

MINISTERUL ÎNVĂȚĂMÎNTULUI ȘI ȘTIINȚEI
UNIVERSITATEA TEHNICĂ TIMIȘOARA
FACULTATEA MECANICĂ

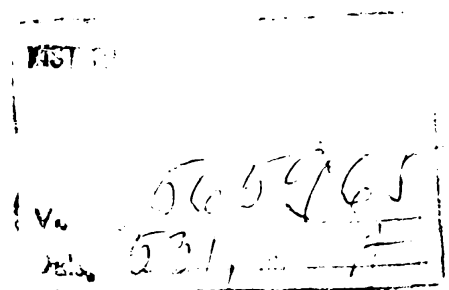
ING. VIOREL--AUREL SERBAN

**Studii și cercetări asupra materialelor
amorfe feroase cu proprietăți
magnetice deosebite**

Conducător științific
prof. dr. ing. MARIN TRUSCULESCU

BIBLIOTECA CENTRALĂ
UNIVERSITATEA "POLITEHNICA"
TIMIȘOARA

---1991---



CUPRINS

PARTEA I

Studii asupra materialelor amorfe feroase	6
1. Metale amorfe, o noua clasa de materiale	6
1.1. Scurt istoric	7
1.2. Formarea metalelor amorfe	7
1.2.1. Materiale cristaline si amorfe	9
1.2.2. Tranzitia vitroasa	10
1.2.2.1. Temperatura de tranzitie vitroasa	11
1.2.2.2. Temperatura redusa de tranzitie vitroasa	12
1.2.3. Capacitatea de formare a starii amorfe	13
1.2.3.1. Factori termodinamici	16
1.2.3.2. Conditii cinetice	19
1.2.4. Sisteme amorfizabile	22
1.3. Structura sticlelor metalice	22
1.3.1. Modele structurale	23
1.3.1.1. Modele de impachetare densa intimplatoare	24
1.3.1.2. Modele cvasicristaline	24
1.3.2. Functia de distributie radiala si de interferenta	27
1.3.3. Metode de analiza a structurii	29
1.4. Proprietatile aliajelor metalice amorfe	29
1.4.1. Proprietati magnetice	31
1.4.2. Proprietati mecanice	34
2. Metode de producere a aliajelor metalice amorfe	34
2.1. Metode de depunere	34
2.1.1. Condensarea pe un substrat racit	36
2.1.2. Procedee chimice	37
2.2. Metode de solidificare ultrarapida	37
2.2.1. Metoda racirii ultrarapide a topiturilor	42
2.2.2. Metoda inghetarii straturilor superficiale	44
2.3. Metode de reactie in stare solida	45
Obiective si directii de cercetare ale lucrarii	45

PARTEA A II - A

Cercetari asupra familiilor de aliaje amorfe pe baza de Fe - P si Fe - B	46
3. Obtinerea materialelor amorfe feroase cu proprietati magnetice deosebite	46
3.1. Studii si cercetari asupra elaborarii materialelor amorfe feroase sub forma de fire si benzi	46
3.1.1. Alegerea metodei de obtinere a materialelor metalice amorfe	47
3.1.2. Analiza conditiilor de elaborare	47

3.1.2.1.	Masuri de precautie necesare elaborarii de fire si benzi continue de geometrie constanta	48
3.1.2.1.1.	Asigurarea curgerii laminare a topiturii	48
3.1.2.1.2.	Cerinte pentru mentinerea unei geometrii constante a benzilor	51
3.1.2.2.	Conditii necesare elaborarii de benzi metalice amorse continue	52
3.1.2.2.1.	Determinarea parametrilor turnarii	52
3.1.2.2.2.	Determinarea presiunii efective aplicate topiturii	54
3.2.	Instalatii pentru producerea firelor si benzilor din materiale amorse feroase	56
3.2.1.	Proiectarea si realizarea unor instalatii de laborator pentru elaborarea benzilor din topitura	56
3.2.1.1.	Instalatie de turnare continua a aliajelor cu punct de fuziune scazut	56
3.2.1.2.	Instalatii de turnare continua a aliajelor metalice amorse	57
3.2.2.	Proiectarea unei statii pilot pentru obtinerea firelor si benzilor amorse	62
3.2.2.1.	Caracteristicile tehnice ale unei instalatii pentru obtinerea benzilor amorse	62
3.2.2.2.	Analiza metodelor de incalzire pentru topirea aliajelor	63
3.2.2.2.1.	Topirea cu rezistenta electrica	63
3.2.2.2.2.	Topirea cu laser	64
3.2.2.2.3.	Metoda incalzirii prin curenti de inalta frecventa	64
3.2.2.3.	Proiectarea instalatiei de topire	65
3.2.2.3.1.	Dimensionarea creuzetului	66
3.2.2.3.2.	Calculul inductorului	66
3.2.2.4.	Proiectarea instalatiei pneumatice	67
3.2.2.4.1.	Proiectarea incintei de suprapresiune	67
3.2.2.4.2.	Proiectarea grupului de realizare a suprapresiunii	67
3.2.2.5.	Stabilirea miscarilor relative rola - creuzet	67
3.2.2.6.	Proiectarea subansamblului mecanic de rotire a rolei	68
3.2.2.6.1.	Verificarea puterii motorului	69
3.2.2.7.	Sistemul de masurare a temperaturii	70
3.2.2.8.	Tehnologia de realizare a duzelor din quart	71
3.2.2.8.1.	Proiectarea componentelor blocului ultrasonic	72
3.2.2.8.2.	Alcatuirea si functionarea echipamentului de prelucrare ultrasonica	73
3.3.	Cercetari privind elaborarea familiilor de materiale amorse Fe-B-Si-C si Fe-Cr-Mn-P-Si-C	76
3.3.1.	Consideratii generale	76
3.3.1.1.	Justificarea alegerii familiilor de aliaje	76
3.3.1.2.	Capacitatea de formare a starii amorse	76

3.3.1.2.1.	Capacitatea de formare pentru familia de aliaje cu baza Fe - B	76
3.3.1.2.2.	Capacitatea de formare a familiilor de aliaje cu baza Fe - P	79
3.3.2.	Tehnologia de elaborare	80
3.3.2.1.	Fazele elaborarii	80
3.3.2.2.	Elaborarea prealiajelor	80
3.3.2.2.1.	Pregatirea elaborarii	81
3.3.2.2.2.	Parametrii tehnologici ai elaborarii	84
3.3.2.2.3.	Rezultate si discutii	87
3.3.2.3.	Elaborarea aliajelor cu structura amorfa	91
3.3.2.3.1.	Pregatirea elaborarii	91
3.3.2.3.2.	Parametrii tehnologici ai elaborarii	91
3.3.2.3.3.	Rezultate si discutii	93
	Compozitia chimica	93
	Calculul sarjelor	96
	Efectul parametrilor de proces asupra dimensiunii si calitatii geometrice ale benzilor	97
3.4.	Prelucrarea termica a aliajelor amorge elaborate	116
3.4.1.	Parametrii tehnologici	116
3.4.2.	Aparatura folosita	117
3.5.	Concluzii	120
4.	Caracterizarea aliajelor	121
4.1.	Structura	121
4.1.1.	Metode de investigatie	121
4.1.1.1.	Microscopia optica	121
4.1.1.2.	Difractia cu raze X	127
4.1.1.2.1.	Analiza calitativa	127
4.1.1.2.2.	Functia de distributie radiala	134
4.1.2.	Temperatura de cristalizare a aliajelor amorge	137
4.2.	Proprietatile mecanice si tehnologice	141
4.2.1.	Duritatea si rezistenta mecanica	142
4.2.2.	Ductilitatea	145
4.2.3.	Rezistenta la coroziune	149
4.3.	Proprietati magnetice	151
4.3.1.	Determinarea proprietatilor magnetice de referinta	152
4.3.1.1.	Conditii de experiment	152
4.3.1.2.	Rezultate experimentale	153
4.3.2.	Determinarea proprietatilor magnetice la diferite frecvente de lucru	164
4.3.3.	Determinarea temperaturii Curie	170
4.3.4.	Influenta sollicitarilor mecanice asupra proceselor de magnetizare	170
4.3.4.1.	Influenta sollicitarii de intindere	170
4.3.4.2.	Influenta sollicitarii de torsiune	173
4.4.	Concluzii	174
5.	Cercetari asupra folosirii metalelor amorge in constructia aparatelor de masura si control	177
5.1.	Utilizarea aliajelor amorge pe baza de fosfor la fabricarea ecranelor magnetice	177
5.1.1.	Tehnici de obtinere	178
5.1.1.1.	Obtinerea ecranelor prin tehnica compactizarii	178

5.1.1.2. Obținerea ecranelor prin tehnica infășurării benzilor	179
5.1.2. Incercări și rezultate	179
5.2. Utilizarea aliajelor amorfe pe baza de fosfor la fabricarea transformatoarelor de măsură	185
5.3. Utilizarea aliajelor amorfe pe baza de fosfor ca aliaje termocompensatoare	189
5.4. Concluzii	189
6. Concluzii finale	191
<i>Anexe</i>	200

INTRODUCERE

Materialele amorfe feroase cunoscute si sub denumirea de sticle metalice, constituie o categorie noua de materiale metalice cu proprietati magnetice, electrice si de coroziune deosebite asociate cu inalte caracteristici mecanice.

Metalele amorfe reprezinta probabil, cea mai spectaculoasa descoperire a sfirsitului de secol, in domeniul metalurgiei. In sprijinul acestei afirmatii se aminteste interesul enorm al unor largi colective ce isi desfasoara activitatea in cercetarea fundamentala si cercetarea aplicativa, in diverse sectoare economice, interes confirmat de fondurile deosebit de mari atribuite pentru producerea, caracterizarea si utilizarea lor.

Analizele de sinteza [13, 84] privind amploarea pe care au luat-o materialele amorfe feroase, dupa doua decenii de la descoperirea lor, releva pasii importanti facuti pornind de la acoperirea unor domenii industriale (cazul transformatoarelor de mare putere, a capetelor de inregistrare audio - vizuale), continuind cu marea diversitate a utilizarii lor (senzori, traductoare, articole medicale, materiale compozite, filtre, aparate de uz de laborator, dispozitive de asigurare a securitatii) si incheind cu prezenta unor unitati industriale de productie a aliajelor metalice amorfe [Allied Chemical SUA - productie 1000 t / an / 1981 , Namco si Mitsui Grup (Japonia) - 15.000 t / an].

Prezenta teza de doctorat isi propune , in acest context, promovarea acestei noi categorii de materiale si in tara noastra, producerea si caracterizarea unor noi marci de materiale amorfe feroase a caror proprietati sa le creeze conditii de utilizare eficiente si la parametrii inalti.

Un domeniu de o asemenea complexitate, face practic imposibila infruntarea de unul singur, a tuturor problemelor ce intervin in realizarea acestor obiective. De aceea autorul isi exprima recunostinta fata de colectivul cu care lucreaza in acest domeniu si in mod deosebit fata de conducatorul stiintific prof.dr.ing. Marin Trusculescu pentru sprijinul si indrumarea de inalta competenta stiintifica acordate pe toata perioada in care s-au desfasurat cercetarile.

PARTEA I

STUDII ASUPRA MATERIALELOR AMORFE FERDOASE

Capitolul I

METALE AMORFE, O NOUA CLASA DE MATERIALE (Prezentare generala)

Au trecut trei decenii de la aparitia in lumea stiintei materialelor a metalelor si aliajelor metalice amorfe. E mult, e putin ? Pentru un domeniu ca cel al metalurgiei, caracterizat in esenta, printr-o "inertie" mai mare, explozia de natura stiintifica si informationala ce a urmat, a surprins, necesitind astfel o cronologie.

1.1 Scurt istoric

Actul de nastere al metalelor amorfe este atribuit grupului de cercetatori de la Caltech din Los Angeles al carui exponent a fost Pol Duwez. In anul 1958, aplicind o tehnica de racire ultrarapida a topiturilor metalice pe baza de Au-Si, cu scopul declarat de a largi domeniul de existenta a solutiei solide, s-a obtinut o structura amorfa (aliajul Au $\frac{75}{25}$ Si). Pentru a respecta insa adevarul

stiintific se cuvin a fi amintite o serie de lucrari pe aceasta tema aparute inaintea acestui an. Este vorba despre cercetarile lui Kramer (in anul 1934), Brener si Ridder (intre anii 1944 - 1950) si Buckel si Hilsch (in anul 1953), ce aveau ca trasatura comuna obtinerea amorfelor metalice prin transformarea directa din faza solida. Ultimii au condensat vaporii din aliajul Sn $\frac{0,9}{0,1}$ Cu pe un substrat racit la

temperatura heliului lichid, obtinind un film amorf foarte subtire. Examinarea depunerii prin difractie electronica a evidentiat existenta unor inele largi si difuze (Fig. 1.1.a) specifice starii amorfe comparativ cu aparitia unor inele distincte pentru acelasi film supus unor recoaceri la temperaturi superioare celei de cristalizare (Fig. 1.1.b , 1.1.c , 1.1.d , 1.1.e).

Anii 1960 - 1970 se remarca prin diversificarea procedeelor de calire ultrarapida a topiturii. In anul 1969 in Statele Unite, Pond si Maddin elaboreaza primele benzi amorfe proiectind topitura pe suprafata interioara a unui tambur in miscare de rotatie. In anul 1973 Bedell si Wellslager obtin aliaje amorfe cu latimi limitate (pina la 5 mm) prin racirea ultrarapida a topiturii pe suprafata exterioara a unui cilindru aflat in miscare de rotatie.

Cotitura radicala, putem spune, o va realiza, in anul 1979, Narasimhan, cercetator la Allied Chemical - SUA. El a reusit sa obtina benzi de latimi considerabile prin procedeul " Planar Flow Casting"

(turnare prin curgere planară), de fapt o îmbunătățire a tehnicii calirii cu un singur cilindru.

Intensitatea cercetarilor in acest domeniu crește vertiginos, curiosității științifice și se alătură interesul aplicativ, urmărirea excelentelor proprietăți fizice ce sunt puse acum în evidență. Viața cotidiană oferă la tot pasul dovezi în acest sens, metalele amorfe sunt componente de bază în construcția transformatoarelor, senzorilor, magnetometrelor, a capetelor de înregistrare audio video, a unor dispozitive magnetice cu întrebuințări în cele mai diverse domenii, de la sisteme de securitate anti-furt la aparatura de diagnosticare medicală și aparatura de utilitate casnică.



Fig. 1.1. Diagrame de difracție electronică a aliajului Sn-Cu depus, în stare amorfa (a) și după recoaceri peste temperatura de cristalizare (b, c, d, e, f) - preluat din [53]

Intrate astfel într-o competiție acerbă cu materialele magnetice policristaline ("fortind" implicit și progresul acestora) metalele amorfe se confruntă astăzi cu "propriile" obstacole și cu legile necrutătoare ale economiei de piață. Și chiar dacă nu au răspuns celor mai optimiste previziuni, ele reprezintă la ora actuală o solidă grupă de materiale magnetice ce a justificat și justifică în continuare, cercetările și investițiile aferente.

1.2. Formarea metalelor amorfe

1.2.1. Materiale cristaline și amorfe

Materia anorganică există, în general, sub formă cristalină și în unele cazuri în stare amorfa. Diferența este sesizabilă, deosebi la scara microscopică. Astfel, starea cristalină perfectă, rezultă din multiplicarea celulei elementare bine definită, în cele trei direcții ale spațiului tridimensional. Se obține astfel, ordinea la lungă distanță.

Starea amorfă se definește într-o accepțiune mai strictă în contrast cu cea cristalină.

Dispunerea atomilor nu este regulată, fiind imposibil de a se cunoaște exact poziția tuturor atomilor dintr-un esanțion. Lipsa completa de ordine caracteristică este specifică gazelor.

Într-o accepțiune mai largă termenul de "amorf" desemnează acele substanțe ce nu posedă o structură cristalină. Implicit se admite deci, existența ordinii la scurtă distanță; distribuția atomilor în spațiu nu este în mod necesar complet întâmplătoare și gruparea atomilor vecini respectă un anumit aranjament. Această structură este specifică solidelor amorphe și lichidelor.

Informații asupra structurii substanțelor se pot obține prin mai multe metode, cea mai des utilizată fiind aceea a interpretării imaginilor de difracție a radiațiilor X, difracție electronică sau difracție a neutronilor.

Metodele de difracție constituie un criteriu de confirmare a stării amorphe sau cristaline. Difracția radiațiilor X, deși nu este tehnica cea mai sensibilă, conduce la obținerea unor informații prețioase. Reprezentarea spectrelor de difracție RX pentru cazurile arătate mai sus permit punerea în evidență a următoarelor aspecte:

- starea corespunzătoare unei ordini totale se găsește în structura cristalelor. Maximele care apar pe curbă (Fig. 1.2.c.) sînt net conturate și pot fi mai mult sau mai puțin accentuate în funcție de direcție.

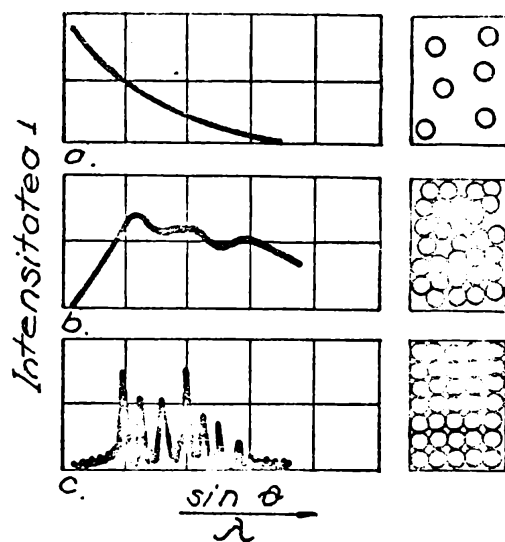


Fig. 1.2. Reprezentarea curbelor de difracție pentru diferite stări de agregare a-gaz, b-lichid, c-cristal - preluat din [1]

- starea de dezordine totala (ideala) este atribuita gazelor. Pe difractogramele unor gaze (a) se observa un maxim la unghiuri mici, care scade continuu cu cresterea unghiului fara a prezenta variatii cu directia de incidenta, ilustrind astfel lipsa totala de ordine in structura lor.

- pentru lichide sau solide amorge ce prezinta o structura cu grad de dezordine intermediar intre cele doua stari limita, este caracteristica unui singur maxim puternic dar mai difuz si eventual alte citeva maxime mai slabe si mai difuze. Aparitia maximului este legata de probabilitatea ca un atom sa se afle la o distanta egala cu diametrul atomului respectiv. Un material se considera amorf sau nu in functie deci, de gradul sau de dezordine.

Conventional [1], un aliaj este numit "amorf" daca structura lui este cel putin in proportie de 75% amorge; maximul de difractie de raze X (200) este situat in acest caz la mai putin de 25 - 30 nm. de nivelul corespunzator fondului de raze X.

- sint si metode experimentale mai sensibile (difractie electronica, de exemplu) capabile sa contribuie la stabilirea caracterului amorf sau microcristalin al unui material. Marirea certitudinii in acest sens se face utilizind functii matematice cu ajutorul carora se poate stabili gradul de ordine si deci natura structurii (a se vedea subcapitolul 1.3.)

In cadrul materialelor solide "sticla" este principalul corp amorf. In acceptiunea termenului de "sticla" intra toate corpurile amorge obtinute prin racirea unei topituri indiferent de compositia lor chimica si de intervalul de temperaturi la care a avut loc [2]. Prin urmare aliajele metalice amorge produse prin racirea ultrarapida a topiturii se pot considera sticle de natura metalica. De aici si utilizarea consacrata in literatura tehnica a denumirii "metallic glasses" (sticle metalice) care practic inglobeaza marea majoritate a aliajelor metalice amorge utilizate pentru aplicatii.

1.2.2. Tranzitia vitroasa

Studiul solidificarii la racire a unei topituri indica ca transformarea alternativa a cristalizarii tranzitia vitroasa. Tranzitia vitroasa se bazeaza pe suprimarea cristalizarii - evitarea germinarii si cresterii cristalelor "lichidului" subracit.

Trecerea L --> S la aplicarea unor grade de subracire ridicate, conduce astfel, (in cazul tranzitiei vitroase), la un aranjament structural corespunzator topiturilor. Starea vitroasa este o topitura subracita.

In sprijinul acestor afirmatii, se prezinta variatia volumului specific la trecerea din starea lichida in starea vitroasa si comparativ, in starea cristalina. (Fig. 1.3.). Se observa ca prin evitarea cristalizarii aceasta proprietate variaza continuu si rapid, fara sa prezinte saltul caracteristic solidificarii cristaline ci doar o usoara schimbare de panta la trecerea in stare vitroasa.

In general la lichide tranzitia vitroasa se realizeaza intr-un interval ingust de temperaturi centrat pe o temperatura numita

temperatura de tranzitie vitroasa T_g . Adaugind si remarca ca nu apar schimbari structurale la aceasta trecere, rezulta ca lichidul si sticla apartin acelorasi clase termodinamice si ca tranzitia vitroasa

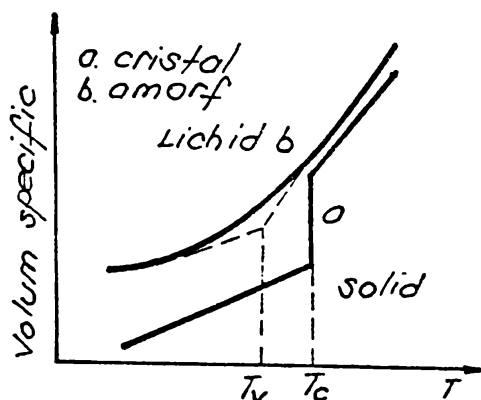


Fig. 1.3. Modificarea volumului la trecerea din starea lichida in starea cristalina (a) sau vitroasa (b) - preluat din [39]

nu este o transformare de faza, ci conform teoriei lui Turnbull si Cohen [103] tranzitia apare ca urmare a entropiei de configuratie ce rezulta din scaderea si distribuirea intimplatoare a volumului liber al lichidului.

Comportarea topiturii in intervalul cuprins intre temperatura de topire T_t si temperatura de tranzitie vitroasa T_g este esentiala in analiza aptitudinii unui lichid de a forma sticla. In acest domeniu guvernat de procese de transport atomic, rolul primordial il joaca viscozitatea lichidului.

Cristalizarea va fi usor impiedicata daca lichidele prezinta viscozitati ridicate (topituri de silicati) si greu de evitat daca viscozitatea initiala este mica, cum este cazul topiturilor metalice. Pe langa viscozitatea initiala, tendinta de trecere in stare amorfa va depinde de viteza de crestere a viscozitatii la racire in intervalul $T_t - T_g$ care la rindul ei este dependenta de gradul de subracire aplicat. Relatiile matematice [24,80] stabilite pe cale empirica dau rezultate satisfacatoare exprimind corect variatia viscozitatii in intervalul de temperatura stabilit de la valori specifice lichidului la T_t ($\eta \sim 10^{-14} P$) pina la valori specifice sticelilor ($\eta \sim 10^{-2} P$) pina in apropierea temperaturii T_g .

1.2.2.1. Temperatura de tranzitie vitroasa T_g

Se defineste ca temperatura la care lichidul subracit prezinta o rigiditate la nivelul solidului, adica viscozitatea atinge valori de $10^{14} P$. Ea depinde in primul rind de natura substantei si variaza cu compozitia ei. Nu este insa o constanta a materialului, depinzind si

de factorii cinetici ai transformarii; variatiile vitezei de racire de 6 ordine de marime conduc la o deplasare a temperaturii de cca 100 C (totusi o variatie slaba).

Dependenta de compozitia chimica pentru o serie de sisteme care formeaza sticle metalice aratata in Fig. 1.4., ne permite evaluarea influentei unor elemente chimice asupra acestui important parametru. Astfel alierea cu metale de marime atomica diferita coboara valoarea lui T_g ca urmare a tendintei acestora de a forma unitati atomice de tipul clusterilor. In schimb alierea cu nemetale sau metale care manifesta interactiuni puternice de specii de atomi diferite ridica valoarea lui T_g .

Considerind cazul ideal, putem defini temperatura ideala de tranzitie vitroasa T_{g0} ca fiind temperatura la care viscozitatea ar deveni infinita.

