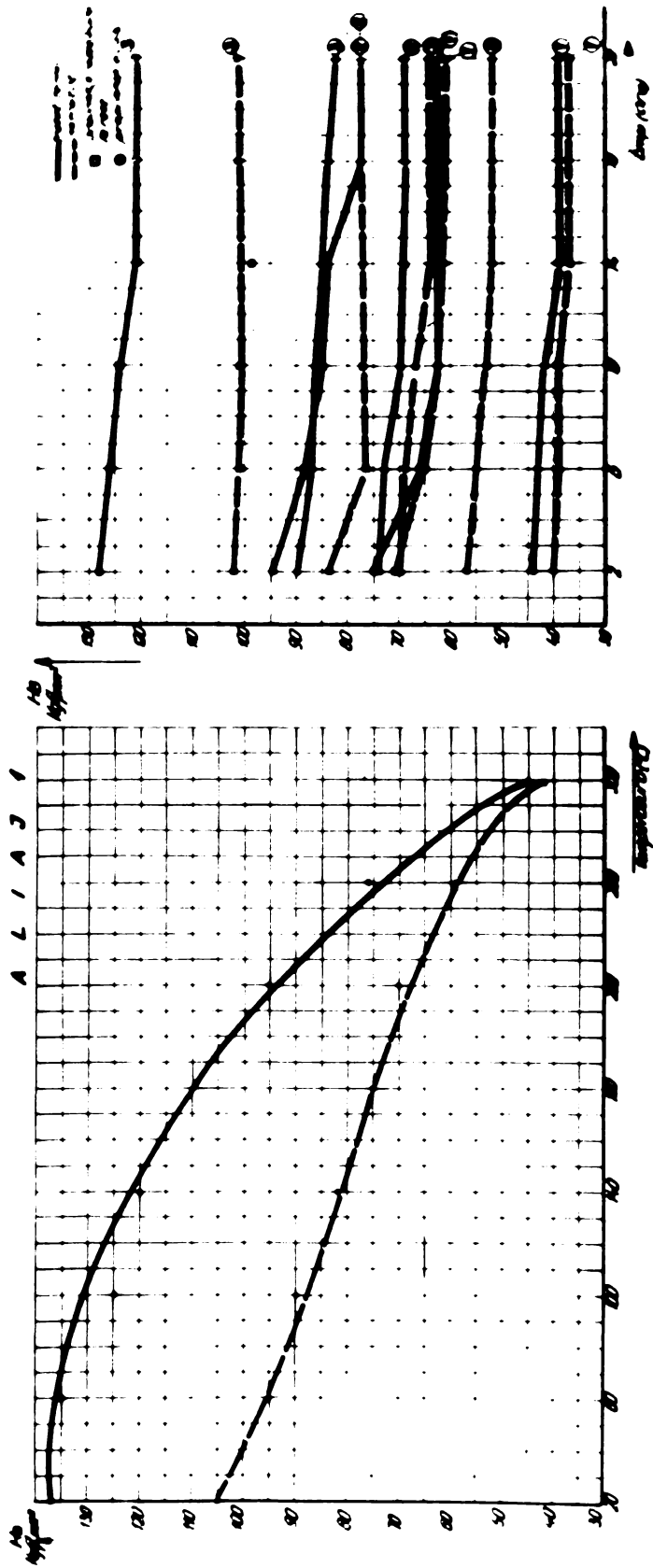


Fig. 6.4  
Variația rezistenței la rupere și alungirii în funcție de temperatură la încălzirea continuă pentru aliajul de tip I tratat și netratat. Variația rezistenței la rupere la cald și a celei redobândite la rece în funcție de timpul de menținere a aliajului de tip I tratat și netratat.

1. Incalzire la 300°C
2. Incalzire la 260°C
3. Incalzire la 220°C

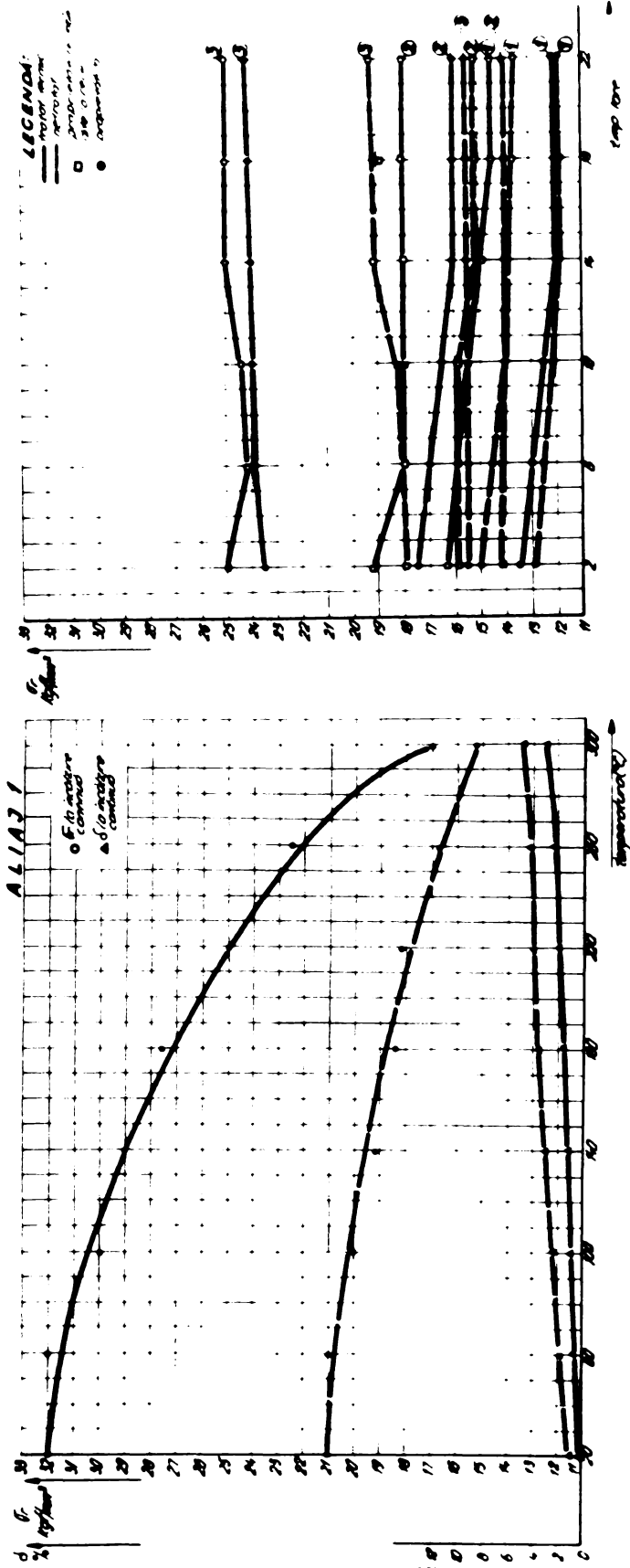


Fig. 6.5  
 Variația durității în funcție de temperatură la încălzirea continuă pentru aliajul de tip 1, tratat și netratat. Variația durității la cald și a celei redobândite la rece în funcție de timpul de menținere a aliajului de tip 1 tratat și netratat.  
 1. Incălzire la 300°C  
 2. Incălzire la 260°C  
 3. Incălzire la 220°C

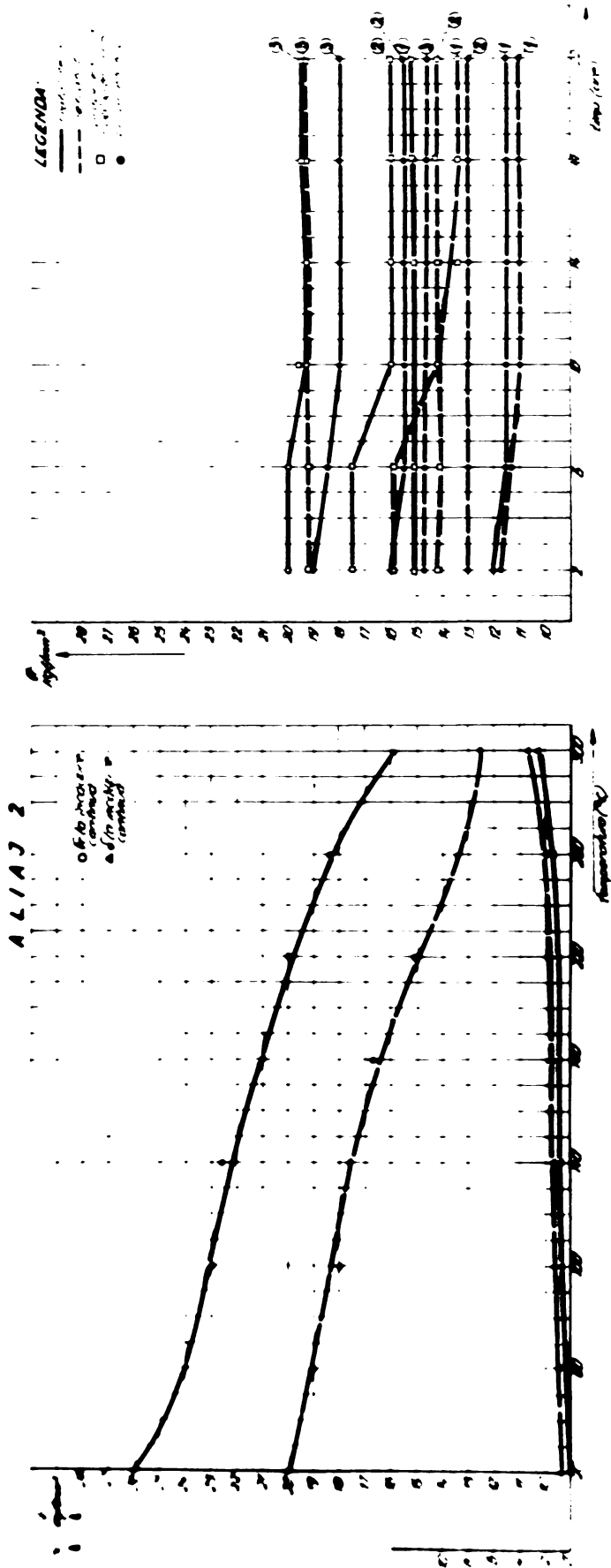


Fig. 6.6

Variația rezistenței la rupere și alungirii în funcție de temperatură la încălzirea continuă pentru aliajul de tip 2 tratat și netratat. Variația rezistenței la rupere la oclă și a oclăi redobândite la rece în funcție de timpul de menținere a aliajului de tip 2 tratat și netratat.

1. Incălzire la 300°C
2. Incălzire la 250°C
3. Incălzire la 220°C

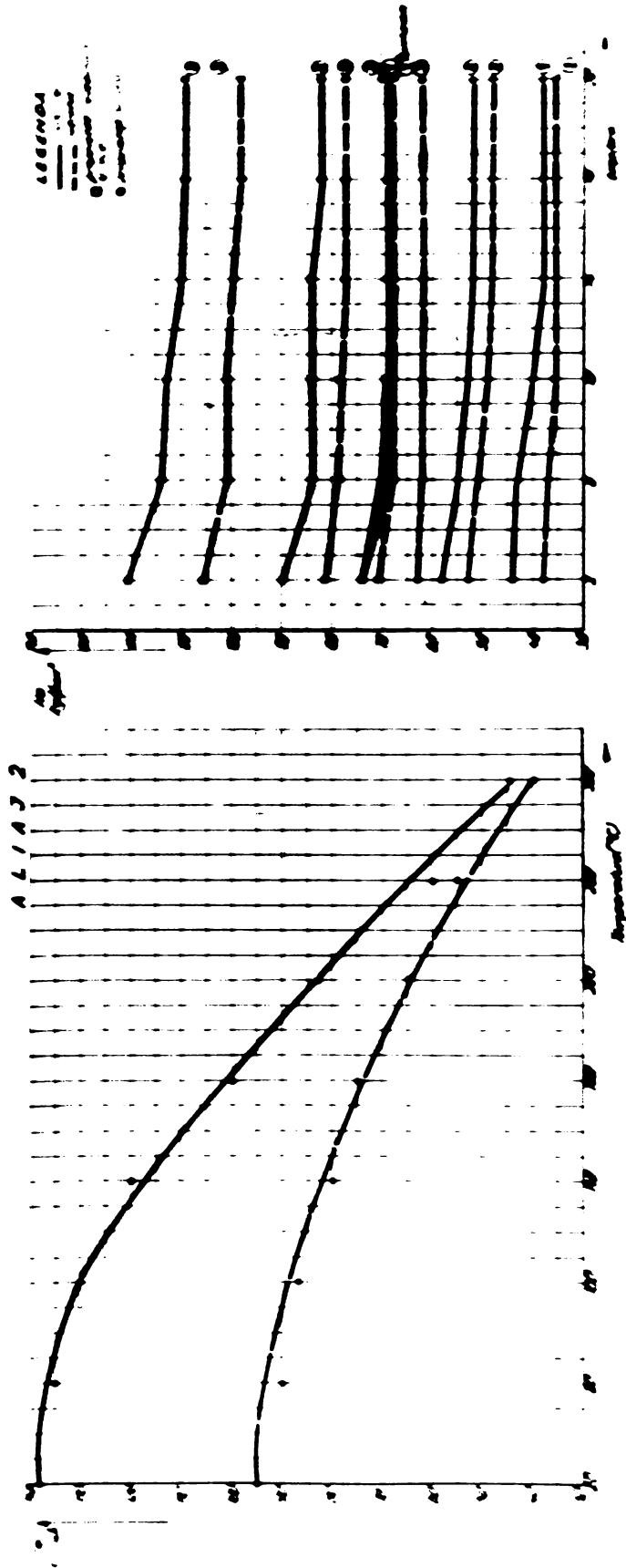


Fig. 6.7.  
Varietatea durității în funcție de temperatură la încălzirea continuă pentru aliajul de tip 2, tratat și netratat. Varietatea durității la cald și a celei redobândite la rece în funcție de timpul de menținere a aliajului de tip 2 tratat și netratat.

1. Încălzire la 300°C
2. Încălzire la 260°C
3. Încălzire la 220°C



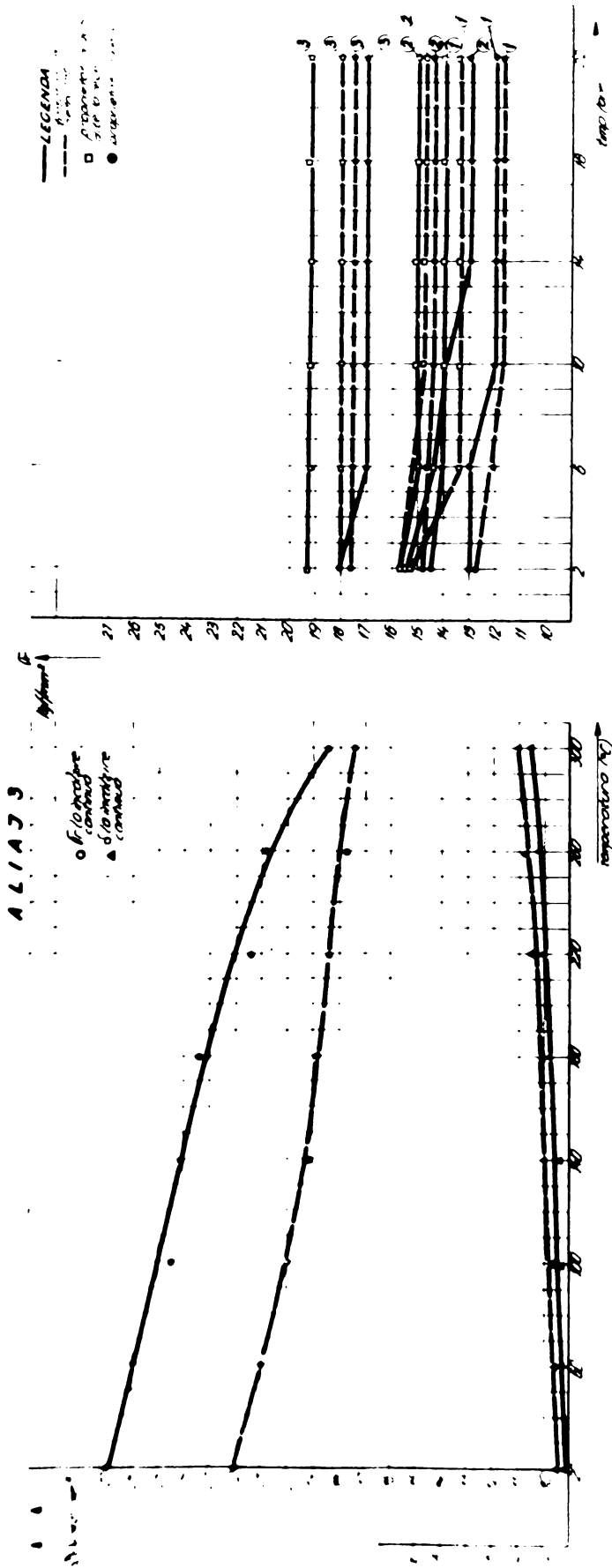


Fig. 6.3

Variația rezistenței la rupere și alungirii în funcție de temperatură la încălzirea continuă pentru aliajul de tip 3 tratat și netratat. Variația rezistenței la rupere la cold și a celei redobândite la rece în funcție de timpul de menținere la aliajului de tip 3 tratat și netratat.

1. Incalzire la 300°C
2. Incalzire la 260°C
3. Incalzire la 220°C

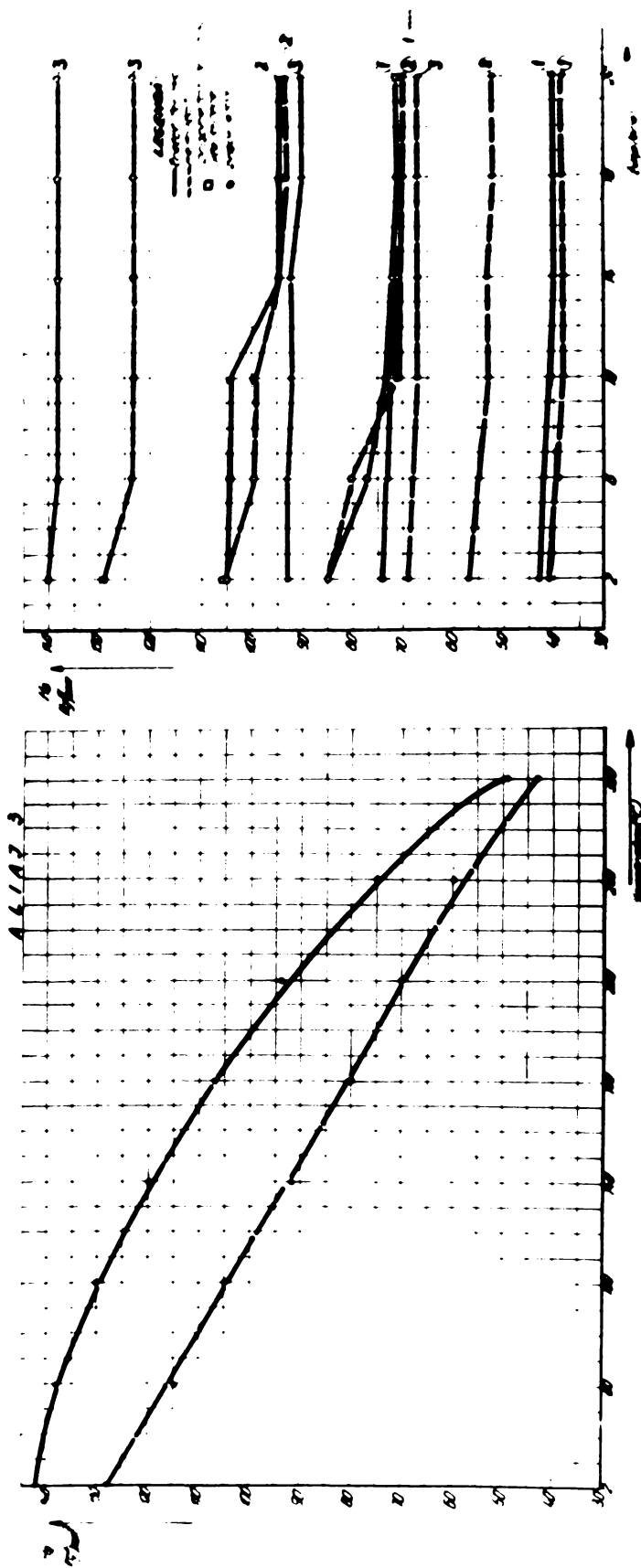


Fig. 6.9  
 Variația durității în funcție de temperatură la încălzirea continuă pentru aliajul de tip 3, tratat și netratat. Variația durității la cald și a celei redobândite la rece în funcție de timpul de menținere a aliajului de tip 1 tratat și netratat.  
 1. Incălzire la 300°C  
 2. Incălzire la 250°C  
 3. Incălzire la 220°C

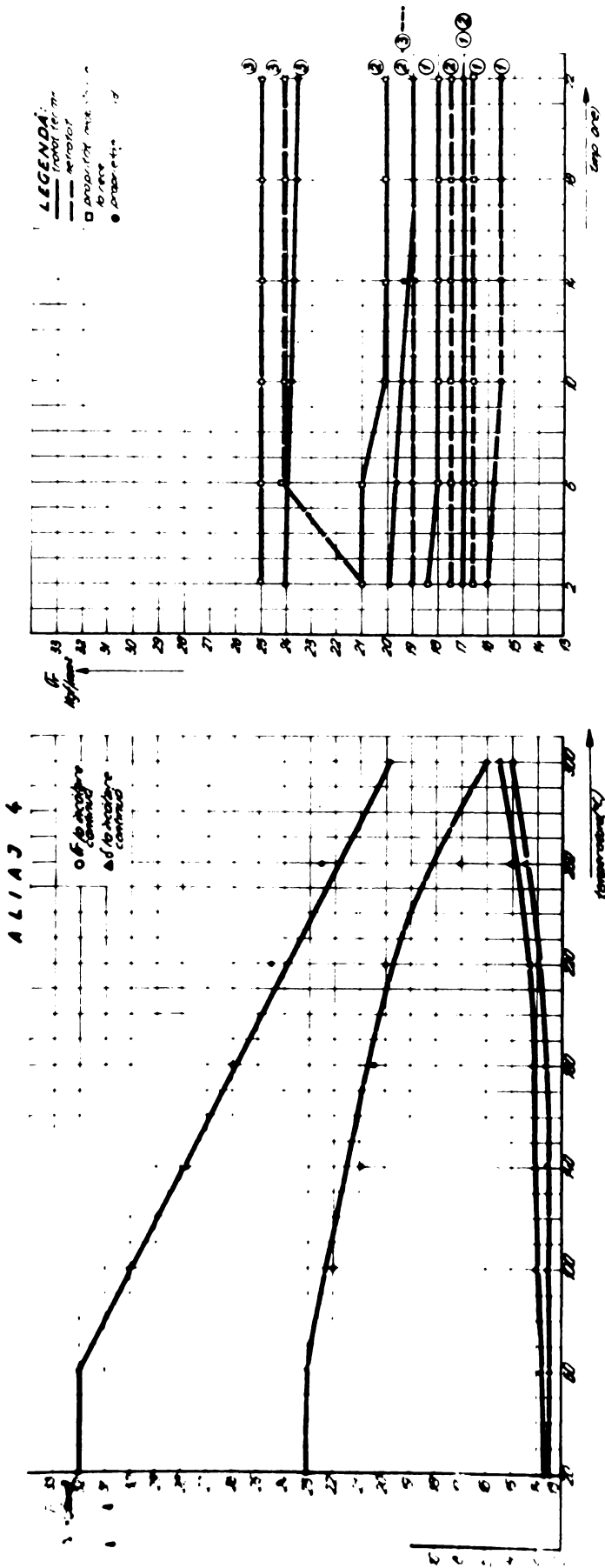


Fig. 6.10  
 Variația rezistenței la rupere și alungirii în funcție de temperatură la încălzirea continuă pentru aliajul de tip 4 tratat și netratat. Variația rezistenței la rupere la cald și a celei redobândite la rece în funcție de timpul de menținere a aliajului de tip 4 tratat și netratat.

1. Incălzire la 300°C  
 2. Incălzire la 260°C  
 3. Incălzire la 220°C

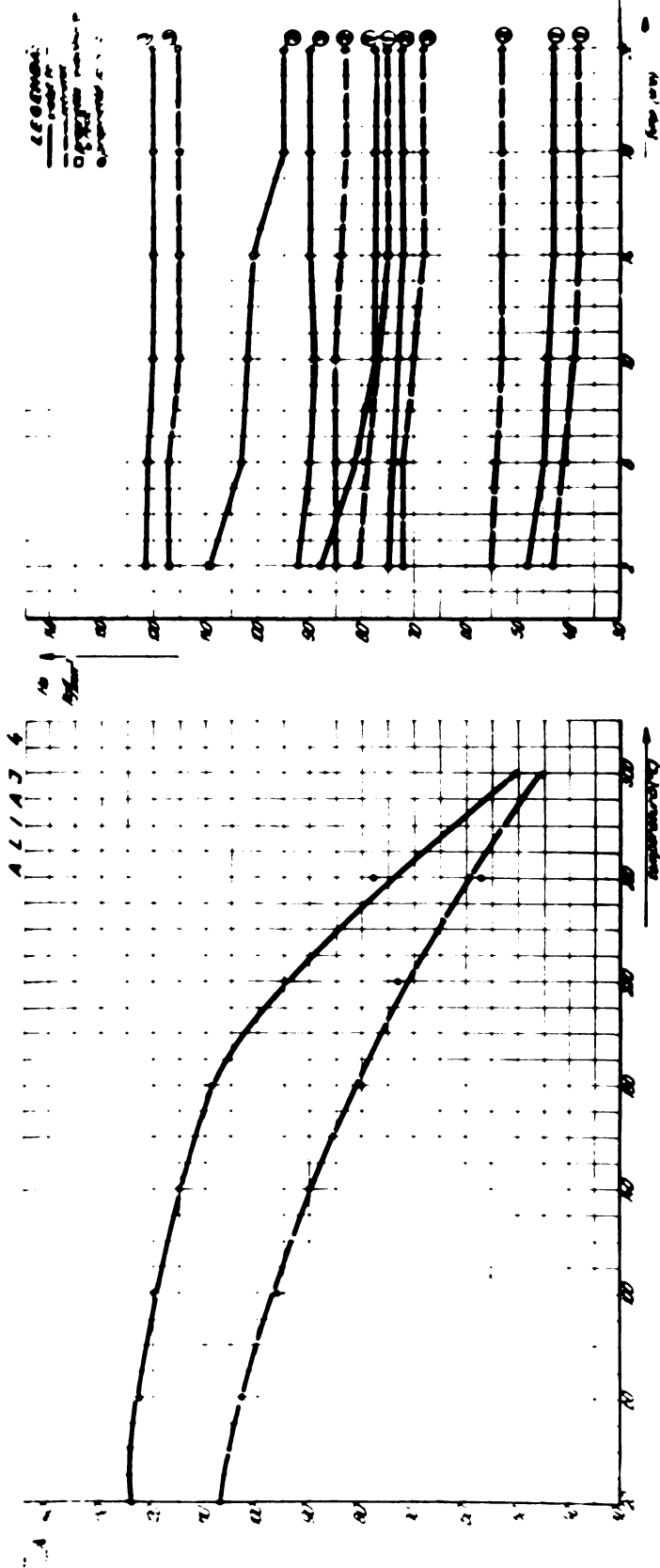


Fig. 6.11  
 Variația durității în funcție de temperatura de încălzire pentru aliajul de tip 4, tratat și netratat. Variația durității la cald și a celei redobândite la rece în funcție de timpul de menținere a aliajului de tip 4 tratat și netratat.  
 1. Încălzire la 200°C  
 2. Încălzire la 260°C  
 3. Încălzire la 220°C

In scopul asigurării posibilității de analiză comparativă între aliajele studiate ținând seama de ansamblul factorilor variabili considerați, s-au alcătuit tabelele 6.11...6.14, respectiv 6.15...6.18.

In tabelele 6.11...6.14 sînt redade valorile absolute ale pierderilor în unități valorice de proprietăți pentru cele patru tipuri de aliaje studiate (în tabelul 6.11 pentru aliajul de tip 1; în tabelul 6.12 pentru aliajul de tip 2; în tabelul 6.13 pentru aliajul de tip 3 și în tabelul 6.14 pentru aliajul de tip 4). Valorile absolute ale proprietăților studiate sînt :

$H_{BT} - H_{BN}$  : duritatea Brinell a aliajului tratat termic ( $H_{BT}$ ) minus duritatea Brinell a aliajului netratat termic ( $H_{BN}$ )

$\sigma_{RT} - \sigma_{RN}$  : rezistența la rupere a aliajului tratat termic ( $\sigma_{RT}$ ) minus rezistența la rupere a aliajului netratat termic ( $\sigma_{RN}$ )

$-\Delta H_{BT}$  : scăderea de duritate Brinell la aliajele tratate termic în funcție de factorii variabili considerați.

$\sum -\Delta H_{BT}$  : suma valorilor în scădere a durității Brinell în funcție de factorii variabili considerați, la aliajele tratate termic.

$-\Delta H_{BN}$  și  $\sum -\Delta H_{BN}$  : aceleași proprietăți însă la aliajele netratate termic.

$-\Delta \sigma_{RT}$  : scăderea valorilor rezistenței la rupere la aliajele tratate termic în funcție de factorii variabili considerați.

$\sum -\Delta \sigma_{RT}$  : suma valorilor în scădere a rezistenței la rupere, în funcție de factorii variabili considerați la aliajele tratate termic.

$-\Delta\sigma_{RM}$  și  $\Sigma -\Delta\sigma_{RN}$  : aceleași proprietăți însă la aliajele ne-tratate termic.

In tabelele 6.11.a; 6.12.a; 6.13.a și 6.14.a sînt redată variațiile proprietăților de mai sus (pentru cele patru tipuri de aliaje) măsurate la încălzirea continuă de la 20°C la 300°C din 40°C în 40°C.

In tabelele 6.11.b; 6.12.b; 6.13.b și 6.14.b sînt redată variațiile proprietăților de mai sus (pentru cele patru tipuri de aliaje) măsurate la cald (C) și redobîndite la rece (R) după menținerea la 220°C timp de 2h, 6h, 10h, 14h, 18h și 22h.

In tabelele 6.11.c; 6.12.c; 6.13.c și 6.14.c, sînt redată variațiile proprietăților de mai sus (pentru cele patru tipuri de aliaje) măsurate la cald (C) și redobîndite la rece (R) după menținerea la 260°C cu timpii de menținere de mai sus.

In tabelele 6.11.d; 6.12.d; 6.13.d și 6.14.d, sînt redată variațiile proprietăților de mai sus (pentru cele patru tipuri de aliaje) măsurate la cald (C) și redobîndite la rece (R) după menținerea la 300°C cu timpii de menținere de mai sus.

In tabelele 6.15...6.18 sînt redată valorile relative ale aceluiași proprietăți.

(In cazul tabelelelor 6.15...6.18, notațiile prin cifra respectivă și litera "a" sînt redată valorile pierderilor relative ale proprietăților măsurate la încălzire continuă, cu litera "b", "c" și "d" sînt redată valorile pierderilor relative, la cald (C) și redobîndite la rece (R) după menținere la 220° la 260° respectiv la 300°C, cu timpii de menținere specificați anterior).

Datele din tabele grupate pe proprietăți au constituit punctele de variație a diagramelor din figurile 6.12... 6.15 pentru valorile pierderilor absolute ale proprietăților și din figurile 6.16...6.19 pentru valorile pierderilor relative ale proprietăților, în funcție de temperatură în cazul încălzirii continue, la cele patru aliaje studiate.