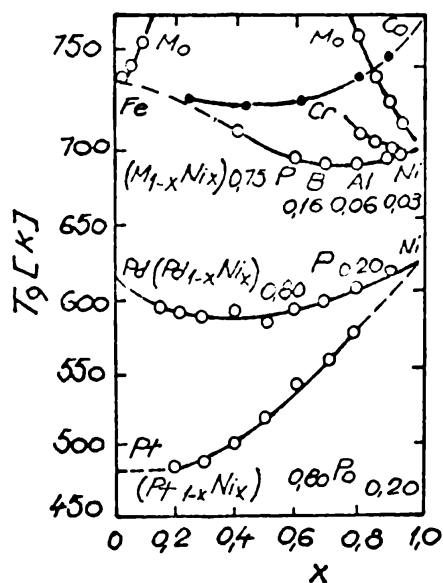


Fig. 1.4. Dependenta temperaturii de tranzitie vitroasa T_g de compozitia chimica a aliajelor - preluat din [86]

1.2.2.2. Temperatura redusa de tranzitie vitroasa Trg

Un alt parametru deosebit de important in analiza capacitatii de formare a starii amorfe, este temperatura redusa de tranzitie vitroasa. Aceasta se exprima ca raportul intre temperatura de tranzitie vitroasa T_g si temperatura de topire (lichidus) a substantei $Trg = T_g / T_t$ (1.1). Corelat si cu cele expuse anterior, referitor la T_g , valoarea lui Trg va trebui sa fie cit mai ridicata pentru a se impiedica separarea fazelor. Intuitiv putem afirma acest lucru; intervalul intre T_t si T_g trebuie sa fie cit mai mic pentru evitarea cristalizarii - deci raportul T_g / T_t va avea valori mai mari. Matematic Uhlman [119] preluand ecuatia Johnson - Mehl - Avrami referitoare la cinetica transformarii la cristalizare, a exprimat viteza critica de racire pentru suprimarea cristalizarii in functie de temperatura ideala de tranzitie vitroasa T_{g0}

($Trg_0 = Tg_0 / T_t$) si de valoarea unui parametru termodinamic $\alpha \cdot \beta$
(α - parametru al tensiunii interfatiale γ si β - parametru al entropiei de topire Δs).

Din reprezentarea grafica a acestor relatii (Fig. 1.5.) se constata ca prin cresterea valorii lui Trg_0 (deci si a lui Trg), viteza critica de evitare a cristalizarii v_{crit} scade vertiginos.

Rezulta ca fixarea starii lichide la grade mici de subracire incumba valori ridicate ale lui Trg . Usurinta de vitrifiere este facilitata asadar de o temperatura redusa de tranzitie cit mai ridicata, care poate fi considerata cu o buna aproximatie o caracteristica a materialului.

Dificultatile de determinare a lui Tg au condus la utilizarea temperaturii de cristalizare T_x , ale carei valori difera insignifiant fata de cele ale lui Tg [28,29]. Temperatura de cristalizare

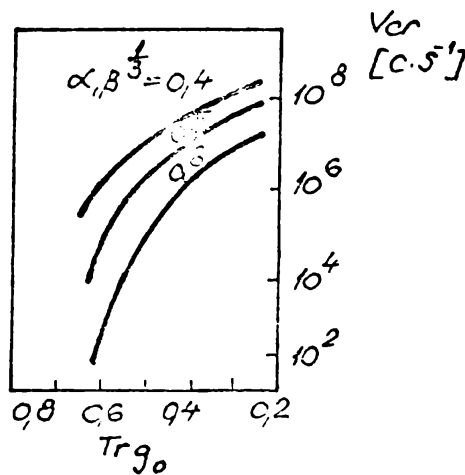


Fig. 1.5. Variatia temperaturii reduse de tranzitie vitroasa Trg_0 si a vitezei critice de racire cu parametru termodinamic $\alpha \cdot \beta$
- preluat din [119]

masurabila relativ usor, poate pune in evidenta fie luata singular, fie in conceptul temperaturii reduse de cristalizare ($Trx = T_x / T_t$) capacitatea de amorfizare a unui aliaj.

1.2.3. Capacitatea de formare a starii amorfe

Aspectul teoretic de cea mai mare importanta in obtinerea starii amorfe il reprezinta analiza capacitatii de formare.

Tendinta de formare a starii vitroase este in mod esential determinata de conditiile termodinamice si cinetice. Conditia cinetica este primordiala de a asigura acea viteza de racire care sa suprime

cristalizarea. Condițiile termodinamice favorizează stabilirea fazei solide amorphe în raport cu fazele cristaline.

1.2.3.1. Factorii termodinamici

O mai clară înțelegere a influenței condițiilor termodinamice asupra tendinței de trecere în stare amorphe se face pornind de la o diagramă de fază. Să considerăm un sistem de aliaje binare de componente A - B (Fig. 1.6.) și să analizăm în ce condiții de temperatură și concentrație aliajul se poate solidifica. Se observă că un aliaj bogat în elementul A, va prezenta în structura sub linia de echilibru PQ soluția solidă α . În condiții de echilibru termodinamic la răcirea unui astfel de aliaj (de concentrație "a" pe figura) primii germeni de cristalizare vor apărea la temperatura punctului B ce prezintă concentrația punctului C. În punctul D aliajul este complet solidificat.

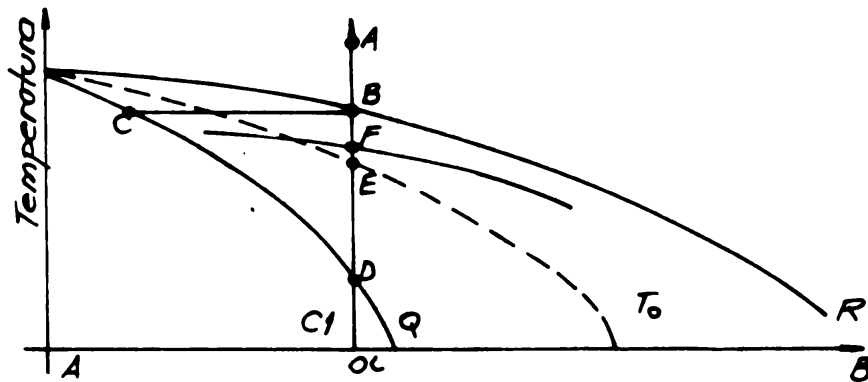


Fig. 1.6. Diagrama de fază schematică a aliajului binar A - B
- preluat din [31]

În afara echilibrului termodinamic, solidificarea aliajului are loc după alt traseu. Se definește, în acest sens, conceptul de "curba T_0 " [4] ca fiind locul geometric al punctelor ce prezintă, la o compoziție dată, energia liberă a stării lichide egală cu cea a stării solide. Curba T_0 reprezintă limita la care solidificarea lichidului se face fără separarea unor faze. Deci aceasta separă regiunea stînga a diagramei unde solidificarea lichidului se face fără separarea fazelor de regiunea dreapta unde echilibrul nu poate fi adus decît prin separarea fazelor.

În cazul aliajului de concentrație "a", în punctul E (situat pe curba T_0), amestecul metastabil ar trebui să "producă" soluția solidă α de compoziție distinctă. Dacă însă temperatura de tranziție vitroasă este superioară lui T_0 (punctul F în cazul aliajului analizat), mobilitatea atomică este anulată și separarea împiedicată, obținîndu-se astfel starea amorfă. Cu alte cuvinte, temperatura de tranziție vitroasă a lichidului trebuie să fie suficient de înaltă

pentru a se obtine starea amorfa si ea trebuie atinsa inaintea temperaturii unde se produce separarea fazelor.

Sintetizind cele aratate mai sus se poate arata ca factorii termodinamici maresc capacitatea de formare prin favorizarea starii E0dezordonate in raport cu cea cristalina.

Dintre modelele si teoriile propuse pentru a explica actiunea factorilor termodinamici, se remarca observatiile lui Chen si Jackson [14] si anume:

- starea amorfa este rezultatul dificultatii de cristalizare in jurul compozitiei eutectice ca urmare a destabilizarii amestecului de faze cristaline si nu al stabilizarii fazei lichide;

- usurinta de formare a starii amorse este marita prin introducerea elementelor de aliere care creeaza dezordinea configurationala a starii lichide.

Principalele marimi termodinamice care intervin, in determinarea tendintei de formare a starii vitroase sint:

- temperatura de topire a aliajului T_t , a carui mod de influenta se deduce din expresia temperaturii reduse de vitrificare, si in general este indicat a avea valori scazute (de obicei compozitii plasate in jurul eutecticului);

- energia de coeziune H_v (H_v - caldura latentă de vaporizare) care conduce prin marirea ei la cresterea lui T_g [Fig. 1.7.]; aliajele cu energie de coeziune mica (usor fuzibile) se verifica greu sub forma de filme amorse, nestabile termic, iar aliajele cu componentii refractari ce au energie de coeziune mare poseda valori mari pentru T_g (si implicit o usurinta ridicata de amorfizare);

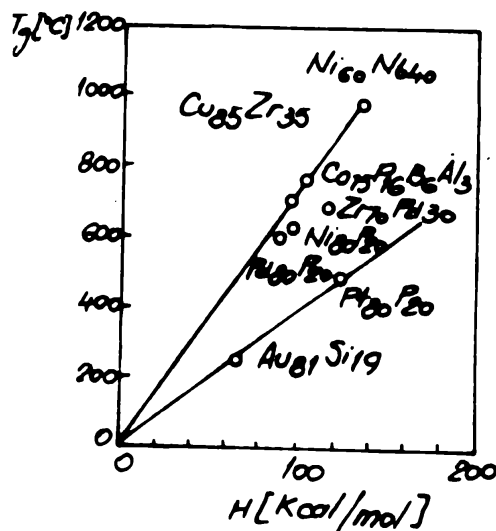


Fig. 1.7. Variatia temperaturii T_g cu energia de coeziune pentru diverse sticle metalice - preluat din [39]

- tensiunea superficiala si entropia de topire exprimata

printr-un parametru comun $\alpha \cdot \beta^{1/3}$ (α - al tensiunii superficiale si β - al entropiei de topire) ce influenteaza de maniera prezentata in Fig. 1.5. De altfel analizand expresia frecventei de germinare, pentru un lichid lipsit de germeii straini [9], in cazul germeului sferic se observa influenta importanta a parametrului

$$(I_g \cdot \eta)_{\max}^3 = 10^{30-113} e^{\alpha \beta^3} \quad [1.2]$$

termodinamic $\alpha \cdot \beta^3$ asupra posibilitatii de vitrifiere (exprimata aici prin frecventa de germinare).

Pentru topituri metalice $\alpha \cdot \beta^{1/3}$ ia valori de $\approx 0,5$ iar vitezele de racire necesare la $I_g = 10^{-4} \text{ cm}^{-3} \text{ s}^{-1}$ si $\eta = 10^{-2}$ sint peste $10^6 \text{ C} / \text{s}$.

Efectul acestui parametru se poate explica prin dificultatile create procesului de demarare a cristalizarii de tensiunea superficiala la interfata topitura / cristal si de valoarea ridicata a entropiei de topire in cazul compusilor.

- energiile interne a fazelor participante la procesul de solidificare. Factorii hotaratori ce isi aduc contributia la energia interna a aliajelor si controleaza structura aliajelor sint in principal: dimensiunea, efectul de afinitate chimica si valenta relativa a atomilor.

Efectul dimensiunii se poate aprecia fie prin raportul marimii atomice fie prin raportul razelor. In general, tendinta de formare a sticlelor metalice, este ridicata daca raportul razelor metalice Goldschmidt r_1 / r_2 este plasat intre

$$1,12 \quad r_1 / r_2 < 0,88 \quad [1.3]$$

Prin urmare, diferentele de marimi atomice asigura o impachetare mai densa. Efectul marimii atomice asupra capacitatii de formare λ_0 , este definit pentru sistemele binare A - B (A - solvent, B - solubil) cu relatia

$$\lambda_0 = \left| \frac{\Delta v_A}{v_B} \right| \cdot C_B^{\min} \quad [1.4] \quad \text{unde}$$

$$\frac{\Delta v_A}{v_B} = \left[\left(\frac{r_B}{r_A} \right)^3 - \left(\frac{r_A}{r_B} \right)^3 \right] / \left(\frac{r_A}{r_B} \right)^3 = \left(\frac{r_B}{r_A} \right)^3 - 1 \quad (1.5)$$

prin r_A , r_B s-au notat razele atomice ale elementelor estimate din

functiile de distributie radiala, iar prin C_B^{\min} concentratia minima a solubilului B pentru a obtine o structura amorfa.

Pentru aliaje ternare (A - B - C) relatia (1.4) se poate adapta astfel:

$$\lambda'_0 = \left| \frac{\Delta v_{AB}}{v_A} \right| \cdot C_B + \left| \frac{\Delta v_{AC}}{v_A} \right| \cdot C_C^{\min} \quad (1.6)$$

Factorul electrochimic se exprima prin diferenta de electronegativitate intre componentii. Pentru sticlele metalice aceasta se exprima prin diferenta de comportare chimica intre elementele situate in regiuni diferite. Este doar un criteriu calitativ.

Factorul electronic exprimat ca diferenta de valenta intre componentii este, conform teoriei Nagel - Tauc [16] favorabil formarii sticlelor metalice pentru valori considerabile de 5 - 7 (in cazul sticlelor metalice metal - metaloid). Teoria nu are acoperire pentru explicarea dependentei de compozitie a tendintei de vitrificare in aliajele din sistemele in care componentii au aceleasi valente.

1.2.3.2. Conditii cinetice

Din punct de vedere cinetic aptitudinea unui lichid de a forma o stare vitroasa depinde de viscozitatea sa, de modul de variatie a viscozitatii cu temperatura in domeniul superior lui T_g .

Asa cum s-a aratat in subcapitolul 1.2.2., cresterea accelerata a viscozitatii pina la o valoare fixa conduce la o configuratie spatiala a atomilor, se realizeaza prin aplicarea unei subraciri corespunzatoare.

Valoarea vitezei critice de racire, se deduce, in mod uzual din analiza diagramelor de transformare izoterma si anizoterma.

Constructia diagramelor TTT sau CCT este imposibil de realizat pe baza datelor experimentale, ele trebuind astfel deduse din valorile parametrilor cristalizarii si in acest caz din conditiile de evitare a cristalizarii [119, 59, 4].

O astfel de interpretare este prezentata si in lucrarea [3]. Expresia marimii grauntelui "d" a unui aliaj racit cu viteza $v = dt / dt$ este:

$$d = f \cdot Y \cdot \Delta T_n / v$$

- unde $Y = dy / dt$ este viteza de crestere a unui graunte
- $\Delta T_n = T_f - T_N$ este gradul de subracire intre temperatura de fisurare T_f si temperatura de aparitie a germinarii T_N
- f - coeficient de proportionalitate

Impunind conditia ca "d" sa aiba valori submicrometrice, \dot{Y} va fi $0,1 - 10 \text{ cm.s}^{-1}$ ceea ce implica un $v = 10^{-5} - 10^{-6} \text{ C.s}^{-1}$, fara a considera existenta barierelor energetice la germinare. In aliajele amorge aceasta bariera diminueaza \dot{Y} cu 2 - 3 ordine de marime rezultind astfel ca pentru $v = 10^{-6} \text{ C.s}^{-1}$, grauntele ar fi de citiva nanometri sansa amorfizarii este ridicata raportul dintre energia datorata tensiunii superficiale si volum fiind compet defavorabil cristalizarii.

Criteriul cel mai utilizat de evitare a cristalizarii consta in determinarea acelei viteze de racire minima necesara pentru a evita o fractie detectabila de cristale.

Inlocuind parametrii cinetici frecventa de germinare I_g , si viteza de crestere a cristalelor \dot{Y} in relatia Johnson - Mehl - Avrami pentru determinarea fractiei de cristale ce se formeaza in timpul t

$$x = \frac{\bar{J}}{4} \cdot I_g \cdot \dot{Y}^3 \cdot t^4$$

se poate construi diagrama TTT prin dependenta timpilor t_x de gradul de subracire ΔT (ce intervine atat in frecventa de germinare cit si in viteza liniara \dot{Y} de crestere a cristalelor). Curba $t_x = f(\Delta T)$ pentru o valoare fixata a fractiei de cristale reprezinta curba de inceput a cristalizarii.

O astfel de diagrama calculata este aratata in Fig. 1.8.

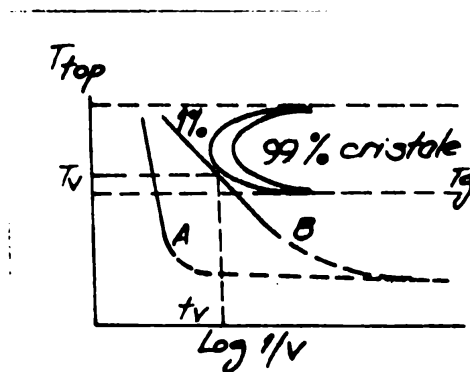


Fig. 1.8. Diagrama TTT pentru evidentierea solidificarii vitroase
 A - curba de racire pentru solidificarea vitroasa
 B - curba de racire critica - preluat din [59]

Solidificarea vitroasa se va realiza cind racirea lichidului este sub T_g . Cu $1/v$ s-a notat durata pastrarii topiturii intr-un interval de 1 C la temperatura data. Conform celor prezentate in figura transformarea vitroasa se va realiza la o viteza de racire superioara curbei B (curba A in exemplu). Curba notata cu B

565 965
 H

reprezentind curba critica de racire.

Valoarea vitezei critice V_{cr} conform definitiei va fi:

$$V_{cr} = K \cdot \frac{\Delta T_v}{t_v} = K \cdot \frac{T_{top} - T_v}{t_v}$$

unde T_{top} reprezinta temperatura topiturii, T_v , t_v - temperatura respectiv timpul minim de stabilitate a topiturii corespunzatoare curbei de inceput de cristalizare, iar K este un factor de corectie.

Se cunosc si alte criterii de evitare a cristalizarii. Pornind de la un astfel de criteriu (stabilirea vitezei de racire pentru a impiedica formarea unui singur nucleu), I. Motorin in lucrarea [59] a exprimat probabilitatea W a aparitiei nucleului in volumul V_0 , ca fiind:

$$W = V_0 \int_{T_{top}}^{T_v} w(T) \cdot \frac{dt}{dT} \cdot dt \quad 1$$

unde $w(T)$ reprezinta frecventa de nucleere. Se observa ca probabilitatea de a apare un nucleu scade o data cu cresterea ratei de racire $\left(\frac{dT}{dt} \right)$.

Astfel, s-a stabilit grosimea maxima (g) a stratului amorf obtenabil (probabilitatea de aparitie a nucleului sa nu depaseasca unitatea) precum si viteza de racire ce asigura aceasta stare (V_{cr}). Pentru principalele metale pure acestea sint trecute in Tabelul 1.1

Tabelul 1.1.

Nr. crt.	Metalul	g max	(10^{-8} m)	V_{cr}	(10^{12} C / s)
1	Ag		7,4		17
2	Cu		7,2		12
3	Ni		3,9		8
4	Pb		2,8		8,3

Aceste viteze de obtinere a starii amorfe se situeaza insa peste limitele tehnice curente facind imposibila obtinerea in etapa actuala a metalelor pure amorfe. Rezultatele obtinute de unii autori (Davies si Hall [25] pentru Ni respectiv Mazzoldi si colectivul sau pentru Al [60]) si luate ca titlu de "amorfizare de metale pure" (cu viteze de racire de 10^{10} C / s) s-au dovedit a fi de fapt verificari ale unor metale ce contin impuritati ce au jucat un rol apreciabil in evitarea cristalizarii (o reducere a vitezei de racire critice cu 2 - 3 ordine de marime).

1.2.4. Sisteme amorfizabile

Cercetarile sistematice efectuate de-a lungul a trei decenii au contribuit la producerea a sute de aliaje metalice amorse. O clasificare a sistemelor de aliaje susceptibile de a deveni amorse poate fi facuta pe criteriul pozitiei ocupate de elementele chimice in tabelul periodic.

Se accepta ca, in principal, sint trei grupe mari de aliaje cu capacitate ridicata de amorfizare (prezentate in tabelul periodic al elementelor chimice Fig. 1.9.). Acestea sint:

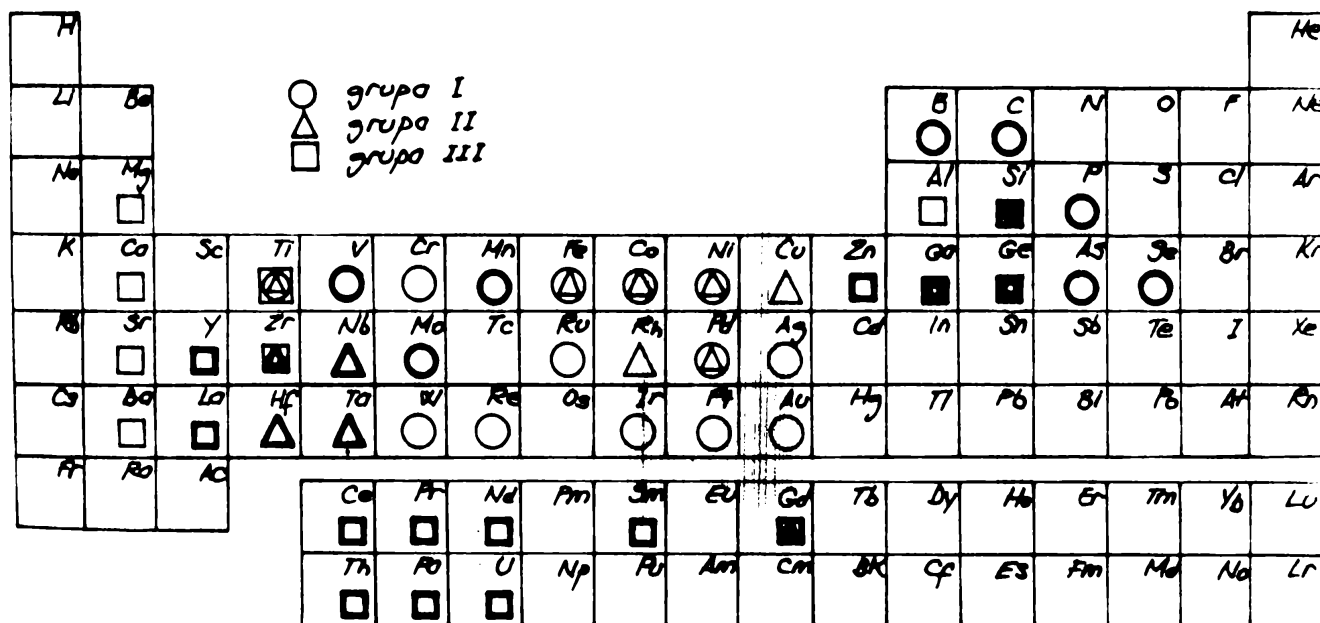


Fig. 1.9. Grupele pricipale cu capacitate ridicata de amorfizare - preluat din [31]

- grupa I - aliaje de tip metal de tranzitie (Fe, Cr, Ni, Mo, Ti, Mn, Co, Nb, Rh, Pd, Ag, W, Re, Ir, Au) - metalloizi (B, Si, P, S, C, Ga, Ge, As, Sb) notate pe figura cu ○
- grupa II - aliaje de tip metal de tranzitie din primele grupe ale tabelului periodic (Ti, Zr, Nb, Hf, Ta) - metal de tranzitie din ultimele grupe ale tabelului periodic (Fe, Cu, Co, Ni, Rh, Pd) notate pe figura cu △
- grupa III - aliaje ce contin metale simple (Al, Zn, Ga, Be, Mg, Ca, Sr) cu sau fara participarea metalelor din grupa paminturilor rare (Y, La, Ce, Pr, Nd, Sm, Gd) notate pe figura cu □

Marea majoritate a aliajelor amorfizabile contin de la trei elemente chimice in sus. Continutul minim pentru metaloizi este de 5 - 20 % atomice, iar in absenta lor, pentru elementele de aditie este de 10 % atomice. O mica parte din cele mai reprezentative aliaje amorfe se prezinta in tabelul 1.2.

Tabelul 1.2.

nr. crt.	Grupa	Componente	Compozitia chimica
1	I	Fe - Si - B - (C)	Fe Si B ; Fe Si B 80 5 15 77 5 13
			Fe Si B C ; Fe B Si C 80 4 14 12 67 14 8 11
2		Fe - Ni - B - E E = Bi ; Mo ; P	Fe Ni Bi B ; Fe Ni Mo B ; 64 14 8 14 40 38 4 8
			Fe Ni P B 40 40 14 6
3		Co - Fe - B - (E) E = Si ; Ni	Co Fe Si B ; Co Fe B ; 70 5 15 10 74 6 20
			Co Ni Fe Si B 50 10 5 11 16
4	II	Ti - Ni - E E = Cu ; Co ; Mn ; Fe ; Zn	Ti Ni Cu ; Ti Ni Co ; 70 20 10 70 20 10
			Ti Ni Mn 70 20 10
5		E - Hf E = Fe ; Co	Fe Hf ; Co Hf 90 10 86 14
6		Co - (Mo) - Gd	Co Gd ; Co Mo Gd 80 20 82 10 8
7		Cu - Zr	Cu Zr ; Cu Zr 50 50 57 43
8	III	Mg - Zn	Mg Zn ; Mg Zn 75 25 70 30
9		Zr - B - E E = Nb ; Ti	Zr Be Nb ; Zr Be Ti 70 20 10 15 30 55
10		Al - Ni - E E = Si ; Y	Al Ni Si ; Al Ni Y 65 15 20 87 5 8

Analiza diagramelor de echilibru fazic prin prisma compozitiilor mai sus prezentate, au permis formularea urmatoarelor observatii, confirmate si de studiile termodinamice:

- domeniul de compozitii al aliajelor amorfe este plasat in regiunea concentratiilor eutectice sau a compusilor usor fuzibili;

- formarea fazelor amorfe este favorizata de prezenta in regiunea opusa (complementara) a diagramei de echilibru, a compusilor intermetalici complecsi cu numere mari de coordinatie;

- prezinta capacitate de formare a starii amorfe, acele sisteme de aliaje cu diagrame de echilibru ce se caracterizeaza prin solubilitati reduse sau chiar nule in solutii solide.

In general, operarea greoaie cu diagramele ternare a condus la ridicarea unor sectiuni izoterme pe care au fost trasate domeniile optime de amorfizare precum si unele date de interes tehnic (grosimea maxima obtenabila, temperaturile de tranzitie vitroasa, etc.). Exemple in acest sens vor fi aratate in capitolul III al tezei.

✓ Volumul ridicat de experimentari a permis cercetatorilor stabilirea influentei elementelor chimice vis-a-vis de formarea, stabilitatea si proprietatile aliajelor amorfe.

Borul, este unul din cele mai utilizate elemente chimice. Prezenta lui in concentratie cit mai mare este o garantie a amorfizarii aliajelor. Alaturi de inlesnirea obtinerii structurii vitroase, borul mareste stabilitatea termica si in timp a aliajului amorf. Este insa scump, si de aceea concentratia lui trebuie aleasa cu putin peste doza critica (aprox. 10 %).

Fosforul la rindul lui, are un rol benefic asupra amorfizarii; mareste alaturi de crom rezistenta la coroziune. Conduce insa la cresterea tendintei de fragilizare si scade magnetizarea de saturatie. Concentratia optima este plasata intre 13 - 20 % .

Siliciul are, comparativ cu borul, o influenta mai redusa asupra amorfizarii. Mareste in schimb, stabilitatea termica si nu i se poate neglija aportul referitor la imbunatatirea unor proprietati magnetice. Ridica temperatura de cristalizare, permitind astfel, materialului amorf tratarea termica la temperaturi mai inalte.

Carbonul se utilizeaza in proportii scazute (sub 8 %) datorita in primul rind favorizarii fragilizarii. Confera in aceste procente proprietati magnetice deosebite. De asemenea, asigura o eficienta sporita tratamentelor termice contribuind la procesul de relaxare structurala.

Aluminiul este un element chimic nedorit in aliajele amorfe feroase. La concentratii peste 0,01 % formeaza zgura, conducind la inrautatarea ductilitatii materialului amorf. Recent o echipa a Universitatii franceze de la Nancy [5] a lansat aliaje amorfe pe baza de aluminiu cu interesante proprietati mecanice si o extraordinara rezistenta la coroziune.

Manganul, desi este un metal de tranzitie se prezinta alaturi de metaloizi ca urmare a rolului pe care il joaca cind insoteste aliminiul. In concentratii mai mici de 0,6 % el atenuaza influenta daunatoare a aluminiului. In aceste doze manganul conduce la scaderea

cimpului coercitiv si a pierderilor prin remagnetizare mai ales in aliajele amorfe ce nu contin aluminiu.

In general metalele de tranzitie reprezinta partea bogata a aliajelor amorfe de tipul metal-metaloid. proportia in care se afla fiind de 75 -80 % .

Fierul contribuie la saturatia magnetica a aliajelor metalice amorfe. Proportia in care se afla depinde oarecum de proportia celorlalti componentii.

Cromul se introduce in sticlele metalice indeosebi alaturi de fier. Valori cuprinse intre 0,5 - 3 % ofera aliajelor o buna capacitate de turnare. Cromul conduce la cresterea rezistentei la coroziune. De asemenea ridica temperatura de cristalizare si scade usor temperatura punctului Curie.

Nichelul introdus alaturi de fier, ii confera aliajului amorf proprietati magnetice si anticorozive ridicate.

Molibdenul inlesneste intr-o anumita masura amorfizarea si nu afecteaza stabilitatea si proprietatile aliajului nici la valori ridicate.

Titanul este coroziv, "atacind" cuarțul, fapt ce are repercursiuni negative asupra elaborarii sticlelor metalice.

1.3. Structura sticlelor metalice

Studiul structurii aliajelor amorfe a constituit o preocupare constanta a multor cercetatori. Problemele dificile de interpretare, ca urmare a insuficientei datelor privitoare la aranjamentul structural, implica o metodologie ce necesita a fi expusa in continuare. Studiile de difractie permit sa se considere solidele amorfe ca lichide subracite avind ordine la scurta distanta. Prelucrarea matematica a datelor de difractie a condus la obtinerea functiei de distributie radiala care ne ofera o imagine statistica, mediata dupa toate directiile, a structurii fara a putea preciza dispunerea in spatiu a atomilor. In acest scop s-a recurs la folosirea unor modele structurale ipotetice de descriere a aranjamentului atomilor pentru care se calculeaza functiile de distributie radiala si cele de intensitate. Aceste functii calculate sint comparate cu functiile deduse din prelucrarea datelor de difractie; o buna concordanta intre aceste functii ii ofera modelului studiat un grad de certitudine ridicat.

1.3.1. Modele structurale

In functie de modul de concepere a ordinii locale, modelele structurale se pot clasifica in doua grupe mari, in care [26]:

1. Ordinea locala rezulta din impachetarea intimplatoare de sfere a carei compactitate este maxima.

2. Ordinea locala este guvernata de chimia locala ce este dependenta de elementele constitutive ale aliajului.

1.3.1.1. Modele de impachetare densa intimplatoare

Formeaza cea mai larga clasa a modelelor structurale incluzind legaturi de sfere "dure", legaturi de sfere "moi", de "relaxare energetica", etc. Ideea de baza a acestor modele este: aranjamentul atomilor este in mod esential intimplator, dar un agregat suficient de dens nu poate fi construit fara o ordonare locala.

Modelul Bernal - Finney reprezinta dezvoltarea primului model

de impachetare densa pentru lichide. Acesta este descris ca o ansamblare de goluri poliedrice in a caror virfuri sint plasati atomii considerati sfere rigide. Aceste ansamble numite si poliedrele lui Bernal sint prezentate in Fig. 1.10. Luind in considerare algoritmul

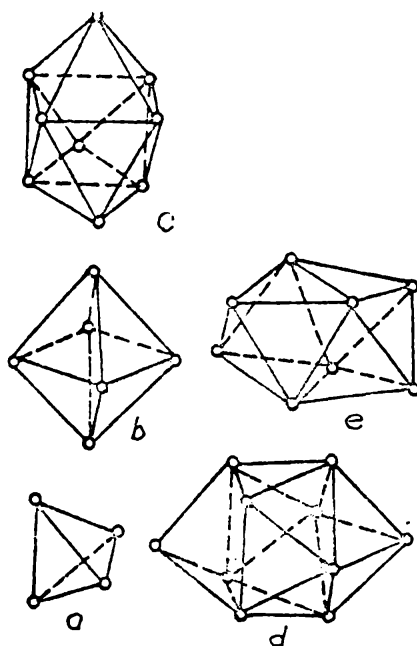


Fig. 1.10. Poliedrele lui Bernal a - tetraedru; b - octaedru
c - prisma semioctaedrica; d - antiprisma Archimedica
semioctaedrica acoperita; e - dodecaedru tetragonal
- preluat din [60]

"compresiei gazelor" Finney a distribuit statistic "n" sfere si apoi pe cele suprapuse le-a deplasat pina cind ele au devenit tangente. Densitatea finala de impachetare pentru un numar finit de sfere este plasata intre 0,63 - 0,66.

Modelul Benett consta in existenta unei unitati structurale

initiale formata in mod uzual din trei atomi de care se alipeste un atom in asemenea mod incit sa aiba trei puncte de contact cu ceilalti trei atomi si sa fie situat la distanta minima de centrul de greutate. Densitatea de impachetare atinge valori cuprinse intre 0,62 - 0,63.

Modelul Polk reprezinta un model de baza, introducind pentru

prima data si notiunea de ordine locala de natura chimica. In acest
caz atomii metalului formeaza o structura de sfere "dure" iar golurile
ramase in urma aranjamentului sint ocupate de metaloizi. Astfel,
interstitiile cele mai mari dintr-o structura cu impachetare densa
sint prezente intr-un raport de 21 interstitii la 79 de atomi, ceea ce
concorda cu proportia metaloid-metal.

Modelul de impachetare densa intimplatoare relaxata se
caracterizeaza prin utilizarea conceptului de sfere "moi" compresibile
Aceasta explica modul in care pot patrunde atomii de metaloid in
interstitiile ce au dimensiuni mai mici, reflectind atractia de natura
chimica puternica de tipul metal-metaloid. Heimendahl a adoptat
structura Bennett prin deplasarea atomilor in pozitia ce asigura
energia minima a sistemului. S-a obtinut astfel, o corelatie mai buna
cu rezultatele experimentale.

1.3.1.2. Modele cvasicristaline

In acest caz se considera structura amorfa ca rezultat al
impachetarii unitatii structurale stabilite ca avind ordinea locala
identica cu a compusului cristalin de compozitie apropiata cu cea a
aliajului amorf. Astfel, unitatea structurala implica aranjamentul
fazei cristaline, legaturile de natura chimica avind in aliajul amorf,
aceleasi consecinte asupra ordinii locale. La baza structurii amorfe
este presupusa a fi pentru fiecare caz o singura faza cristalina.

Modelul imbunatatit prin contributia considerabila a
cercetatorilor francezi [5, 26] prezinta aplicabilitate deosebita la
grupa de aliaje metal - metaloid.

1.3.2. Functia de distributie radiala si de interferenta

Descrierea matematica structurilor amorfe se face utilizind in
principal, functia de distributie radiala $g(r)$ si functia de
interferenta $I(k)$.

Fara a intra in detalii (prezentate in lucrarile [75, 87, 104,
121]) se arata ca functia de distributie radiala (FDR) exprima
distributia in spatiu a distantelor intre un atom de referinta si
perechea lui, in perechile pe care acesta le formeaza cu atomii din
restul metalului. Este definita in principiu prin relatia:

$$4 \pi r^2 \rho(r)$$

unde $\rho(r)$ este functia de densitate medie atomica; ca sens fizic
FDR reprezinta numarul mediu de atomi in elementul de volum
caracterizat prin raza vectoriale r . Functia de interferenta
reprezinta raportul dintre intensitatea dispersata a atomilor masurata
 $I(k)$ de catre cei N atomi si media patratica a factorilor de
dispersie atomica, adica

$$i(k) = \frac{I(k)}{N f(k)}$$

Variabila independenta 2θ (unghiul de dispersie a radiatiilor) este convertita in mod conventional in vectorul de dispersie $k = 4\pi \sin \theta / \lambda$. Legatura intre functia de distributie radiala si functia de interferenta se obtine prin aplicarea transformatei Fourier a functiei factorului de structura:

$$G(r) = 4\pi r [\rho(r) - \rho_0] = 2/\pi \int_0^{k_{max}} K \cdot [i(k)] \cdot \sin rk \cdot dk$$

unde ρ_0 este densitatea atomica medie a substantei, iar $G(r)$ este numita functia de distributie radiala redusa. Definind si functia de interferenta redusa $F(k) = K [i(k) - 1]$, expresia functiei de distributie radiala rezulta:

$$4\pi r^2 \rho(r) = r G(r) + 4\pi r^2 \rho_0$$

Aceste functii de distributie radiala furnizeaza doua tipuri esentiale de informatii structurale. Aceste sint:

- distantele interatomice medii in primele sfere de coordonatie
- numerele de coordonatie ale vecinilor cei mai apropiati.

Razele sferelor de coordonatie se determina din pozitia maximelor de densitate atomica din curba de distributie radiala. Numarul de coordonatie in fiecare sfera de coordonatie se obtine prin integrarea ariei de sub maximele curbei de distributie radiala.

Pentru a se pune in evidenta diferentele dintre structura unei sticle metalice, structura unui lichid si structura unui material cristalin (avind dimensiunea cristalitelor de 15 - 20 Å, adica sub limita de rezolutie a microscopului electronic), se compara functiile de interferenta reduse si functiile de distribuite radiala reduse care sint prezentate in Fig. 1.11.

Rezulta urmatoarele observatii:

- functia de interferenta redusa pentru Pt (Fig. 1.11.b.) permite observarea succesiunii reflexiilor produse de planele cristalografice (111), (200), (311); pentru aliajul amorf (Fig. 1.11.a.) functia difera, ea continind un prim maxim intens si un al doilea maxim despicat, iar reflexia a disparut;

- functia de distributie radiala redusa pentru Pt cristalin (Fig.1.11.d.) este peste 10 Å aproape plata, ca urmare a dimensiunilor mici ale cristalelor; amplasarea atomilor este clar pusa in evidenta la distantele $\sigma\sqrt{1}$; $\sigma\sqrt{2}$; $\sigma\sqrt{3}$; $\sigma\sqrt{4}$ unde σ este raza atomica;

- in cazul aliajului amorf (Fig. 1.11.c.) functia oscileaza pina la distante mai mari de origine, indicind omogenitatea structurii. De asemenea absenteaza distanta atomica $\sim \sqrt{2}$ specifica atomilor apartinatori la doua plane succesive din retelele cele mai dense;

- prezenta si in cazul acestor functii al celui de-al doilea maxim despicat, comparativ cu starea lichida, unde maximele sint netede si continue (aspect confirmat si de Fig. 1.11.e.), sugereaza

ca in starea de solid amorf exista un grad mai accentuat de ordine la mica distanta decit in lichidul aferent.

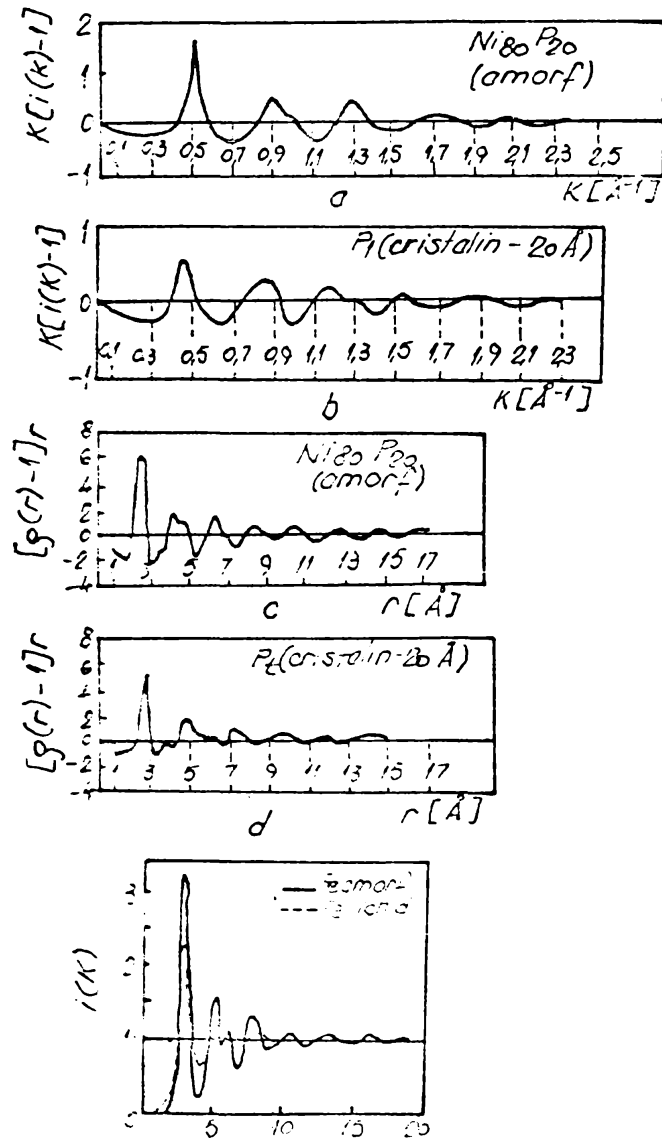


Fig. 1.11. Evidentierea diferentelor structurale intre materiale cu ajutorul functiilor de interferenta (a, b, e) si a functiilor de distributie radiala (c si d) - preluat din [18]

1.3.3. Metode de analiza a structurii

Asa cum s-a specificat, functiile de distributie radiale deduse din masuratorile intensitatilor radiatiilor difractate pot conduce la o serie de concluzii referitoare la ordinea, impachetarea atomilor la distantele interatomice, precum si la distributia atomilor nemetalici in matricea metalica.

Precizarea concreta a pozitiilor atomilor in spatiu se poate face facind apel la compararea functiilor de interferenta si de distributie deduse din masuratorile experimentale si din cele calculate pe baza modelelor structurale. Functiile radiale de distributie ale principalelor modele structurale teoretice de impachetare densa, inimplatoare sint prezentate in Fig. 1.12. [26].

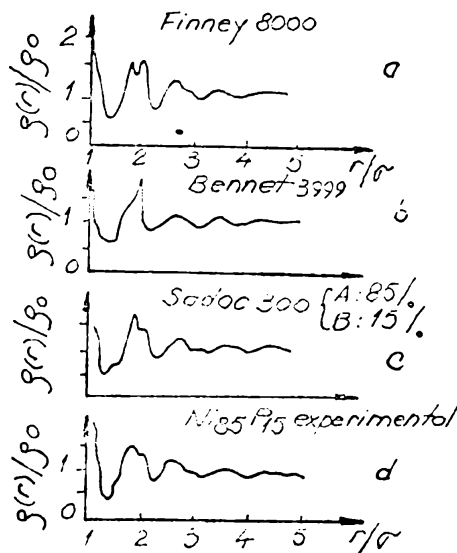
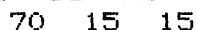


Fig. 1.12. Reprezentarea functiilor de distributie ale principalelor modele teoretice comparativ cu aliajul amorf Ni P 85 15 - preluat din [26]

Se constata prin compararea cu functiile de distributie radiale ale aliajului amorf Ni P 85 15 (Fig. 1.12.d.) aparitia celui de-al doilea maxim despicat (o trasatura specifica sticlelor metalice) dar intensitatile submaximelor despicate sint inversate fata de cazul d. In schimb modelul Sadoc (caracterizat prin aceea ca prezinta sfere de dimensiuni diferite si diferenta de marime atomica specifica sticlelor metalice de tipul metal - metaloid) prezinta o functie de distributie ce concorda cu cea dedusa pe baza datelor experimentale. Desi se poate aprecia ca aceste modele de impachetare dense converg cu structura reala a sticlelor metalice, totusi, unele rezultate ale studiului local indica faptul ca nu concorda cu dispunerea ipotetica a atomilor.

Modelele cvasicristaline ofera rezultate satisfacatoare atat in cazul analizelor locale (spectometria Moessbauer) cit si prin compararea functiilor radiale de distributie si interferenta. Spre edificare [27], in Fig. 1.13 se prezinta functiile in cazul aliajului amorf Al Si Ni , unde modelul matematic s-a considerat



avind ca baza compusul cu compozitia chimica apropiata Al SiNi₆Si_{1,5} derivat prin maclare chimica dintr-o solutie solida suprasaturata avind o retea CFC, in momentul tranzitiei vitroase. Se deduce ca pina la 5 Å functiile prezinta o foarte buna convergenta, in continuare abaterile fiind sesizabile. Acest fapt este explicabil ca urmare a modului mai grosolan de constructie a modelului matematic; dezordinea structurala este data de deplasarea atomilor compusului chimic, din pozitia de echilibru cu o probabilitate de distributie Gaussiana.

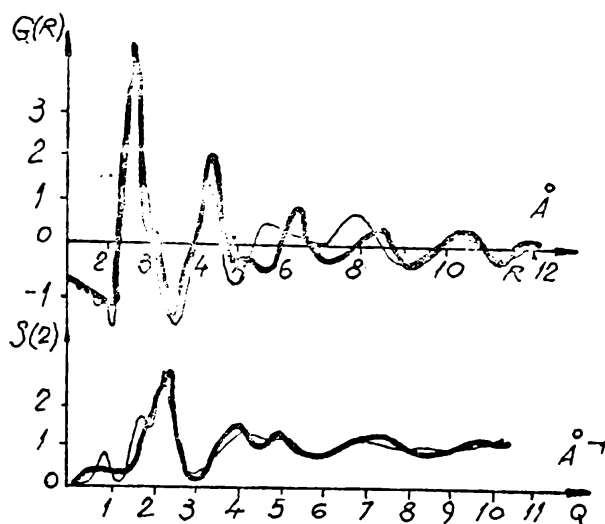
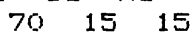


Fig. 1.13. Compararea functiilor de distributie radiale $G(r)$ si de interferenta $S(Q)$ experimentale (linia subtire) si cele calculate (linia ingrosata) pornind de la modelul cvasicristalin pentru aliajul amorf Al Si Ni - preluat din [27]



Prin urmare, problemele legate structura sticlelor metalice sint inca departe, de a fi complet elucidate, chiar daca recente studii ale cercetatorilor francezi si japonezi referitoare la ordinea chimica la scurta distanta au adus importante contributii.

1.4. Proprietatile aliajelor metalice amorfe

Materialele metalice cu structura amorfa prezinta un ansamblu de proprietati deosebite dintre care relevante sint cele magnetice.

1.4.1. Proprietati magnetice

La majoritatea aliajelor proprietatile intrinseci nu sint diferite de cele din starea lor cristalina; aliajele pe baza de fier si nichel sint feromagnetice, cele pe baza de mangan sint antiferomagnetice iar cele pe baza de paladiu sint paramagnetice. Temperatura punctului Curie este pentru aliajele in stare amorfa usor inferioara celei corespunzatoare starii cristaline.

Schimbari spectaculoase sint sesizate in mod special in cazul aliajelor metalice magnetice moi. Ele prezinta in stare amorfa o usurinta de magnetizare extraordinara; intensitati de cimp de numai citva mA /cm sint suficiente pentru a produce magnetizarea. Cimpul coercitiv si pierderile magnetice reduse, permeabilitatile ridicate, sint caracteristici specifice structurilor amorfe. Sugestiv se prezinta in Fig. 1.14., spre comparatie, ciclul de histereza a doua aliaje reprezentative pentru aceste clase de materiale.

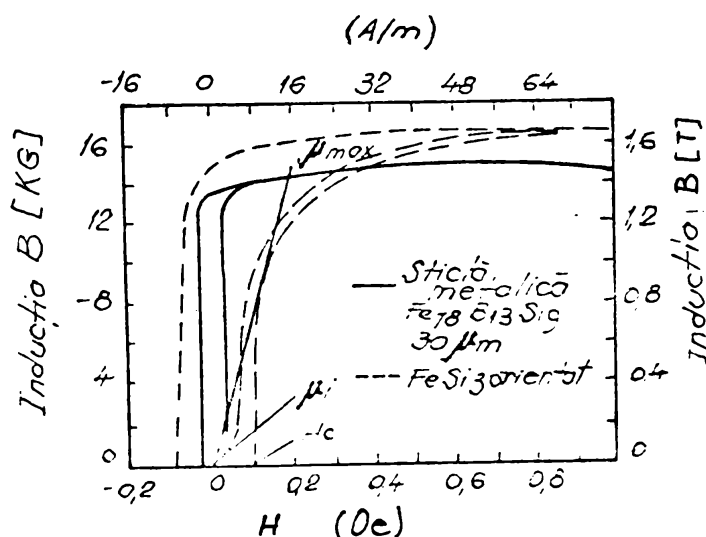


Fig. 1.14. Semiciclul de histereza magnetica a unui aliaj amorf Fe B Si 78 13 9 si a unui aliaj cristalin Fe - 3% Si - preluat din [53]

Se observa ca aliajul amorf prezinta pierderi prin histereza net inferioare tablei silicioase, caracteristica ce sta la baza unor importante aplicatii industriale. La acestea contribuie si pierderile prin curenti Foucault scazute ca urmare a rezistentei electrice ridicate a aliajului amorf.