**ALIAJ-2**  
 Variatia pierderilor absolute de propagabilitate in functie de temperatura  
 TABELUL 6.12

**LA INCALZIRE CONTINUA**

PROG. TEMP h	2h	6h	12h	18h	24h	30h
Mar - Mar	430	430	440	450	460	470
Ort - Ort	60	430	440	450	460	470
Σ Δ Mar	430	430	440	450	460	470
Σ Δ Ort	60	430	440	450	460	470
Σ Δ Ort	60	430	440	450	460	470
Σ Δ Ort	60	430	440	450	460	470
Σ Δ Ort	60	430	440	450	460	470

u)

Variatia pierderilor absolute de propagabilitate in functie de timp  
 TABELUL 6.12

**DUPA MENTINERE LA 220°C**

PROG. TEMP h	2h	6h	12h	18h	24h	30h
Mar - Mar	110	120	130	140	150	160
Ort - Ort	90	90	90	90	90	90
Σ Δ Mar	110	120	130	140	150	160
Σ Δ Ort	90	90	90	90	90	90
Σ Δ Ort	90	90	90	90	90	90
Σ Δ Ort	90	90	90	90	90	90
Σ Δ Ort	90	90	90	90	90	90

b)

Variatia pierderilor absolute de propagabilitate in functie de timp  
 TABELUL 6.12

**DUPA MENTINERE LA 260°C**

PROG. TEMP h	2h	6h	12h	18h	24h	30h
Mar - Mar	87	90	95	100	105	110
Ort - Ort	33	30	35	40	45	50
Σ Δ Mar	87	90	95	100	105	110
Σ Δ Ort	33	30	35	40	45	50
Σ Δ Ort	33	30	35	40	45	50
Σ Δ Ort	33	30	35	40	45	50
Σ Δ Ort	33	30	35	40	45	50

c)

Variatia pierderilor absolute de propagabilitate in functie de timp  
 TABELUL 6.12

**DUPA MENTINERE LA 300°C**

PROG. TEMP h	2h	6h	12h	18h	24h	30h
Mar - Mar	90	90	90	90	90	90
Ort - Ort	100	100	100	100	100	100
Σ Δ Mar	90	90	90	90	90	90
Σ Δ Ort	100	100	100	100	100	100
Σ Δ Ort	100	100	100	100	100	100
Σ Δ Ort	100	100	100	100	100	100
Σ Δ Ort	100	100	100	100	100	100

d)

**ALIAJ-1**  
 Variatia pierderilor absolute de propagabilitate in functie de temperatura  
 TABELUL 6.11

**LA INCALZIRE CONTINUA**

PROG. TEMP h	2h	6h	12h	18h	24h	30h
Mar - Mar	110	110	110	110	110	110
Ort - Ort	110	110	110	110	110	110
Σ Δ Mar	110	110	110	110	110	110
Σ Δ Ort	110	110	110	110	110	110
Σ Δ Ort	110	110	110	110	110	110
Σ Δ Ort	110	110	110	110	110	110
Σ Δ Ort	110	110	110	110	110	110

u)

Variatia pierderilor absolute de propagabilitate in functie de timp  
 TABELUL 6.11

**DUPA MENTINERE LA 220°C**

PROG. TEMP h	2h	6h	12h	18h	24h	30h
Mar - Mar	230	230	230	230	230	230
Ort - Ort	90	90	90	90	90	90
Σ Δ Mar	230	230	230	230	230	230
Σ Δ Ort	90	90	90	90	90	90
Σ Δ Ort	90	90	90	90	90	90
Σ Δ Ort	90	90	90	90	90	90
Σ Δ Ort	90	90	90	90	90	90

b)

Variatia pierderilor absolute de propagabilitate in functie de timp  
 TABELUL 6.11

**DUPA MENTINERE LA 260°C**

PROG. TEMP h	2h	6h	12h	18h	24h	30h
Mar - Mar	120	120	120	120	120	120
Ort - Ort	120	120	120	120	120	120
Σ Δ Mar	120	120	120	120	120	120
Σ Δ Ort	120	120	120	120	120	120
Σ Δ Ort	120	120	120	120	120	120
Σ Δ Ort	120	120	120	120	120	120
Σ Δ Ort	120	120	120	120	120	120

c)

Variatia pierderilor absolute de propagabilitate in functie de timp  
 TABELUL 6.11

**DUPA MENTINERE LA 300°C**

PROG. TEMP h	2h	6h	12h	18h	24h	30h
Mar - Mar	90	90	90	90	90	90
Ort - Ort	90	90	90	90	90	90
Σ Δ Mar	90	90	90	90	90	90
Σ Δ Ort	90	90	90	90	90	90
Σ Δ Ort	90	90	90	90	90	90
Σ Δ Ort	90	90	90	90	90	90
Σ Δ Ort	90	90	90	90	90	90

d)

### ALIAJ.3

Variația de temperatură absolută ale proprietăților în funcție de temperatură

TABELUL 6.13

LA INCALZIRE CONTINUA

Temperatura la intrare t <sub>1</sub> [°C]	Temperatura la ieșire t <sub>2</sub> [°C]							
	20	60	100	140	180	220	260	300
MHR - MHR	4,0	23,0	45	60	69,0	74,0	75,0	5,0
OTL - OTL	5,0	5,0	8,0	10,0	12,0	13,0	14,0	1,0
Δ MHR	1,0	1,0	1,0	1,0	1,0	1,0	1,0	0
Σ Δ MHR	1,0	2,0	3,0	4,0	5,0	5,0	5,0	0
Δ OTL	1,0	1,0	1,0	1,0	1,0	1,0	1,0	0
Σ Δ OTL	1,0	1,0	1,0	1,0	1,0	1,0	1,0	0
Σ Δ OTL	1,0	2,0	3,0	3,2	3,5	3,6	3,6	4,6

a)

Variația de temperatură absolută ale proprietăților în funcție de timp

TABELUL 6.13

DUPA MENTINERE LA 200°C

Temperatura la intrare t <sub>1</sub> [°C]	Temperatura la ieșire t <sub>2</sub> [°C]							
	20	60	100	140	180	220	260	300
MHR - MHR	11,0	15,0	15,0	15,0	15,0	15,0	15,0	15,0
OTL - OTL	11,0	12,0	12,0	12,0	12,0	12,0	12,0	12,0
Δ MHR	0,0	0,0	0,0	0,0	0,0	0,0	0,0	0,0
Σ Δ MHR	0,0	0,0	0,0	0,0	0,0	0,0	0,0	0,0
Δ OTL	0,0	0,0	0,0	0,0	0,0	0,0	0,0	0,0
Σ Δ OTL	0,0	0,0	0,0	0,0	0,0	0,0	0,0	0,0
Σ Δ OTL	0,0	0,0	0,0	0,0	0,0	0,0	0,0	0,0
Σ Δ OTL	0,0	0,0	0,0	0,0	0,0	0,0	0,0	0,0

b)

Variația de temperatură absolută ale proprietăților în funcție de timp

TABELUL 6.13

DUPA MENTINERE LA 260°C

Temperatura la intrare t <sub>1</sub> [°C]	Temperatura la ieșire t <sub>2</sub> [°C]							
	20	60	100	140	180	220	260	300
MHR - MHR	1,0	1,0	1,0	1,0	1,0	1,0	1,0	1,0
OTL - OTL	1,0	1,0	1,0	1,0	1,0	1,0	1,0	1,0
Δ MHR	0,0	0,0	0,0	0,0	0,0	0,0	0,0	0,0
Σ Δ MHR	0,0	0,0	0,0	0,0	0,0	0,0	0,0	0,0
Δ OTL	0,0	0,0	0,0	0,0	0,0	0,0	0,0	0,0
Σ Δ OTL	0,0	0,0	0,0	0,0	0,0	0,0	0,0	0,0
Σ Δ OTL	0,0	0,0	0,0	0,0	0,0	0,0	0,0	0,0
Σ Δ OTL	0,0	0,0	0,0	0,0	0,0	0,0	0,0	0,0

c)

Variația de temperatură absolută ale proprietăților în funcție de timp

TABELUL 6.13

DUPA MENTINERE LA 300°C

Temperatura la intrare t <sub>1</sub> [°C]	Temperatura la ieșire t <sub>2</sub> [°C]							
	20	60	100	140	180	220	260	300
MHR - MHR	0,0	0,0	0,0	0,0	0,0	0,0	0,0	0,0
OTL - OTL	0,0	0,0	0,0	0,0	0,0	0,0	0,0	0,0
Δ MHR	0,0	0,0	0,0	0,0	0,0	0,0	0,0	0,0
Σ Δ MHR	0,0	0,0	0,0	0,0	0,0	0,0	0,0	0,0
Δ OTL	0,0	0,0	0,0	0,0	0,0	0,0	0,0	0,0
Σ Δ OTL	0,0	0,0	0,0	0,0	0,0	0,0	0,0	0,0
Σ Δ OTL	0,0	0,0	0,0	0,0	0,0	0,0	0,0	0,0
Σ Δ OTL	0,0	0,0	0,0	0,0	0,0	0,0	0,0	0,0

d)

### ALIAJ.4

Variația de temperatură absolută ale proprietăților în funcție de temperatură

TABELUL 6.14

LA INCALZIRE CONTINUA

Temperatura la intrare t <sub>1</sub> [°C]	Temperatura la ieșire t <sub>2</sub> [°C]						
	60	100	140	180	220	260	300
MHR - MHR	2,0	3,0	4,0	5,0	6,0	7,0	8,0
OTL - OTL	3,0	4,0	5,0	6,0	7,0	8,0	9,0
Δ MHR	1,0	1,0	1,0	1,0	1,0	1,0	1,0
Σ Δ MHR	1,0	2,0	3,0	4,0	5,0	6,0	7,0
Δ OTL	1,0	1,0	1,0	1,0	1,0	1,0	1,0
Σ Δ OTL	1,0	2,0	3,0	4,0	5,0	6,0	7,0
Σ Δ OTL	1,0	2,0	3,0	4,0	5,0	6,0	7,0
Σ Δ OTL	1,0	2,0	3,0	4,0	5,0	6,0	7,0

a)

Variația de temperatură absolută ale proprietăților în funcție de timp

TABELUL 6.14

DUPA MENTINERE LA 200°C

Temperatura la intrare t <sub>1</sub> [°C]	Temperatura la ieșire t <sub>2</sub> [°C]						
	60	100	140	180	220	260	300
MHR - MHR	3,0	4,0	5,0	6,0	7,0	8,0	9,0
OTL - OTL	4,0	5,0	6,0	7,0	8,0	9,0	10,0
Δ MHR	1,0	1,0	1,0	1,0	1,0	1,0	1,0
Σ Δ MHR	1,0	2,0	3,0	4,0	5,0	6,0	7,0
Δ OTL	1,0	1,0	1,0	1,0	1,0	1,0	1,0
Σ Δ OTL	1,0	2,0	3,0	4,0	5,0	6,0	7,0
Σ Δ OTL	1,0	2,0	3,0	4,0	5,0	6,0	7,0
Σ Δ OTL	1,0	2,0	3,0	4,0	5,0	6,0	7,0

b)

Variația de temperatură absolută ale proprietăților în funcție de timp

TABELUL 6.14

DUPA MENTINERE LA 260°C

Temperatura la intrare t <sub>1</sub> [°C]	Temperatura la ieșire t <sub>2</sub> [°C]						
	60	100	140	180	220	260	300
MHR - MHR	3,0	4,0	5,0	6,0	7,0	8,0	9,0
OTL - OTL	4,0	5,0	6,0	7,0	8,0	9,0	10,0
Δ MHR	1,0	1,0	1,0	1,0	1,0	1,0	1,0
Σ Δ MHR	1,0	2,0	3,0	4,0	5,0	6,0	7,0
Δ OTL	1,0	1,0	1,0	1,0	1,0	1,0	1,0
Σ Δ OTL	1,0	2,0	3,0	4,0	5,0	6,0	7,0
Σ Δ OTL	1,0	2,0	3,0	4,0	5,0	6,0	7,0
Σ Δ OTL	1,0	2,0	3,0	4,0	5,0	6,0	7,0

c)

Variația de temperatură absolută ale proprietăților în funcție de timp

TABELUL 6.14

DUPA MENTINERE LA 300°C

Temperatura la intrare t <sub>1</sub> [°C]	Temperatura la ieșire t <sub>2</sub> [°C]						
	60	100	140	180	220	260	300
MHR - MHR	4,0	5,0	6,0	7,0	8,0	9,0	10,0
OTL - OTL	5,0	6,0	7,0	8,0	9,0	10,0	11,0
Δ MHR	1,0	1,0	1,0	1,0	1,0	1,0	1,0
Σ Δ MHR	1,0	2,0	3,0	4,0	5,0	6,0	7,0
Δ OTL	1,0	1,0	1,0	1,0	1,0	1,0	1,0
Σ Δ OTL	1,0	2,0	3,0	4,0	5,0	6,0	7,0
Σ Δ OTL	1,0	2,0	3,0	4,0	5,0	6,0	7,0
Σ Δ OTL	1,0	2,0	3,0	4,0	5,0	6,0	7,0

d)



ALIAJ-1

Variația temperaturii relative de propagare în funcție de temperatură

TABELUL 6.15

LA INCALZIRE CONTINUA		100	150	200	250	300
Δ H <sub>rel</sub>	0,10	0,20	0,30	0,40	0,50	0,60
Σ Δ H <sub>rel</sub>	0,10	0,30	0,60	0,90	1,20	1,50
Σ Δ H <sub>rel</sub>	0,10	0,30	0,60	0,90	1,20	1,50
Δ OT <sub>rel</sub>	0,10	0,20	0,30	0,40	0,50	0,60
Σ Δ OT <sub>rel</sub>	0,10	0,30	0,60	0,90	1,20	1,50
Σ Δ OT <sub>rel</sub>	0,10	0,30	0,60	0,90	1,20	1,50

a)

TABELUL 6.16

Variația temperaturii relative de propagare în funcție de timp

DURA MENTINERE LA 220 °C		2h	3h	4h	5h	6h
Δ H <sub>rel</sub>	0,35	0,40	0,45	0,50	0,55	0,60
Σ Δ H <sub>rel</sub>	0,35	0,75	1,20	1,70	2,20	2,70
Σ Δ H <sub>rel</sub>	0,35	0,75	1,20	1,70	2,20	2,70
Δ OT <sub>rel</sub>	0,10	0,15	0,20	0,25	0,30	0,35
Σ Δ OT <sub>rel</sub>	0,10	0,25	0,45	0,70	1,00	1,35
Σ Δ OT <sub>rel</sub>	0,10	0,25	0,45	0,70	1,00	1,35

b)

TABELUL 6.15

Variația temperaturii relative de propagare în funcție de timp

DURA MENTINERE LA 260 °C		2h	3h	4h	5h	6h
Δ H <sub>rel</sub>	0,10	0,15	0,20	0,25	0,30	0,35
Σ Δ H <sub>rel</sub>	0,10	0,25	0,45	0,70	1,00	1,35
Σ Δ H <sub>rel</sub>	0,10	0,25	0,45	0,70	1,00	1,35
Δ OT <sub>rel</sub>	0,10	0,15	0,20	0,25	0,30	0,35
Σ Δ OT <sub>rel</sub>	0,10	0,25	0,45	0,70	1,00	1,35
Σ Δ OT <sub>rel</sub>	0,10	0,25	0,45	0,70	1,00	1,35

c)

TABELUL 6.15

Variația temperaturii relative de propagare în funcție de timp

DURA MENTINERE LA 300 °C		2h	3h	4h	5h	6h
Δ H <sub>rel</sub>	0,10	0,15	0,20	0,25	0,30	0,35
Σ Δ H <sub>rel</sub>	0,10	0,25	0,45	0,70	1,00	1,35
Σ Δ H <sub>rel</sub>	0,10	0,25	0,45	0,70	1,00	1,35
Δ OT <sub>rel</sub>	0,10	0,15	0,20	0,25	0,30	0,35
Σ Δ OT <sub>rel</sub>	0,10	0,25	0,45	0,70	1,00	1,35
Σ Δ OT <sub>rel</sub>	0,10	0,25	0,45	0,70	1,00	1,35

d)

ALIAJ-2

Variația temperaturii relative de propagare în funcție de temperatură

TABELUL 6.15

LA INCALZIRE CONTINUA		100	150	200	250	300
Δ H <sub>rel</sub>	0,10	0,20	0,30	0,40	0,50	0,60
Σ Δ H <sub>rel</sub>	0,10	0,30	0,60	0,90	1,20	1,50
Σ Δ H <sub>rel</sub>	0,10	0,30	0,60	0,90	1,20	1,50
Δ OT <sub>rel</sub>	0,10	0,20	0,30	0,40	0,50	0,60
Σ Δ OT <sub>rel</sub>	0,10	0,30	0,60	0,90	1,20	1,50
Σ Δ OT <sub>rel</sub>	0,10	0,30	0,60	0,90	1,20	1,50

a)

TABELUL 6.16

Variația temperaturii relative de propagare în funcție de timp

DURA MENTINERE LA 220 °C		2h	3h	4h	5h	6h
Δ H <sub>rel</sub>	0,35	0,40	0,45	0,50	0,55	0,60
Σ Δ H <sub>rel</sub>	0,35	0,75	1,20	1,70	2,20	2,70
Σ Δ H <sub>rel</sub>	0,35	0,75	1,20	1,70	2,20	2,70
Δ OT <sub>rel</sub>	0,10	0,15	0,20	0,25	0,30	0,35
Σ Δ OT <sub>rel</sub>	0,10	0,25	0,45	0,70	1,00	1,35
Σ Δ OT <sub>rel</sub>	0,10	0,25	0,45	0,70	1,00	1,35

b)

TABELUL 6.15

Variația temperaturii relative de propagare în funcție de timp

DURA MENTINERE LA 260 °C		2h	3h	4h	5h	6h
Δ H <sub>rel</sub>	0,10	0,15	0,20	0,25	0,30	0,35
Σ Δ H <sub>rel</sub>	0,10	0,25	0,45	0,70	1,00	1,35
Σ Δ H <sub>rel</sub>	0,10	0,25	0,45	0,70	1,00	1,35
Δ OT <sub>rel</sub>	0,10	0,15	0,20	0,25	0,30	0,35
Σ Δ OT <sub>rel</sub>	0,10	0,25	0,45	0,70	1,00	1,35
Σ Δ OT <sub>rel</sub>	0,10	0,25	0,45	0,70	1,00	1,35

c)

TABELUL 6.16

Variația temperaturii relative de propagare în funcție de timp

DURA MENTINERE LA 300 °C		2h	3h	4h	5h	6h
Δ H <sub>rel</sub>	0,10	0,15	0,20	0,25	0,30	0,35
Σ Δ H <sub>rel</sub>	0,10	0,25	0,45	0,70	1,00	1,35
Σ Δ H <sub>rel</sub>	0,10	0,25	0,45	0,70	1,00	1,35
Δ OT <sub>rel</sub>	0,10	0,15	0,20	0,25	0,30	0,35
Σ Δ OT <sub>rel</sub>	0,10	0,25	0,45	0,70	1,00	1,35
Σ Δ OT <sub>rel</sub>	0,10	0,25	0,45	0,70	1,00	1,35

d)

ALIAJ-4

Variação percentual relativa de propagação em função de temperatura

TABELA 18 LA INCALZIRE CONTINUA. Table with columns for temperature (20, 60, 100, 140, 180, 220, 260, 300) and rows for various material properties.

a)

Variação percentual relativa de propagação em função de tempo

TABELA 18 DUQA MENTINERE LA 220°C. Table with columns for time (2h, 4h, 8h, 16h, 32h, 64h, 128h, 256h) and rows for various material properties.

b)

Variação percentual relativa de propagação em função de tempo

TABELA 18 DUQA MENTINERE LA 260°C. Table with columns for time (2h, 4h, 8h, 16h, 32h, 64h, 128h, 256h) and rows for various material properties.

c)

Variação percentual relativa de propagação em função de tempo

TABELA 18 DUQA MENTINERE LA 300°C. Table with columns for time (2h, 4h, 8h, 16h, 32h, 64h, 128h, 256h) and rows for various material properties.

d)

ALIAJ-3

Variação percentual relativa de propagação em função de temperatura

TABELA 18 LA INCALZIRE CONTINUA. Table with columns for temperature (20, 60, 100, 140, 180, 220, 260, 300) and rows for various material properties.

a)

Variação percentual relativa de propagação em função de tempo

TABELA 18 DUQA MENTINERE LA 220°C. Table with columns for time (2h, 4h, 8h, 16h, 32h, 64h, 128h, 256h) and rows for various material properties.

b)

Variação percentual relativa de propagação em função de tempo

TABELA 18 DUQA MENTINERE LA 260°C. Table with columns for time (2h, 4h, 8h, 16h, 32h, 64h, 128h, 256h) and rows for various material properties.

c)

Variação percentual relativa de propagação em função de tempo

TABELA 18 DUQA MENTINERE LA 300°C. Table with columns for time (2h, 4h, 8h, 16h, 32h, 64h, 128h, 256h) and rows for various material properties.

d)

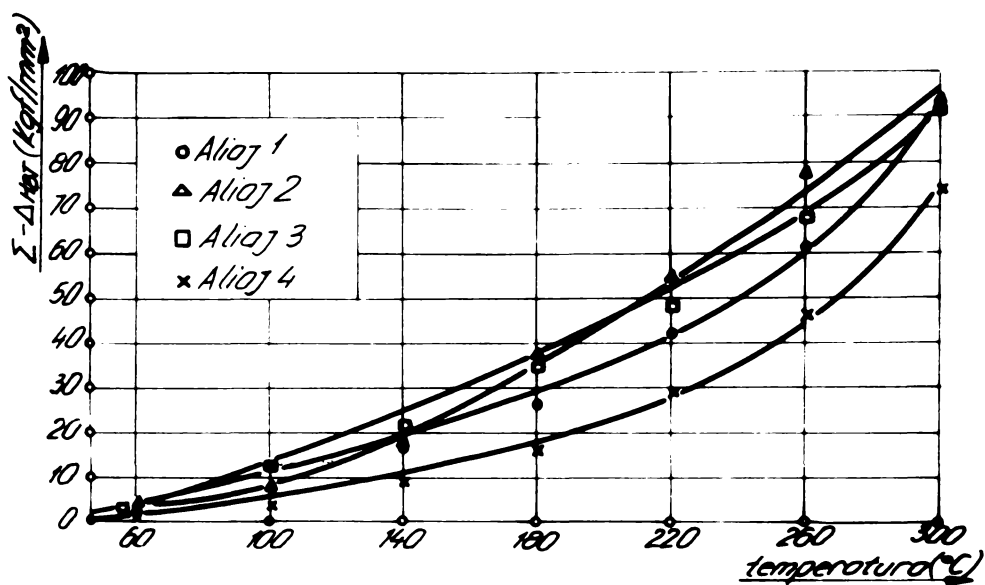


Fig. 6.12

Diagramele de variație ale pierderilor absolute ale durității în funcție de temperatură la încălzire continuă la cele 4 tipuri de aliaje tratate.

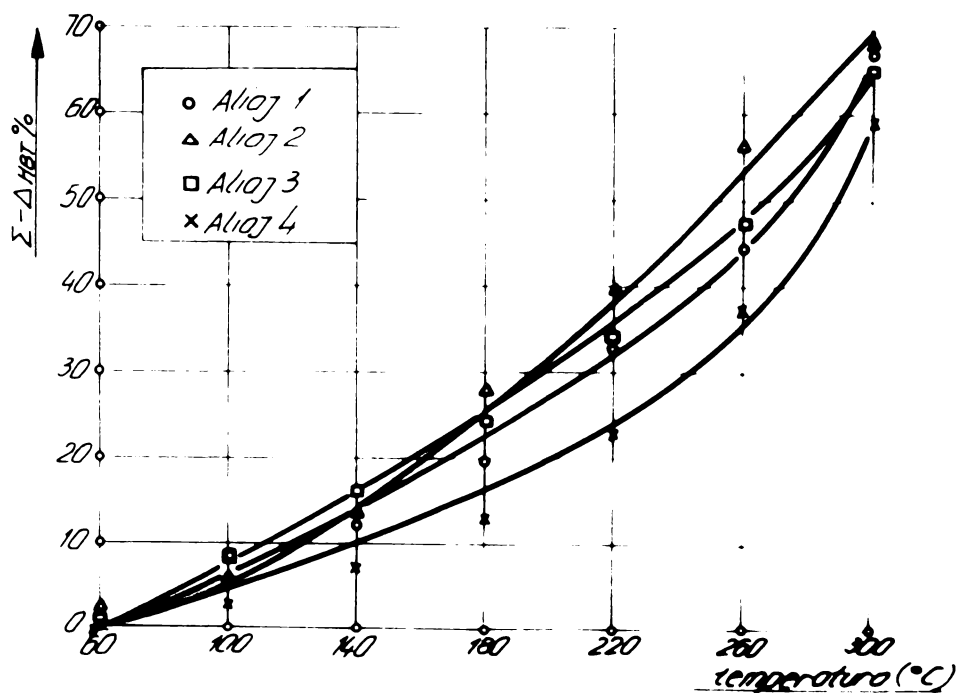


Fig. 6.13

Diagramele de variație ale pierderilor relative ale durității în funcție de temperatură la încălzire continuă la cele 4 tipuri de aliaje tratate.

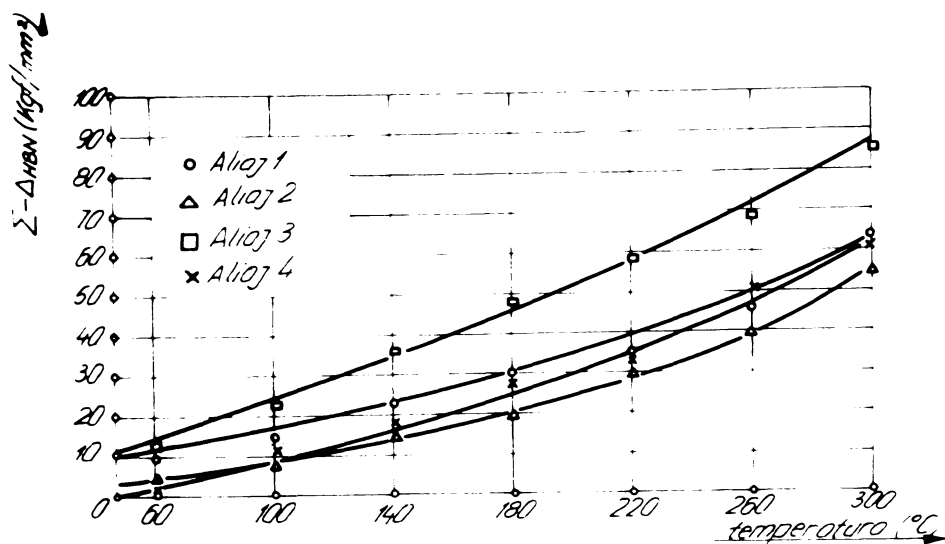


Fig. 6.14

Diagramele de variație ale pierderilor absolute ale durității în funcție de temperatură la încălzire continuă la cele 4 tipuri de aliaje nestratate.

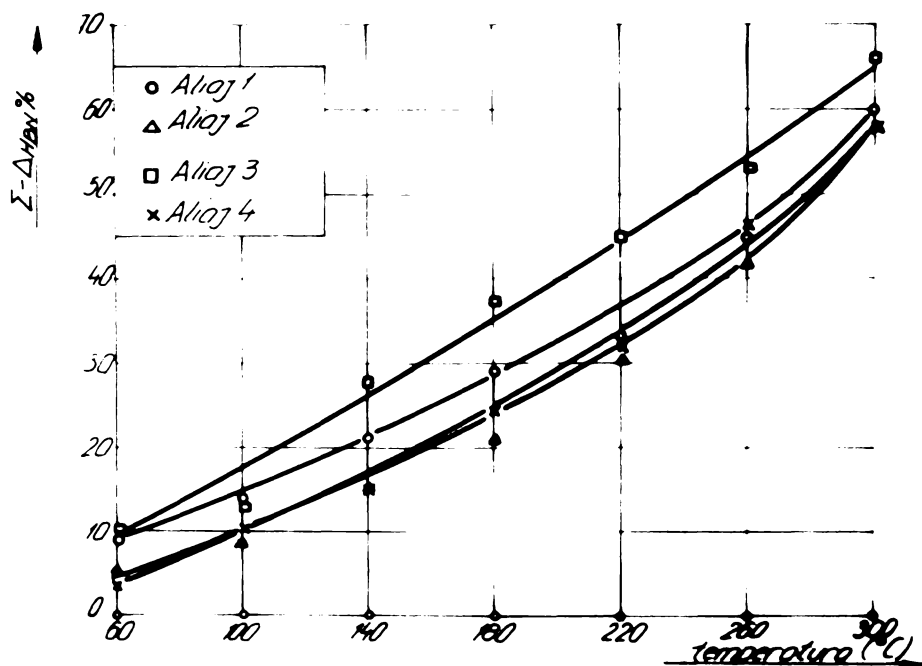


Fig. 6.15

Diagramele de variație ale pierderilor relative ale durității în funcție de temperatură la încălzire continuă la cele 4 tipuri de aliaje nestratate.

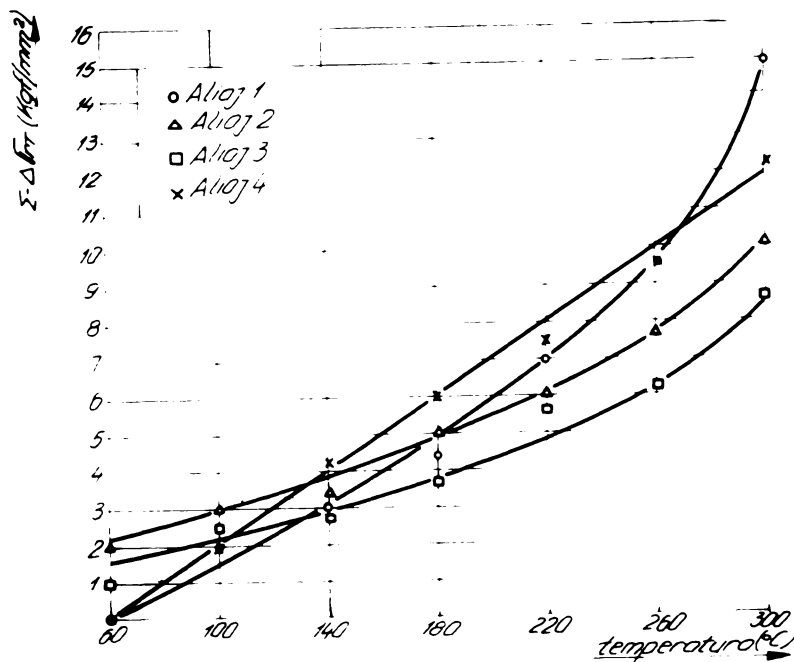


Fig. 6.16

Diagramele de variație ale pierderilor absolute ale rezistenței la rupere în funcție de temperatură la încălzire continuă la cele 4 tipuri de aliaje tratate.

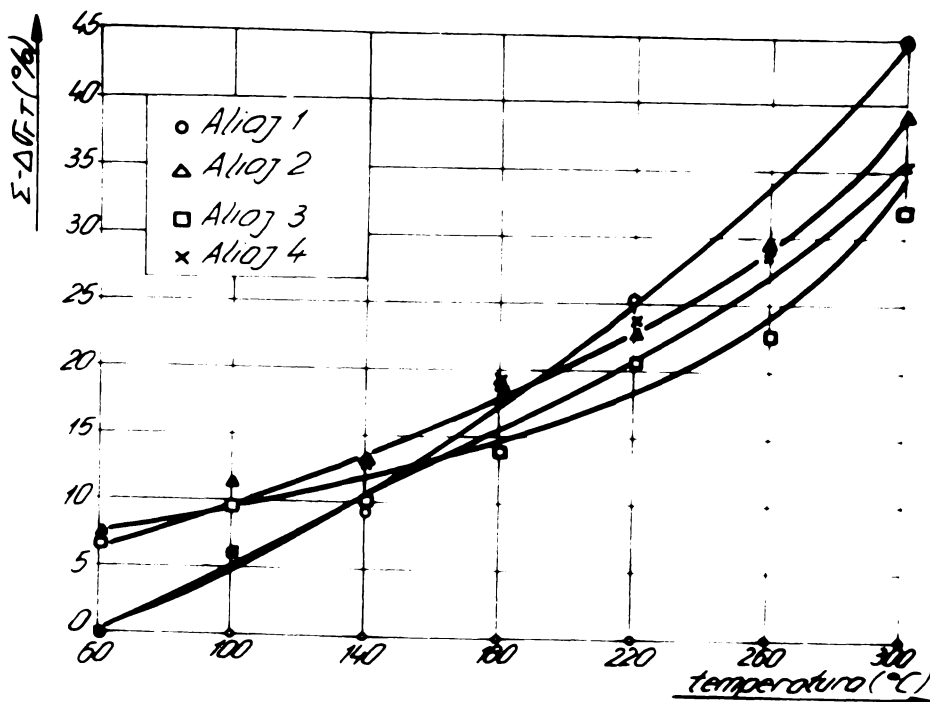


Fig. 6.17

Diagramele de variație ale pierderilor relative ale rezistenței la rupere în funcție de temperatură la încălzire continuă la cele 4 tipuri de aliaje tratate.

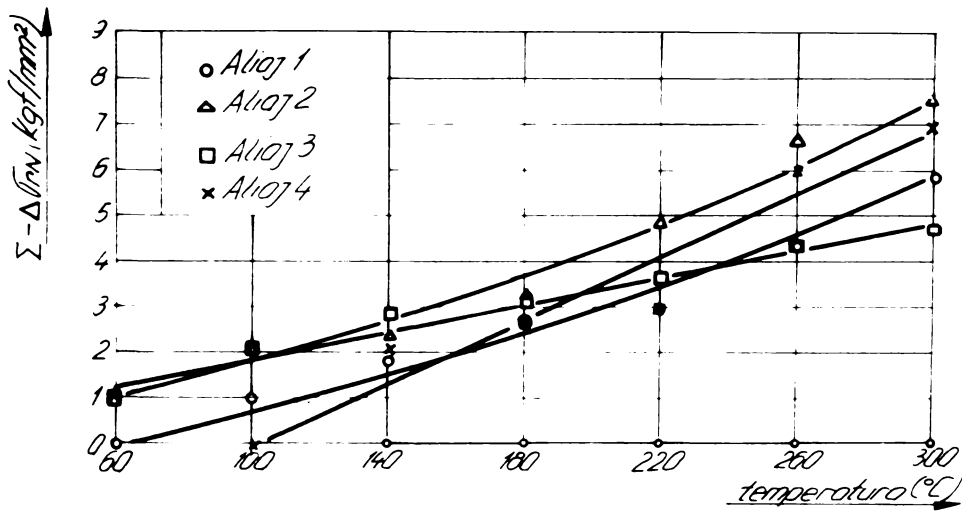


Fig. 6.18

Diagramele de variație ale pierderilor absolute ale rezistenței la rupere în funcție de temperatură la încălzire continuă la cele 4 tipuri de aliaje netratate.

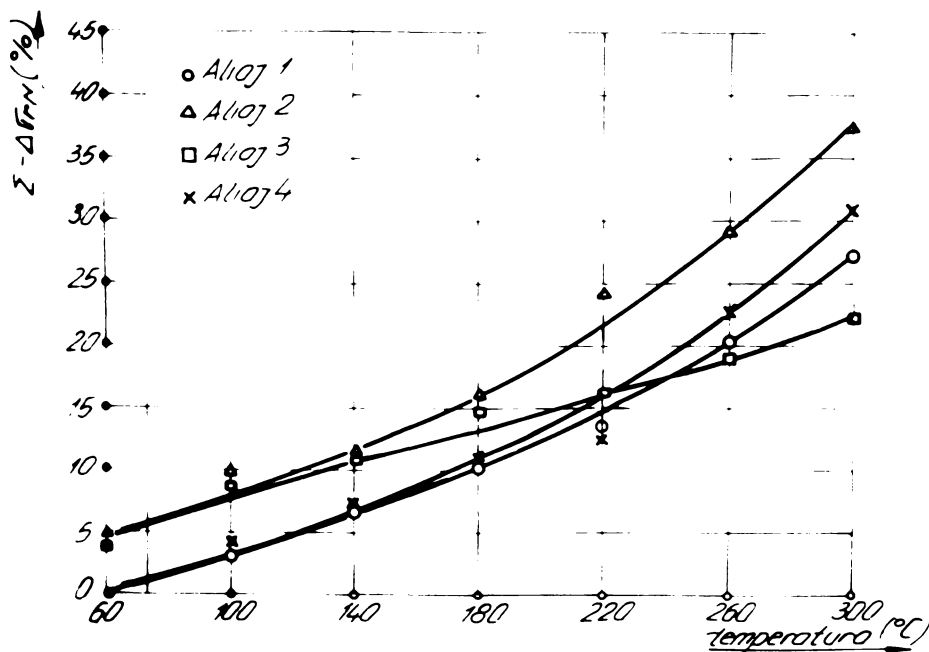
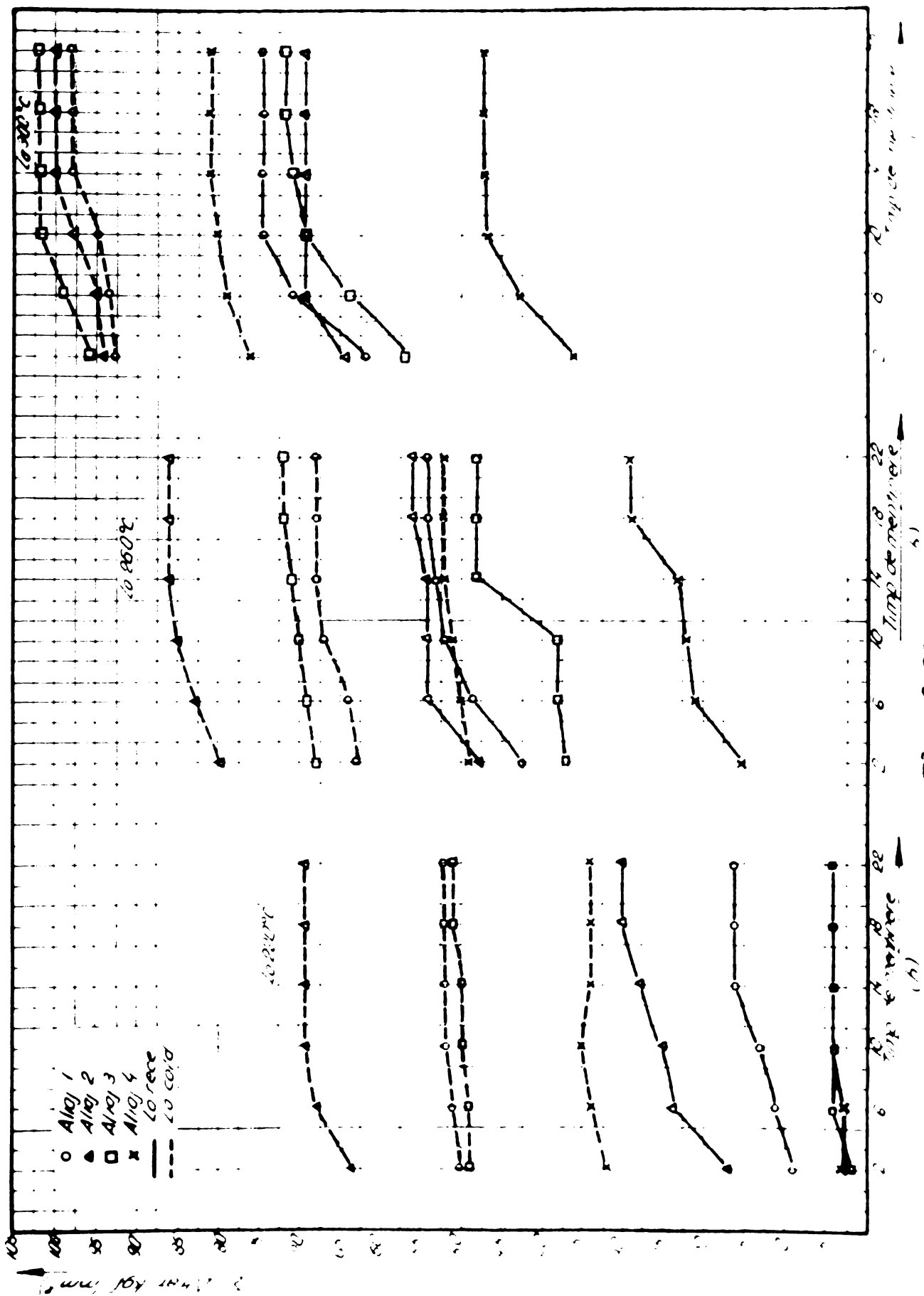


Fig. 6.19

Diagramele de variație ale pierderilor relative ale rezistenței la rupere în funcție de temperatură la încălzire continuă la cele 4 tipuri de aliaje netratate.

In diagramele din figurile 6.20...6.23 sînt redate variațiile pierderilor valorilor proprietăților absolute, în funcție de temperatura de încălzire și timpul de menținere la cele patru aliaje studiate.

In diagramele din figurile 6.24...6.27 sînt redate variațiile pierderilor valorilor relative ale proprietăților, în funcție de temperatura de încălzire și timpul de menținere la cele patru aliaje studiate.



**Fig. 6.20**  
 Curbele de variație ale pierderilor absolute ale durezzați măsurate la rece și  
 cald în funcție de temperatura de încălzire și timpul de menținere, la cele  
 4 tipuri de aliaje tratate.



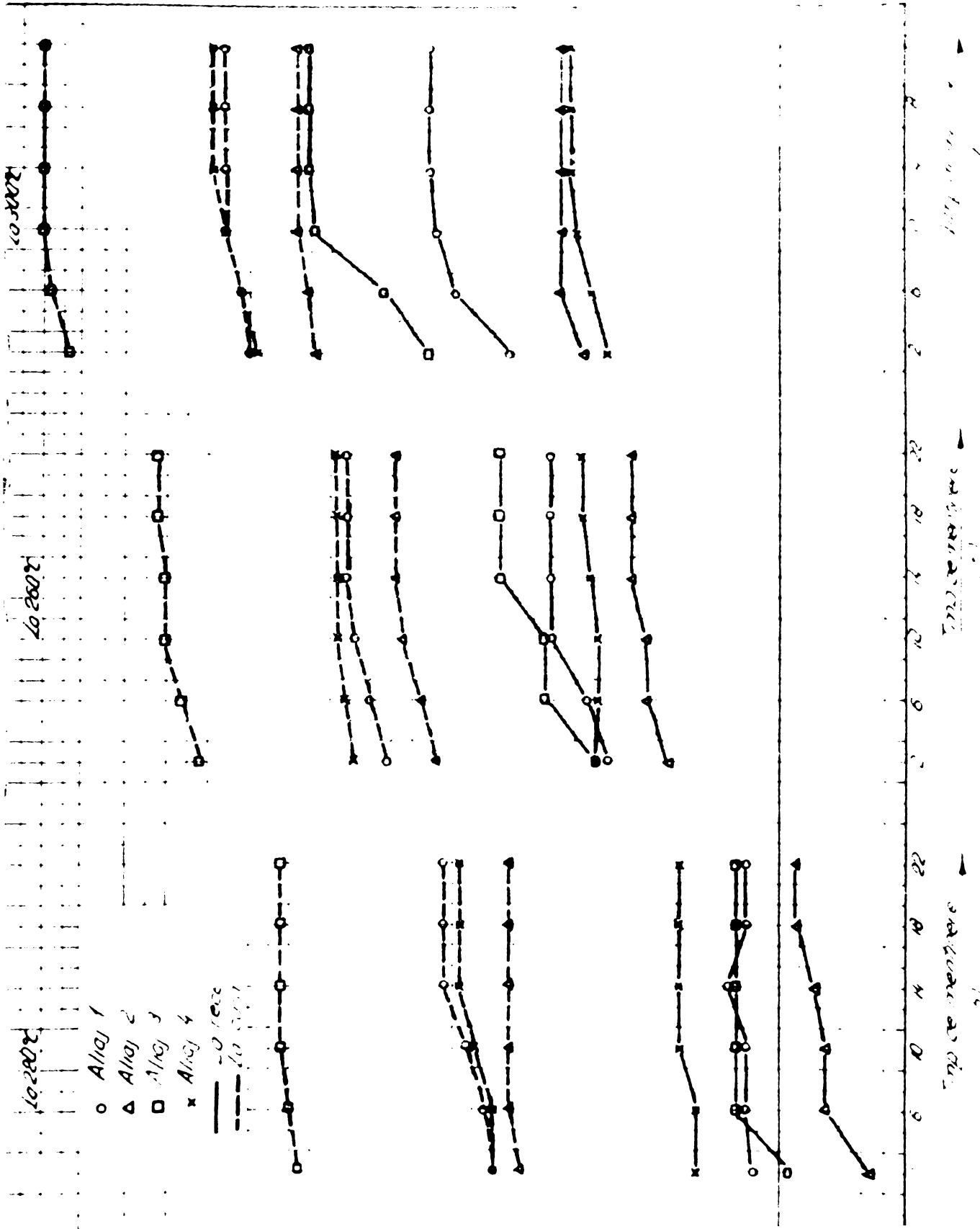
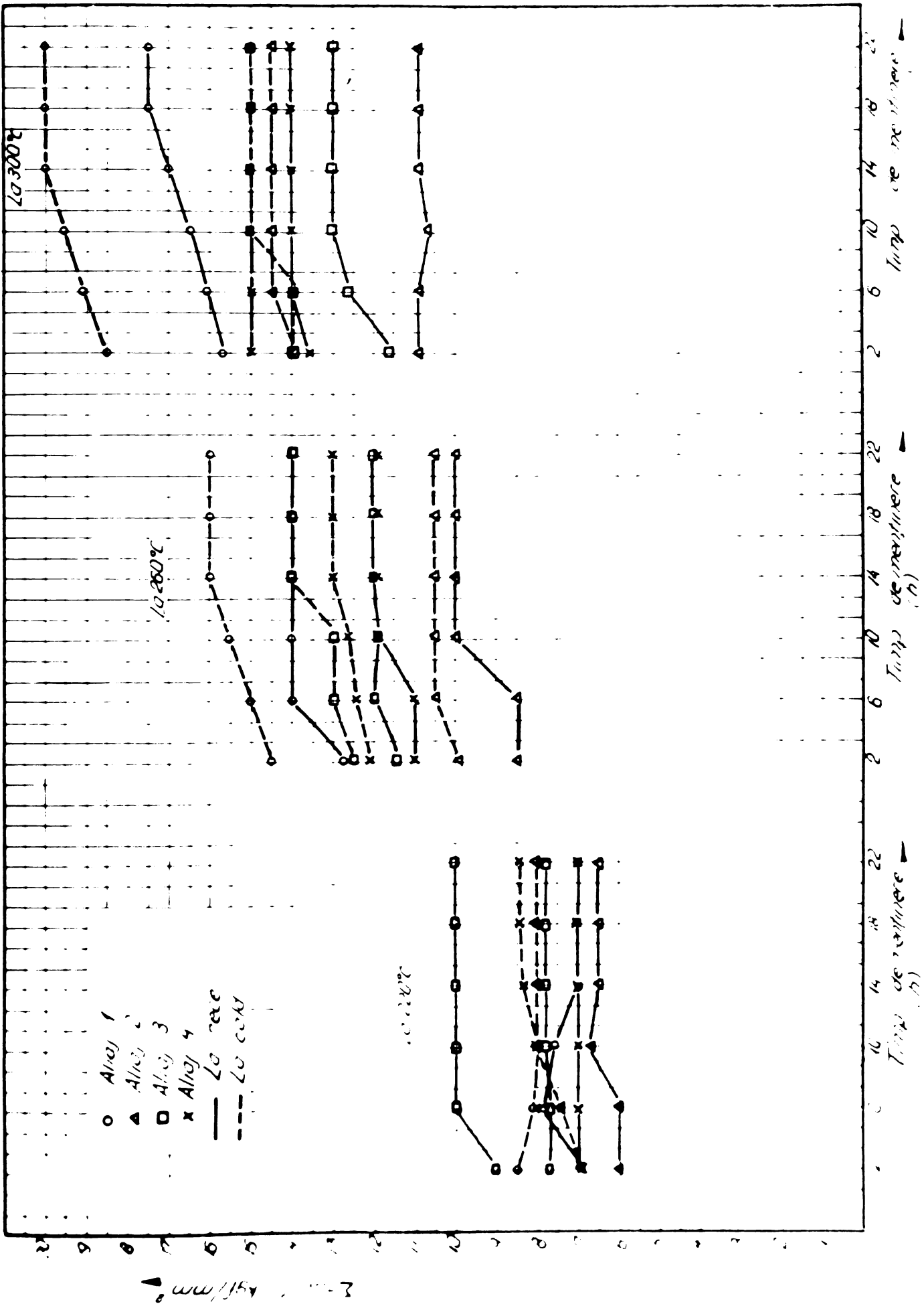


Fig. 6.21.  
Curbele de variație ale pierderilor absolute ale durității măsurate la rece și la cald în funcție de temperatura de încălzire și timpul de menținere, la cele 4 tipuri de aliaje netretate.



**Fig. 6.22.**  
 Curbele de variație ale pierderilor absolute ale rezistenței la rupere măsurate la rece și la cald în funcție de temperatura de încălzire și timpul de menținere la cele 4 tipuri de aliaje tratate.

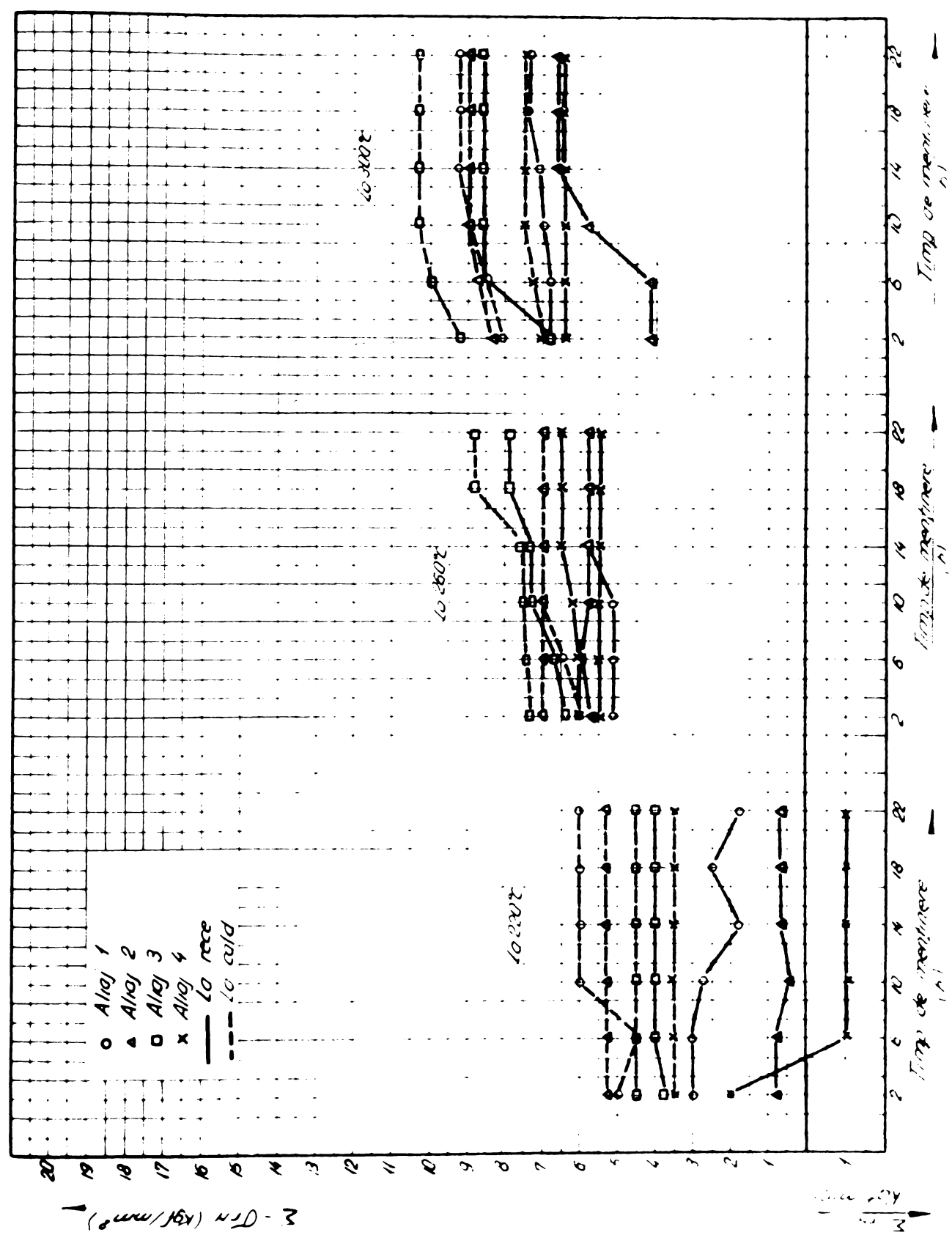
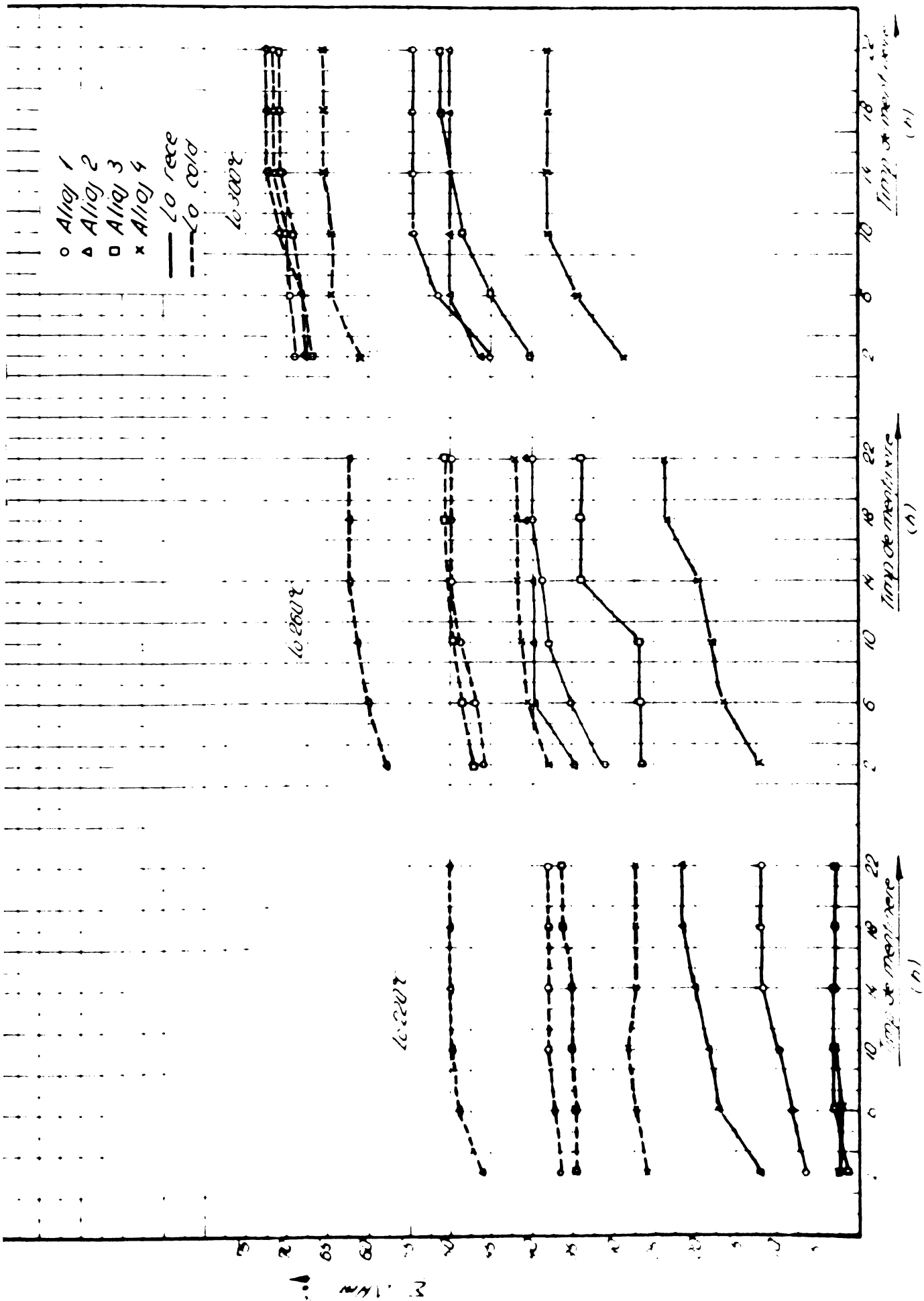
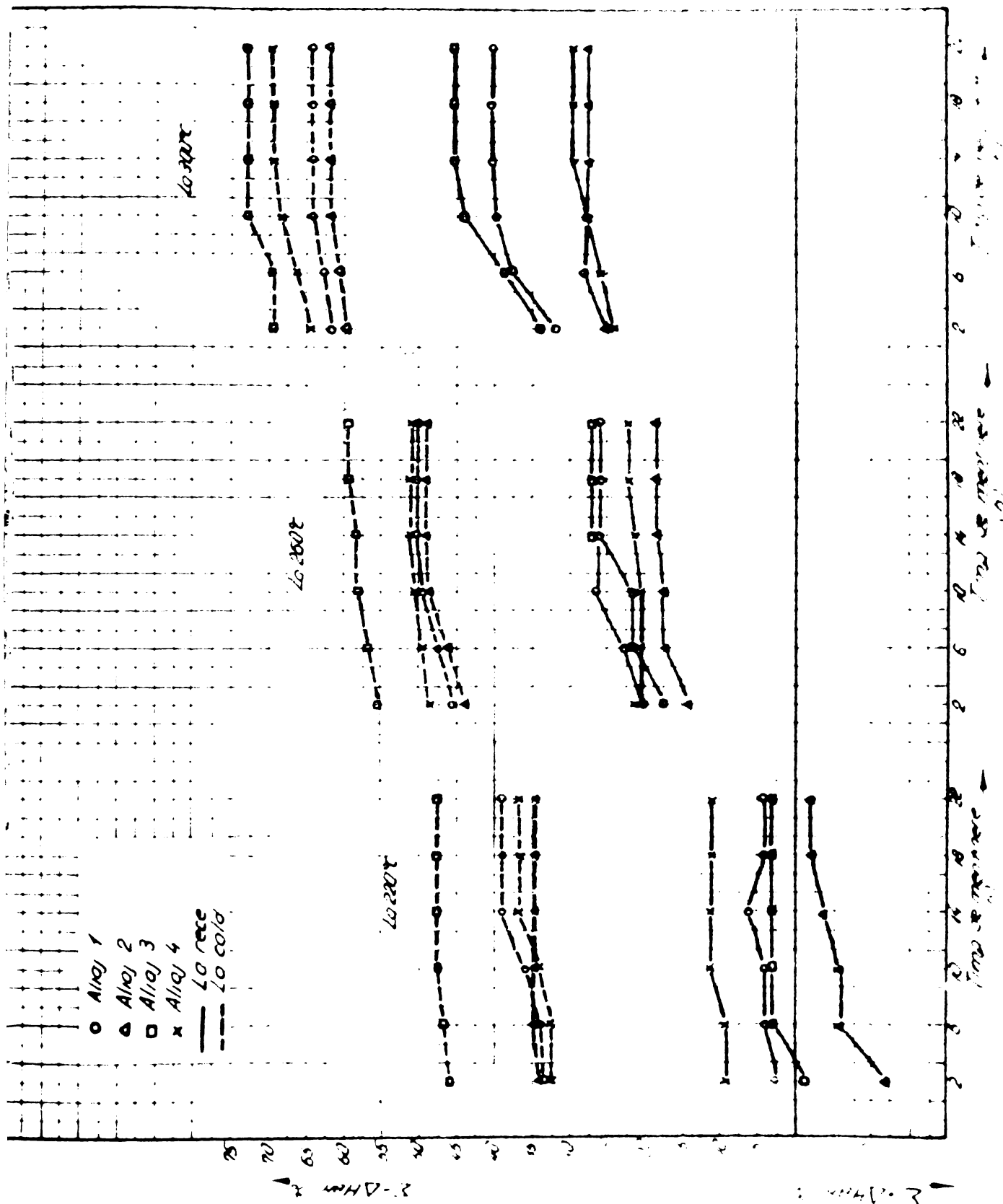


Fig. 6.23

Curbele de variație ale pierderilor absolute ale rezistenței la rupere măsurate la rece și la cald în funcție de temperatura de încălzire și timpul de mentinere la cele 4 tipuri de aliaje netratate.



**Fig. 6.24.**  
 Curbele de variatie ale pierderilor relative ale duritatii măsurate la rece și la cald în funcție de temperatura de încălzire și timpul de mentinere la cele 4 tipuri de aliaje tratate.



**Fig. 6.25.**  
 Curbele de variație ale pierderilor relative ale durității măsurate la rece și la cald în funcție de temperatura de încălzire și timpul de menținere, la cele 4 tipuri de aliaje netratate.

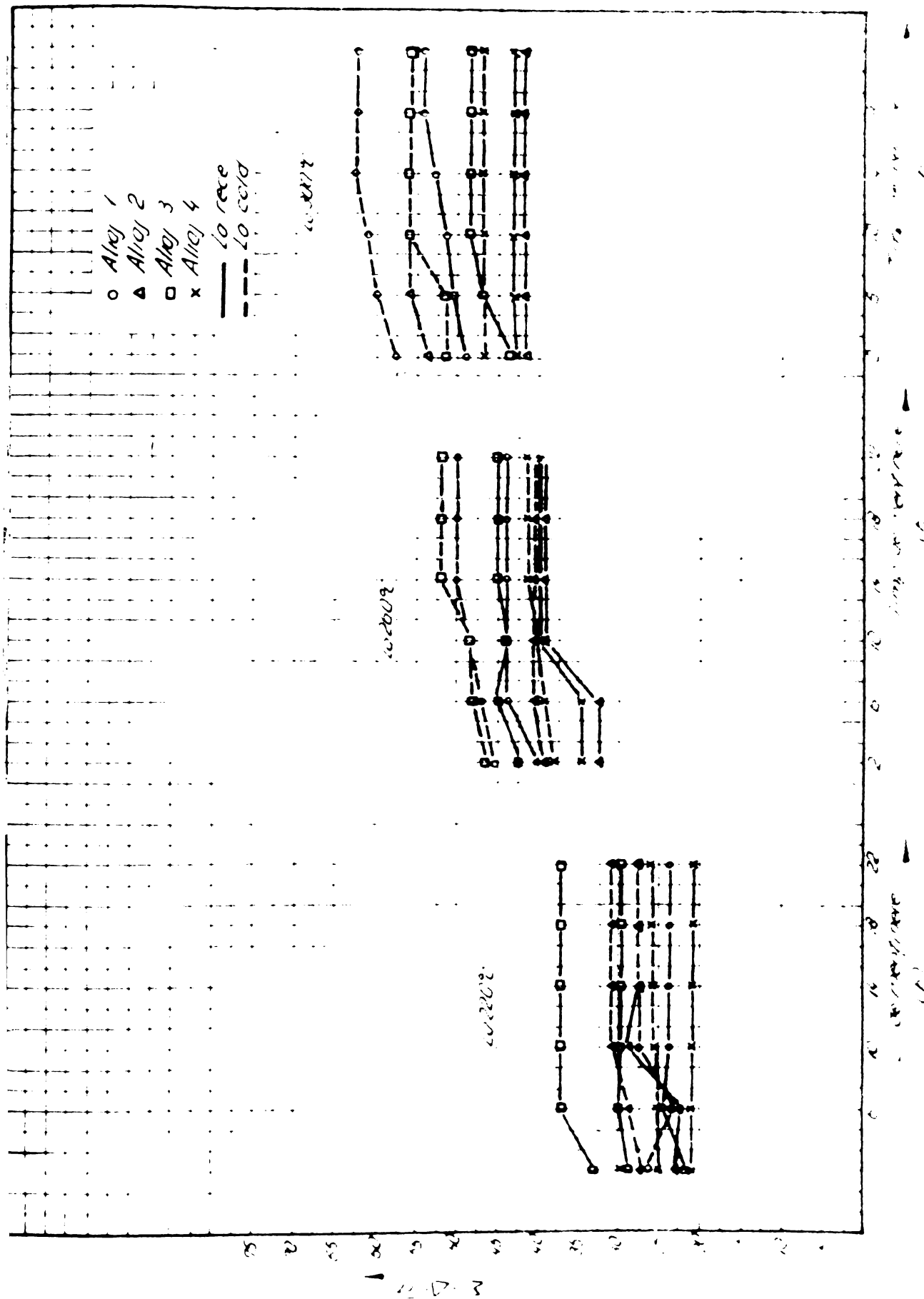


Fig. 6.26. Curbele de variație ale pierderilor relative ale rezistenței la rupere măsurate la rece și la cald în funcție de temperatura de încălzire și timpul de menținere la colc 4 tipuri de aliaje tratate.