Se face remarca ca valorile caracteristicilor magnetice se modifica sensibil prin schimbarea compozitiei chimice si mai ales prin aplicarea unor tratamente termice simple sau speciale de tipul recoacerilor, tratamentelor termice in cimp magnetic sau sub eforturi

mecanice. Spre exemplificare, in Fig. 1.15. se prezinta comportarea magnetica a unor aliaje amorse reprezentative (a) precum si dupa aplicarea unor tratamente termice (b, c).

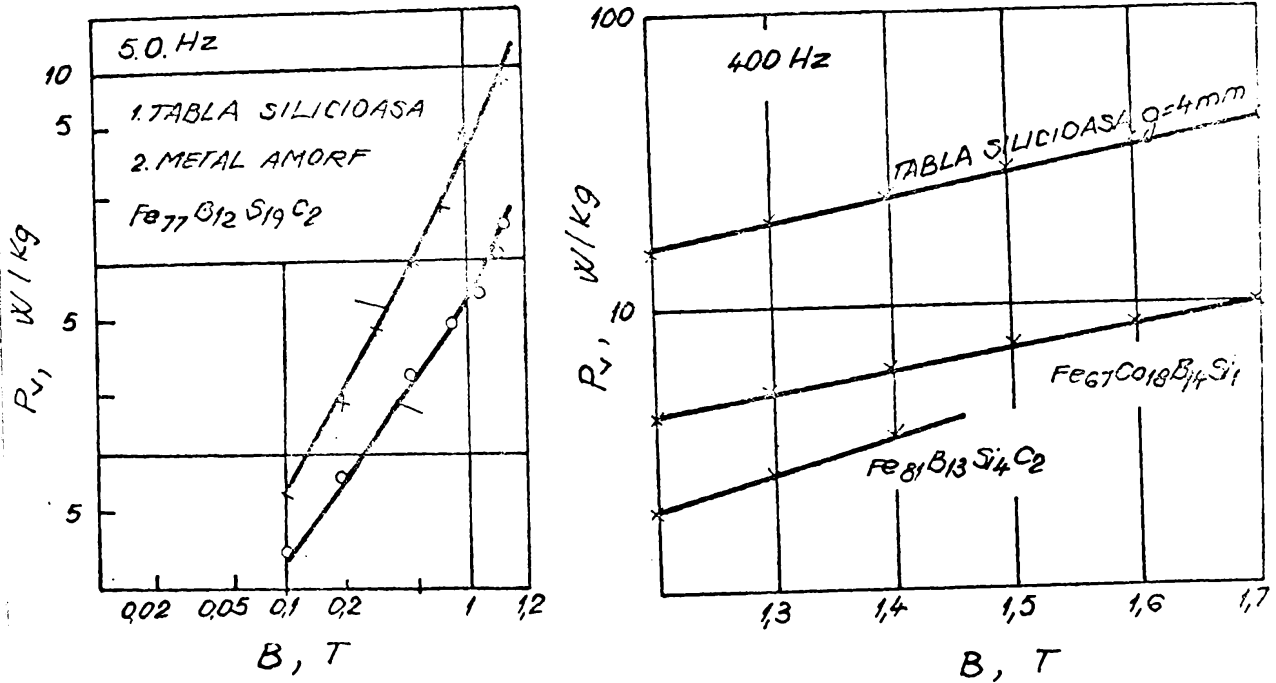


Fig., 1.15.a. Pierderile magnetice masurate la 50 Hz respectiv 400 Hz pentru tabla silicioasa respectiv pentru un aliaj amorf - preluat din [27]

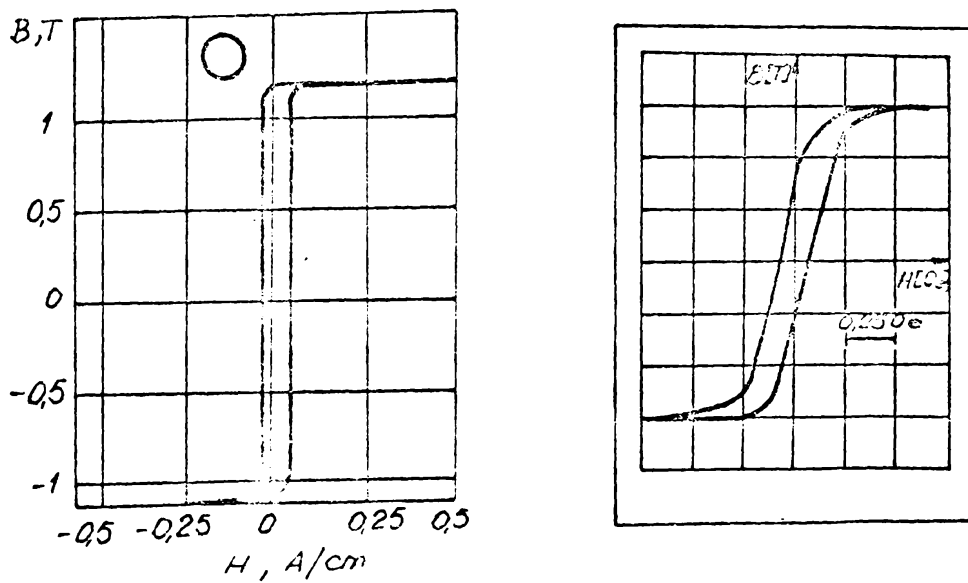


Fig. 1.15.b. Modificarea formei ciclului de histeriza prin aplicarea tratamentelor termice in cimp magnetic - preluat din [26]

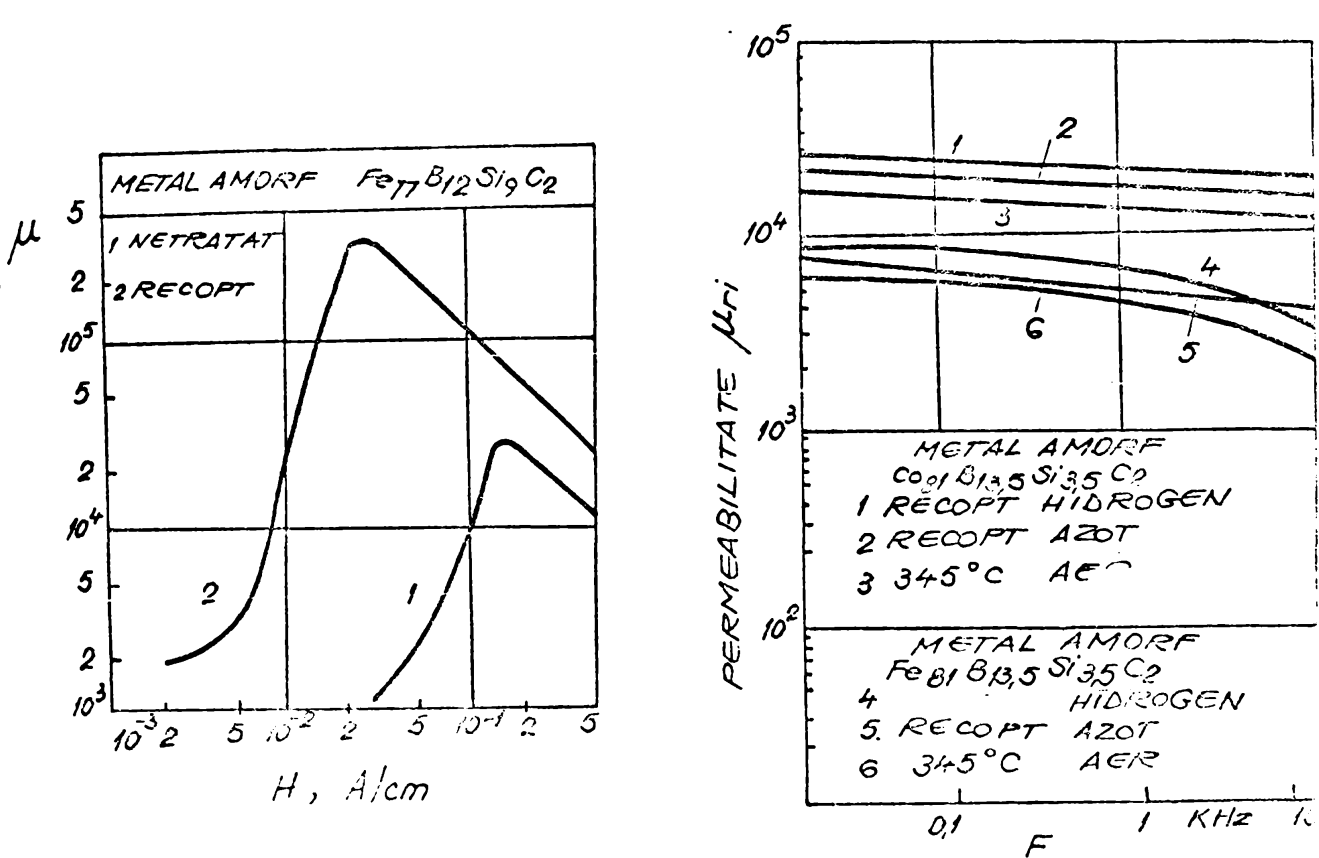


Fig. 1.15.c. Variatia permeabilitatii in functie de cimpul aplicat si la diferite frecvente de lucru, pentru diferite stari de tratament termic
- preluat din [27, 28]

Un aspect important dedus din analiza acestor grafice este faptul ca aplicarea unui cimp magnetic sau a unui efort mecanic in timpul operatiei de tratament termic ofera posibilitatea "proiectarii" ciclului de histereza magnetica in functie de scopul urmarit.

1.4.2. Proprietati mecanice

Dificultatile legate de realizarea unei geometrii bine definite, de producerea unor latimi mari si de eventualele defecte de suprafata se repercuteaza in mod deosebit asupra caracteristicilor mecanice. Proprietatile intrinseci precum modulul de elasticitate, coeficientul Poisson sint foarte greu de apreciat la valoarea lor reala.

Inercarea la tractiune necesita instalatii speciale, intrucit energia necesara deformarii si ruperii este inferioara energiei elastice totale a masinilor de incercat utilizate in mod curent pentru testarea benzilor si firelor din otel. Rezistenta la rupere obtinuta pe benzi cu structura amorfa s-a situat la valori maxime cuprinse

2

intre 300 - 400 daN / mm [31] net superioare celor obtinute in stare cristalina. Cu putine exceptii limita de elasticitate atinsa este

ridicata fiind asociata unui domeniu ductil mai redus. Modulul de elasticitate obtinut, prezinta valori de 50 de ori mai mari decit limita de elasticitate, rezultat ce apropie sticlele metalice de "whiskers -urile " monocristaline. Modulul lui Young este in medie cu 10 -20 % mai mic decit al aliajelor in stare cristalina. In schimb coeficientul lui Poisson este usor mai ridicat, iar alungirea specifica este cu 0,5 % mai mica. In cazul incercarilor la compresiune aliajul amorf a suferit deformari plastice de pina la 40 %.

Microdunitatea sticlelor metalice este de asemenea foarte ridicata, depasindu-se in mod uzual valori de 1000 HV. Duritatea aliajelor amorge este influentata atit de compozitia chimica cit si de tratamentul termic aplicat. Asa cum se observa si din Fig. 1.16. o data cu modificarea temperaturii de incalzire se modifica si duritatea atingindu-se un maxim la temperatura "demararii" cristalizarii ca urmare a precipitarii unor faze intermetalice foarte dure.

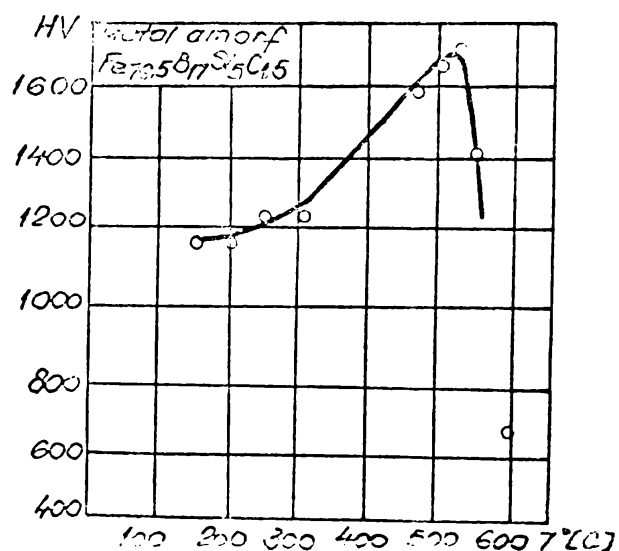


Fig. 1.16. Evolutia duritatii cu temperatura de tratament termic a aliajului amorf Fe B Si C
76,5 17 5 1,5

Tenacitatea aliajelor metalice amorge se determina estimativ pe probe din benzi prevazute cu o crestatura. S-au obtinut valori inferioare otelurilor cu inalta tenacitate. Studiile [16] privind cauzele acestui comportament au aratat ca acestea se datoreaza in mod deosebit defectelor de elaborare si mai putin proprietatilor intrinseci ale aliajului amorf.

Inercarea la oboseala efectuata in conditii speciale (epruvetele fiind prevazute cu un orificiu sau o crestatura pentru amorsarea ruperii) conduce la aceleasi rezultate ca si in cazul determinarii tenacitatii: valorile sint mai mici comparativ cu cele masurate pe otelurile de mare rezistenta (Fig. 1.17.)

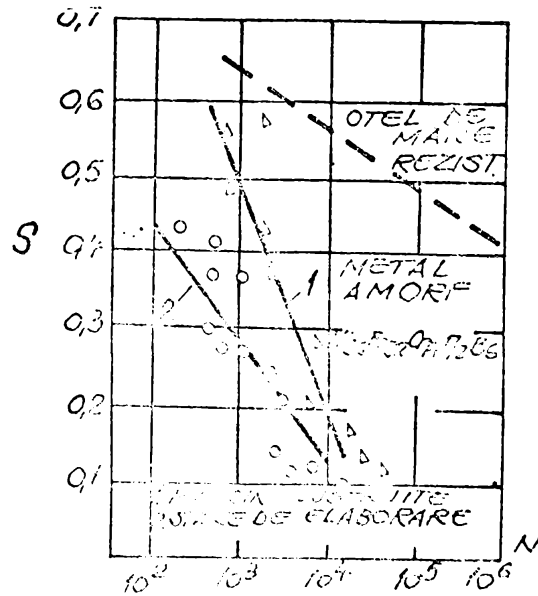


Fig. 1.17. Comportarea la oboseala a metalului amorf comparativ cu un otel de mare rezistenta - preluat din [53]

Rezistenta la coroziune a sticilor metalice este superioara aliajelor cristaline de compozitie chimica identica sau apropiata (Fig. 1.18.). considerata doar ca un efect datorat structurii monofazice , comportarea deosebita la atacul coroziv s-a demonstrat ulterior [105] a fi rezultatul efectului al unor elemente chimice precum cromul si fosforul, precum si datorita aparitiei unui strat superficial anticoroziv la contactul cu electrolitul.

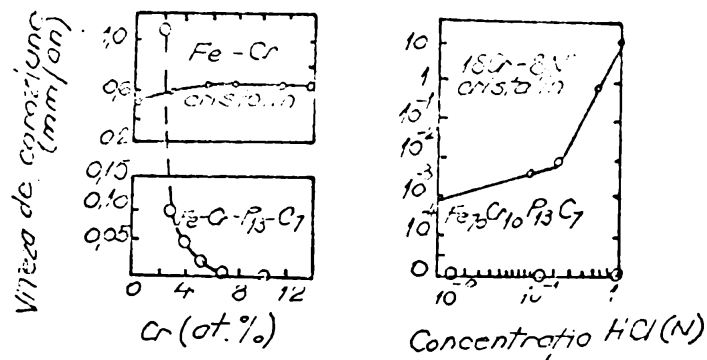


Fig. 1.18. Compararea rezistentei la coroziune intre aliaje amorse si coroziune - preluat [105]

Capitolul II

METODE DE PRODUCERE A ALIAJELOR METALICE AMORFE

Metodele de producere a metalelor amorfe se pot grupa in trei mari categorii:

- metode de depunere a straturilor amorfe;
- metode de solidificare ultrarapida;
- metode de "reactie in stare solida".

2.1. Metode de depunere

2.1.1. Condensarea pe un substrat racit se poate realiza prin
mai multe procedee.

Depunerea de vapori comporta intr-o prima etapa evaporarea unui
aliaj cristalin in vid inaintat, prin incalzire pina la o temperatura apropiata de temperatura de sublimare urmata de solidificarea prin condensare pe un substrat mentinut la temperatura joasa. Duratele procesului sint de ordinul picosecundelor apreciindu-se viteze de 10^{13} m/s. Randamentul masic al operatiei este minim Esnatioanele produse nu pot depasi dimensiuni de 1 μ m. Ca urmare metoda se utilizeaza pentru studiile fundamentale (domeniile de existenta a starii amorfe sint foarte largi in acest caz) si pentru obtinerea filmelor magnetice de inalta puritate.

Pulverizarea catodica este un proces neevaporativ, care se
bazeaza pe bombardamentul cu ioni de mare energie asupra unei tinte de compositie bine determintata, in scopul detasarii de atomi ce ulterior sint solidificati pe un substrat racit. Procedeeul are un randament masic mai inalt si ca urmare, s-au obtinut esantioane mai voluminoase (de citiva mm grosime) pe compositii de tipul Cd - Co - Mo, Cd - Ag, Au - Co, Ni - Co [17].

In Fig. 2.1. este prezentata schema unui dispozitiv simplu de pulverizare, cu mentiunea ca in industrie se cunosc instalatii mult mai complexe.

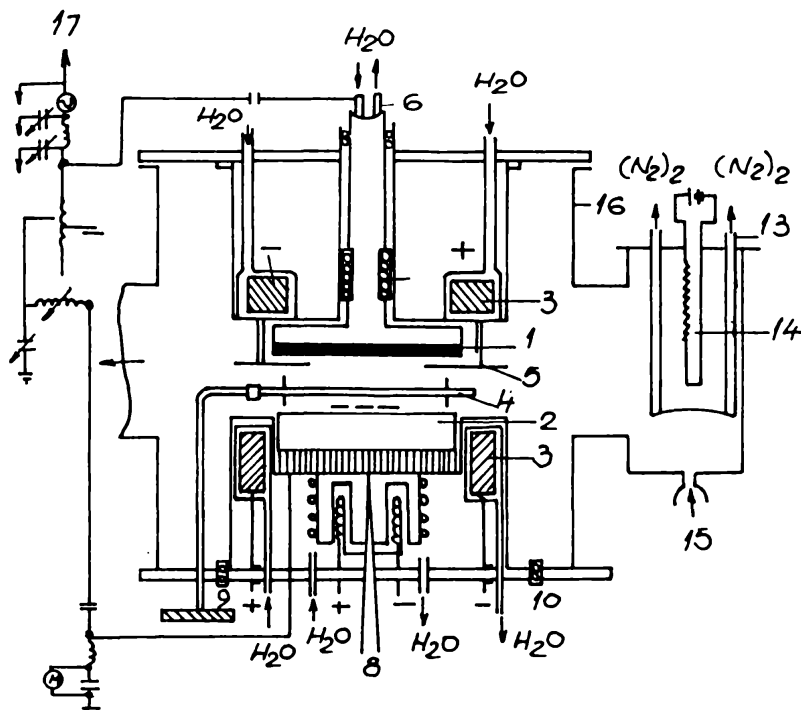


Fig. 2.1. Schema unui dispozitiv simplu de pulverizare catodica

- 1 - catod;
 - 2 - anod;
 - 3 - electromagnet;
 - 4 - clapeta;
 - 5 - ecran catodic;
 - 13 - sublimator Ti;
 - 14 - sublimator Ti;
 - 15 - admisie gaz pulverizator;
 - 16 - camera de vid
- preluat din [17]

Placarea ionica este o combinatie a primelor doua procedee,

evaporarea se realizeaza in descarcare luminiscenta si substratul este supus unui flux de ioni de energie inalta realizandu-se o pulverizare ridicata. Vitezele de depuner sunt mai mari iar aderarea este superioara celorlalte procedee. Schema de principiu a unei instalatii de placare ionica este prezentata in Fig. 2.2. Aceste instalatii sint de un grad ridicat de complexitate iar procedeul este in general, laborios.

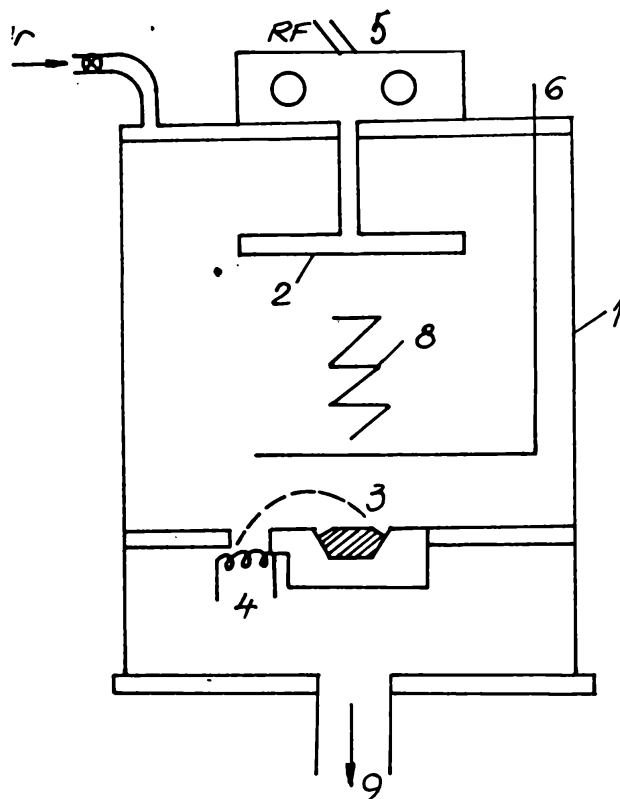


Fig. 2.2. Schema de principiu a instalatiei de placare ionica
1 - incinta vidata; 2 - substrat si catod; 3 - sursa de vaporizat; 4 - tunelectronic; 5 - alimentare cu RF; 6 - retea de adaptare; 7 - ecran protectie; 8 - descarcare luminiscenta; 9 - pompa de vid
- preluat din [3]

2.1.2. Procedee chimice

Depunerea electrochimica este un procedeu prin care se obtin

straturi amorfe de tip metal - metaloid (uzual pe baza de Co si / sau Ni -P). In schema de principiu a unei instalatii, prezentata in Fig. 2.3. se remarca prezenta electrozilor (imersati intr-un electrolit). Anodul se confectioneaza din placi de cupru, iar catodul dintr-un metal de inalta puritate. Compozitia stratului depinde de compozitia catodului, a electrodului precum si de densitatea de curent. Desi

asigura o depunere uniforma, procedeul are o extindere redusa datorita in primul rind, reproductibilitatii scazute.