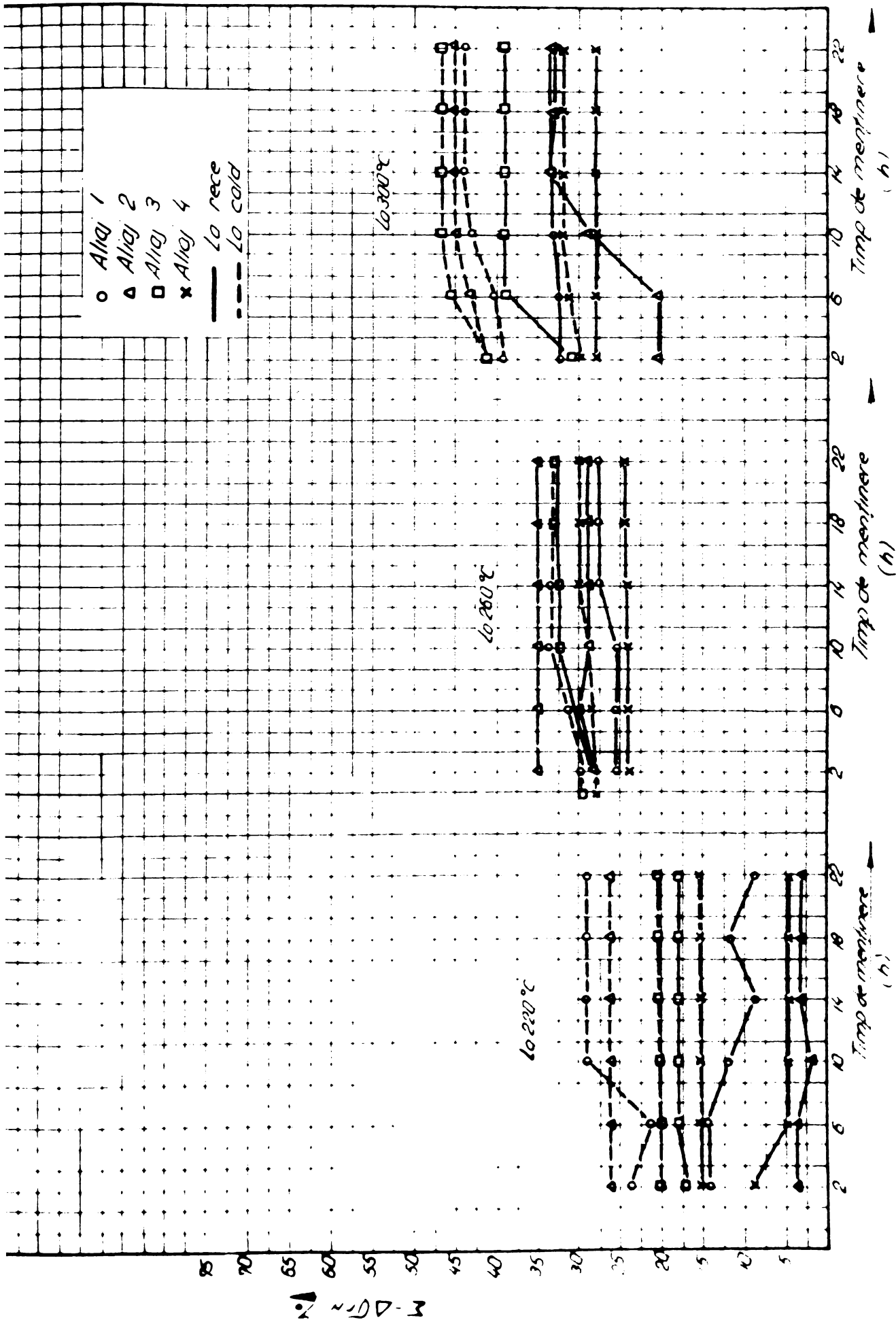


Fig. 6. 27. Curbele de variatie ale pierderilor relative ale rezistentei la rupere măsurate la rece și la cald în funcție de temperatura de încălzire și timpul de menținere la cele 4 tipuri de aliaje netratate.

**6.2.2.1. - Calculul erorilor de măsurare a rezistenței la rupere ( $\sigma_r$ ) și a durtății (HB)**

Pentru calculul erorilor de măsurare a rezistenței la rupere a epruvetelor încercate s-a considerat drept obiectiv de studiu unul dintre punctele determinate care la primele trei încercări efectuate în aceleași condiții a avut dispersia cea mai mare a valorilor forței de rupere.

Astfel la aliajul de tip 4 tratat termic la încercarea la rupere la 300°C la încălzire continuă s-au obținut pentru primele și următoarele trei rezultate valori ale forței de rupere  $\sigma_r$  următoarele rezultate :

$$\begin{aligned} \sigma_{r_1} &= 20 \text{ kgf/mm}^2 & ; & & \sigma_{r_2} &= 18 \text{ kgf/mm}^2 & ; & & \sigma_{r_3} &= 16,5 \text{ kgf/mm}^2 \\ \sigma_{r_4} &= 18,5 \text{ kgf/mm}^2 & ; & & \sigma_{r_5} &= 21 \text{ kgf/mm}^2 & ; & & \sigma_{r_6} &= 19,9 \text{ kgf/mm}^2 \end{aligned}$$

Această dispersie a apărut datorită erorilor întâmplătoare cauzate de condițiile pe care le oferă pe de o parte obiectul măsurării - forma, mărimea, aranjamentul, segregajia constituenților structurali ai aliajului, incluțiuni nemetalice, defecte de turnare neomogenitate de tratament termic. Pe de altă parte și condițiile de măsurare dau deopotrivă posibilitatea aparițiilor unor mărimi efective cu abateri care sînt cuprinse într-un domeniu de dispersie ale cărui limite depășesc condițiile impuse pentru gradul de precizie necesar la stabilirea valorii respective.

Astfel în cazul nostru, la primele trei încercări valorile măsurate pentru  $\sigma_r$  au variat între :

$$\sigma_{r \text{ max}} = 20 \text{ kgf/mm}^2 \quad \text{și} \quad \sigma_{r \text{ min}} = 16,5 \text{ kgf/mm}^2$$

Pentru punctul respectiv s-au determinat un număr total de măsurări  $N = 50$ . Valorile măsurate obținute în ordine cronologică sînt redată în tabelul 6.19.



TABELUL 6.19

Valorile rezistenței la rupere  $\sigma_r$  obținute  
in ordine cronologică.

$n_1$	$\sigma_r$ kgf/mm <sup>2</sup>	$n_1$	$\sigma_r$ kgf/mm <sup>2</sup>	$n_1$	$\sigma_r$ kgf/mm <sup>2</sup>	$n_1$	$\sigma_r$ kgf/mm <sup>2</sup>	$n_1$	$\sigma_r$ kgf/mm <sup>2</sup>
$n_1$	20,0	$n_{11}$	17,9	$n_{21}$	19,8	$n_{31}$	19,4	$n_{41}$	19,7
$n_2$	18,0	$n_{12}$	19,5	$n_{22}$	21,3	$n_{32}$	19,8	$n_{42}$	20,9
$n_3$	16,5	$n_{13}$	20	$n_{23}$	19,8	$n_{33}$	22,1	$n_{43}$	19,2 <sup>■</sup>
$n_4$	18,5	$n_{14}$	18,8	$n_{24}$	20,1	$n_{34}$	20,9	$n_{44}$	19,9
$n_5$	21,3	$n_{15}$	19,9	$n_{25}$	19,9	$n_{35}$	19 <sup>■</sup>	$n_{45}$	20,0
$n_6$	19,9	$n_{16}$	19,3	$n_{26}$	22,8	$n_{36}$	19,8	$n_{46}$	21,4
$n_7$	18,6	$n_{17}$	19,6	$n_{27}$	26,3	$n_{37}$	20	$n_{47}$	19,8
$n_8$	19,5	$n_{18}$	22,8	$n_{28}$	19,4	$n_{38}$	19,6	$n_{48}$	20,4
$n_9$	19,2	$n_{19}$	21,9	$n_{29}$	17,6	$n_{39}$	20,7	$n_{49}$	19,9
$n_{10}$	19,8	$n_{20}$	19,7	$n_{30}$	18,3	$n_{40}$	20,6	$n_{50}$	19,5

■ In timpul încercărilor la prima încercare pentru măsurările a 35-a și 43-a s-au obținut valori ale lui  $\sigma_r$  de 14 kgf/mm<sup>2</sup> respectiv 13,1 kgf/mm<sup>2</sup>. Aceste două valori fiind afectate de erori grosolane nu au putut fi luate in considerare. Pentru aceste puncte s-au repetat măsurările, obținându-se pentru  $n_{35}$   $\sigma_r = 19$  kgf/mm<sup>2</sup> și pentru  $n_{43}$   $\sigma_r = 19,2$  kgf/mm<sup>2</sup>.

Valorile măsurate obținute in ordine crescândă sint redată in tabelul 6.20.

TABELUL 6.20

Valorile rezistenței la rupere  $\sigma_r$  aranjate în ordine crescândă.

$n_1$	$\sigma_r$ kgf/mm <sup>2</sup>	$n_1$	$\sigma_r$ kgf/mm <sup>2</sup>	$n_1$	$\sigma_r$ kgf/mm <sup>2</sup>	$n_1$	$\sigma_r$ kgf/mm <sup>2</sup>	$n_1$	$\sigma_r$ kgf/mm <sup>2</sup>
$n_1$	16,5	$n_{11}$	19,2	$n_{21}$	19,7	$n_{31}$	19,9	$n_{41}$	20,7
$n_2$	17,6	$n_{12}$	19,3	$n_{22}$	19,7	$n_{32}$	19,9	$n_{42}$	20,8
$n_3$	17,9	$n_{13}$	19,4	$n_{23}$	19,8	$n_{33}$	19,9	$n_{43}$	20,9
$n_4$	18,0	$n_{14}$	19,4	$n_{24}$	19,8	$n_{34}$	20,0	$n_{44}$	20,9
$n_5$	18,3	$n_{15}$	19,5	$n_{25}$	19,8	$n_{35}$	20,0	$n_{45}$	21,3
$n_6$	18,5	$n_{16}$	19,5	$n_{26}$	19,8	$n_{36}$	20,0	$n_{46}$	21,3
$n_7$	18,6	$n_{17}$	19,5	$n_{27}$	19,8	$n_{37}$	20,1	$n_{47}$	21,4
$n_8$	18,8	$n_{18}$	19,5	$n_{28}$	19,8	$n_{38}$	20,3	$n_{48}$	21,9
$n_9$	19,0	$n_{19}$	19,6	$n_{29}$	19,9	$n_{39}$	20,4	$n_{49}$	22,1
$n_{10}$	19,2	$n_{20}$	19,6	$n_{30}$	19,9	$n_{40}$	20,6	$n_{50}$	22,8

Media aritmetică a celor 50 de valori măsurate este :

$$\bar{X} = \frac{n_1 + n_2 + n_3 + \dots + n_{50}}{50} = 19,8 \text{ kgf/mm}^2 \quad (6.5)$$

În tabelul 6.20 se împarte întregul domeniu de înprăștiere a rezultatelor în 7 intervale I...VII. Se calculează

ză media aritmetică a fiecărui interval. Din tabelul 6.20 se determină frecvența absolută a rezultatelor măsurărilor afectate de erori caracteristice fiecărui interval, se determină frecvența relativă a fiecărui interval. Se determină valorile erorilor întâmplătoare aparente :

$$\begin{aligned} \delta_1 &= n_1 - \bar{X} = 16,5 - 19,8 = - 3,3 \text{ kgf/mm}^2 \\ \delta_2 &= n_2 - \bar{X} = 17,6 - 19,8 = - 2,2 \text{ kgf/mm}^2 \\ \vdots & \\ \delta_{50} &= n_{50} - \bar{X} = 22,8 - 19,8 = + 3 \text{ kgf/mm}^2 \quad (6.6) \end{aligned}$$

Valorile erorilor întâmplătoare aparente sînt redate în tabelul 6.21.

TABELUL 6.21

Valorile erorilor întâmplătoare aparente ale rezistenței la rupere pentru cele 50 măsurări

$\delta_i$	kgf/mm <sup>2</sup>	$\delta_i$	kgf/mm <sup>2</sup>	$\delta_i$	kgf/mm <sup>2</sup>	$\delta_i$	kgf/mm <sup>2</sup>	$\delta_i$	kgf/mm <sup>2</sup>
1	-3,3	11	-0,6	21	-0,1	31	+0,1	41	+0,9
2	-2,2	12	-0,5	22	-0,1	32	+0,1	42	+1,0
3	-1,9	13	-0,4	23	0	33	+0,1	43	+1,1
4	-1,8	14	-0,4	24	0	34	+0,2	44	+1,1
5	-1,5	15	-0,3	25	0	35	+0,2	45	+1,5
6	-1,3	16	-0,3	26	0	36	+0,2	46	+1,5
7	-1,2	17	-0,3	27	0	37	+0,3	47	+1,6
8	-1	18	-0,3	28	0	38	+0,5	48	+2,1
9	-0,8	19	-0,2	29	+0,1	39	+0,6	49	+2,3
10	-0,6	20	-0,2	30	+0,1	40	+0,8	50	+3

Valoarea mediei aritmetice ( $\mu_{\delta}$ ) a erorilor întâmplătoare aparente  $\delta_1 \dots \delta_{50}$  se calculează cu valorile din tabelul 6.21.

$$\mu_{\delta} = \frac{\delta_1 + \delta_2 + \delta_3 + \dots + \delta_{50}}{50} = - 0,9 \text{ kgf/mm}^2 \quad (6.7)$$

Eroarea medie patrată :

$$\sigma = \sqrt{\frac{\delta_1^2 + \delta_2^2 + \delta_3^2 + \dots + \delta_{50}^2}{50}} = \sqrt{\frac{\sum_{i=1}^{50} \delta_i^2}{50}} \quad (6.8)$$

Din valorile medii ale limitelor intervalelor arbitrate alese se prezintă poligonul de distribuție a frecvențelor absolute (fig.6.28).

Din valorile limită ale intervalului se construiește histograma frecvențelor absolute (fig.6.29).

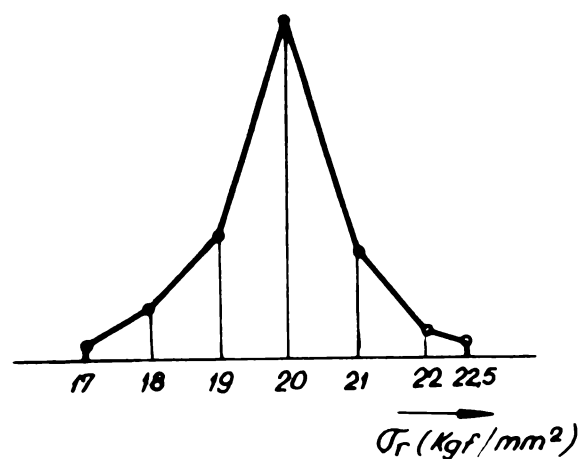


Fig. 6.28

Poligonul de distribuție ale frecvențelor absolute ale erorilor rezistenței la rupere pentru cazul considerat.

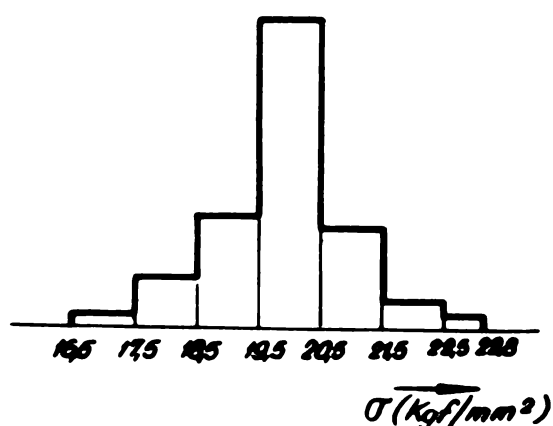


Fig. 6.29

Histograma frecvențelor absolute ale erorilor rezistenței la rupere pentru cazul considerat.

Pentru aprecierea caracterului de concludență se calculează coeficientul de variație  $C_v$ :

$$C_v = \frac{\sigma}{\bar{x}} \times 100 (\%) \quad (6.9)$$

pentru care în cazul valorilor :

a)  $C_v \leq 10\%$  se atribuie studiului întreprins, un subliniat caracter de concludență,

iar

b)  $C_v > 20\%$  se consideră că cercetările nu sînt concludente.

În cazul nostru :

$$C_v = \frac{1,08}{19,8} \times 100 = 5,46\% < 10\% \quad (6.10)$$

Similar s-a procedat și pentru calculul erorilor la măsurarea durității. S-a considerat punctul de duritate măsurat la cald ( $260^\circ\text{C}$ ), după 2 ore menținere pentru aliajul 1, pentru care au rezultat următoarele valori :

$$\bar{x} = 57 \text{ kgf/mm}^2 \quad (6.11)$$

$$\mu\delta = +1 \text{ kgf/mm}^2 \quad (6.12)$$

$$\sigma = 0,705 \text{ kgf/mm}^2 \quad (6.13)$$

$$C_v = \frac{0,705}{57} = 0,0123 \% < 10 \% \quad (6.14)$$

Poligonul de distribuție a frecvențelor absolute este redat în figura 6.30.

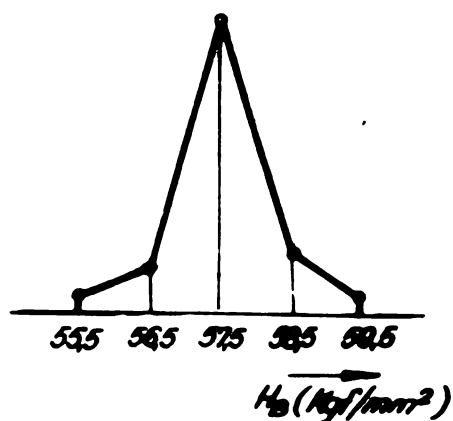


Fig. 6.30

Poligonul de distribuție a frecvențelor absolute ale erorilor durității pentru cazul considerat.

Histograma frecvențelor absolute este redată în figura 6.31.

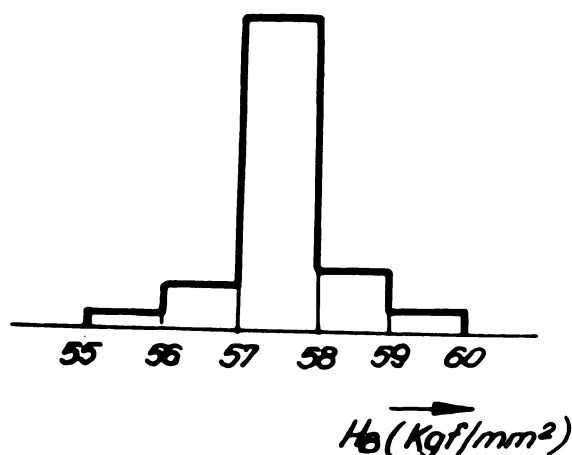


Fig. 6.31

Histograma frecvențelor absolute ale erorilor durității pentru cazul considerat.

#### 6.2.2.2. - Interpretarea rezultatelor obținute

Tinând seama de valorile obținute prin măsurările efectuate, apar constatări de natură cantitativă. Acestea analizate în baza rezultatelor obținute prin calculul proporției constituentilor și fazelor aliajelor în cauză, efectuate în prima parte a lucrării, comportă următoarele discuții :

Valorile mari ale proprietăților inițiale (mai ales duritatea) la toate aliajele tratate termic, se datoresc cantității relativ mari de fază dizolvabilă, care intervine în procesul de punere în soluție la tratarea termică a acestora. După cum reiese din tabelul 4.4. apar disponibile proporții ale fazelor dizolvabile, în soluția solidă la încălzirea pentru punere în soluție la temperatura de  $500^{\circ}\text{C}$  următoarele valori :

Aliaj de tip 1	2,85%	fază dizolvabilă din 100% aliaj
Aliaj de tip 2	1,73%	fază dizolvabilă din 100% aliaj
Aliaj de tip 3	2,30%	fază dizolvabilă din 100% aliaj
Aliaj de tip 4	3,82%	fază dizolvabilă din 100% aliaj

Diferența dintre proprietățile inițiale ale celor patru tipuri de aliaje tratate termic, pe lângă aspectul determinat de proporția fazelor, este datorat și naturii constituenților structurali nedizolvați, care depind de compoziția chimică a aliajului. Aceștia sînt conținuți independent de dinamica transformărilor structurale în timpul tratamentului termic.

Diferențele valorilor proprietăților celor patru aliaje netratate termic se datoresc naturii și proporției constituenților obținuți prin turnare și tendinței diferențiate a fiecărui aliaj spre o durificare diapersă naturală, realizată în intimitatea cantității de soluție solidă relativ saturată, obținută inerent chiar de la turnarea în cochilă.

#### 6.2.2.2.1. - La încălzire continuă

În timpul solicitării termice de încălzire continuă de la 20° la 300°C, fig.6.4...6.11, se observă o pierdere treptată a proprietăților măsurate la cald, mai accentuată la aliajele tratate termic și mai atenuată la cele netratate. În general la prima valoare a temperaturii de solicitare (60°C) nu se observă decît o scădere ușoară (la aliajele de tip 1, 2 și 3) sau chiar neglijabilă (pt.  $H_p$ ) și valori constante (pt.

r) la aliajul de tip 4. Remarca este valabilă atît pentru aliajele tratate cît și pentru cele netratate termic. Acest fapt se datorește împrejurării prin care, la această temperatură nu intervin modificări ale structurii, procesul de difuziune nefiind încurajat nici de mobilitatea atomilor ( la această temperatură fiind foarte redusă) și nici de cantitatea de fază disponibilă pentru separare care conform tabelului



4.4., chiar pentru temperatura de  $100^{\circ}\text{C}$  prezintă valori foarte mici ale acestor faze (0,10% pentru aliajul de tip 1; 0,48% pentru aliajul de tip 2; 0,26% pentru aliajul de tip 3 și 0,39% pentru aliajul de tip 4).

Aici corespund valori mari pentru coeficientul relativ de suprasaturare  $D_R$  (tabelul 4.7) :

$$D_R = 0,975 \text{ pentru aliajul de tip 1}$$

$$D_R = 0,720 \text{ pentru aliajul de tip 2}$$

$$D_R = 0,893 \text{ pentru aliajul de tip 3}$$

$$D_R = 0,906 \text{ pentru aliajul de tip 4}$$

Pe de altă parte se remarcă totuși tendința foarte ușoară de scădere a valorilor proprietăților, fapt datorat fenomenului fizic de încălzire, care începe să-și manifeste influența chiar și de la această temperatură.

La temperatura de  $100^{\circ}\text{C}$  se observă o scădere evidentă a proprietăților, care se datorește de asemenea, ținând seama de considerentele de mai sus, exclusiv fenomenului de solcitare termic.

La temperatura de  $140^{\circ}\text{C}$  se observă o scădere accentuată a proprietăților și anume pierderile absolute și cele relative sînt redată în tabelul 6.22.

Din valorile redată în tabela 6.22 se observă o accentuată pierdere a valorilor absolute a proprietăților. Astfel duritatea aliajelor tratate termic marchează o pierdere minimă de 4,16% pentru aliajul de tip 4 și 12,4%; 13,1% și 15,5% la aliajele de tip 1,2 respectiv 3. Aceasta se explică prin caracteristica de rezistență la cald puternic subliniată de aliajul de tip 4, în a cărei componentă se găsesc constituenți și faze care prezintă duritate proprie ridicată.

TABELUL 6.22

Valorile pierderilor absolute și relative la încălzirea continuă pînă la 140°C.

Tipul de aliaj	Stare	$\Sigma - \Delta HB$ kgf/mm <sup>2</sup>	$\Sigma - \Delta HB$ %	$\Sigma - \Delta \sigma_r$ kgf/mm <sup>2</sup>	$\Sigma - \Delta \sigma_r$ %
La aliajul de tip 1	T	17	12,4	3	9,40
	N	23	21,8	1,8	8,56
La aliajul de tip 2	T	18	13,1	3,4	13,00
	N	15	15,8	2,4	11,9
La aliajul de tip 3	T	22	15,5	2,8	10,03
	N	36	28,1	2,8	12,71
La aliajul de tip 4	T	5	4,16	4,0	13,10
	N	6	6,25	2,1	9,10

Duritatea aliajelor netratate suferă o scădere evidentă pentru aliajele de tip 1, 2 și 3 și relativ redusă pentru aliajele de tip 4. La aceste aliaje prin încălzire la 140°C se remarcă un început suficient de sesizabil de dizolvare a fazelor în exces care după turnare au continuat să facă notă aparte față de o anumită cantitate din aceste faze care au rămas dizolvate în soluția solidă. Cu alte cuvinte conform variației limitei de solubilitate în funcție de temperatură, începe punerea în soluție, care la aliajele tratate termic s-a comis în condițiile tratamentului. Acest fenomen, acompaniat de cel fizic de slăbire a coeziunii prin încălzire, determină scăderea durității la aliajele netratate.

Rezistența la rupere la aliajele tratate termic marchează o scădere mai accentuată decât la aliajele netratate. Fenomenul se explică prin tenacitatea ușor crescută a structurilor sollicitate la cald, în condițiile dizolvării unei cantități de fază secundară conformă concentrației mai apropiate de starea de echilibru, situație caracteristică la aliajele netratate în curs de încălzire. Aceasta datorită varia-

ției limitei de solubilitate (in sensul creșterii ei) a soluției solide în funcție de temperatură.

La temperatura de 180°C, valoarea care în procesul de încălzire continuă începe să facă parte din domeniul care marchează limita maximă a temperaturii de încălzire pentru asigurarea reținerii în soluția suprasaturată a elementelor secundare dizolvate, vom avea următoarea situație :

Pentru aliajele tratate termic vom reține aceleași explicații ca și pentru temperaturile discutate anterior, valorile scăzute ale proprietăților datorându-se creșterii mobilității atomilor și deodată cu aceasta slăbirii "coeziunii" lor în rețeaua cristalină. Apar și fenomene de creștere suficient de evidente a plasticității aliajului.

În tabelul 6.23 sînt redată pierderile absolute și relative ale valorilor de duritate și rezistență la rupere pentru încălzirea continuă, încercările efectuindu-se la temperatura de 180°C.

TABELUL 6.23

Valorile pierderilor absolute și relative la încălzirea continuă pînă la 180°C

Tipul de aliaj	Stare	$\Sigma - \Delta HB$ Kgf/mm <sup>2</sup>	$\Sigma - \Delta HB$ %	$\Sigma - \Delta \sigma_r$ Kgf/mm <sup>2</sup>	$\Sigma - \Delta \sigma_r$ %
Aliaj tip 1	T	27	19,70	4,4	13,70
	N	30	28,50	2,6	12,39
Aliaj tip 2	T	38	27,60	5,0	19,20
	N	20	21,00	3,3	16,50
Aliaj tip 3	T	35	24,60	3,6	13,40
	N	48	37,50	3,2	14,50
Aliaj tip 4	T	16	12,90	6,0	18,70
	N	27	24,50	2,6	11,30

În general aceleași explicații ca și în cazul temperaturii de 140°C anterior discutate. Se remarcă pentru această temperatură care caracterizează în timpul funcționării pistoului, o bună parte din masa sa care cuprinde chiar și zona

besajelor [10], o comportare net superioară a aliajelor tratate termic privitor la valorile absolute ale proprietăților la cald. Remarca este valabilă îndeosebi pentru aliajele de tip 1 și de tip 4.

La încălzirea continuă odată cu atingerea temperaturii de  $220^{\circ}\text{C}$ , se depășește domeniul pînă la care se asigură la aliajele tratate termic reținerea în soluție a cantității de fază dizolvată. La aceasta intervine o separare treptată însoțită de o concomitentă dizolvare în soluția mamă, însă în condițiile unui echilibru suficient de accentuat datorat creșterii limitei de solubilitate a soluției solide. Pentru aceasta faza dizolvantă mamă poartă amprenta stării din afară de echilibru, tinzînd către o schilibrare rezolvabilă în funcție de timpul de menținere și bineînțeles de creșterea temperaturii de încălzire.

Pentru aliajele netratate se continuă același aspect calitativ al transformării discutate pentru aceste aliaje la temperaturile mai joase. Astfel se continuă dizolvarea în soluție a fazelor secundare într-o anumită cantitate la răcire de la turnare. În măsura în care admitem că o parte din acestea au fost conținute în soluția solidă la răcirea ei relativ rapidă în cochilă, acestea vor efectua aceeași transformare tranzitorie de separare din rețelele suprasaturate și o reordonare tinzînd către echilibru a soluției solide mamă, similar fenomenului explicat anterior pentru aliajele tratate termic.

La această temperatură valorile proprietăților redobîndite la rece pentru aliajele tratate termic, încep să scadă față de valorile inițiale ale acestora (tabelele 6.11 a ... 6.15 a).

La aliajele netratate se remarcă o ușoară creștere firească a proprietăților în comparație cu valorile inițiale.

Explicația este datorată, la aliajele tratate termic, efectului de separare a fazelor dizolvate în soluția solidă care la rece nu mai posedă caracterul atît de subliniat de suprasaturație.

La aliajele netratate, încălzirea pînă la 220°C favorisează dizolvarea unei anumite cantități de fază secundară care după răcire reușește o ușoară îmbogățire a proporției de fază conținută în soluția mămă și care determină o vagă intenție de tratament termic de durificare dispersă naturală.

Este remarcată și aici incontestabila superioritate a valorilor proprietăților aliajelor tratate termic față de cele netratate.

În tabelul 6.24 sînt redată valorile proprietăților inițiale, pierderile absolute și relative ale valorilor de duritate și de rezistență la rupere, pentru încălzirea continuă, încercările efectuindu-se la temperatura de 220°C.

TABELUL 6.24

Valorile proprietăților inițiale și ale pierderilor relative și absolute la încălzirea continuă pînă la 220°C

Tipul de aliaj	Stare	Propri. inițiale la 20°C		Pierderi la 220° (la încălzire continuă)			
		HB Kgf/mm <sup>2</sup>	$\sigma_r$ Kgf/mm <sup>2</sup>	$\Sigma - \Delta HB$ Kgf/mm <sup>2</sup>	$\Sigma - \Delta HB$ %	$\Sigma - \Delta \sigma_r$ Kgf/mm <sup>2</sup>	$\Sigma - \Delta \sigma_r$ %
1.	N	137	32	42	30,30	7,0	13,70
		105	21	35	28,50	2,8	12,39
2.	N	138	26	55	39,80	6,0	23,10
		95	20	30	31,60	4,9	24,50
3.	N	142	27	48	33,70	5,6	20,60
		128	22	58	45,10	3,6	16,30
4.	N	124	32	29	23,30	7,5	23,40
		107	23	34	31,80	3,0	13,00

Din datele conținute de tabelul 6.24 se observă pentru condițiile de încercare la 220° în timpul încălzirii continue, pierderi absolute și relative ale proprietăților față de cele inițiale, substanțial reprezentate în general.

În primul rînd din tabelele 6.3...6.10 și diagramele din fig.6.4...6.11, valorile absolute ale proprietăților măsurate la 220°C la încălzirea continuă, arată o superioritate netă pentru aliajele tratate termic la toate tipurile studiate, atât pentru duritate cît și pentru rezistență la rupere. Acest fapt subliniază deosebit de marcat, necesitatea tratamentului termic, în măsura în care datorită condițiilor concrete de funcționare, pistonul obține valori maxime (de 220°C) ale temperaturii de funcționare, din regiunea bosajelor [1]; [2]; [3]; [10]; [20]; [22]; [35].

Făcînd o comparație la aliajele tratate termic, între valorile absolute ale proprietăților la 220°C (tabellele 6.3...6.10 și fig.6.4...6.11), se remarcă o superioritate pentru aliajele de tipul 1 și 4.

Acest fapt se explică din dinamica potențialului de solubilitate, cantitativ reprezentată a soluției solide, redată prin coeficientul absolut de suprasaturare  $D_A$  redat în tabelul 4.7. Astfel calculele analitice ale proporției constituenților și fazelor la temperatura de 200°C conduc la valori ale coeficientului  $D_A$  de :

- 2,61 % din aliaj pentru aliajul de tip 1
- 1,14 % din aliaj pentru aliajul de tip 2
- 1,97 % din aliaj pentru aliajul de tip 3
- 3,21 % din aliaj pentru aliajul de tip 3

Datele de mai sus sînt concludente în ceea ce privește potențialul de reținere de către soluția solidă în stare dizolvată a unei cantități mai mari de fază la aliajele 1 și 4 chiar la temperatura de 200°C. În plus la aceste aliaje și mai ales la aliajul de tip 4 se face simțită și prezența unor compuși chimici sau intermetalici rezistenți la cald. [124]; [125]; [154]; [163].

Valorile pierderilor absolute și a celor relative la aliajele tratate sînt caracterizate de aceeași situație

avantajoasă prezentată de aliajele de tip 1 și 4. Aceasta mai ales la valorile de duritate.

Aliajele netratate prezintă valori absolute cu mult inferioare celor tratate, în pofida pierderilor absolute și a celor relative, firesc mai mici decât la aliajele tratate.

La valoarea următoare, cea de  $260^{\circ}$ , la care de asemenea s-au făcut determinări în cadrul procesului de încălzire continuă, se observă o scădere cu un caracter și mai pronunțat al proprietăților. La această temperatură aliajele de aluminiu de orice natură ar fi, suferă influența puternic manifestată a doi factori care contribuie în mod cumulat la diminuarea proprietăților. Astfel pe de o parte fenomenul fizic de încălzire atribuie aliajului semne incipiente ale proprietăților de plasticitate. Aceasta este cumulată cu pierderea din soluția solidă a unor cantități mari de fază, prin separare și redizolvare (în măsura în care timpul de menținere permite aceasta) sub forma reorganizată a structurii tinzând către echilibru (acest fapt este valabil îndeosebi pentru aliajele tratate termic).

Și la această temperatură aliajele tratate termic posedă valori superioare ale proprietăților.

În tabelul 6.25 sînt redată valorile proprietăților inițiale, pierderile absolute și cele relative ale valorilor de duritate și de rezistență la rupere, pentru încălzirea continuă, încercările efectuîndu-se la temperatura de  $260^{\circ}\text{C}$  :

Se observă valori mari ale pierderilor absolute la aliajele tratate termic față de cele netratate. Cu toate aceste pierderi absolute mari, aliajele tratate termic își manifestă superioritatea și la această temperatură, în comparație cu cele netratate. Pierderile relative ale proprietăților aliajelor netratate tind să devie din ce în ce mai mari. Aceasta deoarece la încălziri de la această temperatură în sus apare fenomenul de tendință de egalare a pierderilor absolute la aliajele tratate față de cele netratate. În această situație este explicabilă atingerea unor valori din ce în ce mai mari ale pierderilor relative ale aliajelor netratate.