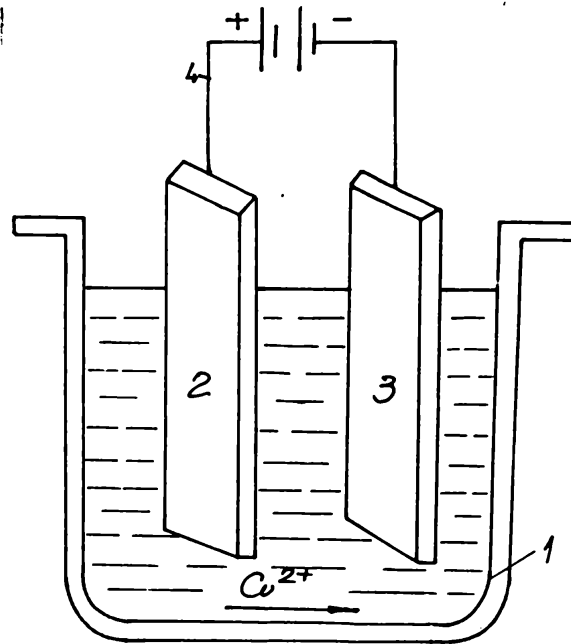


Fig. 2.3. Schema de principiu a instalatiei de depunere chimica
1 - cuva; 2 - anod de Co sau Ni; 3 - placi de Cu
4 - sursa de curent - preluat din [32]

Depunerea chimica difera de procedeul precedent prin absenta
cimpului electric exterior. Ca urmare se pot obtine folii de aliaj
amorfo de tip metal - metaloid (Co - P, Ni - P) cu precautiuni
speciale prin asigurarea nivelului constant al pH - ului solutiei si a
temperaturii reactorului. Simpson si Brambley [90] au realizat
astfel folii de Co P avind grosimi de cel mult 0,2 mm.
75 - 80 25 - 20

2.2. Metode de solidificare ultrarapida

Principiul care sta la baza acestei metode consta in faptul ca
obtinerea aranjamentului structural specific starii amorfe se
realizeaza prin efectuarea unui schimb masiv de caldura in momentul
solidificarii.

Cele mai raspindite procedee de solidificare ultrarapida sint
cele de racire a topiturii (calirea in stare lichida).

2.2.1. Metoda racirii ultrarapide a topiturilor

Obtinerea produselor amorfe se face prin solidificarea
aliajului adus in stare lichida (topita).

Primul aparat de hiperracire realizat de echipa lui Pol Duwez

era foarte eficace permitind viteze de racire superioare valorii de 10^9 °C / s, realizandu-se insa doar niste foite de dimensiuni mici si necontrolabile. De la aceste esantioane si pina astazi cind se produc benzi cu latimi de pina la 1 m si lungimi practic nelimitate in cantitati de ordinul zecilor de mii de tone pe an, tehnica calirii din stare lichida a parcurs mai multe etape, dintre care cele mai relevante vor fi prezentate in continuare:

Metoda tunului numita si "metoda undei de soc" ca urmare a

modalitatii de formare a filmului de aliaj amorf; sub actiunea unei unde de soc datorate unei diferente mari de presiune, o cantitate de aliaj topit in prealabil este expulzata pe un suport de cupru. Schema acestui prim aparat de hipercalire conceput, asa cum s-a aratat, de catre Duwez este prezentata in Fig. 2.4. [31]. Metoda conduce la obtinerea unor grosimi chiar sub 0,1 um.

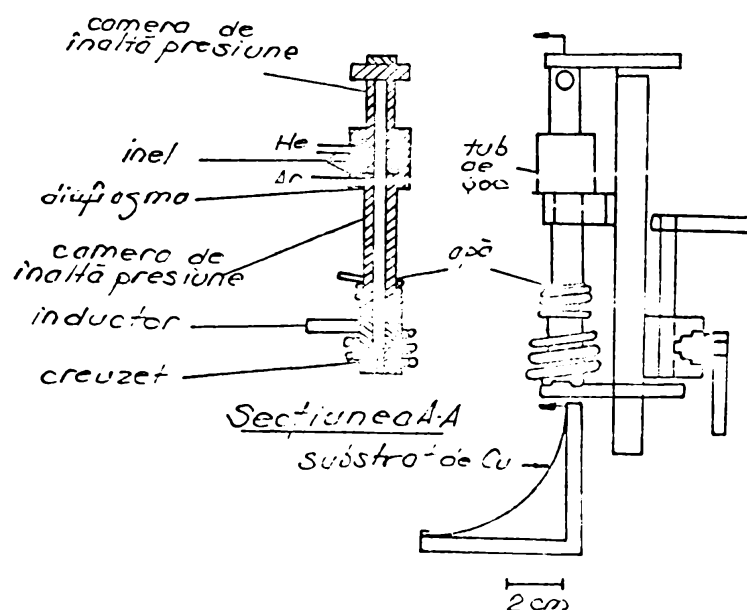


Fig. 2.4. Metoda de calire ultrarapida prin unda de soc
- preluat din [31]

Metoda ciocan - nicovala cunoscuta in mai multe variante, are

ca principiu strivirea picaturii de topitura intre doua placi de cupru. Metoda Sally [95] utilizeaza un piston mobil comandat de o celula fotoelectrica si o nicovala fixa (Fig. 2.5). Alte tehnici difera atit prin modalitatea de topire cit si prin modul de strivire al lichidului.

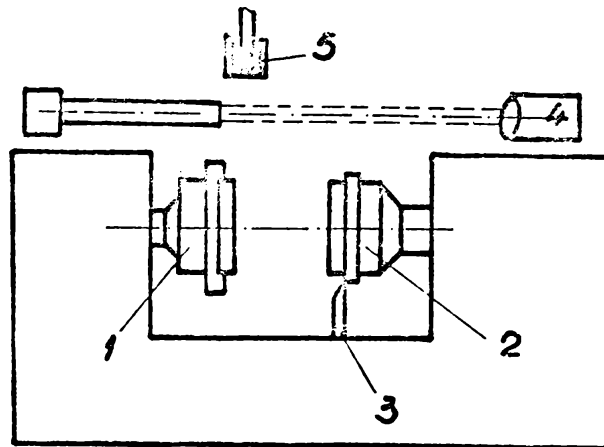


Fig. 2.5. Schema de principiu a metodei ciocan - nicovala
1 - disc fix; 2 - disc mobil; 3 - opritor; 4 - celula fotoelectrică; 5 - picătura - preluat din [35]

Dacă se apreciază că fiind uniformă grosimea esantioanelor realizate prin această metodă se poate considera că metoda reprezintă o îmbunătățire a precedentei.

Metoda prin centrifugare, utilizează ca forță de acționare asupra picăturii, forța centrifugă. În procedeul stabilit de Pond și Maddin [76] vîna de lichid se introduce sub presiune printr-un

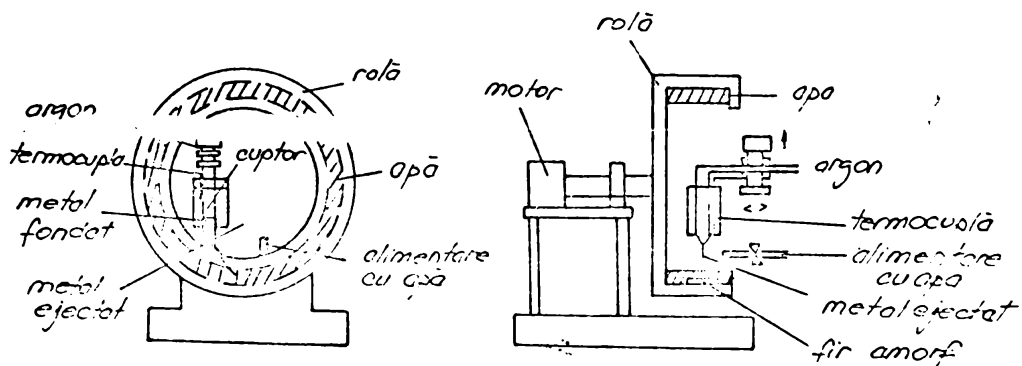


Fig. 2.6. Aparat pentru solidificarea rapidă prin răcirea lichidului centrifugat - preluat din [38]

orificiu pe suprafata convexa din interiorul unui tambur aflat in miscare de rotatie. Imbunatatirile succesive (Maddin si Masumoto [60] Chen si Miller [18]) au condus la producerea prin acest procedeu a firelor de diametre pina la 150 μm pe aparatul prezentat in Fig. 2.6.

Metoda racirii cu doi cilindri a permis un salt calitativ in

privinta benzilor si firelor obtinute. Cei doi cilindri aflati in miscare de rotatie in sens opus lamineaza jetul de lichid dirijat cu mare precizie in spatiul dintre ei.

Procedeu este brevetat de Polk si Chen si imbunatatit ulterior de Vedaira [120] si Ishibachi [45]. Datorita lungimii de contact limitate, banda risca sa continue racirea in aer la temperaturi superioare lui T_g , impiedicindu-se astfel amorfizarea. Pe langa acest fapt, s-au remarcat si dificultati de ordin tehnologic, aspecte care au limitat utilizarea acestei metode.

Metoda racirii cu un singur cilindru este cu siguranta cea mai

utilizata la ora actuala. Procedeu a fost relansat de Bedell pentru aliaje metalice amorse, dupa ce, prin aceasta tehnica, Lang elaborase in anul 1871 sirme de lipit.

In principiu [Fig. 2.7.) jetul de lichid ejectat pe suprafata exterioara a unui cilindru aflat in miscare de rotatie, unde se solidifica [la impactul cu discul de racire) sub forma de banda, ce va fi desprisa de forta centrifuga sau de un desprinzator.

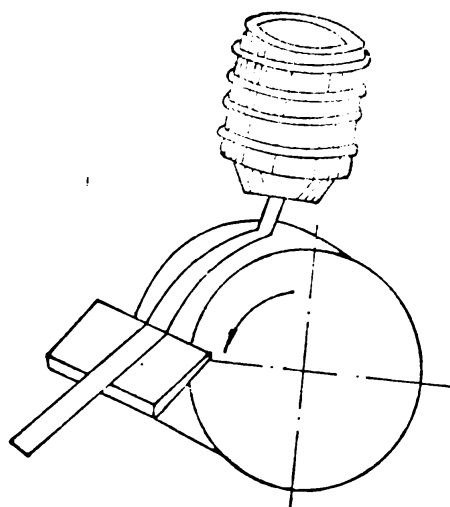


Fig. 2.7. Schema de principiu a racirii cu un singur cilindru
- preluat din [101]

Viteza de racire efectiva depinde de viteza tangentiala a rolei si de grosimea benzii ($g \leq 60 \dots 70 \mu\text{m}$). Lungimea benzilor nu este limitata decit de capacitatea creuzetului, in timp ce latimea depinde de caracteristicile creuzetului si de stabilitatea hidrodinamica a

jetului. S-au putut obtine astfel, benzi pina la 5 mm latime de calitate geometrica acceptabila.

Prin metoda Narasimhan ("Planar Flow Casting") brevetata de Allied Chemical, s-a depasit pragul critic referitor la latimea benzilor; duza de ejectare are forma de fanta, iar creuzetul este plasat in imediata vecinatate a rolei de racire, la distanta sub 1 mm (Fig. 2.8). Astfel, latimea depinde efectiv numai de dimensiunea fantei creuzetului, stabilitatea jetului fiind asigurata prin laminarea stratului extras. Benzile ating astazi, in mod curent, 250 mm latime iar unele unitati industriale anunta chiar 1 m.

Instalatii aferente acestei metode vor fi prezentate in capitolul urmator.

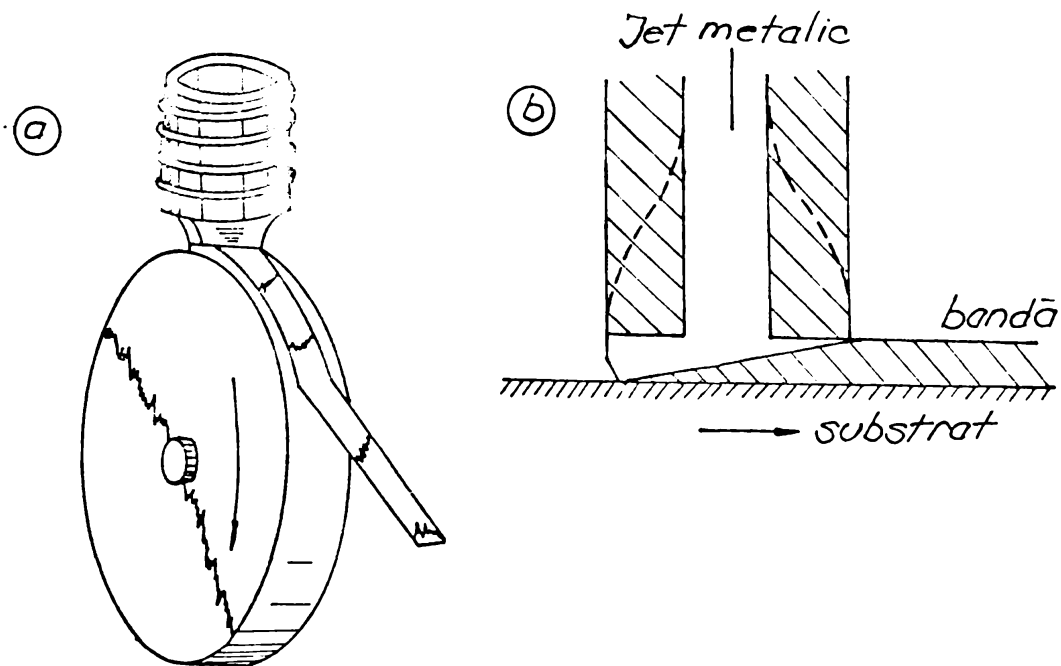


Fig. 2.8. Schema de principiu a metodei "Planar Flow Casting"
- preluat din [32]

Metoda racirii in fluid de racire, prezinta o arie de

intrebuintare mai restrinsa datorita, in principal, dificultatilor legate de asigurarea vitezelor de racire necesare. Procedul a fost brevetat de Kavesh [35] care a obtinut fire din aliaje usor fuzibile cu capacitate mare de amorfizare, prin solidificarea jetului de lichid intr-o conducta de quart strabatuta cu o anumita viteza de un fluid de racire. Producerea sticlelor metalice prin aceasta metoda implica asigurarea unui coeficient de transfer termic foarte ridicat de la jetul de metal topit la mediul de racire.

Metoda extractiei din topitura reprezinta o tehnica de

solidificare ultrarapida in care periferia unui disc de racire in
rotatie vine in contact cu suprafata unei topituri (Fig. 2.9.).

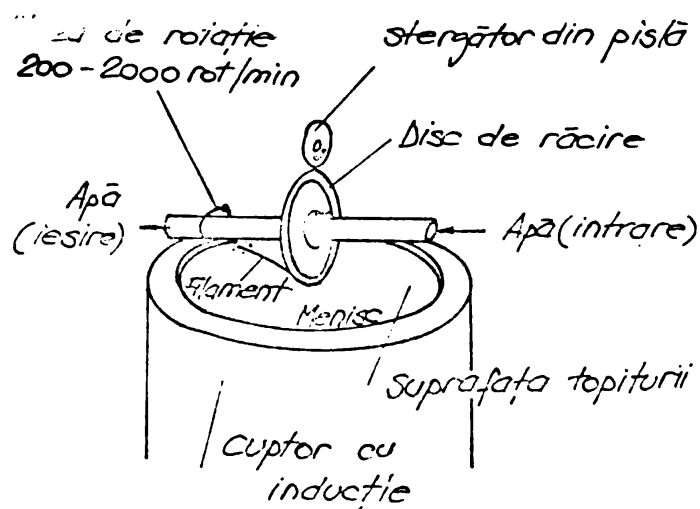


Fig. 2.9. Schema de principiu a metodei extractiei din topitura
- preluat din [39]

Initiat de Maringer si Mobley [62, 63], acest procedeu nu
a avut raspindirea asteptata. Calitatea geometrica a produselor
obtinute este alterata foarte usor de geometria bii si de undele
superficiale iar dimensiunile sint limitate.

2.2.2. Metoda "inghetarii" straturilor superficiale topite prin ----- energii constante -----

Se bazeaza pe topirea straturilor superficiale ale unui metal
pe adincimi de zeci de micrometri cu ajutorul unor energii concentrate si
racirea rapida datorita dispropozitiei mari dintre masivitatea piesei
si grosimea redusa a filmului de topitura; in cazul unor compozitii
favorabile, se pot obtine structuri superficiale amorfe.

Dupa modul in care se face topirea superficiala exista tehnica
iradierii si a glazurarii cu laser.

Tehnica iradierii straturilor superficiale are la baza topirea

datorita bombardarii cu fluxuri de ioni. In regiunea bombardata se
obține o noua configuratie care poate ingheta intr-un timp foarte
scurt ca urmare a masei metalului suport.

Daca prin iradiere se implementeaza si ioni, tehnica poarta
numele de implementare ionica.

Tehnica glazurarii cu laser utilizeaza fascicolul laser pentru

topirea de scurta durata. Avantajata fata de tehnica precedenta prin
posibilitatea operarii in aer, glazurarea cu laser reprezinta o
posibilitate moderna de a obtine structuri amorse pe suprafete mari.
In Fig. 2.10. este prezentata schema de principiu a acestui procedeu.

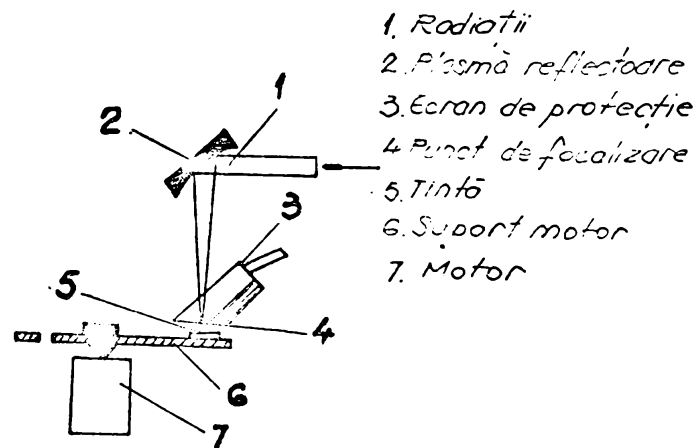


Fig. 2.10. Schema de principiu a metodei "glazurarii" cu laser
- preluat din [101]

Metodele de producere a pulberilor amorse, au la baza

principiul solidificarii ultrarapide a materialului topit sub forma de
picaturi. In afara procedeelor clasice de obtinere a pulberilor (atomizare,
pulverizare in plasma) se cunosc si altele specifice produselor amorse:
atomizarea in cimp electric, eroziunea electrica.

Atomizarea in cimp electric reprezinta o metoda de pulverizare in
vid a unui aliaj lichid sub actiunea unui cimp electric care accelereaza
picaturile spre colector. Datorita dimensiunilor

picaturilor ($< 0,01 \mu m$) vitezele de racire sint peste $10^6 \text{ } ^\circ\text{C} / \text{s}$. Un
astfel de aparat (Fig. 2.11.) este prezentat de Perel si Mahoney
[77]. S-au obtinut rezultate superioare pe aliaje de tipul Al - Si,
Al - Cu si Fe - Ni - B - P.

Eroziunea electrica se poate utiliza pentru producerea pulberilor
amorse utilizind acelasi aparat ca si cel utilizat in mod uzual la
operatiile de electroeroziune. Ca electrozi s-au folosit aliaje de tipul
metal - metaloid (Fe - B - Si) [10]. Descarcarea in scintei produce o
topire locala a materialului electrozilor ce se solidifica apoi sub forma
de particule in lichidul dielectric. Dezavantajat de un randament scazut
(20 - 25 g de pulberi in 12 h) si de impurificarea cu produse rezultate
din lichidul dielectric, procedeul este putin utilizat.

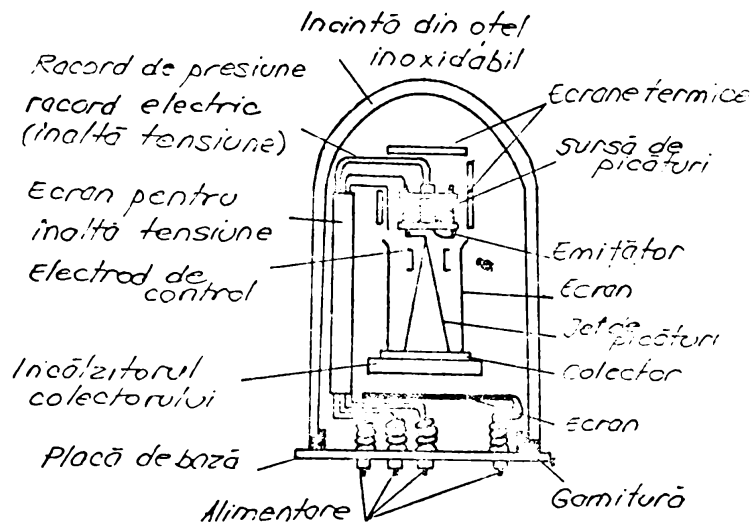


Fig. 2.11. Schema de principiu a metodei de producere a pulberilor prin atomizare in cimp electric - preluat din [77]

2.3. Metode de reactie in stare solida

Reprezinta o categorie aflata in faza incipienta de dezvoltare. Datele prezentate in literatura de specialitate au un caracter informativ si limitat.

Dintre aceste metode se amintesc:

- implantarea ionica; consta in bombardarea cu fascicol de ioni a unei suprafete realizandu-se la o anumita "doza" de ioni implementati, dezordonarea rețelei cristaline.

- difuzia in stare solida conduce la obtinerea esantioanelor amorge prin participarea, in anumite conditii tehnologice, a unor metale si metaloizi (prezentate sub forma de straturi alternative de grosimi de ordinul zecilor de Å) caracterizate prin diferente apreciabile de marimi atomice si printr-o entalpie ridicata de formare a aliajului. Rezultate satisfacatoare s-au raportat [51] pe multistarturi Au - La avind grosimea de 300 Å, mentinute timp de

6 ore la temperatura de 700 °C. Incercari de acest gen s-au efectuat si pe aliaje de tipul Ni - Zn si Co - Sn.

- amorfizarea prin absorbtia hidrogenului este un procedeu cu

posibilitati de producere a aliajelor amorfe masive, ca urmare a
afinitatii deosebite si preferentiale a protonului de hidrogen pentru
anumite elemente chimice. Un exemplu relevant [31] este descris in
cazul aliajului Zr - Rh, cind, ca urmare a afinitatii deosebite a
hidrogenului pentru Rh si a dimensiunilor sale, el difuzeaza relativ
usor pina la o anumita concentratie critica, cind conduce la
amorfizarea aliajului.

*
* * *

Obiectivele si directiile de cercetare ale lucrarii

Interesul deosebit pentru materialele amorfe feroase, atit pe
plan mondial cit si, de curind, in tara noastra, este reflectat in
preocuparile multor cercetatori. Analiza datelor bibliografice indica
o larga problematica cu o diversitate mare de opinii privind aceasta
categorie noua de materiale.

Din multitudinea de aspecte legate de aliajele metalice amorfe,
activitatea de doctorat a fost orientata spre urmatoarele obiective
principale:

- obtinerea de materiale amorfe feroase cu proprietati
magnetice deosebite;
- caracterizarea aliajelor amorfe elaborate.

In vederea obtinerii prin eforturi proprii a unor materiale
amorfe feroase cu proprietati magnetice deosebite a fost necesara
abordarea urmatoarelor directii de cercetare:

- cercetari asupra elaborarii materialelor amorfe feroase sub
forma de fire si benzi;
- proiectarea si realizarea de instalatii pentru fabricarea
benzilor si firelor din materiale amorfe feroase;
- cercetari privind elaborarea familiilor de materiale
magnetice amorfe Fe - B - Si - C si Fe - Cr - Mn - P - Si - C cu
proprietati fizice deosebite;
- cercetari asupra prelucrarii termice a aliajelor amorfe
elaborate.

Caracterizarea materialelor amorfe feroase obtinute a implicat:

- analiza structurala (microscopie optica, difractie cu raze
X);
- cercetari privind proprietatile magnetice, mecanice si
tehnologice.

In consecinta, scopul primordial al lucrarii de fata, l-a
constituit crearea de marci de materiale amorfe feroase, a caror
proprietati magnetice deosebite, comparabile cu ale unor materiale
magnetice moi (atit amorfe cit si cristaline) sa le permita
utilizarea cu bune rezultate (atit din punct de vedere tehnic cit si
economic) in constructia unor componente ale aparatelor de masura si
control.

PARTEA A II - A

CERCETARI ASUPRA FAMILIILOR DE ALIAJE AMORFE PE BAZA DE Fe - P SI Fe - B

Capitolul III

OBTINEREA MATERIALELOR AMORFE FERROASE CU PROPRIETATI MAGNETICE DEOSEBITE

Realizarea unor produse cu structura amorfa care sa prezinte caracteristici fizice deosebite a implicat parcurgerea mai multor etape care au necesitat efectuarea unor studii, cercetari si experimentari ce sint prezentate in detaliu in continuare.