TABELUL 6.25

Valorile proprietăților inițiale și ale pierderilor relative și absolute la încălzirea continuă până la 260°C.

Tipul de aliaj	Stare	Propri. inițiale la 20°C		Pierderi la 220°C (la încălzire continuă)			
		HB Kgf/mm <sup>2</sup>	$\sigma_r$ Kgf/mm <sup>2</sup>	$\Sigma-\Delta HB$ Kgf/mm <sup>2</sup>	$\Sigma-\Delta HB$ %	$\Sigma-\Delta \sigma_r$ Kgf/mm <sup>2</sup>	$\Sigma-\Delta \sigma_r$ %
1	T	137	32	61	44,50	9,5	29,6
	N	105	21	46	44,90	4,3	20,4
2	T	138	26	78	56,50	7,6	29,2
	N	95	20	40	42,10	6,6	33,0
3	T	142	27	67	47,25	6,2	22,90
	N	128	22	68	53,00	4,3	19,50
4	T	124	32	46	37,00	9,5	29,50
	N	107	23	50	46,50	6,0	26,00

La încălzirea continuă, la temperatura de 300°C, valoarea limită superioară a intervalului temperaturilor de solicitare termică considerate în această lucrare, fenomenele care se petrec în microstructura aliajelor sînt de aceeași natură calitativă cu cele explicate în cadrul valorii temperaturii anterioare. Față de aceasta însă la 300°C, acestea iau o amploare de natură cantitativă deosebită. Aceasta din cauza valorii vertiginos crescute a limitei de solubilitate a soluției solide polinare, care în urma fenomenului de separare și aproape simultan de redizolvare, se găsește din ce în ce mai mult în stare de echilibru. Acest echilibru îl dobîndește în funcție de temperatură și de timpul de menținere. La temperatura de 300°C chiar la valori relativ reduse ale timpilor de menținere tendința spre o stare de echilibru este evidentă. Pe lângă transformările de ordin structural intervin și cele care acționează asupra plasticității aliajului.

Aceste transformări structurale valabile pentru aliajele tratate termic, fac din acestea, obiective de influ-



ență maximă a temperaturii de încălzire și a timpului de menținere. De aceea se marchează o tendință de nivelare a proprietăților la cald a aliajelor tratate față de cele netratate. La acestea din urmă în timpul încălzirii până la 300°C se desăvârșește treptat dizolvarea unei cantități de fază secundară conformă valorii limitei de solubilitate crescînde a soluției solide.

Cu toate acestea se remarcă din tabelele 6.3... 6.10 și fig.6.4...6.11, valori absolute totuși mai mari ale aliajelor tratate termic față de cele netratate. Aceasta din cauza că la 300°C nu se depășește temperatura critică a domeniului care marchează variația limitei de solubilitate a fazelor secundare în soluția solidă.

Datorită acestui fapt aliajele tratate termic păstrează o anumită cantitate de fază dizolvată remanentă procesului de durificare dispers.

În tabelul 6.26 sînt redată valorile proprietăților inițiale ale proprietăților măsurate la 20°C și ale pierderilor absolute și relative corespunzătoare acestora, pentru  $H_B$  și  $\sigma_r$ , la încălzirea continuă, încercările făcîndu-se la temperatura de 300°C.

TABELUL 6.26

Valorile proprietăților inițiale și ale pierderilor relative și absolute la încălzirea continuă pînă la 300°C.

Tipul de aliaj	Stare	Propr. inițiale la 20°C		Propr. efective (la 300°C)		Pierderi la 300°C (la încălzire continuă)			
		$H_B$ Kgf/mm <sup>2</sup>	$\sigma_r$ Kgf/mm <sup>2</sup>	$H_B$ Kgf/mm <sup>2</sup>	$\sigma_r$ Kgf/mm <sup>2</sup>	$\Sigma-\Delta H_B$ Kgf/mm <sup>2</sup>	$\Sigma-\Delta H_B$ %	$\Sigma-\Delta \sigma_r$ Kgf/mm <sup>2</sup>	$\Sigma-\Delta \sigma_r$ %
I	2	3	4	5	6	7	8	9	10
1	T	137	32	45	17,0	92	67,0	15,0	46,9
	N	105	21	42	15,2	63	60,0	5,8	27,6
2	T	138	26	45	15,9	93	67,5	10,1	39,0
	N	95	20	40	12,5	55	58,0	7,5	37,5

1	2	3	4	5	6	7	8	9	10
3	T	142	27	49	18,4	93	62,2	8,6	31,9
	N	128	22	43	17,4	85	66,5	4,6	20,9
4	T	124	32	50	19,8	74	59,5	12,2	38,0
	N	107	23	45	16,0	62	58,0	7,0	30,4

Din datele cuprinse în tabelul de mai sus, reies valori ale pierderilor absolute ale proprietăților de duritate pînă la  $93 \text{ kgf/mm}^2$  și de rezistență la rupere pînă la  $15 \text{ kgf/mm}^2$ . Valorile pierderilor relative sînt de asemenea substanțial reprezentate prin cifrele de 67,5% pentru duritate și 46,9% pentru rezistență la rupere.

Se observă clar superioritatea valorilor aliajelor tratate față de cele netratate termic.

Dintre aliajele tratate termic care posedă valori superioare ale proprietăților, remarcăm atît duritatea cît și rezistența la rupere a aliajului de tip 4. Aliajele de tip 1 și 3 au ajuns să-și egaleze aproximativ valorile proprietăților, iar aliajul de tip 2 prezintă cele mai scăzute valori. Aceasta se explică prin valorile coeficientului absolut ( $D_A$ ) de suprasaturare a soluției solide care conform tabelului 4.7 are la temperatura de  $300^\circ\text{C}$  următoarele valori pentru aliajele studiate :

$$D_A = 1,76 \% \text{ din întregul aliaj pentru aliajul tip 1}$$

$$D_A = 0,85 \% \text{ din întregul aliaj pentru aliajul tip 2}$$

$$D_A = 1,64 \% \text{ din întregul aliaj pentru aliajul tip 3}$$

$$D_A = 2,48 \% \text{ din întregul aliaj pentru aliajul tip 4}$$

Dinamica pierderilor absolute ale valorilor de duritate este corelată cu valorile coeficienților  $D_A$ . Dinamica pierderilor în valoare absolută a rezistenței la rupere este mai mare la aliajele de tip 1 și 4 pe seama faptului că în

microstructura unei mase de o plasticitate mare la  $300^{\circ}\text{C}$  (soluția solidă tinsind spre starea de echilibru) se găsesc particole ale fazelor nedizolvate în proporții mai mari la aliajele de tip 1 și 4, care creează o neomogenitate defavorabilă încercării la tracțiune. Totuși, cu toată pierderea în valoare absolută mai mare la aceste aliaje din cauza valorilor inițiale mari ale durității, acestea prezintă o remanentă, am putea spune de "ereditate", (asupra problemei eredității vom reveni în continuare în partea rezervată explicațiilor fenomenelor care se petrec la menținerea la diferite temperaturi) valorile finale fiind superioare la aliajele de tip 1 și 4.

În cazul în care se depășește temperatura de  $300^{\circ}\text{C}$  se face apropierea de punctul critic de sfârșit de transformare după care nu se mai marchează diferențe între proprietățile la cald ale aliajelor tratate față de cele netratate. Aceste diferențe dispar datorită uniformizării situației în care se găsește un aliaj față de altul indiferent de starea lor inițială, în condițiile încălzirii până în domeniul soluției solide (teoria este încă deosebi valabilă pentru aliajele binare situate în domeniul  $\alpha + \beta_{II}$ ). În cazul nostru cel al aliajelor complexe de aluminiu cu caracterul polinar pe care îl prezintă, după cum reiese din tabela 4.4, se observă și la temperatură mai mare de  $300^{\circ}\text{C}$  valori ale cantităților de fază secundară dizolvate în soluția solidă chiar la  $500^{\circ}\text{C}$ . Acestea nu mai pot să constituie elemente determinante ale diferenței între stările inițiale tratate sau netratate, deoarece acestea conținute în soluția solidă vor prezenta pe lângă proporțiile egale ale valorilor lor și naturi similare ale structurii căreia i s-a favorizat puternic trecerea la o stare de echilibru la respectiva temperatură. Ar urma să constituie element de influență viteza de răcire de la aceste temperaturi pentru ca soluția solidă să devie la  $20^{\circ}$  suprasaturată prin răcire rapidă sau să rămână în stare de echilibru, separând la răcire lentă întreaga valoare a fazei secundare. Dar, acest lucru vine să explice teoria tratamentului termic de punere în soluție anterior celui de durificare dispersă.

Discuțiile comportă aspecte mai interesante la menținerea la temperaturile de 220°C, 260°C și 300°C timp de menținere între 2 h și 22 h, după care s-au efectuat (după cum s-a văzut în explicațiile date asupra mersului lucrării) încercările atât la cald cât și cele redobândite la rece.

Cele trei valori ale temperaturilor alese marchează situații diferențiate din punctul de vedere al transformărilor microstructurale care intervin și a condițiilor de solicitare termică a pistoanelor în regimul propriu de exploatare a acestora. Astfel temperaturile limită ale intervalului ales și anume temperatura de 220°C se situează la limita maximă a domeniului admisibil pentru durificarea dispersă artificială a aliajelor în general, iar temperatura de 300°C caracterizează valoarea maximă reprezentativă pentru condițiile de solicitare termică a pistonului în funcționare. Aici s-a făcut abstracție de valorile mai mari de 300°C care sînt indicate în literatura [1]; [2]; [3]; [10] etc. și care sînt caracteristice pentru regiuni mai restrînse din masa pistonului.

Timpii de menținere au fost aleși între intervalul cuprins între 2 ore și 22 de ore astfel încît să fie depășite valorile de timp de menținere de la care să apară stabilitatea la cald a valorilor proprietăților studiate. Proprietățile au fost măsurate atât la cald (U) cât și la rece - la 20°C - (R), pentru fiecare din valorile parametrilor variabili aleși (temperatură și timp de menținere).

După cum reiese din studiul tabelelor 6.11...6.18 b,c,d și a diagramelor din fig. 6.12...6.19, se pot face următoarele constatări :

#### 6.2.2.2.2. - La menținere la 220°C

În intervalul de timp cuprins între 2 ore și 22 de ore din 4 în 4 ore, la aliajele tratate termic, se observă față de valorile proprietăților determinate la aceeași temperatură în cadrul încălzirii continue, o ușoară pierdere a valorilor proprietăților determinate la cald. La timpii de menținere pînă la 22 ore chiar și la temperatura de 220°C intervin pier-

deri ale proprietăților măsurate la cald a căror dinamică de variație este redată în tabelele 6.11.b ... 6.18.b și fig. 6.20...6.27.

La aliajele tratate termic duritatea la cald suferă o pierdere ( $\sum -\Delta H_{BT}$  Kgf/mm<sup>2</sup> și %) care prezintă valori absolute și relative de : - 52 kgf/mm<sup>2</sup> (37,90%) la aliajul de tip 1; - 69 kgf/mm<sup>2</sup> (50,00%) la aliajul de tip 2; - 52 kgf/mm<sup>2</sup> (36,70%) la aliajul de tip 3 și de - 34 kgf/mm<sup>2</sup> (27,40%) la aliajul de tip 4.

La aceleași aliaje, rezistența la rupere la cald suferă o pierdere ( $\sum -\Delta \bar{\sigma}_r$  Kgf/mm<sup>2</sup> și %) de : - 8 kgf/mm<sup>2</sup> (25%) la aliajul de tip 1; - 8 kgf/mm<sup>2</sup> (30,8%) la aliajul de tip 2; - 10 kgf/mm<sup>2</sup> (37%) la aliajul de tip 3 și de - 8,4 kgf/mm<sup>2</sup> (26,20%) la aliajul de tip 4.

Totodată se remarcă timpul de stabilizare definitivă a proprietăților la menținerea la 220°C la valorile redată în tabelul 6.27.

TABELUL 6.27

Timpul de stabilizare a proprietăților măsurate la cald la menținerea la temperatura de 220°C, la cele patru tipuri de aliaje tratate.

Tipul alia- jului	Timpul de stabilizare(ore)	
	pt. H <sub>B</sub>	pt. $\bar{\sigma}_r$
1 T	10	10
2 T	18	18
3 T	18	6
4 T	6	2

Analizând valorile pierderilor absolute și relative ale proprietăților măsurate la cald la temperatura de 220°C, la aliajele tratate termic se pot face următoarele constatări:

- valorile maxime ale pierderilor absolute sînt proprii aliajelor de tip 2 și 3;

- valoarea maximă a pierderii relative este cea a aliajului de tip 2;

- cele mai reduse valori ale pierderilor absolute cît și a celor relative atît pentru duritate cît și pentru rezistență la rupere, sînt proprii aliajului de tip 4;

- promptitudinea maximă privitoare la capacitatea de stabilizare a proprietăților o prezintă aliajul de tip 4 care realizează o stabilizare definitivă a valorii durității după 6 ore respectiv a rezistenței la rupere după 2 ore.

Interpretînd rezultatele măsurate la cald obținute prin menținerea aliajelor la 220°C se observă o superioritate în comportamentul aliajelor de tip 1 și 4. Ținînd seama numai de legătura între proprietăți și dinamica transformărilor cantitative a constituenților și fazelor aliajelor, redată în partea I-a a lucrării în tabelul 4.4. și tabelul 4.7 vom avea următoarea explicație :

Din tabelul 4.7 rezultă pentru temperatura de 200°C valorile coeficientului absolut de suprasaturare :

- pentru aliajul de tip 1  $D_{A200} = 2,61\%$  din 100% aliaj
- pentru aliajul de tip 2  $D_{A200} = 1,14\%$  din 100% aliaj
- pentru aliajul de tip 3  $D_{A200} = 1,97\%$  din 100% aliaj
- pentru aliajul de tip 4  $D_{A200} = 3,21\%$  din 100% aliaj

Valorile coeficientului absolut de suprasaturare reprezintă capacitatea de reținere în soluție a fazelor secundare dizolvate (exprimată sub aspect cantitativ). După cum rezultă din datele de mai sus, aliajul de tip 4 prezintă valoarea maximă a capacității de dizolvare a soluției solide. În plus trebuie făcută completarea referitoare și la natura constituenților rezultați din componența elementelor de aliere, care determină la aliajul de tip 4 în special, existența în

structură a unor compuși chimici intermetalici pe bază de Ni rezistenți la cald [124] ; [133] ; [154] ; [163] .

La aliajele netratate proprietățile determinate la cald (la 220°C după menținerea de la 2 ore la 22 ore) sînt cu mult inferioare față de cele ale aliajelor tratate termic.

Diferențele evidente în favoarea aliajelor tratate termic, chiar și la menținerea la 220°C pînă la definitivă stabilizare a proprietăților, atrage după sine concluzia conform căreia :

Punctul critic al temperaturii de început de separare din soluția solidă suprasaturată a aliajelor tratate termic crește în funcție DE CAPACITATEA de suprasaturare a soluției solide (dată de coeficientul absolut de suprasaturare  $D_A$ )

Aceasta vine să explice împrejurarea potrivit căreia chiar la menținere la 220°C pînă la stabilizarea proprietăților, proprietățile stabilizate ale aliajelor tratate termic sînt superioare celor ale aliajelor netratate.

De asemenea făcîndu-se comparația între cele patru tipuri de aliaje tratate termic, din analiza pierderilor de proprietăți suferite, observăm că acestea sînt minime la aliajele care posedă o capacitate mărită de dizolvare în soluție solidă suprasaturată după punerea în soluție.

În cadrul menținerii la temperatura de 220°C la fiecare valoare a timpului de menținere, s-au efectuat măsurări ale proprietăților redobîndite la rece (20°C). Acestea pentru aliajele tratate termic prezintă următoarele valori ale pierderilor absolute și relative ale proprietăților (tabelele 6.11.b...6.18.b).

- pentru aliajul de tip 1T  $\Sigma -\Delta H_{BT} = 16 \text{ kgf/mm}^2 (11,70\%)$
- pentru aliajul de tip 2T  $\Sigma -\Delta H_{BT} = 30 \text{ kgf/mm}^2 (21,70\%)$
- pentru aliajul de tip 3T  $\Sigma -\Delta H_{BT} = 4 \text{ kgf/mm}^2 (2,80\%)$
- pentru aliajul de tip 4T  $\Sigma -\Delta H_{BT} = 4 \text{ kgf/mm}^2 (3,22\%)$

și

$$\text{tip 1T } \Sigma -\Delta \sqrt{r_T} = 7,0 \text{ kgf/mm}^2 \text{ (23,8\%)}$$

$$\text{tip 2T } \Sigma -\Delta \sqrt{r_T} = 6,5 \text{ kgf/mm}^2 \text{ (25,0\%)}$$

$$\text{tip 3T } \Sigma -\Delta \sqrt{r_T} = 7,8 \text{ kgf/mm}^2 \text{ (28,9\%)}$$

$$\text{tip 4T } \Sigma -\Delta \sqrt{r_T} = 7,0 \text{ kgf/mm}^2 \text{ (21,8\%)}$$

In general proprietățile redobîndite la rece (in condițiile măsurărilor care au fost efectuate imediat după răcirea în aer la scoaterea din cuptor pentru a nu permite prin menținere, intervenția nici măcar a unei cît mai vâgii îmbătrîniri naturale), sînt influențate de următoarele fenomene : prin menținerea la 220°C intervine în general o ușoară separare din soluție, iar în rest dizolvatul din cauza creșterii mobilității atomilor dobîndește o poziție în rețea care tinde spre ordonarea acesteia. Acestor fenomene se datoresc pierderile absolute ale proprietăților.

Aici, dar mai ales la solicitările ulterioare la temperaturi mai înalte (260°C și 300°C), trebuie făcută remarcă potrivit căreia din cauza susceptibilității de îmbătrînire într-o oarecare măsură a aliajului, chiar în timpul încercării epruvetei la rupere sau a efectuării amprente la duritate, din cauza deformațiilor mecanice se comite o durificare dispersă instantanee. Aceasta denaturează rezultatul, mărindu-l  
163 .

Suplimentarea valorilor efective ale proprietăților este dependentă de capacitatea de deformare plastică a aliajului și de aspectul cantitativ al precipitării fazelor noi din soluția solidă suprasaturată, [113] .

Dacă admitem că datorită fenomenelor de mai sus, epruveta dobîndește o recuperare a valorilor proprietăților, egală cu aceea pe care o redobîndește prin îmbătrînire naturală la o menținere îndelungată (cca. 8 ore), se poate corecta rezultatul prin determinarea erorii sistematice de măsurare.

Timpul de stabilizare definitivă a proprietăților la rece (20°C) este redat în tabelul 6.28.



**TABELUL 6.28**

Timpul de stabilizare a proprietăților după menținerea la temperatura de 220°C la cele patru tipuri de aliaje tratate.

Tipul aliajului	Timpul de stabilizare (ore)	
	pt. H <sub>B</sub>	pt. √r
1 T	14	10
2 T	18	18
3 T	6	6
4 T	10	2

Proprietățile maxime la stabilizare a proprietăților o prezintă aliajele de tip 3 și 4. Aliajul de tip 2 dovedește o inerție accentuată a fenomenului de stabilizare a proprietăților.

La menținerea la aceeași temperatură (220°C) a aliajelor netratate se obțin următoarele valori ale pierderilor absolute și relative a proprietăților măsurate la rece (20°C) (tabelele 6.11.b...6.18.b)

$$\text{Aliajul de tip 1 } N \sum -\Delta H_{BT} = 4 \text{ kgf/mm}^2 (3,8\%)$$

$$2 N \sum -\Delta H_{BT} = 2,2 \text{ kgf/mm}^2 (+2,32\%)$$

$$3 N \sum -\Delta H_{BT} = 5 \text{ kgf/mm}^2 (3,90\%)$$

$$4 N \sum -\Delta H_{BT} = 12 \text{ kgf/mm}^2 (11,30\%)$$

și

$$1 N \sum -\Delta \sqrt{r}_N = 1,8 \text{ kgf/mm}^2 (8,60\%)$$

$$2 N \sum -\Delta \sqrt{r}_N = 0,7 \text{ kgf/mm}^2 (3,50\%)$$

$$3 N \sum -\Delta \sqrt{r}_N = 4 \text{ kgf/mm}^2 (18,50\%)$$

$$4 N \sum -\Delta \sqrt{r}_N = 1,1 \text{ kgf/mm}^2 (+4,35\%)$$

Se observă la aliajele netratate atât pierderi absolute cât și relative mult mai mici decât la aliajele tratate. Mai mult, se observă o pierdere cu semn schimbat, deci o dobândire suplimentară a valorilor proprietăților față de cele inițiale. Aceasta se explică prin capacitatea de durificare dispersă pe care o prezintă aliajele în starea netratată. Pentru acest fapt, prin încălzirea la  $220^{\circ}\text{C}$  se efectuează un tratament de îmbătrânire artificială care apelează la cantitatea de fază solubilă dizolvată în soluția solidă încă de la răcirea în cochilă. Acest fapt are drept urmare fie o atenuare a pierderilor suferite, fie chiar o ușoară creștere față de valorile inițiale. Și aici tocmai pentru capacitatea de precipitare și de deformare plastică, pe care o prezintă aliajele, rezultatele încercărilor sînt afectate de erori sistematice care dau valori măsurate mai mari decât cele efective.

Cu tot acest regim preferențiat decurs din însumarea cauzelor care influențează creșterea proprietăților aliajelor netratate, acestea ajung la valori absolute ale proprietăților mai mici decât cele ale aliajelor tratate (tabelele 6.3...6.10) (curbele din fig.6.4...6.11).

#### 6.2.2.2.3. - La mentinere la $260^{\circ}\text{C}$

Temperatura de  $260^{\circ}\text{C}$  impune aliajelor un efect al transformărilor determinat și sub aspect calitativ cât mai ales sub aspect cantitativ. La aliajele tratate termic chiar în timpul încălzirii pînă la  $260^{\circ}\text{C}$  și mai ales la menținerea la această temperatură, intervin separări disperse care sînt urmate aproape simultan de dizolvări relativ ordonate pe seama creșterii valorii limitei de solubilitate a soluției solide.

La aliajele netratate intervin dizolvări ale fazelor separate la turlare. Aceste fenomene nu se desăvîrșesc în întreaga lor amploare sub aspect cantitativ. Acest fapt este denotat de împrejurarea în care aliajele încălzite și menținute la  $300^{\circ}\text{C}$  (temperatură pe care o vom trata în continuare) pierd în continuare din valorile absolute ale proprietăților, caracteristice pentru temperatura de  $260^{\circ}\text{C}$ .

Pentru aliajele tratate, la menținerea la 260°C, se obțin următoarele pierderi absolute și relative ale proprietăților măsurate la cald (260°C) (tabelele 6.11.c ... 6.18.c).

$$\text{Aliajul de tip 1 T } \sum -\Delta H_{BT} = 68 \text{ kgf/mm}^2 \text{ (49,6\%)}$$

$$2 \text{ T } \sum -\Delta H_{BT} = 86 \text{ kgf/mm}^2 \text{ (62,2\%)}$$

$$3 \text{ T } \sum -\Delta H_{BT} = 72 \text{ kgf/mm}^2 \text{ (50,50\%)}$$

$$4 \text{ T } \sum -\Delta H_{BT} = 52 \text{ kgf/mm}^2 \text{ (41,90\%)}$$

și

$$1 \text{ T } \sum -\Delta \sigma_{rT} = 16 \text{ kgf/mm}^2 \text{ (50\%)}$$

$$2 \text{ T } \sum -\Delta \sigma_{rT} = 10,5 \text{ kgf/mm}^2 \text{ (40,50\%)}$$

$$3 \text{ T } \sum -\Delta \sigma_{rT} = 14 \text{ kgf/mm}^2 \text{ (52 \%)}$$

$$4 \text{ T } \sum -\Delta \sigma_{rT} = 13 \text{ kgf/mm}^2 \text{ (40,60\%)}$$

În comparație cu situația de la 220°C, la temperatura de 260°C, pierderile absolute și relative ale proprietăților măsurate la 260°C, după menținerea timp de 22 ore, sînt substanțiale. Acest fapt se explică prin observațiile făcute anterior.

Ținînd seama de valorile absolute ale proprietăților celor patru tipuri de aliaje, date în tabelele 6.3...6.10 observăm că cea mai bună comportare o au aliajele de tip 1 și mai ales de tip 4. Această "rezistență la cald" o punem pe seama valorilor favorabile a coeficientului absolut de supraîncălzire  $D_A$  (nu s-a calculat pentru temperatura de 260°C). În explicarea aceleiași naturi a fenomenului vom reveni în discuțiile purtate în legătură cu temperatura de 300°C, pentru care sînt calculate valorile lui  $D_A$ .

Pentru aliajele netratate la menținerea la 260°C, se obțin următoarele pierderi absolute și relative ale proprietăților măsurate la cald (260°C) (tabelele 6.11.c...6.18.c)

Aliajul de tip	1	$N \sum -\Delta H_{BN} = 53 \text{ kgf/mm}^2 (50,3\%)$
	2	$N \sum -\Delta H_{BN} = 47 \text{ kgf/mm}^2 (49,5\%)$
	3	$N \sum -\Delta H_{BN} = 76 \text{ kgf/mm}^2 (59,3\%)$
	4	$N \sum -\Delta H_{BN} = 54 \text{ kgf/mm}^2 (50,4\%)$

și

	1	$N \sum -\Delta \sigma_{rN} = 7 \text{ kgf/mm}^2 (33,4\%)$
	2	$N \sum -\Delta \sigma_{rN} = 7 \text{ kgf/mm}^2 (35,0\%)$
	3	$N \sum -\Delta \sigma_{rN} = 8,8 \text{ kgf/mm}^2 (40,0\%)$
	4	$N \sum -\Delta \sigma_{rN} = 6,5 \text{ kgf/mm}^2 (29,3\%)$

Dacă se ține seama de valorile absolute ale proprietăților la cald date în tabelele 6.3...6.10, în comparația care se face între cele patru tipuri de aliaje netratate, pentru parametri considerați (260°C menținere 22 ore), se remarcă o superioritate a aliajelor de tip 1 și mai ales 4. În comparația dintre aliajele tratate și cele netratate pentru parametri de mai sus, se remarcă încă superioritatea netă a aliajelor tratate termic (tabelele 6.3...6.10).

Pentru aceiași parametri (260°C menținere 22 ore) pierderile absolute și relative ale proprietăților redobândite la rece sînt pentru aliajele tratate termic (tabelele 6.11.c...6.18.c) :

Aliajul de tip	1	$T \sum -\Delta H_{BT} = 54,5 \text{ Kgf/mm}^2 (49,6\%)$
	2	$T \sum -\Delta H_{BT} = 56 \text{ Kgf/mm}^2 (62,2\%)$
	3	$T \sum -\Delta H_{BT} = 48,1 \text{ Kgf/mm}^2 (50,5\%)$
	4	$T \sum -\Delta H_{BT} = 29 \text{ Kgf/mm}^2 (41,9\%)$

și

	1	$T \sum -\Delta \sigma_{rT} = 14 \text{ Kgf/mm}^2 (50 \%)$
	2	$T \sum -\Delta \sigma_{rT} = 10 \text{ Kgf/mm}^2 (40,50\%)$
	3	$T \sum -\Delta \sigma_{rT} = 12 \text{ Kgf/mm}^2 (52 \%)$
	4	$T \sum -\Delta \sigma_{rT} = 11,9 \text{ Kgf/mm}^2 (40,6\%)$

Privitor la pierderi, cea mai bună comportare o are aliajul de tip 4. De asemenea aliajele de tip 1 și 3.

Analizând valorile absolute ale proprietăților redobândite la rece (tabelele 6.3...6.10), cea mai bună comportare o are aliajul de tip 4, apoi în ordine aliajele de tip 1 și 3 și 2.

Aliajele netratate solicitate la aceiași parametrii (260°C timp de 22 ore) prezintă valorile pierderilor absolute și relative ale proprietăților redobândite la rece (20°C) după tabelele 6.11.c...6.18.c.

Aliajul de tip	1	$N \sum -\Delta H_{BN} = 27,7 \text{ Kgf/mm}^2$	(26,4%)
	2	$N \sum -\Delta H_{BN} = 17,7 \text{ Kgf/mm}^2$	(18,3%)
	3	$N \sum -\Delta H_{BN} = 34,1 \text{ Kgf/mm}^2$	(26,3%)
	4	$N \sum -\Delta H_{BN} = 24 \text{ Kgf/mm}^2$	(50,4%)
		și	
	1	$N \sum -\Delta \sigma_{rN} = 5,8 \text{ Kgf/mm}^2$	(27,6%)
	2	$N \sum -\Delta \sigma_{rN} = 5,8 \text{ Kgf/mm}^2$	(29%)
	3	$N \sum -\Delta \sigma_{rN} = 7,9 \text{ Kgf/mm}^2$	(35,5%)
	4	$N \sum -\Delta \sigma_{rN} = 5,5 \text{ Kgf/mm}^2$	(23,9%)

La aliajele netratate datorită faptului că aliajul de tip 2 (Silumin) nu se caracterizează de o capacitate deosebită de durificare dispersă naturală, pierderile relative ale acestuia sînt deosebit de mici.

Analizînd valorile absolute ale proprietăților aliajelor netratate redobîndite la rece după încălzirea la 260°C și menținere 22 ore, din punct de vedere a valorii durității, cea mai mare cifră o obține aliajul de tip 3 urmat de aliajul de tip 4. În general ținînd seama și de rezistența la rupere cea mai bună comportare o are aliajul de tip 4.

Si aici comparația între proprietățile absolute este net favorabilă aliajelor tratate termic.

#### 6.2.2.2.4. - La mentinere la 300°C

Temperatura de 300°C reprezintă valoarea limită superioară a domeniului de temperaturi cercetat în lucrare. Alegerea ei s-a făcut, ținând seama de valorile reprezentative pentru solicitarea pistonului în cilindru la motoarele ușoare cu ardere internă. Prin expresia "reprezentative" se înțelege calitatea acestei valori de temperatură de a solicita regiuni importante din masa pistonului, situate către capul acestuia. Literatura de specialitate dă valori ale temperaturii care depășesc 300°C pe capul pistonului 1 ; 2 ;

3 ; 10 . Acestea se consideră a nu fi reprezentative pentru regiuni importante din masa pistonului, ele fiind repartizate de preferință pe suprafața capului pistonului, neatingând cote de profunzime în masa pistonului, care să le facă apte pentru a putea fi luate în considerare ca elemente de influență hotărâtoare asupra condițiilor de funcționare a pistonului.

Efectul pe care îl are temperatura de 300°C asupra aliajelor complexe de aluminiu tratate termic, este substanțial. Aici și mai ales la menținerea la această temperatură intervin transformări de natură calitativă puternic marcate de cantități considerabile ale fazelor care suferă transformări. Acestea rezultă din tabelul 4.7, în care se dau valorile coeficienților absoluți și relativi de suprasaturare a soluției solide.

Valorile lui  $D_A$  în ordine descrescândă la cele patru aliaje studiate sînt la 300°C următoarele :

- la aliajul de tip 4	$D_A = 2,48 \% \text{ din } 100 \% \text{ aliaj}$
- la aliajul de tip 1	$D_A = 1,76 \% \text{ din } 100 \% \text{ aliaj}$
- la aliajul de tip 3	$D_A = 1,64 \% \text{ din } 100 \% \text{ aliaj}$
- la aliajul de tip 2	$D_A = 0,85 \% \text{ din } 100 \% \text{ aliaj}$

Analizînd valorile lui  $D_A$  (coeficientul absolut de suprasaturare a soluției solide polinare) la cele patru aliaje studiate, vom putea deduce următoarele :

Valorile procentuale ale lui  $D_A$  reprezintă pentru temperatura dată ( $300^{\circ}\text{C}$ ) capacitatea de reținere în soluția solidă a elementelor dizolvate. Acestea chiar dacă nu mai au caracterul unor faze în perioada de "pre-precipitare", admitând că o bună parte din proporția lor a precipitat, rămân în anumite zone ale rețelei cristaline ale soluției solide rețele cu formațiuni bidimensionale "zone Guinier-Preston" 163, în formațiuni tranzitorii. În situația în care, datorită temperaturii și timpului de menținere, aceste zone prezintă formațiuni alterate, (procesul complet de transformare neintervenind decât după depășirea limitei superioare a domeniului în care se desăvârșește transformarea, structura nerestabilindu-și echilibrul), se vor determina valori încă superioare ale proprietăților aliajelor tratate termic față de cele netratate. În lucrarea [49] și [50] în care solicitarea termică maximă s-a făcut la temperatura de  $325^{\circ}\text{C}$ , duritatea probelor tratate termic față de a celor netratate nu mai prezintă diferențe, nici în cazul valcilor la cald și nici a celor determinate la rece.