3.1. Studii si cercetari asupra elaborarii materialelor amorfe ferroase sub forma de fire si benzi

3.1.1. Alegerea metodei de obtinere a materialelor

metalice amorfe

Analiza critica a metodelor de producere a aliajelor metalice amorfe descrise in capitolul precedent a permis sintetizarea urmatoarelor concluzii:

- metodele de depunere prezinta un caracter limitat datorita insuficientei stapaniri a proceselor fizice si implicit a corelarii proprietatilor cu parametrii procesului; produsele obtinute au dimensiuni reduse (chiar daca in principiu grosimea nu este limitata) si o stabilitate termica scazuta;
- metodele de reactie in stare solida sint in faza incipienta si chiar daca perspectiva pare spectaculoasa (obtinerea structurii amorfe in masa) nivelul mondial atins, complexitatea aparaturii, le fac inoperante in aceasta etapa;
- metodele de racire ultrarapida a topiturii au atins performante deosebite; produsele obtinute prin tehnica racirii cu un singur cilindru prezinta dimensiuni (mai putin grosimea) practic nelimitate si o stabilitate termica destul de ridicata; procesul de elaborare se caracterizeaza printr-un randament ridicat si o reproductibilitate corespunzatoare.

Simpla enumerare a acestor considerente recomanda de la sine abordarea metodei racirii ultrarapide a topiturii cu un singur

cilindru. Daca la acestea se adauga si avantajul conferit de produsele realizate referitor la largile posibilitati de aplicatie, alegerea acestei metode isi gaseste o justificare deplina.

Principalele elemente ce intervin la elaborarea prin aceasta metoda sint prezentate in schema de principiu din Fig. 3.1.

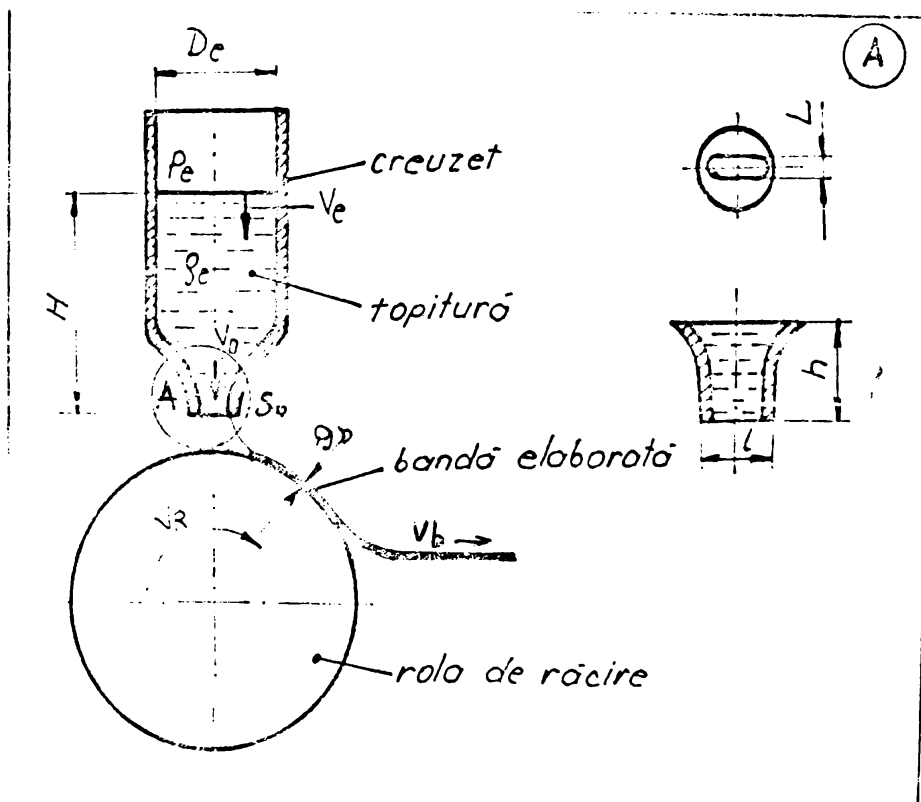


Fig. 3.1. Schema de principiu a metodei racirii ultrarapide a topiturii cu un singur cilindru

3.1.2. Analiza conditiilor de elaborare

Formarea benzilor prin tehnica racirii ultrarapide a topiturii este dominata de fenomene de transport si de echilibru energetic. Analiza transferului termic între baia de metal lichid si rola de racire [56] a dus la concluzia ca pentru acest caz, caracteristica termica esentiala a materialului este produsul $\lambda_c \rho \cdot c_p$ unde

λ_c reprezinta conductivitatea termica, c_p caldura specifica iar

ρ densitatea. Acest aspect va fi fructificat din plin intrucit rezulta ca suport optim de racire cuprul care prezinta "produsul" mai sus mentionat cel mai ridicat. Baia de metal se afla într-un regim hidrodinamic si termic foarte complex, fiind conceptual alcatuita dintr-un strat limita dominat de efecte termice si cinetice precum si o zona exterioara neinfluentata de aceste efecte. Daca transportul termic este superior celui de moment cinetic atunci se va forma un strat solid adiacent cilindrii de racire. Matematic acest caz se

poate defini cu numarul Prandtl: $Pr = \sqrt{\frac{h_u}{h_T}}$ in care h_u

reprezinta grosimea stratului produs de momentul cinetic, h_T reprezinta grosimea stratului produs de efectul termic. De asemenea numarul Prandtl se mai poate scrie $Pr = c_p \cdot \eta / \lambda_f$ unde λ_f reprezinta conductibilitatea termica a fluidului iar η reprezinta viscozitatea. In conditiile obtinerii metalelor amorfice Pr se va situa la valori subunitare cuprinse intre 0,4 si 0,7. In consecinta propagarea caldurii este mai rapida decit momentul cinetic, materialul fiind astfel solidificat pe rola inainte de a fi expulzat.

3.1.2.1. Masuri de precautie necesare elaborarii de fire si benzi continue de geometrie constanta

3.1.2.1.1. Asigurarea curgerii laminare a topiturii

Curgerea fluidului in creuzet si prin fanta duzei influenteaza in mod hotaritor elaborarea propriu-zisa. Se impune, in primul rind, necesitatea asigurarii unei viteze constante a jetului de metal topit pe lungimea creuzetului si a duzei.

Conform teoriei lui Bernoulli viteza fluidului prin fanta se determina cu relatia:

$$v_o = \sqrt{2 \Delta p / \rho_o + 2gH + v_e^2} \quad (3.1.) \quad \text{unde}$$

$\Delta p = p_e - p_o$, ρ_o este densitatea materialului; semnificatia celorlalte notatii este aratata in Fig. 3.1. Modificarea nivelului topiturii H in timpul elaborarii atrage dupa sine, variatia vitezei v_o . Mentinerea constanta a vitezei implica fie pastrarea la acelasi nivel a topiturii in timpul procesului, fie prin crestera continua a presiunii Δp .

Metoda de lucru adoptata face extrem de greoaie si cu complicatii suplimentare asigurarea unui nivel constant al topiturii. De aceea se va analiza in detaliu cel de-al doilea caz.

Aportul de presiune adus de variatia inaltimii coloanei de lichid se va putea determina din relatia (3.1.). Astfel, pentru diferite inaltimi ale coloanei de lichid vor rezulta urmatoarelor valori ale suprapresiunii necesare Δp :

pentru $H = 20$ mm	$\Delta p = 0,016$ atm
$H = 50$ mm	$\Delta p = 0,04$ atm
$H = 100$ mm	$\Delta p = 0,08$ atm

Este lesne de dedus ca pina la inaltimea $H = 50$ mm variatia vitezei este foarte putin afectata si deci, creerea unor sisteme de modificare continua a presiunii nu se justifica. In cazul instalatiilor de nivel industrial unde inaltimea H a coloanei de topitura atinge valori mai ridicate se poate utiliza o solutie de modificare continua a presiunii precum cea prezentata in Fig. 3.2.

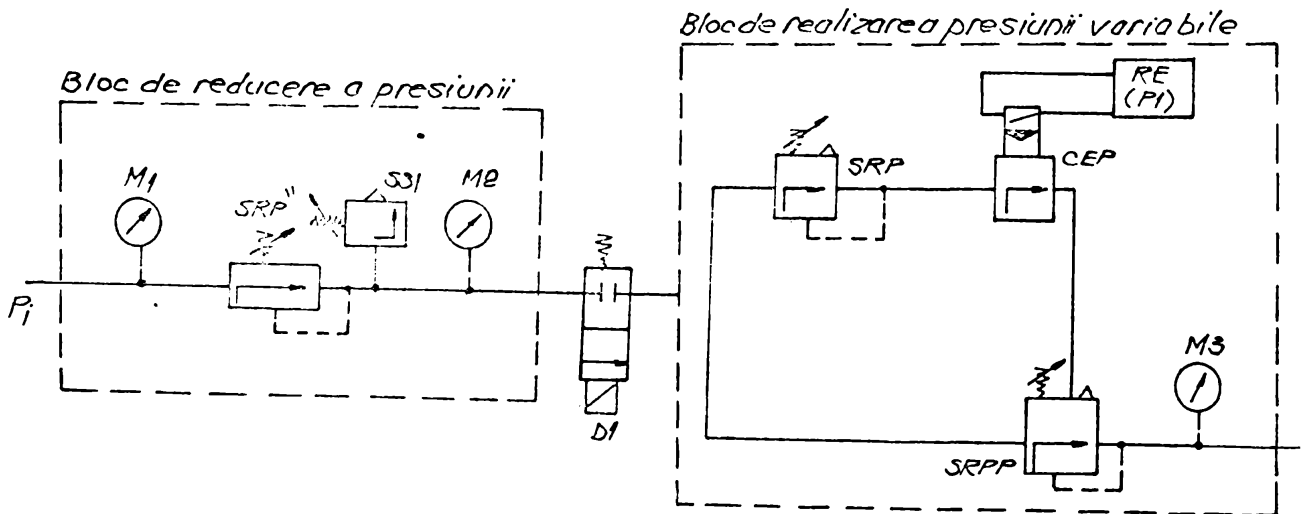


Fig. 3.2. Dispozitiv de reducere si variatie a presiunii
 M1 - manometru de presiune ridicata; SRP'' - supapa de reducere a presiunii; SSI - supapa de siguranta; M2 - manometru de presiune joasa; SRP - supapa de reglare a presiunii; CEP - convertor electropneumatic; RE(PI) - regulator electronic; SRPP - supapa de reglare a presiunii, pilotata; M3 - manometru ce indica variatia presiunii p ; DI - distribuitor

Un alt aspect important il constituie turbulenta topiturii. Ea poate provoca variatii ale jetului la curgerea prin fanta. Turbulenta poate sa apara ca urmare a alegerii unui raport incorect intre lungimea h si latimea L a fantei. Acest raport este dat de relatia

$$h / L = 0.02 \cdot Re \quad (3.2.)$$

Numarul Re al fluidului in zona fantei se exprima prin relatia:

$$Re = \frac{v_o \cdot L}{\nu} \quad (3.3.)$$

unde v_o este viteza la iesirea din duza iar ν viscozitatea cinematica. Viteza v_o se va putea determina din conditia de continuitate a benzilor elaborate (cantitatea de topitura in unitatea de timp este egala cu cea a benzii in unitatea de timp) adica:

$$v_o \cdot s_o \cdot \rho_l = v_R \cdot s_b \cdot \rho_s \quad (3.4.)$$

unde s_o este sectiunea fantei, v_R este viteza benzii iar s_b este

sectiunea benzii. Admitind variatii minore ale densitatii la trecerea din starea lichida in cea solida si exprimind viteza din relatia (3.3) rezulta numarul Re ca fiind egal cu:

$$Re = v_R \cdot s_b \cdot L / s_o \cdot \gamma \quad (3.4.)$$

Egalind aceasta relatie cu relatia (3.2.) se determina valoarea critica a lui h de la care curgerea devine turbulenta:

$$h = 0,02 \cdot L^2 \cdot v_R \cdot s_b / s_o \cdot \gamma \quad (3.5.)$$

Inlocuind pe s_b ($s_b = g_b \cdot l$) si pe s_o ($s_o = L \cdot l$)

relatia de mai sus devine:

$$h = 0,02 \cdot L \cdot v_R \cdot g_b / \gamma \quad (3.5.)$$

unde cu g_b s-a notat grosimea benzii. O evaluare a valorilor posibile pentru h are ca date limita pentru parametrii care intervin in relatia (3.5.) urmatoarele:

$$\begin{aligned} L &= 0,2 \dots 0,4 \text{ mm} \\ g_b &= 15 \dots 50 \mu\text{m} \\ v_R &= 25 \dots 40 \text{ m / s} \end{aligned}$$

Considerind viscozitatea $\gamma = 3 \cdot 10^{-7} \text{ m}^2 / \text{s}$ si luind cazul cel mai favorabil (valorile parametrilor la limita superioara adica latimea fantei duzei de 0,4 mm, grosimea benzii de 50 μm si viteza rolei de 40 m / s) rezulta pentru h valoarea h = 53,3 mm, valoare care nu creeaza probleme privind modalitatea tehnologica de executie a duzelor din quart. In situatia opusa (valorile parametrilor situate la limita inferioara a domeniului, adica latimea fantei duzei de 0,2 mm, grosimea benzii de 15 μm si viteza rolei de 25 m / s), h = 5 mm valoare apropiata de cea care se realizeaza in anumite conditii. Intrucit, prin tehnica modelarii la cald a quartului, se necesita o inaltime a fantei de minimum 4 - 5 mm este evident faptul ca se risca compromiterea experientelor. Se necesita astfel, o alta metoda de realizare a fantelor. Incercarile experimentale au condus la utilizarea cu bune rezultate a prelucrarii duzelor prin eroziune ultrasonica [100].

Utilizarea acestei metode de obtinere a fantelor prezinta avantajul si a unei calitati deosebite a suprafetelor rezultate in urma prelucrarii. De asemenea, efectuarea fantelor prin aceasta metoda ofera posibilitatea obtinerii unor duze convergente asa cum rezulta si din Fig. 3.3.

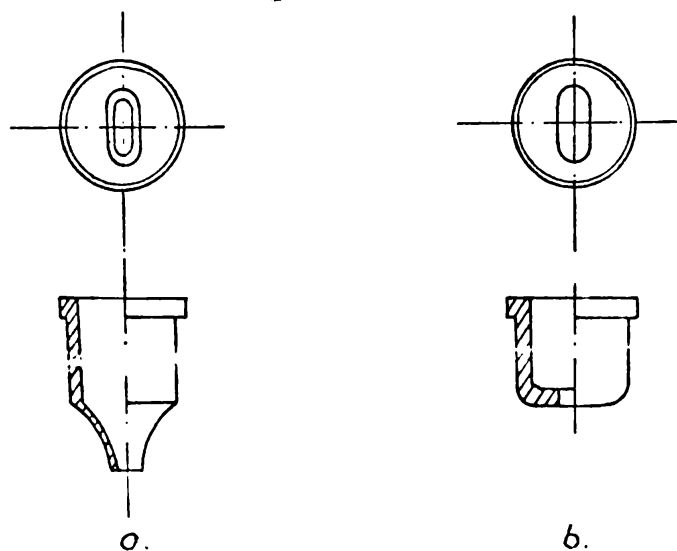


Fig. 3.3 Duze de cuarț obtinute prin modelare la cald (a) și prin prelucrare ultrasonica (b)

3.1.2.1.2. Cerințe pentru mentinerea unei geometrii constante a benzilor

Modificarea geometriei produselor elaborate poate să apară ca urmare a unor evenimente accidentale din procesul tehnologic sau a proiectării și execuției incorecte a unor subsansamble ale instalației. Acestea au ca efect apariția vibrațiilor în baia lichidă. Conform [14] vibrațiile topiturii modifică lungimea de contact a benzilor cu rola de racire ceea ce conduce la variații ale grosimii. Dintre evenimentele accidentale se pot aminti:

- asperitățile de pe suprafața rolei de racire, cauzate de turnarea anterioară sau de desprinzător, ce vor da naștere unor vibrații ale vinei de lichid definite prin relația:

$$\omega = 2 \pi \frac{v}{R} / h \quad (3.6.) \quad \text{unde } h \text{ este}$$

adâncimea asperității;

- particulele de praf din atmosferă, resturi de material solidificate pe rola de racire ce conduc la variații ale coeficientului de transfer termic implicând neuniformități ale grosimii benzilor.

Ca și elemente ale subsansamblelor susceptibile de a provoca vibrații se menționează sistemul de antrenare al rolei de racire, lipsa echilibrării statice și dinamice a acestuia precum și, nerigidizarea creuzetului ceea ce creează balansarea jetului de lichid.

3.1.2.2. Conditii necesare elaborarii de benzi metalice

amorfe continue

In analiza si determinarea parametrilor procesului de elaborare a benzilor continui asigurarea premizelor obtinerii structurilor amorfe se realizeaza prin impunerea principalei conditii cinetice:

viteza de racire sa aiba valori de ordinul a 10^6 C / s, ceea ce implica grosimi ale benzilor mai mici ca 60 - 70 um.

3.1.2.2.1. Determinarea parametrilor turnarii

In tehnica turnarii continue parametrii de importanta covirsitoare sint presiunea aplicata topiturii si turatia rolei de racire. In vederea stabilirii corelatiilor necesare, se porneste de la exprimarea vitezei topiturii, din legea lui Bernoulli, conform relatiei (3.1.) adica:

$$v_o = \sqrt{2 \Delta p / \rho + 2gH + v_e^2}$$

In aceasta relatie v_e se exprima din ecuatia de continuitate a topiturii:

$$v_e \cdot s_e = v_o \cdot s_o \quad (3.7.)$$

Inlocuind in relatia (3.1.) se obtine:

$$v_o = \sqrt{(2 \Delta p / \rho + 2gH) \cdot \{ 1 / [1 - (s_o / s_e)^2] \}} \quad (3.8.)$$

Din conditia de continuitate a benzilor elaborate (3.4.) si tinind cont de expresiile utilizate pentru s_b si s_o se poate exprima grosimea benzii astfel:

$$g_b = v_o \cdot L / v_R \quad (3.9.)$$

Pe baza relatiei (3.8.) grosimea benzii va rezulta :

$$g_b = L / v_R \sqrt{(2 \Delta p / \rho + 2gH) \cdot \{ 1 / [1 - (s_o / s_e)^2] \}} \quad (3.10)$$

Sau exprimind suprapresiunea Δp vom obtine:

$$\Delta p = \rho / 2 [1 - (s_o / s_e)^2] \cdot (g_b \cdot v_R / L)^2 - \gamma H \quad (3.11.)$$

Pentru a avea o imagine a dependentei suprapresiunii in

principal de viteza rolei se explicita in aceasta ecuatie ceilalti parametri astfel:

- pentru densitatea ρ_0 , inaltimea coloanei topiturii H, aria sectiunii creuzetului s_e se utilizeaza valori medii;

- pentru latimea fantei L, sectiunea duzei s_o , grosimea benzii g_b se folosesc valorile externe ale ecartului, valori estimate pe baza unor experimentari preliminarii.

Prin urmare, $\rho_0 = 7700 \text{ kg / m}^3$, $s_e = 1,25 \cdot 10^{-3} \text{ m}^2$, $H = 50 \text{ mm}$,
 $s_o = 0,4 - 4 \cdot 10^{-6} \text{ m}^2$, $L = 0,2 - 0,4 \text{ mm}$, $g_b = 15 - 50 \text{ um}$.

Intrucit raportul $(s_o / s_e)^2$ ia valori cuprinse intre 10^{-7} si 10^{-3} valoarea expresiei din care face parte se poate neglija. Inlocuind datele mai sus enuntate pentru situatiile extreme vom avea:

a. pentru grosimea benzii de 15 um si latimea fantei de 0,2 mm

$$\Delta p_1 = 21,656 \cdot \frac{v^2}{R} - 377 \quad \text{N / m}^2$$

sau

$$\Delta p_1 = 21,656 \cdot 10^{-5} \cdot \frac{v^2}{R} - 0,00377 \quad \text{atm}$$

b. pentru grosimea benzii de 15 um si latimea fantei de 0,4 mm

$$\Delta p_2 = 5,414 \cdot 10^{-5} \cdot \frac{v^2}{R} - 0,00377 \quad \text{atm}$$

c. pentru grosimea benzii de 50 um si latimea fantei de 0,2 mm

$$\Delta p_3 = 240,625 \cdot 10^{-5} \cdot \frac{v^2}{R} - 0,00377 \quad \text{atm}$$

d. pentru grosimea benzii de 50 um si latimea fantei de 0,4 mm

$$\Delta p_4 = 60,156 \cdot 10^{-5} \cdot \frac{v^2}{R} - 0,00377 \quad \text{atm}$$

In aceste relatii viteza rolei se exprima in $[\text{m / s}]$.

Reprezentarea acestor relatii (Fig. 3.4.) confera o privire de ansamblu asupra influentei acestor doi principali parametri asupra posibilitatilor obtinerii structurilor amorfe. Rezulta ca pentru a se asigura grosimi ale benzilor cuprinse intre 15 - 50 μm se necesita ca viteza rolei sa fie situata intre 20 si 50 m / s iar valoarea suprapresiunii de pina la 0,8 - 1 atm.

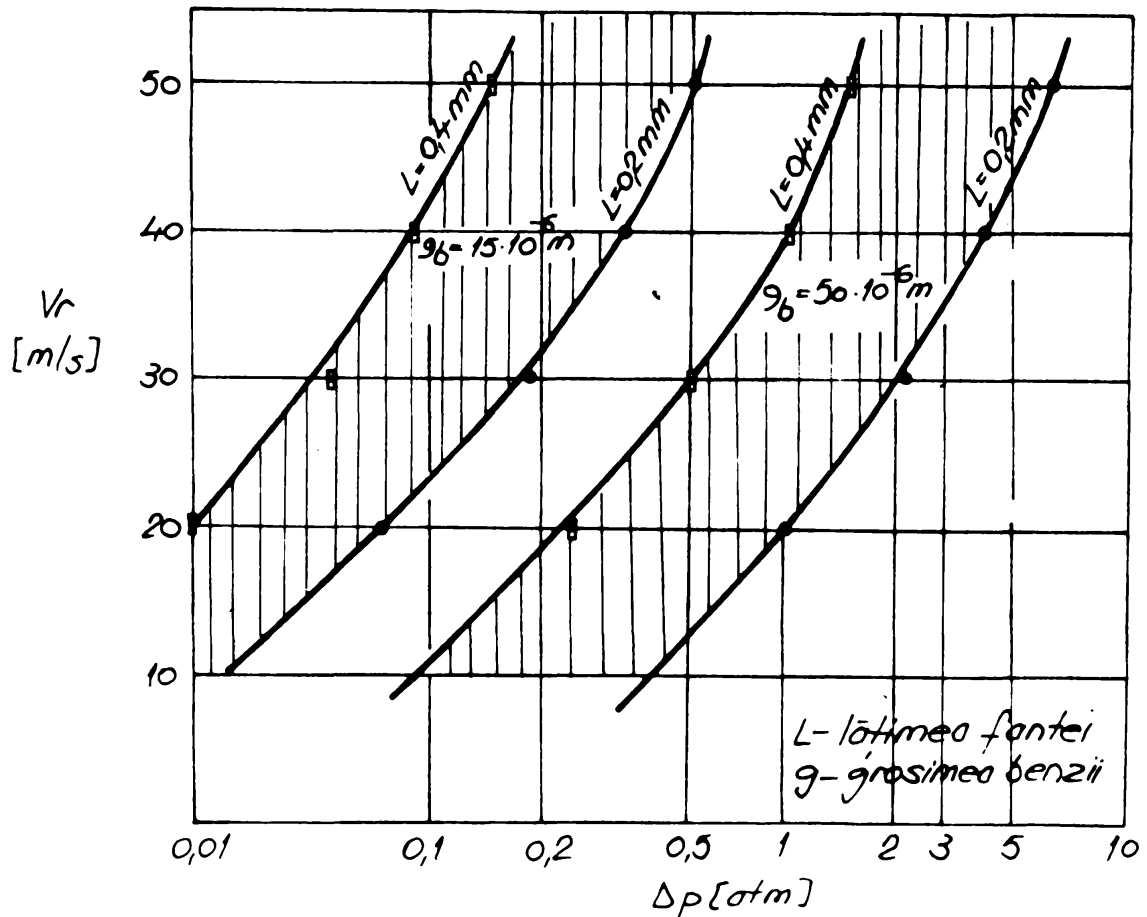


Fig. 3.4. Variația suprapresiunii Δp în funcție de viteza rolei v

3.1.2.2.2. Determinarea presiunii efective aplicata topiturii

Suprapresiunea Δp este data de diferența dintre presiunea aplicată topiturii și presiunea măsurată la ieșirea lichidului din duză. În cazul neglijării pierderilor de presiune din acest sistem valoarea lui Δp din relația (3.11.) rezulta ca diferența $p_e - p_o$.