Referitor la duritatea Brinell se trage concluzia în lucrarea de mai sus, că prin temperatura de  $325^{\circ}$  s-a atins punctul care marchează limita superioară a domeniului de transformare la încălzire a aliajelor în cauză.

Ținând seama de cele de mai sus și revenind asupra coeficientului absolut de suprasaturare ( $D_A$ ), calculat prin metoda originală de calcul analitic a proporției constituenților și fazelor, propusă în lucrare, se reamintesc condițiile durificării structurale. Condiția de bază a durificării disperse (+) constă în creșterea la temperatura mediului ambiant a unei soluții solide suprasaturate, în stare de echilibru

---

(+) L.A. Denumirea generică de "durificare dispersă" este cauzată de un efect etimologic de cronologie, prin care dat fiind faptul că la început - fenomenul a fost descoperit în anul 1906 de către Wilm - s-a observat drept efect creșterea de duritate, expresia folosită uzual se referă numai la duritate. Aceasta a fost acompaniată bineînțeles și de variații a altor proprietăți.

metastabil. Aceasta este capabilă să se descompună ulterior prin precipitarea unor faze intermetalice la un înalt grad de dispersie. Soluțiile solide suprasaturate se obțin numai cu acele metale de aliere a căror solubilitate în aluminiu solid, scade cu temperatura. Efectul va fi cu atât mai evident cu cât : a) panta curbei de solubilitate este mai înclinată, b) faza care precipită este mai dură și c) gradul de dispersie este mai accentuat.

În lucrare se fac referiri în special asupra primului punct, prin calculele efectuate asupra proporției constituenților și fazelor aliajelor polinare.

Din tabelul 4.4 reies pentru cele patru aliaje variații ale proporțiilor fazelor secundare separate din soluție ( $a_1+a_2$ ) de la  $500^{\circ}\text{C}$  în jos (tabelul 6.29)

TABELUL 6.29

Proporțiile fazelor secundare separate între temperaturile de  $500^{\circ}\text{C}$  și  $20^{\circ}\text{C}$  la cele patru tipuri de aliaje studiate

Tipul aliajului		Temperatura $^{\circ}\text{C}$					
		500	400	300	200	100	20
Aliajul	tip 1	1,17%	2,63%	2,93%	3,78%	3,91%	4,00%
Aliajul	tip 2	0,223%	0,653%	1,084%	1,344%	1,404%	1,904%
Aliajul	tip 3	1,15%	2,52%	2,80%	3,13%	3,28%	3,54%
Aliajul	tip 4	1,03%	1,89%	2,57%	3,18%	4,40%	4,79%

Aceste valori arată o variație a limitei de solubilitate a soluției solide. De asemenea în legătură cu temperatura de  $300^{\circ}\text{C}$ , aceste valori arată valoarea absolută a fazei secundare de care se face aptă soluția solidă (în echilibru) de a reține faza dizolvată. La temperatura de  $300^{\circ}\text{C}$  structura tinzând către echilibru stabil își guvernează transformările sub aspect cantitativ în funcție de capacitatea de reținere



in soluție a fazelor dizolvate, dată de coeficientul  $D_A$ . Astfel se explică păstrarea unor valori ușor ridicate a proprietăților aliajelor tratate termic atât la cald cît și la rece.

Pentru aliajele tratate termic la menținere la  $300^{\circ}$  timp de 22 h se obțin următoarele valori absolute ale proprietăților măsurate la cald :

Aliajul de tip :	1 T	H <sub>BT</sub>	=	39 Kgf/mm <sup>2</sup>
	2 T	H <sub>BT</sub>	=	38 Kgf/mm <sup>2</sup>
	3 T	H <sub>BT</sub>	=	40 Kgf/mm <sup>2</sup>
	4 T	H <sub>BT</sub>	=	45 Kgf/mm <sup>2</sup>

și

1 T	$\sigma_{rT}$	=	12 Kgf/mm <sup>2</sup>
2 T	$\sigma_{rT}$	=	11,5 Kgf/mm <sup>2</sup>
3 T	$\sigma_{rT}$	=	12 Kgf/mm <sup>2</sup>
4 T	$\sigma_{rT}$	=	17 Kgf/mm <sup>2</sup>

Se observă o superioritate netă a aliajului de tip 4 cu un  $D_A = 2,48\%$ . Urmează aliajele de tip 1 și 3 cu  $D_A = 1,76\%$  respectiv  $D_A = 1,64\%$ . Cea mai slabă comportare o are aliajul de tip 2 cu  $D_A = 0,85\%$ .

In comparație cu temperatura anterioară, cea de  $260^{\circ}\text{C}$  diferențele valorilor absolute sînt substanțiale.

Pierderile absolute și relative ale proprietăților măsurate la cald ( $300^{\circ}\text{C}$ ) sînt :

Aliajul de tip :	1 T	$\sum -\Delta H_{BT}$	=	98 Kgf/mm <sup>2</sup>	(71,5%)
	2 T	$\sum -\Delta H_{BT}$	=	100 Kgf/mm <sup>2</sup>	(72,5%)
	3 T	$\sum -\Delta H_{BT}$	=	102 Kgf/mm <sup>2</sup>	(71,7%)
	4 T	$\sum -\Delta H_{BT}$	=	81 Kgf/mm <sup>2</sup>	(65,3%)

și

$$1 \quad T \Sigma - \Delta \sigma_{RT} = 20 \text{ Kgf/mm}^2 \text{ (62,5\%)}$$

$$2 \quad T \Sigma - \Delta \sigma_{RT} = 14,5 \text{ Kgf/mm}^2 \text{ (56\%)}$$

$$3 \quad T \Sigma - \Delta \sigma_{RT} = 15 \text{ Kgf/mm}^2 \text{ (55,5\%)}$$

$$4 \quad T \Sigma - \Delta \sigma_{RT} = 15 \text{ Kgf/mm}^2 \text{ (46,7\%)}$$

In timp ce pierderile relative tind să se egaleze la aliajele de tip 1, 2 și 3, aliajul de tip 4 marchează o superioritate și din acest punct de vedere. Rezistența la "cald" a acestuia se pune pe de o parte pe seama coeficientului  $D_A$  ridicat și de asemenea pe seama compozițiilor chimice a aliajelor de Ni stabili la temperaturi înalte.

Pentru aliajele netratate s-au obținut următoarele valori absolute ale proprietăților măsurate la cald :

Aliajul de tip: 1 N  $H_{BN} = 37 \text{ Kgf/mm}^2$

2 N  $H_{BN} = 36 \text{ Kgf/mm}^2$

3 N  $H_{BN} = 38 \text{ Kgf/mm}^2$

4 N  $H_{BN} = 38 \text{ Kgf/mm}^2$

și

1 N  $H_{BN} = 11,8 \text{ Kgf/mm}^2$

2 N  $H_{BN} = 11,0 \text{ Kgf/mm}^2$

3 N  $H_{BN} = 11,7 \text{ Kgf/mm}^2$

4 N  $H_{BN} = 15,5 \text{ Kgf/mm}^2$

Comparate valorile între ele, prezintă tendința de nivelare la aliajele de tip 1, 2 și 3. Aliajul de tip 4 păstrează o superioritate datorată compozițiilor chimice stabili la "cald" separați la turnare. Tendința de nivelare a proprietăților aliajelor de tip 1, 2 și 3 dovedește o dependență aproape exclusivă a acestora, de factorii fizici care influențează asupra plasticității materialului.

In comparație cu aliajele tratate solicitate similar, aliajele netratate păstrează încă o notă de inferioritate.

Diferențele mai ales pentru aliajele de tip 1, 2 și 3 în special privind rezistența la rupere sînt minime. Aceasta se datorește reversibilității fenomenului de durificare dispersă. Aliajul de tip 4 tratat păstrează diferențe mai mari față de cel netratat, puse pe seama valorii ridicate a limitei maxime a domeniului de restabilire a echilibrului microstructural.

Analizînd valorile absolute ale proprietăților re-dobîndite la rece ( $20^{\circ}\text{C}$ ) a aliajelor tratate termic după solicitare la aceiași parametri ( $300^{\circ}\text{C}$  cu 22 ore menținere) care prezintă valorile :

$$\text{Aliajul de tip : } 1 \text{ T } H_{BT} = 62,4 \text{ Kgf/mm}^2$$

$$2 \text{ T } H_{BT} = 68,8 \text{ Kgf/mm}^2$$

$$3 \text{ T } H_{BT} = 71,0 \text{ Kgf/mm}^2$$

$$4 \text{ T } H_{BT} = 77,3 \text{ Kgf/mm}^2$$

și

$$1 \text{ T } \sigma_{rT} = 14,5 \text{ Kgf/mm}^2$$

$$2 \text{ T } \sigma_{rT} = 15,1 \text{ Kgf/mm}^2$$

$$3 \text{ T } \sigma_{rT} = 14,0 \text{ Kgf/mm}^2$$

$$4 \text{ T } \sigma_{rT} = 18,0 \text{ Kgf/mm}^2$$

se observă tendința marcată a aliajului de tip 4 de redobîndire de proprietăți la rece superioare. Un reviriment oarecare prezintă aliajul de tip 2, care dovedește o tendință de durificare dispersă naturală după solicitarea termică.

Valorile pierderilor absolute și relative ale proprietăților redobîndite la rece ( $20^{\circ}\text{C}$ ) ale aliajelor tratate termic sînt :

$$\text{Aliajul de tip : } 1 \text{ T } \Sigma-\Delta H_{BT} = 74,6 \text{ Kgf/mm}^2 (54,5\%)$$

$$2 \text{ T } \Sigma-\Delta H_{BT} = 69,2 \text{ Kgf/mm}^2 (50\%)$$

$$3 \text{ T } \Sigma-\Delta H_{BT} = 72,0 \text{ Kgf/mm}^2 (50,7\%)$$

$$4 \text{ T } \Sigma-\Delta H_{BT} = 46,9 \text{ Kgf/mm}^2 (37,9\%)$$

și

$$1 \text{ T } \Sigma - \Delta \sqrt{r_T} = 17,5 \text{ Kgf/mm}^2 (54,6\%)$$

$$2 \text{ T } \Sigma - \Delta \sqrt{r_T} = 10,9 \text{ Kgf/mm}^2 (42\%)$$

$$3 \text{ T } \Sigma - \Delta \sqrt{r_T} = 13,0 \text{ Kgf/mm}^2 (48,2\%)$$

$$4 \text{ T } \Sigma - \Delta \sqrt{r_T} = 14,0 \text{ Kgf/mm}^2 (43,7\%)$$

Atît pierderile absolute cît și cele relative ale proprietăților redobîndite la rece după solicitarea la 300°C timp de 22 ore sînt substanțial mai mari decît valorile pierderilor absolute și relative de la temperatura de 260°C. Fenomenul are explicația simplă în amploarea transformărilor pe care au suferit-o fazele.

Aliajul de tip 4 suferă pierderi minime. Explicația este dată anterior.

Valorile absolute ale proprietăților redobîndite la rece pentru aliajele netratate, după menținere 22 ore la 300°C sînt :

$$\text{Aliajul de tip : } 1 \text{ N } \text{ HBN} = 62,4 \text{ Kgf/mm}^2$$

$$2 \text{ N } \text{ HBN} = 68,8 \text{ Kgf/mm}^2$$

$$3 \text{ N } \text{ HBN} = 71,0 \text{ Kgf/mm}^2$$

$$4 \text{ N } \text{ HBN} = 75,0 \text{ Kgf/mm}^2$$

și

$$1 \text{ N } \sqrt{r_N} = 13,6 \text{ Kgf/mm}^2$$

$$2 \text{ N } \sqrt{r_N} = 13,4 \text{ Kgf/mm}^2$$

$$3 \text{ N } \sqrt{r_N} = 13,4 \text{ Kgf/mm}^2$$

$$4 \text{ N } \sqrt{r_N} = 16,6 \text{ Kgf/mm}^2$$

Analizînd rezultatele de mai sus rezultă superioritatea netă a proprietăților aliajului de tip 4 și în stare netratată. Faptul se datorește fazelor dure prezente în microstructura aliajului tip 4.

Mai interesantă este comparația dintre proprietățile redobîndite la rece pentru aliajele tratate și cele netratate.

In ceea ce privește duritatea la aliajele 1, 2 și 3 valorile sînt egale atît pentru starea tratată cît și pentru cea netratată. O diferență mai mare prezintă aliajul de tip 4. Ca și în cazul încercărilor la cald și în cel al încercărilor la rece se remarcă tendința de anihilare a proprietăților dobîndite prin tratamentul termic la aliajele de tip 1, 2 și 3. Ținînd seama totuși de faptul că regiunile de pe piston care suferă solicitări mecanice (canalele de segmenti și în special regiunea bosajelor) sînt solicitate termic la temperaturi mai joase, se consideră justificat tratamentul termic al pistoanelor. Si în cazul regiunilor solicitate la temperaturi mai ridicate (300°C și chiar mai înalte), acestea prezintă o repartiție superficială, interiorul fundului pistonului situîndu-se la valori mai mici ale temperaturii de solicitare, va poseda valori ridicate ale proprietăților mecanice atît la cald cît și redobîndite la rece.

Valoarea timpului de menținere la 300°C de la care se marchează stabilitatea proprietăților absolute este redată în tabelul 6.30.

TABELUL 6.30

Timpul de stabilizare a proprietăților la menținerea la temperatura de 300°C.

Nr. Crt.	Tipul aliajului	S t a r e	Timpul de stabilizare(ore)			
			pt. Hg		pt. Ūr	
			la cald	la rece	la cald	la rece
1.	1	tratată	14	10	14	18
		netratată	10	10	14	18
2.	2	tratată	14	6	6	2
		netratată	10	10	14	14
3.	4	tratată	14	14	2	6
		netratată	14	14	10	2

In general timpul de stabilizare a proprietăților la menținerea la 300°C este cuprins în domenii mai mari, în cadrul cărora se realizează pierderi relative și absolute mici.

### 6.2.3. - Analiza dilatometrică

Pentru studiul proceselor transformărilor de fază care au loc sub aspect calitativ și cantitativ în aliajele studiate în timpul încălzirii lor în condițiile funcționării pistoanelor, precum și pentru determinarea coeficienților de dilatare termică liniară, s-au efectuat analize dilatometrice.

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

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

Curbele dilatometrice absolute  $\Delta l$  (mm) în funcție de temperatură sînt reprezentate în fig. 6.32.

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

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

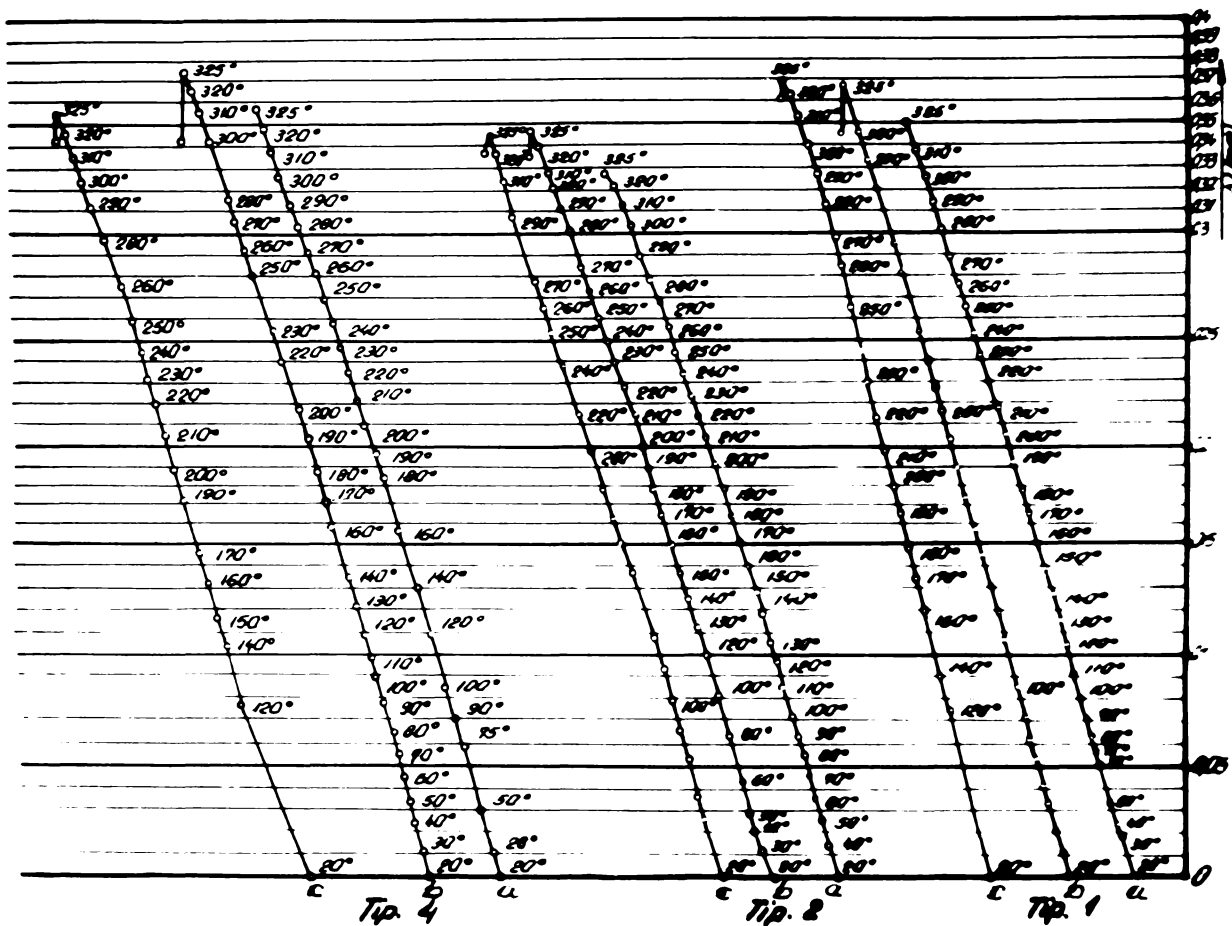


Fig. 6.32

Curbele dilatometrice absolute la aliajele de tip 1, 2 și 4 în stare :

- a) recoaptă
- b) tratată termic artificial
- c) netratată

Lungimea probelor studiate a fost la  $20^{\circ}\text{C}$  de 50 mm. Temperatura de încălzire a fost realizată în sistemul de încălzire a dilatometrului cu o viteză de  $10^{\circ}\text{C}/\text{min}$ , valorile de temperatură fiind marcate în zona temperaturilor care prezintă interes de studiu, din 10 în  $10^{\circ}\text{C}$ .

Temperatura a fost măsurată cu un termocuplu Pt-PtRh, al cărui cap a fost introdus într-un alezaj ( $\varnothing 0,3$  mm) practicat la unul din capetele epruvetei.

Pentru analiză dilatometrică a fost aleasă temperatura de încălzire de  $325^{\circ}\text{C}$ , valoare reprezentativă pentru situațiile de frecvență maximă, privitoare la condițiile încălzirii suprafeței superioare a capului pistonului [2]; [3]; [10].

Dintre aliajele studiate în lucrare, pentru analiză dilatometrică au fost alese aliajele de tip 1, 2 și 4. Acestea li s-au trasat curbele dilatometrice pentru stările : a) recoaptă, b) tratată termic artificial și c) netratată (obținute prin turnare).

La curbele "a", trasate pentru probele recoapte, în intervalele temperaturilor joase se remarcă o alungire mai mică față de cea marcată la temperaturi peste 220°C, în special la valori apropiate de 325°C. Aceasta se explică prin aceea că, în timpul încălzirii continue, în probele recoapte intervine dizolvarea în soluția solidă  $\alpha$ , a constituenților solubili - constituenți care s-au separat în timpul răcirii la recoacere conform variației limitei lor de solubilitate în funcție de temperatură. La încălzire dizolvarea intervine conform creșterii limitei de solubilitate a soluției solide în componenți de aliere în aluminiu. Această transformare se face cu creștere de volum.

La curbele "b" și "c" la încălzirea continuă intervin următoarele fenomene :

La aliajele supuse tratamentului termic artificial de durificare dispersă (curbele "b"), chiar în timpul tratamentului termic răcirea rapidă din domeniul soluției solide a creat menținerea constituenților dizolvabili în soluția suprasaturată la temperatura ambiantă. Aceasta supusă tratamentului termic de durificare dispersă prin îmbătrânire artificială, a obținut doar efectul de distorsiune a rețelei cristaline, separarea neavând loc, ea fiind situată în preajma etapei de separare. La trasarea curbei dilatometrice în timpul încălzirii continue, cu viteză mică de încălzire, la depășirea temperaturilor necesare asigurării începutului separării din soluție solidă suprasaturată a constituenților dizolvați, aceștia se separă cu micșorare de volum. Prin aceasta se contribuie la stabilirea unei rezultante a alungirii create de tendința de scădere de volum prin separarea amintită mai sus pe de o parte și dilatarea termică liniară în funcție de temperatura crescândă a piesei pe de altă parte. Aceasta din urmă reprezentată fiind de valori superioare primei componente, va



determina desigur o creștere rezultantă de volum (în diagrame o creștere a alungirii  $\Delta l$ ). În consecință, în acest caz trebuie făcută precizarea că, practic valorile coeficienților de dilatare a probelor tratate termic, nu se pot trasa decât admitând faptul că chiar la prima încălzire intervin la o anumită temperatură (cca.  $200^{\circ}\text{C}$  în general), transformări de separare, care au drept efect o reducere a volumului, obținându-se astfel curba rezultantă a efectelor de variație volumetrică termică (de creștere) și structurală (de scădere). Cu alte cuvinte chiar la prima încălzire aliajele tratate termic suferă o scădere treptată a coeficientului de dilatare termică liniară.

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

Concomitent cu procesul de separare și mai ales în măsura creșterii temperaturii peste valoarea la care începe această separare, atât la aliajele tratate cât și la cele netratate, soluția solidă doborâște valori treptat crescînde a limitei de solubilitate, fapt care determină capacitatea accentuată a acesteia, de dizolvare a constituenților și fazelor separate.

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

Valorile caracteristicilor curbelor dilatimetrice sînt trecute în tabela 6.31.

Tabelul 6.31

Valorile coeficientilor de dilatare termică liniară

Nr. crt.	ALIAJ	Tratament termic aplicat	Lung. probă aliniată (mm)	Temperatura de încalzire, (°C)	$\Delta l$ mm	$\alpha_i$ 1/°C	Temperatura de cădere la menținere la 325°C și timpul de menținere la această temperatură, min.	Contractia		$\Delta l$ după stabilizare zore mm	$\alpha_f$ după stabilizare 1/°C	$\alpha_i - \alpha_f$ 1/°C	
								$-\Delta l$ mm	$-\Delta l$ %				
1	Tip 1	Recoacere	50	325	0,3552	$23,29 \cdot 10^{-6}$	325	-	-	-	-	-	
2		Imb. artif.	50	325	0,3748	$24,57 \cdot 10^{-6}$	325	240	0,0179	4,77	0,2589	$23,40 \cdot 10^{-6}$	$1,17 \cdot 10^{-6}$
3		Metrotol	50	325	0,3750	$24,59 \cdot 10^{-6}$	325	35	0,0088	2,37	0,3681	$24,00 \cdot 10^{-6}$	$0,68 \cdot 10^{-6}$
4	Tip 2	Recoacere	50	325	0,3329	$21,8 \cdot 10^{-6}$	325	-	-	-	-	-	
5		Imb. artif.	50	325	0,3520	$23,08 \cdot 10^{-6}$	325	200	0,0126	3,58	0,3396	$22,25 \cdot 10^{-6}$	$0,83 \cdot 10^{-6}$
6		Metrotol	50	325	0,3475	$22,78 \cdot 10^{-6}$	325	200	0,0026	-	0,3439	$22,55 \cdot 10^{-6}$	$0,23 \cdot 10^{-6}$
7	Tip 4	Recoacere	60	325	0,3575	$23,44 \cdot 10^{-6}$	325	-	-	-	-	-	
8		Imb. artif.	50	325	0,3775	$24,75 \cdot 10^{-6}$	325	360	0,0238	6,31	0,3537	$24,19 \cdot 10^{-6}$	$1,56 \cdot 10^{-6}$
9		Metrotol	50	325	0,3580	$23,45 \cdot 10^{-6}$	325	90	0,0112	3,13	0,3468	$22,74 \cdot 10^{-6}$	$0,71 \cdot 10^{-6}$

In tabelul 6.31 sînt redată :

- $\Delta l$  - alungirea (mm)
- $\alpha_i$  - coeficientul de dilatare termică liniară determinat în momentul atingerii temperaturii de 325°C (1/°C)
- $-\Delta l$  - contractia la menținere la 325°C (mm) și (%)
- $\Delta l_s$  - alungirea după stabilizare (mm)
- $\alpha_f$  - coeficientul de dilatare termică liniară determinat după stabilizare (1/°C)
- $(\alpha_i - \alpha_f)$  - diferența dintre coeficienții de dilatare inițial și final (1/°C)

Din valorile redade în tabelul 6.51 rezultă pentru coeficienții de dilatare termică liniară inițiali  $\alpha_i$  (valori determinate imediat la atingerea temperaturii de  $325^{\circ}\text{C}$ ), următoarele constatări :

Starea recoaptă prezintă valorile cele mai mici ale coeficienților de dilatare termică liniară. Aceasta se explică prin aceea că microstructura aliajelor recoapte prezintă forma cea mai apropiată de starea de echilibru. După menținere la temperatura de recoacere pentru omogenizarea soluției solide, la răcirea lentă intervin separările din soluție conform variației limitei de solubilitate, care ia valori din ce în ce mai mici, determinând separarea constituenților secundari. După cum reiese din tabelul 4.4. a cărui valori au fost determinate prin metoda analitică propusă în lucrare, pentru cele 3 aliaje luate în discuție în paragraful de față, vor avea următoarele valori ale proporției constituenților secundari separați la răcire de la  $500^{\circ}\text{C}$  la  $20^{\circ}\text{C}$ .

Pentru aliajul de tip 1  $\sum \Delta a_r = 2,85\%$  din  $100\%$  aliaj

Pentru aliajul de tip 2  $\sum \Delta a_r = 1,73\%$  din  $100\%$  aliaj

Pentru aliajul de tip 4  $\sum \Delta a_r = 3,82\%$  din  $100\%$  aliaj

Aceste valori separate la răcirea de recoacere se vor dizolva în soluția solidă la încălzirea de la  $20^{\circ}\text{C}$  pînă la  $300^{\circ}\text{C}$ , în proporția de : (tabelul 4.4)

Pentru aliajul de tip 1  $\sum \Delta a_c = 1,09\%$  din  $100\%$  aliaj

Pentru aliajul de tip 2  $\sum \Delta a_c = 0,88\%$  din  $100\%$  aliaj

Pentru aliajul de tip 3  $\sum \Delta a_c = 1,34\%$  din  $100\%$  aliaj

Deoarece această dizolvare se face cu creștere de volum (fenomenul de dizolvare intervenind asupra coeficientului de dilatare termică liniară în sensul creșterii lui) între coeficienții de dilatare termică liniară și valorile proporțiilor constituenților dizolvați se obțin corespondențe deosebit de spectaculoase. Coeficienții de dilatare termică liniară pentru cele trei aliaje sînt strict legați de valorile propor-

țiilor constituenților dizolvați. Astfel aliajul de tip 1 are  $\alpha_i = 23,29 \times 10^{-6} \text{ l/}^\circ\text{C}$ ; aliajul de tip 2 are  $\alpha_i = 21,8 \times 10^{-6} \text{ l/}^\circ\text{C}$ , iar aliajul de tip 4 are  $\alpha_i = 23,44 \times 10^{-6} \text{ l/}^\circ\text{C}$ . (Desigur, valorile coeficienților  $\alpha$  la un aliaj depind și de alți factori care nu fac obiectul de studiu al acestei lucrări).

Starea tratată termic obține teoretic prin punere în soluție de la  $500^\circ\text{C}$  valori egale ale constituenților dizolvați cu cele ale constituenților separați la răcirea după recoacere. Aceasta reiese din tabelul 4.4 de unde :

$$\sum \Delta \text{ ar}_{500^\circ \rightarrow 20^\circ} = \sum \Delta \text{ ac}_{20^\circ \rightarrow 500^\circ} \quad (6.15)$$

Deci noțiunea de suprasaturare a soluției solide este dată de coeficientul absolut de suprasaturare la temperatura de  $20^\circ\text{C}$   $D_A$  (Tabelul 4.7) din care reiese :

pentru aliajul de tip 1	$D_A = 2,05\%$ din $100\%$ aliaj
pentru aliajul de tip 2	$D_A = 1,73\%$ din $100\%$ aliaj
pentru aliajul de tip 4	$D_A = 3,82\%$ din $100\%$ aliaj

Aceste valori cuprinse în soluția solidă și suprasaturând-o indică de fapt potențialul dizolvantului privitor la capacitatea sa de dizolvare. Soluțiile solide astfel suprasaturate în aliajele tratate termic prezintă pentru temperatura de  $300^\circ\text{C}$  potențiale de dizolvare date în tabelul 4.7 la valorile :

pentru aliajul de tip 1	$D_A = 1,76\%$
pentru aliajul de tip 2	$D_A = 0,85\%$
pentru aliajul de tip 4	$D_A = 2,48\%$

Încălzite la  $300^\circ\text{C}$  aliajele marchează trecerea peste punctul critic de început de separare, astfel încât fazele secundare dizolvate se separă din soluție, fenomen care se traduce ca factor de influență asupra dilatării prin micșorarea ei, rezultând o tendință de micșorare a coeficientului .

Prin încălzire la  $300^{\circ}\text{C}$ , cu efect concomitent, pe seama creșterii limitei de solubilitate a elementelor dizolvate în soluția solidă, aceasta este capabilă să rețină în soluție sub formă oarecum ordonată, valori crescînde a proporțiilor de dizolvat.

S-ar putea spune că datorită reversibilității fenomenului intervine după separare în continuare la încălzire o redizolvare. Structurile aliajelor tratate tind datorită mobilității mari a atomilor la forme cît mai apropiate de echilibru pentru temperatura respectivă (aceasta mai ales către valoarea maximă a temperaturii studiate de  $300^{\circ}\text{C}$ ). Se tinde către o natură, proporție și aranjament a constituenților asemănătoare cu cele ale aliajelor recoapte. Coeficienții de dilatare termică liniară cresc datorită măririi volumului pe seama creșterii capacității de dizolvare. Cantitativ la cele trei aliaje aceasta a fost dovedită prin valorile  $D_A$  ca mărimi absolute. Pentru ilustrarea aspectului cantitativ al transformării sub forma sa relativă, vom apela la valorile coeficienților relativi de suprasaturare care pentru  $300^{\circ}\text{C}$  sînt :

La aliajul de tip 1	$D_R = 0,616$	$(\alpha_i = 24,57 \times 10^{-6} \text{ l}^{\circ}\text{C})$
La aliajul de tip 2	$D_R = 0,492$	$(\alpha_i = 23,08 \times 10^{-6} \text{ l}^{\circ}\text{C})$
La aliajul de tip 4	$D_R = 0,655$	$(\alpha_i = 24,75 \times 10^{-6} \text{ l}^{\circ}\text{C})$

Intre aceste valori și valorile coeficienților de dilatare termică liniară sînt legături strînse după cum reiese din datele de mai sus.

Aliajele netratate sînt o formă caracterizată de un anumit grad de intermediaritate între forma tratată și cea recoaptă (avînd o anumită atitudine preferențială pentru adeziunea pentru forma tratată, din cauza fenomenelor care se petrec la răcirea după turnarea în cochilă urmată de menținerea la temperatura mediului ambiant cînd intervine fenomenul de îmbătrînire naturală). La încălzirea pînă la  $325^{\circ}\text{C}$  în dilatometru se vor petrece fenomenele combinate ale celor două stări, întreg procesul fiind caracterizat și aici de reversibilitatea

transformărilor structurale intensificată la această temperatură.

După ce epruvetele au atins temperatura de  $325^{\circ}\text{C}$ , s-a efectuat o menținere pînă la stabilizarea dimensiunilor lor.

La toate aliajele în stare tratată și netratată s-a marcat o scădere de volum datorată desăvîrșirii fenomenului de dizolvare, sub aspect cantitativ, acesta fiind reprezentat de capacitatea de dizolvare a soluției solide la temperatura de  $300^{\circ}\text{C}$  prin coeficienții  $D_A$  și  $D_B$ . În felul acesta se obțin valorile finale ale coeficienților de dilatare termică liniară  $\alpha_f$  care prezintă mărimi mai mici decît  $\alpha_i$ .

În motorul cu ardere internă, de o deosebită importanță se bucură jocul termic de exploatare (jocul la cald), care considerăm a fi în mod obligatoriu calculat cu valorile  $\alpha_f$ . Reșezarea valorilor jocului termic de proiectare în funcție de  $\alpha_f$ , (în funcție de  $\alpha_i$  care este de fapt o pseudo-proprietate cu caracter transitoriu) este efectuată în capitolul care urmează.

#### 6.2.3.1. - Recalcularea jocului termic de funcționare în condițiile solicitărilor termice.

Din tabelul 6.31 rezultă pentru aliajele tratate termic și pentru cele netratate, o variație a coeficientului de dilatare termică liniară (în sensul micșorării sale) la menținerea la  $325^{\circ}\text{C}$ . Această variație determină, prin menținerea la  $325^{\circ}\text{C}$ , după încălzirea continuă pînă la această temperatură, valorile diferențelor  $\alpha_i - \alpha_f$ . Calculele jocurilor termice în ajustajul termic piston-cilindru se fac conform indicațiilor în literatura de specialitate [2]; [3] [10] cu valorile coeficienților de dilatare termică liniară inițiali ( $\alpha_i$ ).

Valorile acestor coeficienți scăzînd în timpul menținerii solicitare care simulează condițiile concrete de funcționare a capului pistonului în timpul exploatării - se ajunge la o valoare a coeficientului de dilatare final ( $\alpha_f$ ) care

constituie de fapt mărimea reală a acestui parametru. Intre cele două valori ale coeficienților de dilatare termică liniară sînt valabile următoarele relații generale :

$$\alpha_f < \alpha_i \quad (6.15)$$

$$\alpha_i = \alpha_f + C \quad (6.16)$$

unde

$$C = \alpha_i - \alpha_f \quad (6.17)$$

valoare dată pentru fiecare aliaj studiat, atît pentru starea tratată termic cît și pentru cea netratată (tabelul 6.31).

După realizarea prin montaj a ajustajului piston-cilindru, în urma calculului acestuia ca un joc de exploatare instabil ( $Je_I$ ) rezultat dintr-un coeficient de dilatare termică liniară se creiază un alt joc de exploatare stabil ( $Je_{II}$ ) corespunzător coeficientului de dilatare termică liniară  $\alpha_f$ .

Deoarece  $\alpha_f < \alpha_i$

rezultă  $Je_{II} > Je_I$  (6.18)

În fig.6.33 este redată schema care explică stabilizarea după menținere a jocului de exploatare la valoarea lui definitivă, proprie funcționării ajustajului.

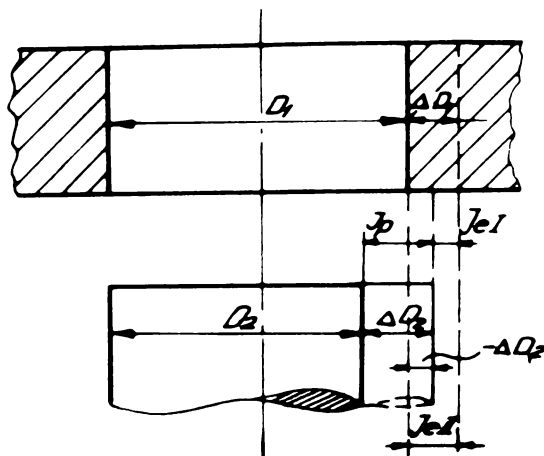


Fig.6.33

Schema de stabilizare a jocului termic de exploatare la ajustajul piston-cilindru.

Considerând ajustajul format între cilindru cu diametrul  $D_1$  și piston cu diametrul  $D_2$  pentru temperatura de referință standardizată  $t_a = 20^\circ\text{C}$ , la proiectarea asamblării la naștere jocul de proiectare ( $J_p$ ). Vom avea relațiile :

$$\frac{D_1}{D_2} > 1 \quad \text{deoarece } D_1 > D_2 \quad \text{cînd } D_1 - D_2 = J_p \quad (\text{pt. } t_a = 20^\circ\text{C})$$

Datorită funcționării în condițiile solicitării termice a cilindrului, în exploatare la temperatura de exploatare  $t_1$ , diametrul  $D_1$  a cilindrului va crește cu valoarea  $\Delta D_1$ . Temperatura în exploatare a pistonului  $t_2$  va determina creșterea diametrului pistonului cu  $\Delta D_2$ . Pentru aceste creșteri vom supune ajustajul la altă valoare a raportului dimensiunilor de contact, conform căreia se creiază o nouă valoare a jocului termic ( $J_{eI}$ ). Vom avea relațiile :

$$\frac{D_1 + \Delta D_1}{D_2 + \Delta D_2} > 1 \quad (6.19)$$

deoarece  $D_1 + \Delta D_1 > D_2 + \Delta D_2 \quad (6.20)$

cînd  $(D_1 + \Delta D_1) - (D_2 + \Delta D_2) = J_{eI} \quad (6.21)$

unde  $\Delta D_1 = D_1 \alpha_1 (t_1 - t_0)$

$$\Delta D_2 = D_2 \alpha_2 (t_2 - t_0)$$

în care

$\alpha_1$  = coeficientul de dilatare termică liniară a materialului cilindrului ( $\alpha_{fo} = 10 \times 10^{-6} 1/^\circ\text{C}$ )

$\alpha_2$  = coeficientul de dilatare termică liniară a materialului pistonului, în cazul nostru :



Pentru aceste valori proiectantul stabilește jocul de proiectare conform formulelor (fig.6.33):

$$J_{pI} + \Delta D_1 = J_{eI} + \Delta D_2$$

de unde

$$J_{pI} = J_{eI} + \Delta D_2 - \Delta D_1 = J_{eI} + D_2 \alpha_i (t_2 - t_0) - D_1 \alpha_i (t_1 - t_0) \quad (6.22)$$

In literatură [1]; [2]; [3]; [10] , se dau valori ale domeniului de dispersie admisibil, pentru buna funcționare a motorului cu ardere internă, pentru jocul de exploatare a zonei superioare a pistonului valorile :

$$J_{eI} \text{ max} = 0,003 \times D \text{ (mm)}$$

$$J_{eII} \text{ min.} = 0,002 \times D \text{ (mm)}$$

In cazul nostru considerind  $D = 100 \text{ mm}$ , vom avea :

$$J_{eI} \text{ max} = 0,03 \text{ mm}$$

$$J_{eII} \text{ min} = 0,02 \text{ mm}$$

de unde toleranța jocului de exploatare :

$$T_{J_{eI}} = J_{eI} \text{ max} - J_{eI} \text{ min} = 0,01 \text{ mm}$$

Dacă în formula de mai sus dată pentru jocul de proiectare considerăm valorile :

$D_1 = D_2 = 100 \text{ mm}$  - cota nominală a alezajului și a arborelui care formează ajustajul cilindru-piston.

$\alpha_1 = 10 \times 10^{-6} \text{ } 1/^\circ\text{C}$  - coeficientul de dilatare termică liniară a materialului cilindrului [1]; [2]; [3]; [10] .

$t_2 = 325^\circ\text{C}$  - temperatura considerată pentru capul pistonului

$t_1 = 180^\circ\text{C}$  - temperatura de funcționare a cilindrului [1]; [2]; [3]; [10].

și coeficienții de dilatare termică liniară măsurați prin analiza dilatometrică tabelul 6.31.

- $\alpha_{1\ 1T} = 24,57 \times 10^{-6} \text{ 1/}^\circ\text{C}$  (pentru aliajul tip 1 tratat)
- $\alpha_{1\ 1N} = 24,59 \times 10^{-6} \text{ 1/}^\circ\text{C}$  (pentru aliajul tip 1 netratat)
- $\alpha_{1\ 2T} = 23,08 \times 10^{-6} \text{ 1/}^\circ\text{C}$  (pentru aliajul tip 2 tratat)
- $\alpha_{1\ 2N} = 22,78 \times 10^{-6} \text{ 1/}^\circ\text{C}$  (pentru aliajul tip 2 netratat)
- $\alpha_{1\ 4T} = 24,75 \times 10^{-6} \text{ 1/}^\circ\text{C}$  (pentru aliajul tip 4 tratat)
- $\alpha_{1\ 4N} = 23,45 \times 10^{-6} \text{ 1/}^\circ\text{C}$  (pentru aliajul tip 4 netratat)

Se calculează valorile jocurilor de proiectare pentru cele 3 tipuri de aliaje considerate, redată în tabelul 6.32.

TABELUL 6.32

Valorile jocurilor de proiectare ale ajustajului piston-cilindru calculate cu  $\alpha$  inițial.

Kr. Crt.	Tipul aliajului	Starea	Jocul de proiectare maxim $J_{pI} \text{ max(mm)}$	Jocul de proiectare minim $J_{pI} \text{ min(mm)}$	$T_{J_{pI}}$ (mm)
1.	1	tratată	0,619	0,609	0,01
		netratată	0,620	0,610	0,01
2.	2	tratată	0,574	0,564	0,01
		netratată	0,564	0,554	0,01
3.	4	tratată	0,625	0,615	0,01
		netratată	0,585	0,575	0,01

In realitate pistonul își restabilește dimensiunile în baza unei alte valori a coeficienților de dilatare termică liniară care sînt :

$$\begin{aligned} \alpha_{f 1T} &= 23,40 \times 10^{-6} \text{ 1/}^\circ\text{C} \\ \alpha_{f 1N} &= 24,00 \times 10^{-6} \text{ 1/}^\circ\text{C} \\ \alpha_{f 2T} &= 22,25 \times 10^{-6} \text{ 1/}^\circ\text{C} \\ \alpha_{f 2N} &= 22,55 \times 10^{-6} \text{ 1/}^\circ\text{C} \\ \alpha_{f 4T} &= 23,19 \times 10^{-6} \text{ 1/}^\circ\text{C} \\ \alpha_{f 4N} &= 22,74 \times 10^{-6} \text{ 1/}^\circ\text{C} \end{aligned}$$

și pentru care se recalculează valorile jocurilor de proiectare reasezate  $J_{pII}$ , care sînt date în tabelul 6.33

TABELUL 6.33

Valorile jocurilor de proiectare ale ajustajului piston-cilindru, calculate cu  $\alpha$  final.

Nr. Crt.	Tipul utilajului	Starea	Jocul de proiectare maxim $J_{pII}$ max(mm)	Jocul de proiectare minim $J_{pII}$ min(mm)	$J_{pII}$ (mm)
1.	1	tratat netratat	0,583 0,602	0,573 0,592	0,01 0,01
2.	2	tratat netratat	0,548 0,557	0,538 0,547	0,01 0,01
3.	4	tratat netratat	0,577 0,563	0,567 0,553	0,01 0,01

Luînd în considerare diferențele dintre datele tabelului 6.32 cu cele din tabelul 6.33, reiese diferențele valorilor jocurilor de proiectare (tabelul 6.34).

TABELUL 6.34 1<sup>\*)</sup>

Valorile diferențelor jocurilor de proiectare

Nr. Crt.	Tipul aliajului	Starea	Jp I max - Jp II max (mm)	Jp I min - Jp II min (mm)
1.	1	tratată netratată	0,036 0,018	0,036 0,018
2.	2	tratată netratată	0,026 0,007	0,026 0,007
3.	4	tratată netratată	0,048 0,022	0,048 0,022

După cum a reieșit și din rezultatele metodelor tratate anterior, la comparația efectuată între cele două stări aliajele netratate suferă în condițiile menținerii la 325°C transformări structurale în mai mică măsură decât aliajele tratate. Starea netratată presupune - prin calitatea pe care o prezintă de intermediar între starea tratată și cea recaptată - o structură mai stabilă decât a stării tratate termic. Aceasta datorită faptului că posedă o proporție mai redusă a constituentului secundar dizolvat de la turnare, față de starea tratată căreia i s-a asigurat punerea în soluție.

La ambele stări, dar mai ales la cea tratată valorile finale ale coeficienților de dilatare termică liniară - cele care stabilesc reșesarea jocului termic - sînt afectate de rezultanta atemării treptate pe parcursul încălzirii 220°C ... 325°C.

Dintre cele 3 tipuri de aliaje, valoarea minimă a coeficientului de dilatare termică liniară o prezintă aliajul de tip 2.

Valorile date în capitolul de mai sus sînt valabile pentru prima încălzire.

1<sup>II</sup>) Cîmpul de toleranță a jocului de proiectare :

= 0,01 mm, adică

$J_p I \max - J_p I \min = J_p II \max - J_p II \min$ , de unde rezultă

$J_p I \max - J_p II \max = J_p I \min - J_p II \min$  (6.23)

## 6.2.4. ANALIZA METALOGRAFICA

## A L I A J T I P 1.

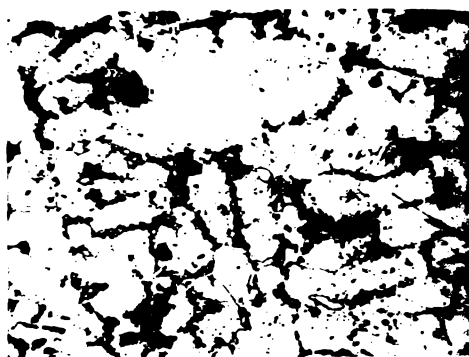


Fig.6.34

Incălzit la  $500^{\circ}\text{C}$ , răcit în apă la  $12^{\circ}\text{C}$ . Soluție solidă suprasaturată. Compuși chimici stabili <sup>nc</sup> dizolvați. Atac  $0,5\text{ cm}^3\text{ HF} + 100\text{ cm}^3\text{ H}_2\text{O}$ . 200 x.

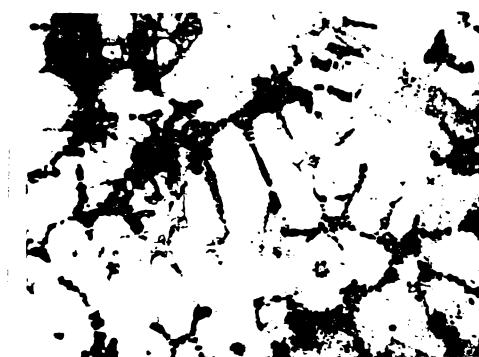


Fig.6.35

Turnat în cochilă. Soluție solidă,  $\text{Al}_2\text{Cu}$  și  $\text{Mg}_2\text{Si}$ . Atac  $0,5\text{ cm}^3\text{ HF} + 100\text{ cm}^3\text{ H}_2\text{O}$ . 200 x.

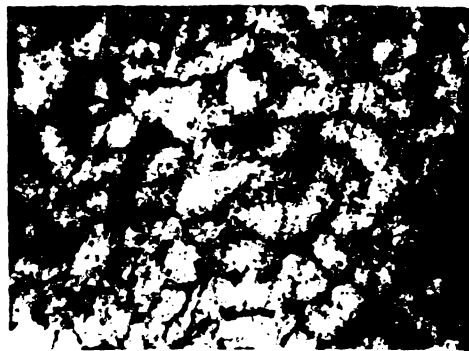


Fig.6.36

Tratat termic prin îmbătrânire artificială. Incălzit la  $300^{\circ}\text{C}$ . 18 ore. Constituent secundar separat din soluția solidă. Atac  $0,5\text{ cm}^3\text{ HF} + 100\text{ cm}^3\text{ H}_2\text{O}$ . 200 x.

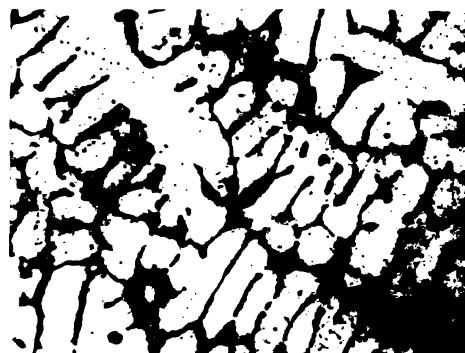


Fig.6.37

Turnat în cochilă. Incălzit la  $300^{\circ}$ , 18 ore. Atac  $0,5\text{ cm}^3\text{ HF} + 100\text{ cm}^3\text{ H}_2\text{O}$ . 200 x.

## ALIAJ TIP 2.

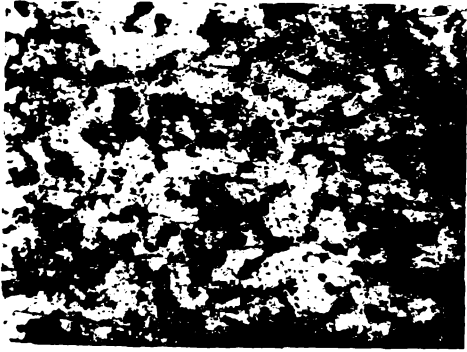


Fig. 6.34.

Incălzit la  $490^{\circ}\text{C}$ , răcit în apă de  $12^{\circ}\text{C}$ . Soluție solidă suprasaturată. Atac  $0,5\text{ cm}^3$  HF +  $100\text{ cm}^3$   $\text{H}_2\text{O}$  . 200 x

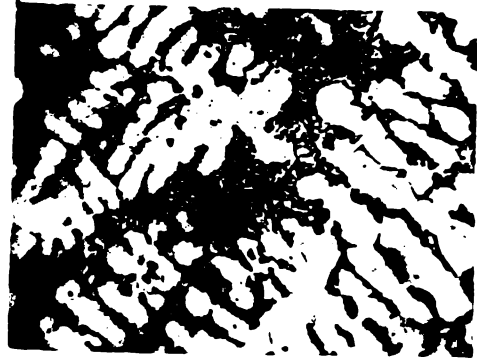


Fig. 6.35 .

Turnat în cochilă, modificat Al + eutecticul (Al + Si) granulație fină. Atac  $0,5\text{ cm}^3$  HF +  $100\text{ cm}^3$   $\text{H}_2\text{O}$  . 200 x.

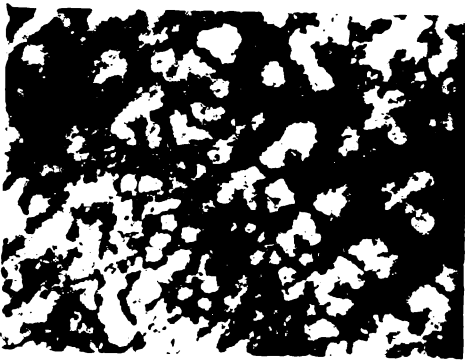


Fig. 6.36 .

Tratat termic prin îmbătrânire artificială. Incălzit la  $300^{\circ}\text{C}$ , 18 ore. Structură tinzind către starea de echilibru. Atac  $0,5\text{ cm}^3$  HF +  $100\text{ cm}^3$   $\text{H}_2\text{O}$  . 200 x.

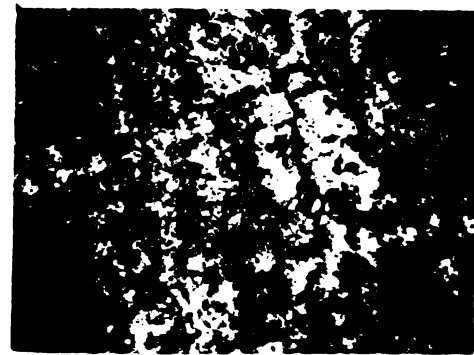


Fig. 6.37.

Turnat în cochilă. Incălzit la  $300^{\circ}\text{C}$ , 18 ore. Atac  $0,5\text{ cm}^3$  HF +  $100\text{ cm}^3$   $\text{H}_2\text{O}$  . 200 x.

## A L I A J T I P 3

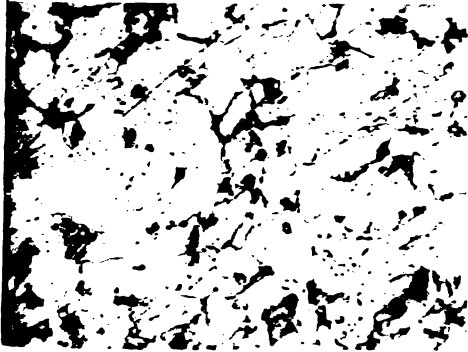


Fig.6.42.

Incălzit la 500, răcit în apă de 12°C. Soluție solidă supra-saturată. Compuși chimici nedizolvați. Atac 0,5 cm<sup>3</sup> HF + 100 cm<sup>3</sup> H<sub>2</sub>O . 200 x.

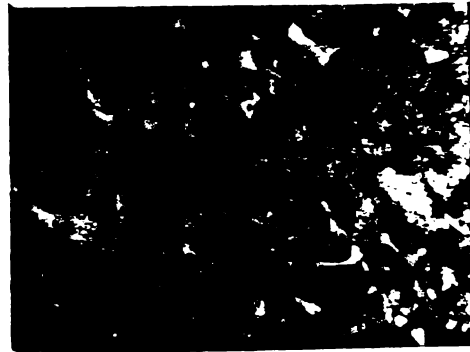


Fig. 6.43.

Turnat în cochilă soluție solidă și eutectical  $\alpha + \theta$ . Atac 0,5 cm<sup>3</sup> HF + 100 cm<sup>3</sup> H<sub>2</sub>O. 200 x.

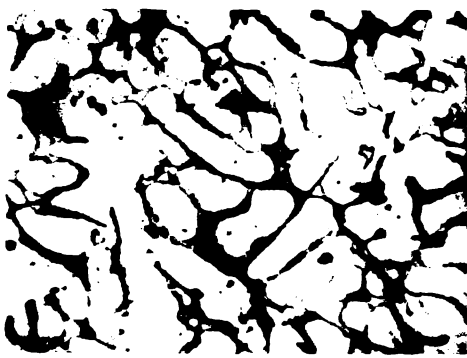


Fig.6.44.

Tratat termic prin îmbătrânire artificială. Incălzit la 300°C, 18 ore. Constituent secundar separat la limita grăunților soluției solide. Atac 0,5 cm<sup>3</sup> HF + 100 cm<sup>3</sup> H<sub>2</sub>O. 200 x.



Fig.6.45.

Turnat în cochilă. Incălzit la 300°C, 18 ore. Atac 0,5 cm<sup>3</sup> HF + H<sub>2</sub>O . 200 x.



## A L I A J T I P 4.

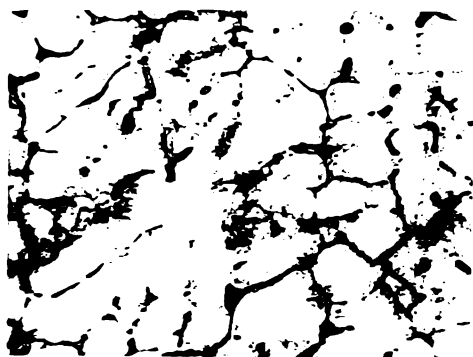


Fig. 6.46.

Incălzit la  $510^{\circ}\text{C}$  răcit în apă de  $12^{\circ}\text{C}$ . Soluție solidă supra-saturată, atac  $0,5 \text{ cm}^3 \text{ HF} + 100 \text{ cm}^3 \text{ H}_2\text{O}$ . 200 x.

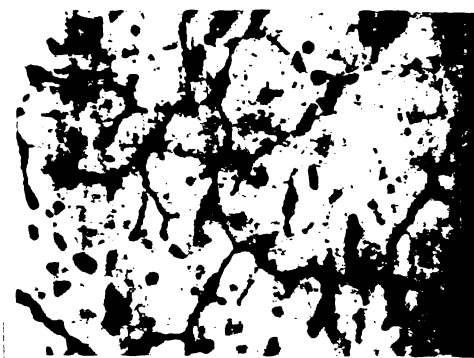


Fig. 6.47.

Turnat în cochilă. Atac  $0,5 \text{ cm}^3 \text{ HF} + 100 \text{ cm}^3 \text{ H}_2\text{O}$ . 200 x.

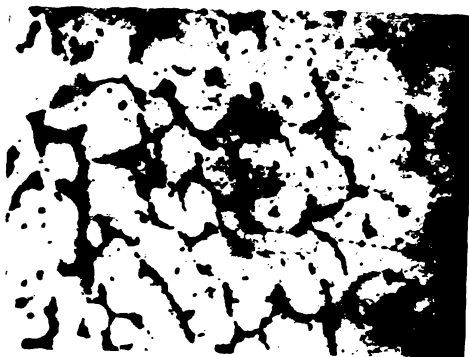


Fig. 6.48.

Tratat termic prin îmbătrânire artificială. Incălzit la  $300^{\circ}\text{C}$ , 18 ore. Atac  $0,5 \text{ cm}^3 \text{ HF} + 100 \text{ cm}^3 \text{ H}_2\text{O}$ . 200 x.

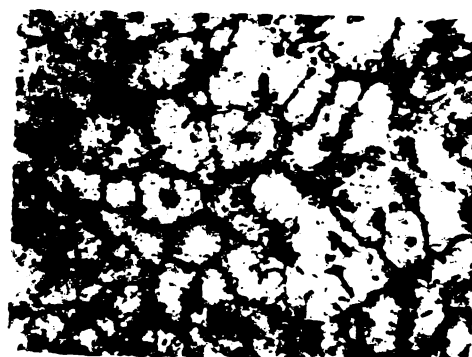


Fig. 6.49.

Turnat în cochilă. Incălzit la  $300^{\circ}\text{C}$ , 18 ore. Atac  $0,5 \text{ cm}^3 \text{ HF} + 100 \text{ cm}^3 \text{ H}_2\text{O}$ . 200 x.

**PARTEA VI - a**

---

## CAPITOLUL 7

### C O N C L U Z I I

1.- Proportia constituenților și fazelor aliajelor ternare se poate calcula dintr-o diagramă pseudobinară de proporție a constituenților și fazelor.

2.- Metodele de calcul originale expuse în lucrare sînt următoarele și sînt expuse în partea a III-a a lucrării :

- 2.1. Metoda analitică a cazului general
- 2.2. Metoda analitică a cazului particular
- 2.3. Metoda grafo-analitică, varianta 1
- 2.4. Metoda grafo-analitică, varianta 2
- 2.5. Metoda grafică

3.- Intre cele 5 metode de calcul nu apar erori decît cu totul neglijabile.

4.- Proportia constituenților și fazelor aliajelor cuaternare sau polinare se poate calcula prin metoda originală propusă în lucrare în cadrul părții a IV-a din lucrare.

5.- Calculul proporției constituenților și fazelor la diferite temperaturi, la aliajele polinare tratate în lucrare, conduce la stabilirea dinemicii de transformare la răcire și la încălzirea lentă a aliajului.

6.- S-au stabilit coeficientul absolut de supraturare a aliajului ( $D_A$ ) și coeficientul relativ de supraturare a aliajului ( $D_R$ ).

7.- Valorile lui  $D_A$  și  $D_R$  sînt în strînsă legătură cu parametrii tratamentului termic și cu proprietățile aliajelor complexe de aluminiu solicitate în regimul termic de func-

ționare, deoarece acești coeficienți reflectă, sub aspect cantitativ, posibilitățile de punere în soluție a fazelor care participă la tratamentul termic de durificare dispersă.

8.- Aliajele complexe de aluminiu, utilizate la confecționarea pistoanelor motoarelor cu ardere internă, atât cele tratate termic cât și cele netratate, suferă transformări în regimul termic de funcționare al motorului, fapt arătat în lucrare în cadrul paragrafului 6.2.2.2. Aceasta deoarece, după cum este arătat în lucrare, valorile temperaturilor de funcționare ale pistoanelor, ating sau depășesc valorile critice ale temperaturilor de separare a fazelor dizolvate în soluția solidă.

9.- Standardele în vigoare pretind, în scopul certificării calității aliajelor utilizate anumite valori ale proprietăților la rece. În lucrare se dovedește că aceștia sînt "pseudo-proprietăți" și că este absolut obligatorie introducerea normelor care să condiționeze funcționarea la cald a aliajului de piston.

10.- Se necesită de asemenea și stabilirea normelor pentru proprietățile redobîndite la rece, după solicitarea în regimul de funcționare a motorului.

11.- Proprietățile mecanice studiate măsurate la cald scad chiar la încălzirea continuă. După cum reiese din expunerea făcută în cuprinsul subparagrafului 6.2.2.2.1., începînd chiar la valori relativ mici ale temperaturii (100... 150°C) proprietățile mecanice încep să scadă. Aceasta datorită începutului de scădere a coeziunii atomilor.

12.- Proprietățile mecanice studiate, continuă să scada treptat la menținerea pînă la un timp critic, la temperaturi care depășesc valorile temperaturilor critice de menținere în soluție. Timpul critic este în funcție de starea și natura aliajului și de temperatura la care se menține aliajul. Valoarea timpului critic pentru temperatura de 220°C este de dată în tabelul 6.28.

13.- Scăderea proprietăților la menținerea la o anumită temperatură se face pînă la "timpul critic" de la care apare stabilizarea proprietăților. Stabilizarea proprietăților intervine deodată cu definitivarea procesului de transformare. Natura acestei transformări precum și aspectul cantitativ al ei sînt date de starea aliajului, tipul de aliaj și temperatura de încălzire la menținere.

14.- Aliajele tratate termic sînt superioare celor netratate, comparația făcîndu-se pînă la temperatura de 300°C.

15.- În preajma temperaturii și timpului critic de menținere, proprietățile tind să se egaleze indiferent de starea aliajului.

16.- Se consideră indicat tratamentul termic (mai ales la aliajele de tip 1, 3 și 4), deoarece aliajele tratate păstrează o superioritate evidentă chiar și la 300°C.

De asemenea această superioritate se manifestă și în privința valorilor proprietăților redobîndite la rece.

17.- Superioritatea aliajelor tratate termic este mai subliniată în cazul solicitărilor la temperaturi mai mici.

Aici ținînd seama de faptul că pistonul este solicitat la valori de temperatură mai mici decît 300°C, în zone importante cum ar fi regiunea segmentilor și în special a bosalor, se remarcă superioritatea aliajelor tratate termic.

18. Tratamentul termic nu este obligatoriu a fi complet (încălzire pentru punere în soluție și răcire rapidă pentru menținerea în soluție urmată de faza a doua aceea a tratamentului termic artificial de durificare dispersă). Aici pentru a realiza valori optime în regimul termic de funcționare (la cald și redobîndit la rece) și nu valori maxime inițiale la rece, se propun drept factori determinanți :

- a) compoziția chimică a aliajului
- b) condițiile de turnare
- c) tratamentul termic

Privitor la tratamentul termic acesta poate să recurgă la următoarele rețete :

- c<sub>1</sub>)** Asigurarea unei răcirii relativ rapide la turnare care să realizeze în oarecare măsură punerea în soluție, după care urmează îmbătrânirea naturală. Practic în aceste condiții, aliajului nu i s-a aplicat nici un tratament termic (este cazul aliajelor din lucrare considerate netratate și notate cu N). Aceste aliaje au valori mici ale proprietăților inițiale și pierderi mari ale proprietăților la cald, atât la încălzirea continuă cât și la menținere.
- c<sub>2</sub>)** Punerea în soluție prin încălzire în domeniul soluției solide și răcire rapidă urmată de o îmbătrânire naturală.
- c<sub>3</sub>)** După punerea în soluție (conform datelor de la punctul c<sub>2</sub>) urmează tratamentul termic artificial (este cazul aliajelor din lucrare notate cu T). Acestea au valori mari ale proprietăților inițiale și cu toate pierderile absolute mari, păstrează superioritatea proprietăților determinate atât la cald cât și a celor determinate la rece.

19.- Incepînd de la 300°C între proprietățile aliajelor tratate și a celor netratate, diferențele devin negliabile.

20.- Temperatura de 325°C se arată a fi hotărîtoare în privința anihilării diferențelor valorilor de duritate măsurate la cald, proprii stării tratate și celei netratate.

21.- Analiza dilatometrică este de asemenea concludentă în privința transformărilor calitative și cantitative pe care le suferă aliajele studiate, la menținerea la 300°C.

22.- Coeficientul de dilatație termică liniară cu valoarea maximă îl obține aliajul de tip 4, consacrat sub titlul

de "aliajul  $\gamma$ ".

23.- La menținere la  $300^{\circ}\text{C}$ , atât la aliajele tratate cât și la cele netratate termic, se observă și prin analiză dilatometrică transformări.

24.- La încălzirea continuă, pînă la  $300^{\circ}\text{C}$  se produc, peste temperatura de  $220^{\circ}\text{C}$  atât separări cât și redizolvări în stare de echilibru metastabil care determină un coeficient de dilatație termică liniară la valori care au suferit influențe cumulate a celor două naturi de transformare.

25.- Aceste transformări de natura separărilor urmate instantaneu de o redizolvare, sub formă de echilibru metastabil, stabilesc o rezultantă cu caracter preferențial spre un aspect cantitativ favorabil separărilor, atât la încălzire continuă și mai ales la menținere.

26.- Influența mai evidentă atât sub aspect calitativ cât și sub aspect cantitativ, o suferă aliajele tratate termic. Dintre acestea cele mai vizate sînt cele care prezintă un coeficient de suprasaturare absolut ( $D_A$ ) mai mic.

27.- Aliajele netratate nu suferă aceeași măsură cantitativă a rigorilor solicitărilor la cald. Din această cauză acestea prezintă un coeficient de dilatație termică liniară mai mic.

28.- La aliajele recoapte, în timpul încălzirii continue, nu intervin decît fenomenul de dizolvare treptată în soluția solidă a fazei secundare polinare, conform variației limitei de solubilitate a soluției solide, indicată de coeficientul  $D_A$ .