Ținând cont de condițiile de experiment această ipoteză se elimină. Determinarea pierderilor prin presiune se poate face prin echivalarea procesului de elaborare cu modelul curgerii unui lichid printr-un tub capilar. Condiția de curgere este dată de relația:

$$\Delta p - \Delta p_h > p_{\sigma} \quad (3.13.)$$

unde Δp_h reprezintă pierderile de presiune datorită frecării, iar p_{σ} reprezintă presiunea necesară învingerii tensiunii superficiale a

metalului lichid. In cazul orificiului duzei sub forma de fanta determinarea lui p_{σ} porneste de la conditia de echilibru [11]:

$$\sigma_s \cdot 2 (L + 1) = L \cdot l \cdot p_{\sigma} \quad (3.14.)$$

unde σ_s reprezinta tensiunea superficiala.

Prin urmare, pierderile de presiune necesare invingerii tensiunii superficiale se pot exprima:

$$p_{\sigma} = 2 \sigma_s (L + 1) / L \cdot l \quad (3.14.)$$

Pierderile prin frecare apar in tuburile capilare ca urmare a frecarilor interioare si a frecarii de peretii tubului. Forta de frecare care se opune deplasarii topiturii se determina cu relatia [7]

$$F_r = - \eta \cdot A \cdot dv / dr \quad (3.15.)$$

unde η este viscozitatea , A - suprafata laterala iar dv / dr gradientul de viteza.

Ca urmare a aplicarii presiunii, asupra topiturii va actiona forta exterioara $F = s \cdot \Delta p$, unde s reprezinta aria sectiunii tubului. Egalind cele doua forte, integrim si exprimind viteza in functie de cantitatea de lichid, se va obtine relatia:

$$Q = \pi \cdot \Delta p_h \cdot l^4 / 8 \cdot \eta \cdot h \quad (3.16.)$$

Exprimind debitul de lichid Q ca produsul ariei sectiunii benzilor si vitezei acestora, in relatia (3.16.) vom avea:

$$\Delta p_h = 8 \cdot g_b \cdot l \cdot v_R \cdot h \cdot \eta / \pi \cdot l^4 \quad (3.16.)$$

Prin urmare, pierderile totale se pot exprima ca suma pierderilor de presiune datorita frecarilor si a pierderilor de presiune ce rezulta din necesitatea invingerii tensiunii superficiale a metalului lichid, adica :

$$\Delta p_h + \Delta p_{\sigma} = 8 \cdot g_b \cdot h \cdot v_R \cdot \eta / \pi \cdot l^4 + 2 \sigma_s (L + 1) / L \cdot l \quad (3.17.)$$

Inlocuind in relatia de mai sus parametrii cu valorile prezentate la explicitarea relatiei (3.5.) se obtin valori ale pierderilor totale de 0,3 - 0,4 atm care neglijate pot conduce la erori mari in procesul de elaborare. Experimentarile vor completa cu date suplimentare aceste observatii, aplicindu-se eventuale corecturi.

3.2. Instalatii pentru producerea firelor si benzilor din materiale amorfe feroase

3.2.1. Proiectarea si realizarea unor instalatii de laborator ----- pentru elaborarea benzilor din topitura -----

3.2.1.1. Instalatie de turnare continua a aliajelor cu punct de ----- fuziune scazut -----

Punctul de plecare a cercetarilor experimentale l-a constituit verificarea principiului ce sta la baza metodei.

Prima instalatie proiectata si realizata dispunea de un creuzet de ceramica cu capacitatea de 200 g , o rola de racire fiind confectionata din Cu avind diametru rolei de ϕ 80 mm. Topirea se realizeaza cu ajutorul unor rezistori electrici infasurati pe creuzet. S-a prevazut de asemenea posibilitatea de modificare a turatiei rolei, precum si pozitionarea si orientarea creuzetului fata de rola asa cum este aratat in schema din Fig. 3.5.

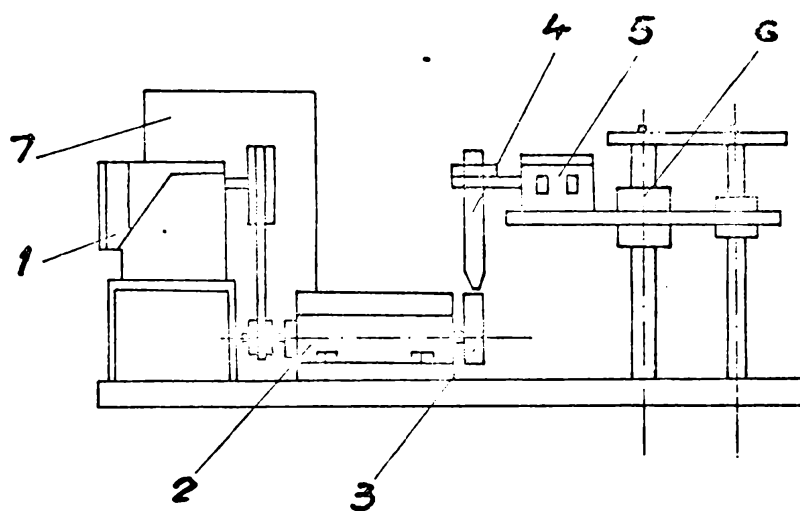


Fig. 3.5. Schema de ansamblu a instalatiei de turnare continua a aliajelor cu punct de fuziune scazut

- 1 - motor electric;
- 2 - subansamblu de antrenare;
- 3 - rola de racire;
- 4 - creuzet;
- 5 - subansamblu de fixare si orientare;
- 6 - subansamblu de deplasare a creuzetului;
- 7 - actionarea electrica a motorului

Pe instalatia realizata (Fig. 3.6.) conform celor aratate mai sus,s-au elaborat benzi continue din familia Pb - Sn - Sb atingindu-se

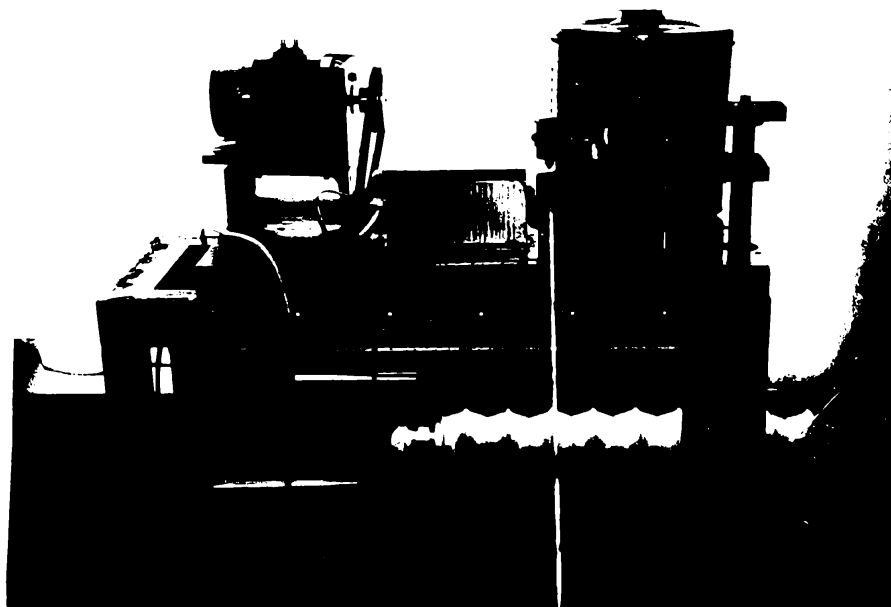


Fig. 3.6. Instalatia de turnare continua a benzilor metalice

latimi de pina la 5 mm, grosimea variind intre 30 -80 um. Detalii despre aceasta instalatie si despre cercetarile privind elaborarea benzilor continui sint prezentate in lucrarea [106].

3.2.1.2. Instalatii de turnare continua a aliajelor ----- metalice amorse -----

Folosind experienta furnizata de cercetarile privind realizarea primei instalatii s-au proiectat, ulterior si executat alte doua instalatii.

Elementul de noutate il constituie utilizarea incalzirii prin inductie. Acest fapt implica si modificarea altor subansamble, astfel ca aceste variante se caracterizeaza prin cîteva solutii constructive, dintre care amintim:

- inductor de constructie speciala dublu spiralat, a carui vedere axonometrica este prezentat in Fig. 3.7., ce se insereaza in circuitul existent al unei instalatii de topire prin inductie WEB INDUCAL ;

- creuzet confectionat din grafit in care se monteaza duza de tuart ce asigura curgerea corespunzatoare a topiturii (Fig. 3.8);

- posibilitatea deplasarii rolei de racire si plasarea acesteia sub creuzetul fixat in inductor numai in momentul demararii curgerii topiturii asigurindu-se astfel, o calitate corespunzatoare procesului de elaborare.

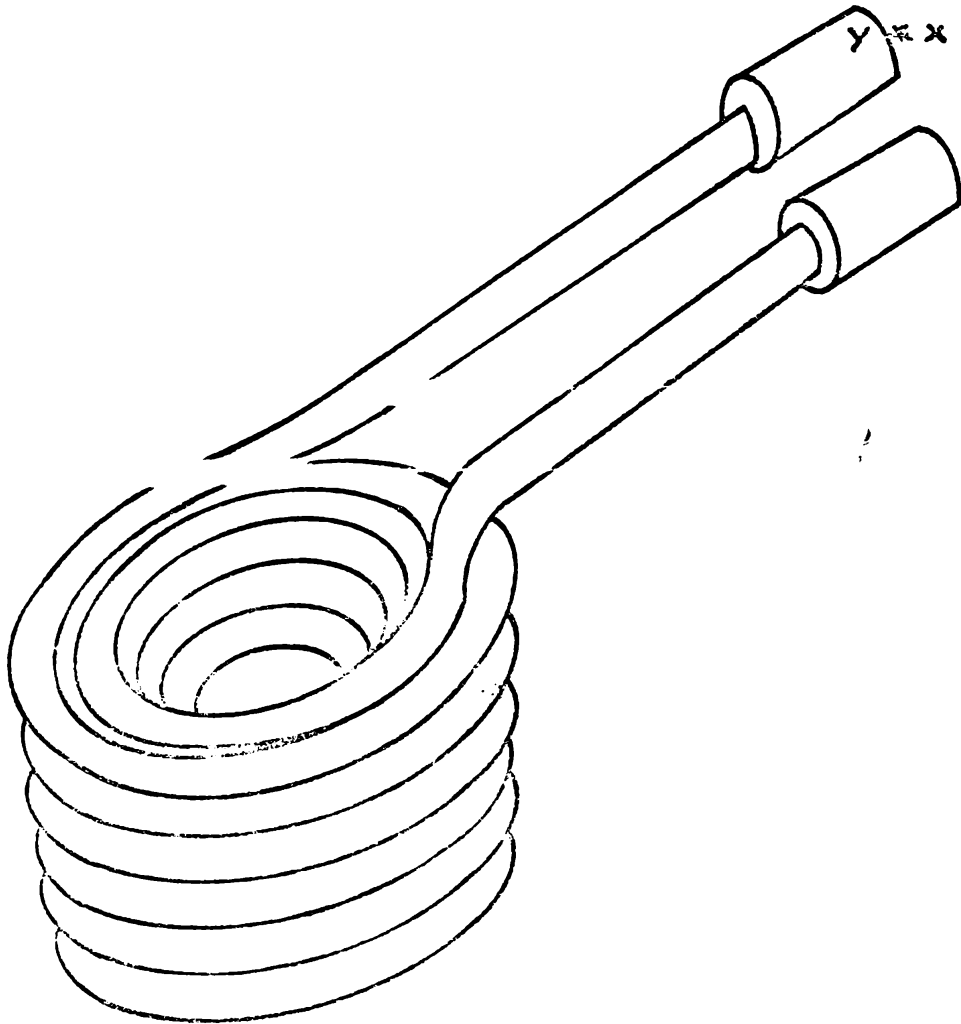


Fig. 3.7. Vederea axonometrica a inductorului dublu spiralat

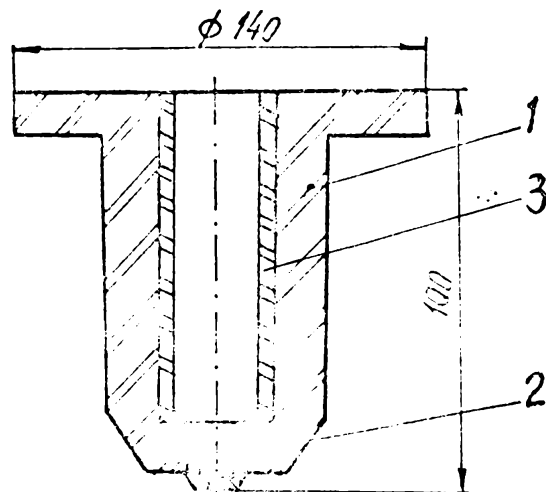


Fig. 3.8. Creuzet special din grafit 1 - corp grafit;
2 - duza de cuarț; 3 - tub protecție

Pe aceasta prima varianta a instalatiei (Fig. 3.9.) s-au elaborat in noiembrie 1986 benzi metalice continue avind latimea de 2- 3 mm si grosimea de 45- 55 um, din familia de aliaje Fe - B - Si -C ce ulterior aveau sa fie confirmate ca prezentind structura amorfa.

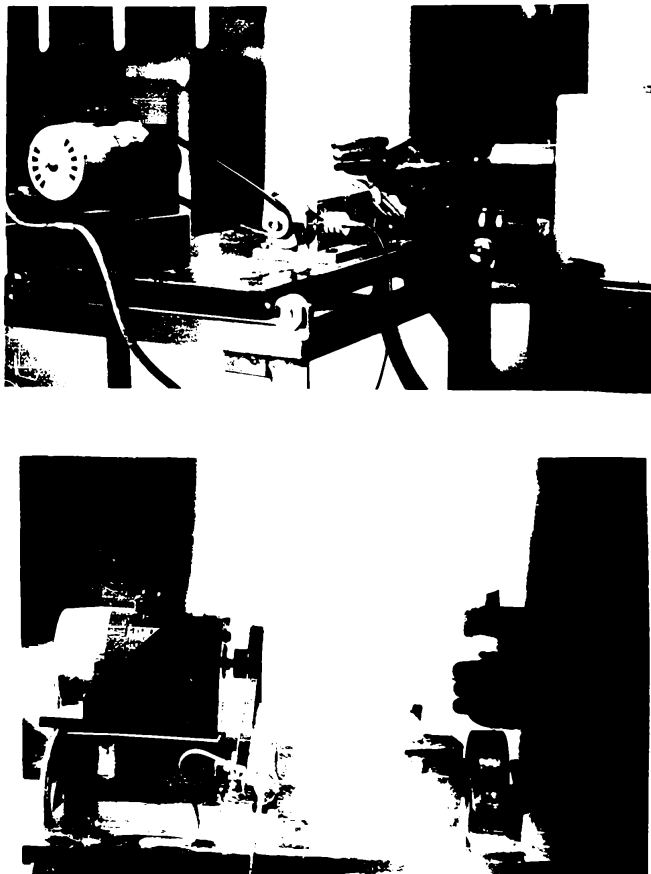


Fig. 3.9. Imagini ale primei instalatii de turnare continua a aliajelor metalice amorfe

Necesitatea obtinerii unor benzi de latimi mai mari, cu calitati geometrice si fizice superioare a impus proiectarea unei noi variante de instalatie, preluindu-se solutii constructive confirmate de experimentari, imbunatatindu-se sistemul de asigurare a debitului constant de topitura, sistemele de masura si control si modificandu-se gabaritul instalatiei.

In completarea elementelor de proiectare constructiva (ce se vor prezenta in subcapitolul urmator) se mentioneaza ca:

- dimensiunile de gabarit ale instalatiei realizate sint:
1,2 x 0,8 x 1,4 m;
- rola de racire este confectionata dintr-un aliaj de aluminiu pe care este introdus prin fretare o coroana realizata din aliajul CuCr1 ce prezinta dimensiunile ϕ 200 x 25 mm;
- instalatia este prevazuta cu o incinta plasata deasupra

inductorului care permite fixarea creuzetului, asigurarea unei etanșeități corespunzătoare, necesare aplicării unei suprapresiuni controlate, urmărirea procesului și posibilitatea de control a temperaturii, a distanței creuzet - rola de racire;

- sistemul de antrenare a rolei de racire este comandat de un motor de curent continuu prin intermediul unui variator electronic și prezintă o construcție solidă;

- instalația se caracterizează prin prezența subansamblurilor cu rol în deplasarea și poziționarea rolei de racire în funcție de etapele procesului tehnologic.

Imagini de ansamblu ale acestei instalații sunt redată în Fig. 3.10.

Folosind această instalație, performanțele benzilor au prezentat o sensibilă creștere, permițând astfel, efectuarea unui program amplu de cercetări în domeniul elaborării și caracterizării aliajelor amorfe.

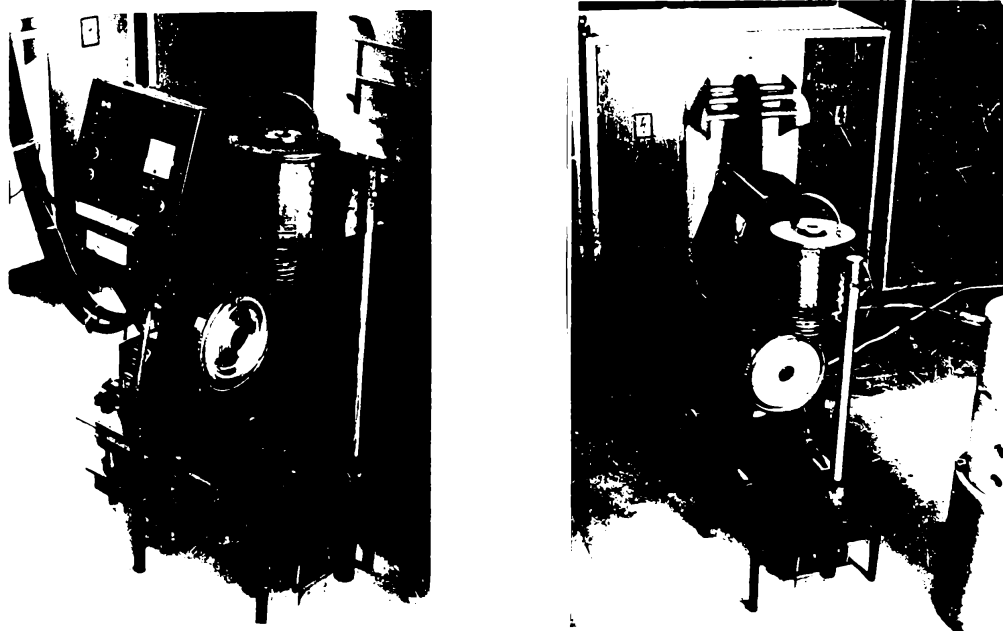


Fig. 3.10. Instalația de turnare continuă a benzilor amorfe

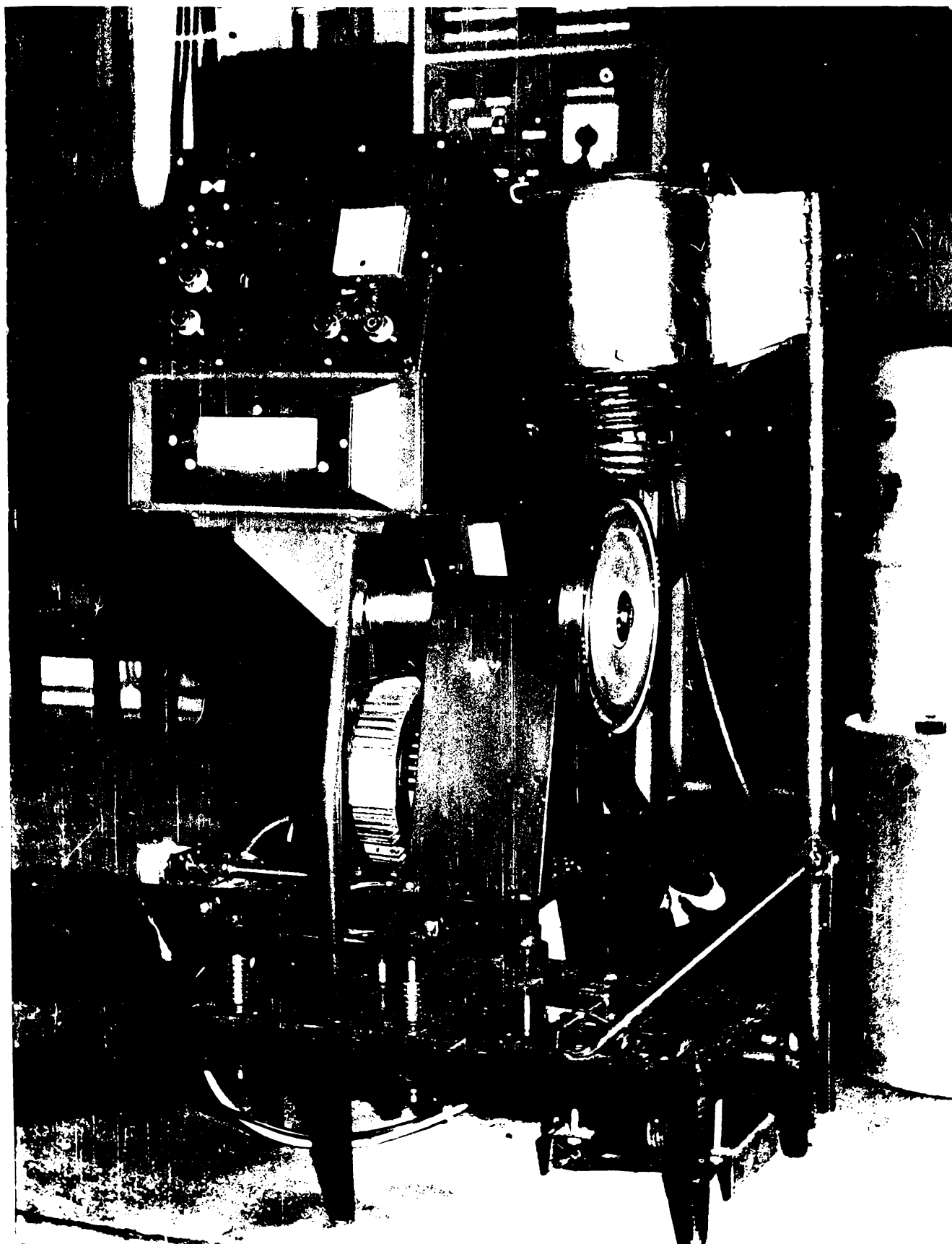


Fig. 3.10. Instalatia de turnare continua a benzilor amorfe

3.2.2. Proiectarea unei statii pilot pentru obtinerea firelor si benzilor amorfe

3.2.2.1. Caracteristicile tehnice ale unei instalatii pentru obtinerea benzilor amorfe

Pe baza experimentarilor efectuate pe instalatiile prezentate s-au desprins o serie de concluzii privind cerintele impuse unei instalatii care sa permita obtinerea unor benzi uniforme avind dimensiunile geometrice si caracteristicile fizico - chimice corespunzatoare domeniului in care urmeaza a fi utilizate.

Conditiiile pe care trebuie se le indeplineasca instalatia sint urmatoarele:

- instalatia trebuie sa aiba in componenta un ansamblu care sa asigure realizarea temperaturilor pentru topirea aliajelor cu punct de fuziune ridicat;
- instalatia trebuie sa permita prin subansamblul de racire obtinerea unor viteze mari de rotire a discului de racire care sa asigure viteze de racire corespunzatoare pentru vitrificarea metalului topit;
- in vederea obtinerii unei cantitati mai mari de metal amorf prin cresterea capacitatii de incarcare a creuzetului, se impun modificari ale discului de racire: se mareste diametrul rolei (ceea ce permite cresterea vitezei) dar si latimea ei pentru a se putea obtine latimi mai mari de benzi amorfe.