29.- Jocul termic de exploatare suferă transformări după solicitarea în regimul termic de funcționare a pistonului.

30.- Calculul jocului termic de exploatare nu este indicat a se face cu coeficientul de dilatație stabilit la încălzirea continuă.

31.- După menținere la temperaturi superioare domeniului critic de transformare, apare datorită transformărilor intervenite o altă valoare a coeficientului de dilatație termică liniară.

32.- Valoarea coeficientului de dilatație termică liniară, obținută la încălzire continuă, neinfluențată fiind de aspectul integral al transformărilor care intervin, nu reprezintă valoarea efectivă a acestuia. Din această cauză, această valoare participă în calculele jocului termic ca o pseudoproprietate. Ea are caracter metastabil.

33.- Stabilitatea coeficientului de dilatație termică liniară apare după menținere, când acesta dobândește o valoare finală mai mică decât cea inițială instabilă.

34.- Datorită scăderii coeficientului de dilatație termică liniară pînă la valoarea stabilă a acestuia se impune un calcul al valorilor al jocului termic de funcționare real, în funcție de valoarea finală a acestui coeficient.

35.- Ținînd seama de cele de mai sus, jocul termic de exploatare are tendința de creștere fapt pentru care se impune o restabilire a valorii raportului dimensiunilor de contact, a ajustajului piston-cilindru. Această valoare supraunitară crește prin corecția care este obligatoriu a se efectua. Corecția intervine ca o măsură necesară determinată de eroarea sistematică ( ).

36.- Această eroare sistematică este mai mare la aliajele tratate termic. Cea mai mare valoare a lui  $\alpha$  o are aliajul 4 (de tip 4) tratat termic. Cea mai mică valoare a lui  $\alpha$  o prezintă aliajul de tip 2 netratat.

37.- Din această cauză se necesită revizuirea condițiilor de calcul a jocului termic de exploatare realizat în ajustajul termic piston cilindru.



B I B L I O G R A F I E

A. C Ă R T I

1. Apostolescu N; Bătagă N.  
Motoare cu ardere internă  
Editura Didactică și Pedagogică București 1967
2. Bănărescu M.  
Motoare cu ardere internă  
Editura Tehnică București 1967
3. Boltinschi V.  
Motoare de tractoare și automobile  
Editura Tehnică București 1955
4. Brontmann L.I.; Krook R.H.  
Modern composite materials.  
Adisson-Wesley Publishing Company-Reading  
Massachusetts 1968
5. Buzdugan Gh.  
Rezistența materialelor vol.II  
București. Editura Tehnică 1960
6. Buzdugan Gh.  
Mașini pentru încercările mecanice ale materia-  
lelor. București, Ed.Acad.R.S.România 1953.
7. Chaussin C.; Hilly G.  
Métallurgie Paris Dunod 1953
8. Colan H.  
Metalurgie Fizică  
Ed.I.P.Cluj 1964
9. D'Isa F.A  
Mechanics of Metals  
Adison-Wesley Publishing Comp.1962

10. **Danşa A.; Chisu A.; Trebonius I.**  
**Pistoane**  
**Editura Tehnică Bucureşti 1961**
11. **Frenkel I.I.**  
**Introducere în teoria metalelor**  
**Editura Tehnică 1953**
12. **Gâdea S.; Protopopescu M.**  
**Aliaje neferoase**  
**Editura Tehnică Bucureşti 1965**
13. **Glasunov A.**  
**Métallographie. Les diagrammes d'équilibre par**  
**questions et réponses.**  
**Paris Dunot 1951.**
14. **Guy G.A.;**  
**Physical metallurgy for engineers.**  
**Adison-Wesley Publishing Comp.1962**
15. **Hultgren R.; Orv R.L.; Anderson Ph.D.; Kelley K.R.**  
**Wiley I.**  
**Thermodynamic Properties of Metals and Alloys**  
**1967**
16. **Hume - Rothery W.**  
**Metallurgical equilibrium diagrams.**  
**London 1952**
17. **Lamsden I.**  
**Termodinamica splayov**  
**Metallurghizdat 1959**
18. **Livsit B.G.**  
**Metallografia**  
**Metallurghizdat 1963**
19. **Malţev M.V.**  
**Metallografia tretnik metallov i splayov.**  
**Metallurghizdat 1960**
20. **Mardarescu R.; Hoffmann V.; Abăitâncei D.**  
**Motoare pentru automobile şi tractoare.**  
**Editura Didactică şi Pedagogică Bucureşti 1968**

21. Maslov D.P și a.  
Tehnologia construcției pieselor de automobile  
și tractoare.  
Editura Tehnică București 1955
22. Moga Al.  
Materiale noi în construcția de mașini.  
Editura Tehnică București 1964
23. Nădășan St. și a.  
Încercări și analize de metale  
București Editura Tehnică 1965
24. Petrov D.A.  
Triciclic sistem  
Izd. A.N.S.S.S.R. 1953
25. Petrov D.A.  
Vaprosi teorii splavov alumina  
Metallurghizdat 1951
26. Rhines F.H.  
Phase Diagrams in Metallurgy  
New York 1956
27. Rostovțev S.T.  
Teoria proceselor metalurgice  
Editura Tehnică 1959
28. Schumann H.  
Metalurgia fizică.  
Editura Tehnică 1962
29. Sella G.  
Invecchiamento delle leghe leggere  
V.Hoepli-Milano 1940
30. Sergescu V.  
Introducere în fizica solidului  
Editura Tehnică București 1956
31. Slavin D.O și Saphiro D.M.  
Încercările mecanice ale metalelor

32. Slavinschi M.P.  
Proprietățile fizico-chimice ale elementelor  
Editura Tehnică București 1955
33. Slătineanu I.  
Măsurarea caracteristicilor mecanice  
ale metalelor.  
Editura Tehnică 1958
34. Smiriaghin A.P.  
Promislenne tvetnie metalli i splavi.  
Metallurghizdat 1956
35. Tvetkov V.G.  
Motoare cu ardere internă.  
Editura Tehnică 1965
36. Vol.A.E.  
Stroenie i svoistva dvoimih metaliceskih  
sistem.  
Tom I, II  
Fizmatghiz 1959, 1962
37. Weiss R.  
Solide State Phisico For Metallurgis 1967
38. Worting A.G. și Gefner I.  
Prelucrarea datelor experimentale.  
Editura Tehnică București 1959

B. ARTICOLE

39. Afonskii I.F.; Korciaghin A.I.  
Mejristallitnoe razruşenie dispersionno  
uprocinennih aliuminievih splavov.  
M.T.C.M. 1967 Nr.6 pag.24
40. Agheev M.V.; Glazunov S.G.; Petrova L.A.;  
Tarasenco G.N.; Grancova L.P.  
Starenie - splavov sistemî Ti-Mo-Cr-Fe-Al  
Metallovedenie ; termicescaia obrabotka metallov  
1965 Nr.5 pag.33

41. Alitman M.B.; Postnicov N.S.; Lectionova L.I.  
Liteinii germeticiiñi splay sisteni Al-Si-Mg.  
Metallovedenie i termicescaia obrabotka  
metallov 1964 Nr.6 pag.15
42. Altenpohl D.; Steinegger A.F.  
Influence du procédé de coulée et du traitement  
thermique préalable sur la fabrication des  
alliages d'aluminium malléables.  
Revue de métallurgie Nr.7-8 juillet 1968
43. Althof F.C.  
Beitrag zum Problem der Kaltaushärtung von  
Aluminium. Legierungen auf Grund dilatometrischer  
Messungen. z.f.M. 40 Nr.2 - 1949
44. Archer M.J.; Martin J.W.  
The effects of structure and cyclefrequency  
upon the rate of fatiguecrack propagation in  
an aluminium-zinc-magnesium alloy.  
The Journal of the Institute of Metals 1968  
vol.96 pag.167-171
45. Archer M.J.; Martin J.W.  
Fatigue - Crack Propagation in an Al-Zn-Mg  
alloy.  
The Journal of the Institute of Metals 1968  
vol. 96 april p.127-128
46. Bagiu L. și a.  
Cercetări teoretice și experimentale cu pri-  
vire la aliajele pentru pistoanele motoarelor  
cu combustie internă.  
Bul.St.și Tehn. I.P.Timișoara Tom 7 (21) 1962
47. Bagiu L. și a.  
O nouă metodă de tratament termic pentru duri-  
ficarea aliajelor complexe de aluminiu.  
Bul.St. și Tehn. I.P.Timișoara Tom 3(17) 1958
48. Bagiu L. și a.  
Cercetări teoretice și experimentale cu privire  
la înlocuirea aliajelor pentru pistoanele mo-  
toarelor cu ardere internă.  
Bul.St. și Tehn. I.P.Timișoara Tom 7(21) 1962

49. **Bagiu L. și a.**  
Cu privire la influența tratamentelor termice asupra comportării unor aliaje de pistoane la temperatura de funcționare.  
Bul.St. și Tehn. I.P.Timișoara Tom 8 (22) 1963
50. **Bagiu L. și a.**  
Influența temperaturii de încălzire și a timpului de menținere asupra valorilor coeficientului de dilatare termică liniară, a aliajelor complexe de aluminiu.  
Bul.St. și Tehn. I.P.Timișoara Tom 8(22) 1963
51. **Bagiu L.; Sporea I.**  
Cercetări experimentale pentru înlocuirea aliajului silafont din import, folosit la turnarea rotorului ventilatorului L.D.I.  
Bul.St. și Tehn. I.P.Timișoara Tom.10 (24) 1964
52. **Balakhir Z.A.**  
Issledovanie protessa rastvorenia MgO o sistemah M7- $AlF_3$ (M și Na, K)  
Izvestia sibirskogo otdelenia akademii nauk S.S.S.R. 1968 Nr.2 pag.30-33
53. **Barat A.; Drouzi M.**  
Relations de la limite d'élasticité avec la charge de rupture et l'allongement dans les alliages d'aluminium de fonderie. Application au contrôle.  
Revue de métallurgie Nr.6 1967
54. **Beleasov A.P.; Golistein R.M.**  
Vlianie malih dobavoc titana, berillia, gallia, renia i niobia na velicinu zerna aluminia posla nagreva; deformații.  
Metallovedenie i termicescaia abrobotca metallov 1961 Nr.7 pag.37.
55. **Beghi G.; Bierman D.; Bonnet P.; Corin M.; Piatti G.**  
Contribution à l'étude des alliages Aluminium-Fer.  
Revue de métallurgie Nr.6 1965 pag.485
56. **Bocivar O.S.; Ahina E.V.**  
Vlianie gomoghenizații na structuru i svoistva slitcov tehnicessvovo aluminia.  
M.T.O.M.1966 Nr.8 pag.24

57. Bocstein S.Z.; Ghiunagvili D.A.; Gudcova T.I.;  
Kiskin S.T.  
Isparenie i poroobrazovanie o aliuminievh i  
rednotincovih splavah.  
M.T.O.M. 1966 Nr.8 pag.2
58. Bocstein S.Z.; Bronfin M.B.; Kiskin S.T.; Maricev V.A  
Issledovanie diffuzii magna o aliuminii  
metodom isparenia o vacuume.  
Metallovedenie i termicescaia obrabotka metallov  
1965 nr.4 pag.36
59. Borchers H. ş.a.  
Streckgrenzenverhalten von Aluminium-Magnesium-  
Sierungen bei verschiedenen Gefügeständen und  
Temperaturen. Aluminium.  
RFG 44 1968 ian. nr.1 pag.47-51
60. Borchers H.; Tenckoff E.  
Über den Einfluss der Oberflächenbeschaffenheit  
auf das Spannungsrissskorozions-Verhalten von  
Al-Zn-Mg Gusslegierungen.  
RFG 59 1968 ian. Nr.1 pag.58-62
61. Bresson Y.; Renouard M.  
Tendances actuelles dans les traitements ther-  
miques des alliages légers.  
Revue de Metallurgie Nr.2 1962
62. Burminakaia L.N.; Zaboilev-Zotov V.V.; Niculin I.M.  
Paşkov P.O.  
Procinosti dvuhfaznih smesei na aliuminievoi  
osnove.  
M.T.O.M. 1967 Nr.6 pag.27
63. Biscondi M.; Goux C.  
Fluage intergranulaire de bicristane orientes  
d'aluminium.  
Revue de metallurgie Nr.2 fevrier 1968 pag.167
64. Caisso J.; Guillot J.  
Contribution des lacunes dans l'effet Portevin  
Le Chatelier des alliages Al-Mg.  
Revue de Metallurgie 1962 Nr.5
65. Calvet I.; Renon C.; Martinod A.  
Amelioration progressive des proprietes de  
fluage de l'alliage Al-6% Cu  
Revue de metallurgie Nr.9 1966

66. Castro R.; Tricot R.  
II. Etude de la reversibilité durcissement  
structural des alliages inoxydables  
du type 17% Cr 25% Ni  
Revue de métallurgie Nr.9 1964
67. Chisacov S.  
Determinarea sodiului în aluminiu modificat  
Metalurgia Nr.3 1964
68. Cohen I.B.; Kimball O.F.; Meshii M.; Rundman E.  
Evidence for vacancies associated with  
pre-precipitates.  
14 Nr.4 1966
69. Cotner J.R.; Tegart W.J.  
High-Temperature Deformation of aluminium  
magnesium. Alloys, at high strain rates.  
The journal of the institute of metals vol.97  
1969 martie pag.73-79
70. Dan G.  
Studiu asupra defectelor pistoanelor din aliaje  
ușoare și ameliorarea lor prin tratament termic.  
Studii și cercetări de mecanică și metalurgie.  
Tom III. Nr.3-4 1952
71. Dannilov I.S.  
Influența mărimii grăuntelui asupra efectului  
Bauschinger.  
Metallovedenie i termicescaia obrabotka metallov  
1964 nr.9 pag.38-41
72. Develoy R.  
Proprietăți mecanice ale aliajilor de aluminiu  
cu rezistență înaltă la 20-196°C în stare sudată  
și nesudată.  
Revue de Métallurgie vol.62 Nr.5 1965 pag.463-477
73. Develoy R.L.  
L'alliage A-U2GN résistant à chaud, progrès  
réalisé dans sa connaissance métallurgique et son  
développement.  
Revue Aluminium 352 1967



74. **Dobatkin V.I.; Kozlovskaja V.P.; Golobmatova T.N.**  
Sifernaia structura o islome pressevannih izdelii iz aluminievovo splava D16.  
Metallovedenie i termiceskaia obrabotka metallov  
1963 nr.12 pag.7
75. **Dobatkin V.I.; Grišcovet Ia.G.**  
Recristalizacija dvoinih splavov aluminia a manganem i tironiem  
M.T.O.M. 1966 Nr.8 pag.27
76. **Driț M.E.; Kadaner A.S.; Crehova A.M.**  
Vlianie medi i serebra na starenie i mehaniceskie svoistva sistemf Al-Zn-Mg  
M.T.O.M. 1967 Nr.2 pag.33
77. **Driț M.E.; Kadaner A.S.; Kuzimina V.I.**  
Vlianie litia na starenie i mehaniceskie svoistva splavov sistemf Al-Zn-Mg.  
M.T.O.M. 1967 Nr.12 pag.50
78. **Elaghin V.I.**  
Osobenosti starenia splavov sistemf Al-Zn-Mg  
M.T.O.M. 1966 Nr.8 pag.15
79. **Ermanoc M.Z.**  
Vlianie temperaturi i sconosti deformații na mehaniceskia svoistva splava AMg6  
M.T.O.M. 1967 Nr.8 pag.59
80. **Eskin G.I.; Fridliander I.N.**  
Cristalizacija splavov aluminia s mediu pod vozdeisteiem ultrazvucovih kolebanii  
Metallovedenie i termiceskaia obrabotka metallov  
1962 Nr.4 pag.32
81. **Fell E.A.; Doyle W.M.**  
The effect of intermediate cold work on the structure of Magnesium. RR58 Alloy sheet  
J.Inst.Metals 93 (1964-1965)
82. **Ferrier A.**  
Utilisation des diagrammes de phases des systèmes binaires pour le calcul de la chaleur de fusion du solvant.  
Revue de metallurgie Nr.7 juillet 1966

83. Forstner E.  
Neuseitliche Geräte für die Härteprüfung  
Ind. Ans. 33 1961 pag. 557
84. Fouquet J. și a.  
Étude du vieillissement après trempe et après  
écrouissage d'aciers à bas entre 20 et 100 °C
85. Fridliander I.N.; Zaitzeva N.I.; Artemova M.S.  
Vlianie stupenciatoivo starenia na svoistva  
splavov sistemii aliuminii - ținc - magnii  
Metallovedenie i termicescaia obrabotka metallov  
1963 nr.12 pag.26
86. Fridliander I.N.; Iațenco C.P.; Semenova Z.G.;  
Necrașova G.A.  
Splavi na aliuminievo - berillievoi osnove.  
Metallovedenie i termicescaia obrabotka metallov  
1965 nr.3 pag.2
87. Fridliander I.N.  
Issledovanie starenia aliuminievh splavov sistem  
Al-Zn-Mg i Al-Zn-Mg-Cu  
1965 M.T.O.M. Nr.8 pag.43
88. Fridliander I.N.; Gherșicova N.S.; Zaitzeva N.I.  
Issledovanie kineticii starenia splava V 92 T  
sistemii Al-Zn-Mg.  
M.T.O.M. 1966 Nr.8 pag.11
89. Fridliander I.N.  
Legkie splavi za 50 let.  
M.T.O.M. 1967 nr.11 pag.31
90. Fridliander I.N.; Setinkov O.A.; Titarenco I.I.;  
Garasova T.V.; Lașco I.F.; Hromova O.A.  
Issledovanie himicescovo sistava i structuri  
svarnih soedinenii splavov Al-Zn-Mg  
M.T.O.M. 1967 Nr.12 pag.20
91. Fridliander I.N.; Kolpacoov A.A.; Gabidullin R.M.;  
Siriaeva N.V.;  
Soonnosti Al-Mg-Li splavov a obrazovaniiu inter-  
metallidov.  
M.T.O.M. 1969 Nr.2 pag.18

92. Tumeran M.; Dedien E.; Caisso J.  
Etude compare du durcissement structural par les  
méthodes classiques et par microscopie, électronique.  
Cas de l'aluminium à 12%  
Revue de metallurgie nr.9 1963
93. Galatki B.D.; Fridliander I.N.  
Apredele nie dlitelnosti nagreva pod sacalcu  
pressovannih izdelii iz duraliuminov.  
Metallovedenie i termicescaia obrabotka metallov  
1962 nr.11 pag.13
94. Girleanu Gr.  
Cauzele aparitiei incluziunilor dure la piesele  
turnate din aliaje de aluminiu.  
Metalurgia nr.5 1966
95. Gerold V.; Haberkorn H.  
Röntgenographische Untersuchung der Kalt-  
härtung von Aluminium-Magnesium-Kupfer und  
Aluminium-Magnesium-Zink Legierungen.  
Z.f.M. 50 nr.10 1959
96. Gibbs G.B.  
Modele pour la diffusion des métaux à réseau  
cubique  
Revue de metallurgie nr.11 1965
97. Grange G.; Letière H.I.; Michaud R.  
Evolution des pliages au cours de la traction  
à chaud de gros cristaux d'aluminium.  
Revue de metallurgie nr.10 oct.1966
98. Grauhl W.; Achenbach D.; Falla F.L.  
Pressverhalten und Eigenschaften niedrig legierten  
Al-Zn-Mg Werkstoffe.  
Mtal 22 1968 nr.3 pag.206-211
99. Grebenkin V.S.; Dzikovici I.Ia.  
Issledovanie respedelenia necotorih elementov o  
aliuminievo-cremnievih splavah mikrorentgheno-  
spectralinim metodoru.  
M.T.C.M. 1968 nr.10 pag.28
100. Guilhandis A.  
Influence de teneurs en fer et en manganese sur la  
resistance à la corrosion des alliages legeres  
Al-Si-Mg.  
Revue de metallurgie nr.2 1965

101. Gruyet P.  
Contribution à l'étude de la plasticité du  
composite aluminium-alumine.  
Revue de metallurgie nr.7, 8 1964
102. Henon I.P.; Wache C.; Manenc J.  
Etude de la precipitation des alliages Fe-Ti,  
Fe-Ti-Si, Fe-Ti-Ni
103. Hess E.G.  
Contribution a l'étude des possibilités de  
fabrication de produits en aluminium fritté  
Revue de metallurgie nr.10 1964
104. Huber A.  
Studiu asupra turnării în tipar metalic a pistoa-  
nelor de tip auto. Studii și cercetări de mecanică  
și metalurgie.  
Tom II nr.3-4 1952
105. Iliushko E.G.; Bedarev A.S.  
Zacalca detalei iz aliuminievih splavov o jidcom  
azote.  
M.T.O.M. 1968 nr.1 pag.46
106. Kelly A.; Nicholson B.  
Precipitation Hardening Progres in materials  
science 10 nr.3 1965
107. Klighin L.P.  
Vlianie structuri na procinosti pressovannih  
izdelii iz splava D1.  
M.T.O.M. 1968 nr.2 pag.65
108. Kolobnev N.I.; Kushner L.B.; Mitin D.M.; Tevis P.I.  
Termicescaia obrabotka aliuminievih splavov o  
peciah tipa PAP  
M.T.O.M. 1968 nr.1 pag.49
109. Komarova M.F. ș.a  
Issledovanie razlicnih rezimov starenia i  
vozvrata o splove aliuminii magnii  
Fiz.metallov Metallovedenie URSS 24  
4 oct.1967 p.641-648
110. Kosarev A.I.; Bici A.N.; Krimcikova A.F.; Kozocikina E.S  
Parfenova M.V.; Sizova R.M.  
Svoistva splava AK 4-1 poale dopolnitelino  
starenia pod napiajeniem

111. Kostlin K.; Schaaber O.  
Deformation à froid d'un alliage Al-Mg-Si après  
recent de mise en solution avec ou sans durcissement  
à chaud préventif.  
Revue de Metallurgie nr.2 1962
112. Krupkorsky A.  
Sur la thermodynamique des solutions solides des  
métaux.  
Revue de Metallurgie nr.1 1962
113. Krupotkin Ia.M.; Gohstein M.B.  
Vlianie malih dobavoc teria, jeleza, nikelia i  
cobalita na mehanicheskie svoistva i alectropro-  
vodnosti aliuminia.  
M.T.O.M. 1966 nr.8 pag.60
114. Kuhlman I.; Wildorf D.;  
Vacancies and vacancy complexes in quenched FCC  
metals. Lattice defects in quenched metals.  
Academic Press 1965
115. Kuznetsova E.A.; Davidova M.A.; Mabatova I.A.;  
Bubensicov V.S.  
Vlianie starenia na zamedlenoe razrusenie svarnih  
soedinenii iz splavov sistemi Al-Zn-Mg.  
M.T.O.M. 1966 nr.8 pag.20
116. Loeşin F.L.; Bolider F.G.; Sizova R.M.  
Fazovii sostav pograncinovo aloia bimetalia  
aliuminiadi  
M.T.O.M. 1967 nr.11 pag.72
117. Lorimer C.W.; Nicolson R.B.  
Further results on the nucleation of precipitates  
in the Al-Zn-Mg system.  
Met.14 - 1966
- 118. Maître Fde.; Bobin F.  
Contribution à l'étude du durcissement dans les  
alliages cuivre-aluminium industriels.  
Revue de metallurgie oct.1968 nr.10
119. Marcu P și colaboratorii  
Elaborarea și turnarea aliajelor deformabile  
de tip Al-Mg rezistente la coroziune  
Metalurgia Nr.7 1965 pag.358-363

120. Marge A.; Souffrant P.; Lesard J.J.; Renonard M.  
Quelques problèmes métallurgiques posés par le  
formage des tôles en alliage du type  
Revue de métallurgie nr.9 1964
121. Martinod H.; Calvet I.  
Sur la stabilité à chaud des alliages d'aluminium  
réfractaires du type A-U2GN.  
ONERA Note technique nr.62 1962
122. Martinod A.; Rexon C.; Calvet J.  
Influence de la déformation après trempe sur les  
caractéristiques mécaniques et de la résistance  
à un fluage d'alliages d'aluminium utilisés en  
aéronautique.  
Revue de métallurgie nr.10 - 1966 pag.815-822
123. Mercier J.; Chevigny R.  
Traitement du type trempe-écrouissage-restauration  
sur les alliages d'aluminium à traitement  
thermique.  
Revue de métallurgie 1963 nr.1
124. Moulin J.; Adenis D.  
Aspect micrographiques particuliers de la  
structure de l'A-UGN.  
Rev.Aluminium 355 1967 pag.937
- 125. Boulin I.; Adenis D.  
Contribution à l'étude de la microstructure de  
l'alliage d'aluminium résistant à chaud A-U2GN.  
Revue de métallurgie nr.6 juin 1968 pag.505
126. Naudon A.; Guillot J.; Jaulin M.; Dedien L.; Caisso J.  
Etude comparée par essais mécaniques, microscopie  
électronique, résistivité du vieillissement de  
solutions solides d'aluminium.  
Revue de métallurgie nr.6 1966
127. Oreskina A.A.; Sviderskaia Z.A.  
Izmenenie svoisto i strukturi splavov Mg-Al o  
zavisimosti ot uslovii termomekhanicheska obrabotki.  
Fizika i himia obrabotki materialov 2 1968  
nr.5 pag.86-91

128. Ovecikin B.I.; Erenina Z.A.  
O mehanizme plasticeskoi deformatsii pri prokatke  
splava Mg-L-Al.  
Fizika metallov i metallovedenie 1968  
Tom 26 Vip.6 p.1096-1100
129. Parbutic P.A.; Iubenskii M.Z.  
Vlianie titana na struktura i svoistva aliuminia  
M.T.O.M. 1967 nr.12 pag.66
130. Pogodin-Alecseev G.I.  
Sistematičeskii analiz binarnykh splavov i ikh diagramm  
sostoianii po harakteru protocainnykh o nih  
prevraschenii.  
M.T.O.M. 1967 nr.1 pag.34
131. Pospelov K.S.; Fedorenko L.I.; Frolova M.P.;  
Karacozova A.G.  
Struktura i mehanicheskie svoistva splava B 93 pri  
plasticeskoi deformatsii rastiajeniem.  
M.T.O.M. 1969 nr.8 pag.50
132. Raitberg L.H.; Kozlovaia V.P.; Bavkina I.M.;  
Petrov E.A.  
Zavisimosti svoistv holodnoproressovannykh polu-  
fabrikatov iz aliuminiyevykh splavov ot sostoianii  
zagotovki.  
M.T.O.M. 1966 nr.8 pag.62
133. x x x  
Recrystallisation Grain Growth textures.  
American Society for metals 1966
134. Reverchon F.  
Etude theorique des changements de type de  
reactions triphasées dans les systèmes ternaires.  
Revue de metallurgie nr.10 oct, 1965
135. Riedelbauch H.  
Die Schmelzbehandlung von AlMg-Legierungen als  
Beitrag zur Lösungsschmelz - und giesstechnischer  
Probleme.  
Giesserei-Prax R.F.G. 1968 25 jan.nr.2 p.24-34
136. Romadin In.P.; Prosvirov A.N.; Pogodin-Alecseev G.I.  
Struktura i svoistva kompozitsii aliuminia s  
karbidami kremnia.  
Metallovedenie i termiceskaia obrabotka metallov  
1966 nr.2 pag.46

137. Ryum K.; and Baardseth K.  
A Microfractographic Study of an Al-Zn-Mg alloy  
Journal of the Institute of Metals 96 1968 nr.3  
pag.92-93
138. Sabbioni L.; Pauly J.; Girardi F.  
Mit der aktivierungsanalytischen Bestimmungen  
von Magnesium in Aluminium.  
Bull.Soc.Chim.France 1966, 1924-1926
139. Scacov Iu.A.; Tiani Su-Săni  
Mozaicnaia structura aluminia  
Metallovedenie i termicescaia obrabotka metallov  
1962 nr.11 pag.10
140. Scacov Iu.A.  
Sovremenoe sostoianie teorii starenia metallicheskih  
splavov.  
M.T.O.M. 1967 nr.5 pag.26
141. Scegoleva T.V.  
Mehanizm starenia splava Al-Mg-Si  
Fiz.Metallov Metallovedenie URSS 25 1968 nr.2  
p.246-254
142. Scegoleva T.V.  
Nekotoroe osobennosti starenia splava Al-Mg-Ge  
Fizika metallov i metallovedenie Tom 26 1968  
Vip 2 p.274-281
143. Savii Gh.; Bagiu L.; Tache Gh.; Micșa I.  
Influența tratamentului termic de revenire și  
îmbătrânire artificială asupra GIC 60.  
Bul.St.și Tehn. I.P.Timișoara Tom.8 (22) 1963
144. Seemann H.I.  
Amortissement propriétés mécaniques et structure  
de d'aluminium fritté. Comparai avec l'aluminium  
normal  
Revue de metallurgie nr.2 1964
145.  
Segmenti pentru pistoane  
Editura Tehnică București 1959



146. Sen N.; West R.  
Some factors influencing  $\beta$  precipitation in  
Al-Cu-Mg.  
The journal of the institute of metals vol.97  
1969 martie p.87-92
147. Sigatovskaia T.M.; Zaretkii B.L.  
Soluții pentru încercările accelerate la fisurare  
corosivă ale aliajelor din sistemul Al-Mg.  
Sazhita metallov 3 1967 nr.6 p.730-736
148. Silaeva V.I.  
Fazobie prevrascenia pri cristalizații aliuminievovo  
splava M.V.T.U.1 alia litia pod davleniem  
Metallovedenie i termicescaia obrabotka metallov  
1963 nr.12 pag.28
149. Silcock H.M.  
The structural ageing characteristics of Al-Cu-Mg  
alloys with copper: magnesium weight ratios of  
7:1 and 2.2:1.  
J.Inst.Metals 89 (1960) 203
150. Sotnicenko A.L.; Irovoi V.S.  
Issledovanie protessov deformaticonnovo starenia  
splava S.A.V.1  
M.T.O.M. 1968 nr.10 pag.33
151. Spiridanov V.B.; Vlasova T.A.; Iordanski V.N  
Electronno - microscopicescoe issledovanie  
splavov sistemî Al-Zn-Mg  
M.i.T.O.M. 1966 nr.8 pag.6
152. Sviderscaia Z.A.; Kedaner A.S.; Tuskina N.I.;  
Kuzimina V.I.  
Granita oblasti tverdivo rastvova v aliuminievo  
uglu sistemî aliuminii - margenet - litii.  
Metallovedenie i termicescaia obrabotka metallov  
1963 nr.12 pag.2
153. Torne Van L.I.  
Elektronic origin of clustering in Al-Mg alloys  
Metallurg. Anglia 16 1968 ian.nr.1 p.137-139
154. Tschudnovsky J.R.  
La transformation de l'aluminium, industrie  
Revue de metallurgie mais nr.3 1968 p.167

155. Tvorogov I.M.  
Mehaničeskie svoistva splavov AK6 i B93 posle  
mehanicotermičeskoj obrabotki  
M.T.O.M. 1969 nr.8 pag.51
156. Ulianov R.A.; Podcuico V.P.; Fridliander I.N.;  
Nepomniščaiia A.Z.  
Mehaničeskie svoistva svarnih soedinenii necotoryh  
aluminiumevih splavov pri nizkih temperaturah  
M.T.O.M. 1967 nr.6 pag.46
157. Vachet P.  
Utilisation de l'aluminium et de ses alliages aux  
basses temperatures.  
Revue de metallurgie nr.2 1964
158. Vorontova L.A.; Zoteev V.S.  
Mehaničeskie svoistva splava AE1 pri različnyh  
temperaturah  
M.T.O.M. 1968 nr.8 pag.66
159. Voropai N.M.; Siniaev A.Ia.  
Vlianie negreva na diffuzionnye protsessy i svoistva  
bimetalliceskikh soedinenii aluminiuma mediu.  
M.T.O.M. 1967 nr.12 pag.55
160. Wilson R.N.; Patridge P.  
The nucleation and growth of precipitates in an  
aluminium - 2,5% copper - 1,2% magnesium alloy  
Met.13 1965
161. Wilson R.N.; Forsyth P.I.E  
Effects of addition of 1% iron and 1% nickel on  
the age hardening of an aluminium 2,5% copper 1,2%  
magnesium alloy  
Y.Inst.Metals 94/1966 nr.8
162. Wilson R.N.; Moore D.M.; Forsyth P.I.E  
Effect of 0,25% silicon on precipitation processes  
in an aluminium - 2,5% copper - 1,2 magnesium alloy  
Y.Inst.Metals 95 1967

C. LUCRARI DOCTORAT

163. Protopopescu M.  
Cercetări experimentale asupra fundamentelor  
științifice ale durificării aliajelor ușoare  
cu bază de aluminiu, cu aplicare la unele aliaje  
industriale de interes pentru R.P.R.  
Lucrare de doctorat 1957.