In vederea corelarii si controlului parametrilor de lucru se impun urmatoarele:

- se va asigura posibilitatea reglarii fine a pozitiei duzei (implicit a subansamblului de incalzire) in raport cu rola de racire precum si a pozitiei unghiulare a acesteia. Totodata se urmareste posibilitatea controlului riguros al pozitiei duzei in timpul turnarii;
- este necesara varierea intr-un domeniu larg al turatiei discului de racire (intre 1000 si 5000 rot / min);
- este necesar ca instalatia sa posede un dispozitiv de masurare si control permanent al temperaturii atat in creuzet cit si in vina de fluid, pentru a stabili corect momentul optim de turnare;
- pentru a putea realiza o gama larga de dimensiuni ale benzilor amorfe dar si uniformitatea dimensionala este necesar sa se asigure o suprapresiune constanta si controlabila in interiorul creuzetului. Aceasta suprapresiune trebuie exercitata fara ca mediul prin intermediul caruia este realizata sa provoace reactii cu topitura producind oxizi sau alti compusi chimici; de aceea este de preferat folosirea unui gaz inert (argon, heliu, kripton, etc.);
- in vederea asigurarii unei caltati superioare si a unui inalt grad de puritate al benzilor amorfe, instalatia trebuie sa realizeze turnarea jetului de metal lichid intr-un mediu protector sau in vid;
- se va aloca in cadrul instalatiei un spatiu pentru un dispozitiv de captare si depozitare a benzilor amorfe rezultate din procesul de lucru;
- alimentarea partii de incalzire cu material pentru topire

trebuie sa se poata realiza fara pierderea integritatii atmosferei protectoare sau a vidului din incinta de turnare pentru a nu complica sau prelungi in mod inutil procesul de lucru. Pentru aceasta comenzile necesare reincalzirii procesului tehnologic vor fi date din exteriorul incintei de turnare, de la panoul de comanda.

Toate aceste functii impuse au urmarit perfectionarea instalatiei existente si dau o posibila imagine de ansamblu asupra statiei pilot proiectate in scopul producerii de benzi amorfe.

3.2.2.2. Analiza metodelor de incalzire pentru ----- topirea aliajelor -----

In alegerea uneia din metodele de incalzire in vederea topirii aliajului trebuie sa se porneasca de la citeva conditii impuse de scopul in care este utilizata instalatia de incalzire:

- instalatia trebuie sa asigure temperaturi de pina la 1500 - 1700 °C necesare pentru topirea si supraincalzirea aliajului in vederea obtinerii unei fluiditati convenabile;
- dimensiunile de gabarit ale instalatiei sa fie cit mai mici astfel incit amplasarea ei desupra unui disc in rotatie sa nu ridice probleme deosebite;
- instalatia sa fie usor manevrabila si sa permita topirea materialului intr-un timp scurt fara a provoca incalzirea excesiva a mediului inconjurator;
- in timpul incalzirii sa nu se produca oxidari sau modificari ale compozitiei chimice a aliajului de catre atmosfera de incalzire sau creuzetul care contine topitura.

Dintre metodele de topire cunoscute s-au analizat urmatoarele:

- topirea cu rezistenta electrica;
- topirea cu laser;
- topirea cu curenti de inalta frecventa.

3.2.2.2.1. Topirea cu rezistenta electrica -----

Instalatiile de incalzire cu rezistenta electrica care permit obtinerea unor temperaturi ridicate, suficiente pentru topirea aliajelor pe baza de fier, folosesc ca elemente rezistive:

- bare de wolfram pentru temperaturi pina la 1650 °C;
- rezistente din tantal pentru temperaturi pina la 2200 °C;
- rezistente din Pt - Rh ;
- rezistente din grafit.

Metoda prezinta avantajul simplitatii sistemului de alimentare prin reglarea tensiunii, dar si o serie de dezavantaje importante pentru utilizarea in scopul topirii, in vederea obtinerii benzilor amorfe:

- nu permite incalzirea in timp scurt (densitati de putere relativ mici);
- la temperaturi inalte se impune protejarea elementului rezistiv impotriva oxidarii.

3.2.2.2.2. Topirea cu laser

In cazul baleerii suprafetei unei piese metalice cu un fascicol laser se poate realiza topirea straturilor superficiale pe anumite adincimi, in functie de puterea fascicolului. Razele laser daca sint focalizate dau densitati energetice mari si prin efectul termic care insoteste efectul energetic se produce topirea rapida a straturilor superficiale. Durata efectului energetic este relativ scazuta si de aceea in cazul necesitatii topirii masive a unei piese sint necesare puteri foarte mari ale laserului, mai ales ca si randamentul unor asemenea echipamente este destul de redus.

3.2.2.2.3. Metoda incalzirii prin curenti de inalta frecventa

(Metoda incalzirii prin inductie)

Instalatia pentru incalzirea inductiva a metalelor este formata de obicei din urmatoarele elemente de baza:

1. generator de inalta frecventa;
2. inductor reprezentat printr-o spirala de forma dorita a sectiunii transversale, in functie de tipul obiectului de incalzire;
3. baterie de condensatoare ce compenseaza factorul de putere coborit al inductorului.

Incalzirea prin inductie se bazeaza pe patrunderea energiei electromagnetice in piesa de incalzit situata in cimpul magnetic variabil in timp produs de o bobina (inductor); incalzirea conductorului se produce prin efectul Joule - Lentz al curentilor turbionari indusi. Metoda are la baza legea inductiei electromagnetice. Avantajele topirii prin inductie sint:

- caldura se dezvolta direct in metalul ce urmeaza a fi topit, ceea ce conduce la viteze de topire ridicate;
- conditiile de lucru sint imbunatatite , reducindu-se poluarea mediului ambiant;
- constructiile mai simple ale instalatiilor permit utilizarea vidului sau a atmosferelor controlate precum si automatizarea functionarii in conditiile productiei de flux.

Ca si dezavantaje amintim:

- necesita generatoare de productie a curentilor de medie si inalta frecventa;
- sursele de alimentare avind frecventa diferita de cea a retelei conduc la un cost mai mare al instalatiei.

Instalatia de incalzire prin inductie se impune ca varianta optima de realizare a temperaturilor inalte si cuprinde ca elemente principale un creuzet pentru colectarea topiturii, un inductor pentru

incalzirea si topirea aliajului si un generator de curenti de inalta frecventa. Generatorul pentru curenti de inalta frecventa si sistemul de racire cu apa al inductorului exista in dotare, apartinand instalatiei de topire prin inductie tip WEB INDUCAL. Creuzetul si inductorul corespunzator scopului propus sint proiectate pornind de la citeva date initiale.

In cadrul instalatiei se aplica metoda incalzirii simultane. Inductorul cuprinde intreaga suprafata a materialului ce trebuie topit. Temperatura suprafetei si repartizarea ei in adincime depinde de durata de incalzire t_k , de energia transmisa in piesa in acest timp si de frecventa curentului indus. La incalzirea in volum a pieselor metalice intreaga sectiune trebuie sa fie incalzita pina la temperaturi inalte; legat de aceasta, in faza finala, tot metalul devine paramagnetic.

Din conditiile uniformitatii si rapiditatii incalzirii, frecventa trebuie aleasa astfel ca adincimea de patrundere fierbinte sa fie relativ apropiata de raza cilindrului de incalzire. De aceea la o incalzire in volum efectul de suprafata nu poate fi socotit predominant. Procesele electromagnetice se considera in sistemul inductor - cilindru cu permeabilitatea magnetica si rezistivitatea presupuse constante.

La incalzirea in volum o mare importanta o are analiza ultimei faze a incalzirii, care reprezinta circa 70 % din durata totala de incalzire, precum si ca urmare a faptului ca in aceasta faza randamentul inductorului are cea mai mica valoare datorita pierderii proprietatilor magnetice ale piesei de incalzit. De aceea frecventa trebuie aleasa tinind seama de regimul fierbinte. Puterea poate fi determinata cu relatia :

$$P = E \cdot I \cdot \cos \varphi = 4,44 \cdot f \cdot w \cdot I \cdot \Phi \cdot \cos \varphi \quad \text{unde}$$

E este valoarea efectiva a tensiunii electromotoare
 Φ reprezinta fluxul magnetic
w reprezinta numarul de spire
f reprezinta frecventa

Din relatia de mai sus se observa ca puterea P este proportionala cu frecventa; la cresterea frecventei se mareste energia ce se transmite intr-un volum dat. Aceasta explica dimensiunile mici si greutatea redusa a transformatoarelor de inalta frecventa precum si folosirea de frecvente mai ridicate numai la incalzirea pieselor mici.

3.2.2.3. Proiectarea instalatiei de topire

Pentru proiectarea instalatiei de topire s-a plecat de la urmatoarele date initiale:

- materialul de topit: aliaj pe baza de fier;
 - capacitatea creuzetului: $m = 3 \text{ kg}$;
 - temperatura de topire: $\vartheta = 1250 \text{ }^\circ\text{C}$;
- t

- temperatura de evacuare : $\theta_e = 1450^\circ \text{C}$;

3.2.2.3.1. Dimensionarea creuzetului

Algoritmul de calcul pentru dimensionarea creuzetului cuprinde in principal, urmatoarele etape:

- diametru interior :

$$D2 = \sqrt[3]{4 m \cdot c_2 \sqrt[3]{\rho_t}}$$

- unde m - capacitatea creuzetului; $m = 3 \text{ kg}$;
 c_2 - coeficient de zveltete al baii ; $c_2 = 0,5 - 1$
 ρ_t - densitatea materialului in stare topita ;
 $\rho_t = 7200 \text{ kg / m}^3$

rezulta $D2 = 0,0761 \text{ m}$.

- inaltimea baii:
 $H2 = D2 / 0,5 = 0,152 \text{ m}$
- inaltimea creuzetului:
 $H2 = 1,2 \cdot H2 = 0,182 \text{ m}$
- grosimea peretilor creuzetului:
 $Gc = (0,1 - 0,3) \cdot D2$
 $Gc = 0,023 \text{ m}$

3.2.2.3.2. Calculul inductorului

Se porneste de la urmatoarele date initiale:

- diametrul semifabricatului: $d = 0,07 \text{ m}$;
- lungimea semifabricatului: $l = 0,1 \text{ m}$;
- frecventa de lucru: $f = 8000 \text{ Hz}$;
- tensiunea la bornele inductorului: $U_i = 500 \text{ V}$;

Efectuarea calculelor a condus la urmatoarele caracteristici mai importante ale inductorului:

- diametrul inductorului: $\theta = 0,130 \text{ m}$;
- lungimea inductorului : $L_i = 0,18 \text{ m}$;
- adincimea fierbinte de patrundere a curentului: $\delta_k = 0,005 \text{ m}$;
- grosimea peretelui inductorului: $l = 0,001 \text{ m}$;
- numarul de spire al inductorului : $w = 13 \text{ spire}$;
- inaltimea spirei : $b = 0,028 \text{ m}$;
- puterea absorbita de inductor: $P_i = 26,3 \text{ kW}$;
- timpul de incalzire: $t = 300 \text{ s}$.

3.2.2.4. Proiectarea instalatiei pneumatice

3.2.2.4.1. Proiectarea incintei de suprapresiune

Incinta de suprapresiune sustine creuzetul care contine materialul topit. Incinta se realizeaza sub forma cilindrica avind la baza un disc de caramida refractara iar peretii sai se confectioneaza in constructie dubla pentru a permite circulatia apei in scopul racirii. Fiind plasata in vecinatatea inductorului se utilizeaza pentru pereti un otel austenitic in vederea reducerii incalzirii prin curenti de inductie. Capacul incintei, prevazut de asemenea cu pereti dubli, asigura etansarea pentru mentinerea suprapresiunii in incinta.

3.2.2.4.2. Proiectarea grupului de realizare a suprapresiunii

Pentru realizarea suprapresiunii si protejarea metalului topit se recurge la turnarea in mediu gazos protector. Ca si gaz protector se utilizeaza argonul care are avantajul ca nu reactioneaza chimic cu topitura. Pentru asigurarea presiunii se utilizeaza un echipament pneumatic format din doua blocuri functionale, unul de reducere a presiunii, iar celalalt de realizare a unei presiuni variabile necesara mentinerii constante a presiunii topiturii in duza. Schema pneumatica acestei instalatii a fost prezentata in Fig. 3.2. din subcapitolul 3.1.2.1.1.

3.2.2.5. Stabilirea miscarilor relative rola - creuzet

Realizarea unei pozitii reciproce convenabile intre duza si rola de racire, presupune realizarea miscarilor prezentate in Fig. 3.11. Acestea sint:

1. Miscarea de apropiere rola - creuzet; este efectuata de catre creuzet prin intermediul unui motor pas cu pas MPP 22.3 / 3 si a unui mecanism surub - piulita. S-a ales aceasta solutie intrucit permite reglajul fin al pozitiei si posibilitatea de afisare a distantei intre duza si rola.

2. Miscarea de aducere a rolei in dreptul duzei de turnare; este necesara pentru a evita mentinerea rolei sub creuzet in timpul incalzirii. Este executata de catre rola prin intermediul unei sanii actionate de un motor pentru cursa rapida si de un motor pentru cursa de lucru. Miscarea de lucru este o miscare alternativa, si are ca scop aducerea unei zone noi din rola sub duza de turnare.

3. Miscarea de rotire a creuzetului; se face manual, la inceputul turnarii cu scopul de a realiza un mai bun contact intre jetul de metal si rola de turnare. Unghiul maxim de rotire este de 20° si poate fi citit pe un sector gradat solidar cu creuzetul.

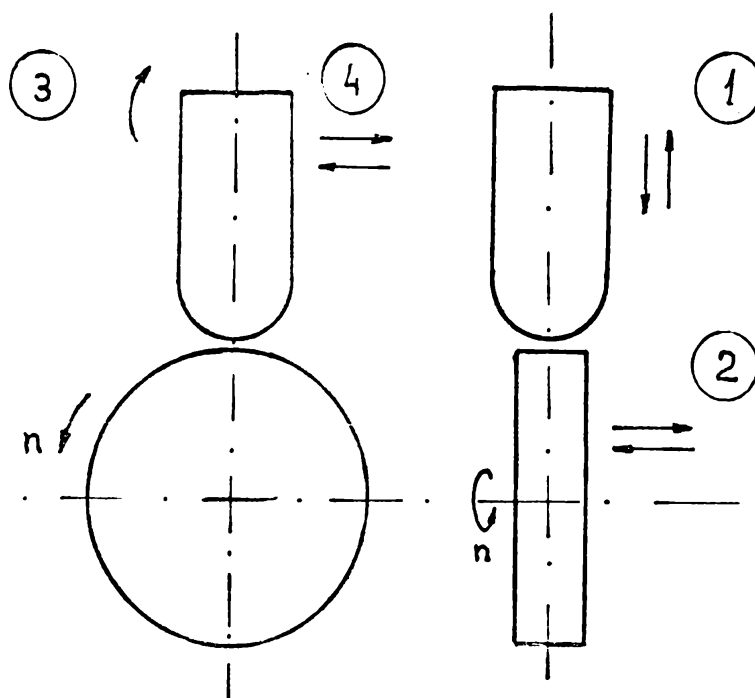


Fig. 3.11. Miscarile relative rola - creuzet

4. Miscarea de positionare a creuzetului; se face manual la inceputul turnarii cu o manivela si cu un mecanism surub piulita care deplaseaza creuzetul pe doua coloane orizontale.

3.2.2.6. Proiectarea subansamblului mecanic de rotire a rolei

Rola de racire este un disc din aluminiu prelucrat pentru usurare si prevazut pe suprafata exterioara cu un bandaj din cupru pentru a asigura un transfer rapid de caldura si o rezistenta buna la uzura. Dimensiunile constructive ale rolei sint:

- diametrul exterior : $\varnothing = 350$ mm;
- latimea rolei : $L = 40$ mm.

Este necesar ca rola de racire sa fie antrenata in miscarea de rotatie cu o turatie $n = 1000 - 5000$ rot / min pentru a se asigura viteza de racire necesara trecerii topiturii in stare amorfa. Lagarul rolei este o brosa de rectificare.

Dintre solutiile de antrenare a rolei s-a optat pentru folosirea unui motor de curent continuu cu rotor disc de tip SRD 1000P cu tahogenerator TGL prevazut cu frina de avarie. Cum turatia maxima a acestui motor este de 3000 rot / min s-a amplificat turatia prin utilizarea unei transmisii cu curele avind raportul de transmitere 1:2

Calculul transmisiei cu curele prezentat in [23] a condus la alegerea unei curele tip Z , stabilindu-se si diametrele rotilor de curea precum si distanta dintre axe.

3.2.2.6.1. Verificarea puterii motorului

Motorul de actionare a rolei are ca scop doar transmiterea miscarii de rotire.

Conditia din care se verifica este data de asigurarea unei acceleratii unghiulare corespunzatoare. Se verifica astfel acceleratia unghiulara maxima data de relatia:

$$\varepsilon_{imp} = M_{imp} / J$$

unde ε_{imp} este acceleratia unghiulara impulsionala;
 M_{imp} este momentul impulsional;
 J este momentul cinetic redus la axa de rotatie a rolei.

Prin urmare se va calcula momentul de inertie corespunzator rolei de racire, arborelui si rotii de curent.

Se considera rola de racire formata din patru parti componente notate cu 1,2,3,4. (Fig. 3.12.).

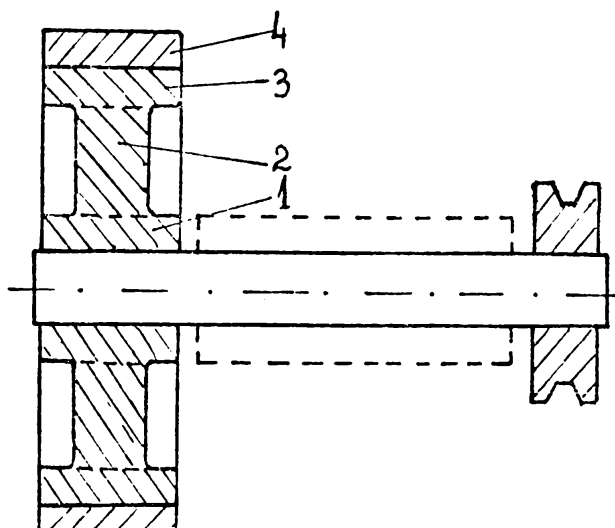


Fig. 3.12. Prezentarea schematica a corpurilor in rotatie din subansamblul mecanic de rotire

Calculul momentelor de inertie pentru cele patru parti componente se face cu relatia:

$$J = m \cdot R^2 / 2$$

unde m este masa corespunzatoare corpului caruia i se calculeaza momentul de inertie iar R este raza echivalenta a corpului.

Prin efectuarea calculelor si insumarea momentelor de inertie aferente celor patru parti componente rezulta pentru rola de racire urmatoarea valoare:

$$J_{\text{rola}} = 17,746 \text{ g / m}^2$$

In mod identic se calculeaza momentul de inertie pentru arbore si roata de curea, rezultind :

$$J_{\text{arbore}} = 1,794 \text{ g / m}^2$$

$$J_{\text{roata}} = 0,683 \text{ g / m}^2$$

Suma totala a momentelor de inertie va fi:

$$J_i = 20,24 \text{ g / m}^2$$

Pentru calculul momentului total se introduce momentul redus al rotorului motorului de actionare J_{red} astfel ca, momentul de inertie total rezulta:

$$J_T = J_i + J_{\text{red}} = 30 \text{ g / m}^2$$

Inlocuind in expresia acceleratiei unghiulare maxime valoarea lui M_{imp} ($M_{imp} = 24,4 \text{ Nm}$ din caracteristicile functionale ale motorului) precum si valoarea momentului de inertie total, se obtine:

$$\epsilon_{\text{max}} = 810 \text{ rad / s}^2$$

Timpul necesar atingerii turatiei de 3000 rot / min se calculeaza cu relatia:

$$t = \omega / \epsilon_{\text{max}} = 0,247 \text{ s}$$

In cazul considerarii momentului nominal $M_n = 3,2 \text{ N.m}$ se obtine pentru acceleratia unghiulara $\epsilon_n = 10,7 \text{ rad / s}^2$ iar durata de atingere a turatiei de 3000 rot / min , $t = 2 \text{ s}$.

3.2.2.7. Sistemul de masurare a temperaturii

Pentru masurarea temperaturii topiturii se foloseste o termocupla Pt - Rh - Pt care se introduce printr-o teaca de cuarț in baia de metal si se cupleaza la un milivoltmetru regulator care se monteaza pe panoul frontal al dulapului electric.

Termocupla poate masura temperaturi pina la 1600 °C. Se face mentiunea ca teaca de cuarț rezista la temperaturi de 1500 - 1600 °C.

De asemenea pentru masurarea temperaturii in creuzet sau in vana de topitura se utilizeaza un pirometru de radiatie totala.

3.2.2.8. Tehnologia de realizare a duzelor din cuarț

Singurul reper care se executa într-un numar mai mare si într-o gama mai larga de dimensiuni este duza din cuarț pentru care s-a considerat necesar sa se indice si tehnologia de obtinere.

Reperul analizat se executa din tuburi de cuarț de diferite diametre prin inchiderea unuia din capete la cald, debitarea la lungimea necesara si rasfringerea marginilor pentru a forma umarul de sustinere. Cea mai sensibila si mai dificila operatie este realizarea fantei in partea inferioara a duzei. Fanta are dimensiunile cuprinse intre (3 - 12) x (0,3 - 0,6) mm. S-au experimentat mai multe posibilitati de realizare a fantei:

- prin modelare la cald a cuarțului;
- prin prelucrare cu disc diamantat;
- prin prelucrare prin eroziune ultrasonica.

Experimentarile au dovedit ca ultima metoda este cea mai recomandata intrucit se pot obtine duze cu geometrie regulata si cu fante cu dimensiuni foarte precise. S-au utilizat pentru prelucrari un generator GENUSON 2001 T ce prezinta urmatoarele caracteristici:

$$P = 1250 \text{ VA}; \quad F = 20 \pm 5 \% \text{ kHz}; \quad Z = 200 \Omega .$$

Utilizind acest generator s-a proiectat o instalatie care sa permita prelucrarea duzelor.

3.2.2.8.1. Proiectarea componentelor blocului ultrasonic

La conceperea si proiectarea unui bloc ultrasonic exista o serie de cerinte tehnologice si acustice pe care acesta trebuie sa le satisfaca. Cerintele tehnologice trebuie indeplinite de transformatoarele acustice si sint legate de precizia de calcul si de confectionare, de rezistenta la uzura si la oboseala, de rigiditatea sistemului, de stabilitatea in functionare, de calitatea imbinarii cu traductorul, etc. Cerintele acustice sint conditionate de necesitatea creerii in intregul sistem oscilator a unui regim de oscilatie care sa permita transmisia eficienta a energiei ultrasonore de la transductor la mediu. Ele pot fi formulate astfel:

- pierderi minime de energie in transductor si concentrator;
- concentrarea maxima a energiei ultrasonore;
- stabilitatea regimului de rezonanta a sistemului oscilator;
- adaptarea optima a sistemului cu generatorul de oscilatii electrice;
- simplitatea constructiva si tehnologica a elementelor;
- fiabilitate sporita.

Proiectarea concentratorului ultrasonic

Principalii parametri ai concentratorului sint:

1. Lungimea L a concentratorului; este de dorit sa fie un numar intreg de jumatati de lungimi de unda.

$$L = n \cdot \lambda / 2 = n \cdot c / 2f$$

unde c reprezinta viteza de propagare a undelor longitudinale in materialul din care este confectionata bara, n este un numar intreg iar f frecventa de calcul. In cazul particularizarii pentru un concentrator conic confectionat din otel OLC 45 respectiv din duraluminiu lungimea L a concentratorului rezulta :

$$L_{\text{otel}} = 131 \text{ mm}; \quad L_{\text{dural}} = 128 \text{ mm};$$

2. Factorul de amplificare a amplitudinii N ; se defineste ca raportul dintre viteza particulei in sectiunea finala si viteza particulei in sectiunea initiala.

$$N = \frac{v_1}{v_0} = \frac{S_0}{S_f}$$

In cazurile practice N ia valori intre 3 si 5 mm in functie de dimensiunile concentratorului.

Proiectarea sculelor (obiectelor de transfer)

In acest caz s-a realizat proiectarea constructiva. O caracteristica a acestor scule este grosimea foarte mica a virfului taisyului carea patrunde in fanta duzei si care prezinta latimi de 0,3 - 0,4 mm.

Prima varianta a sculei pentru prelucrarea fantelor prezentata in Fig. 3.13.a. se caracterizeaza printr-un tais conic.

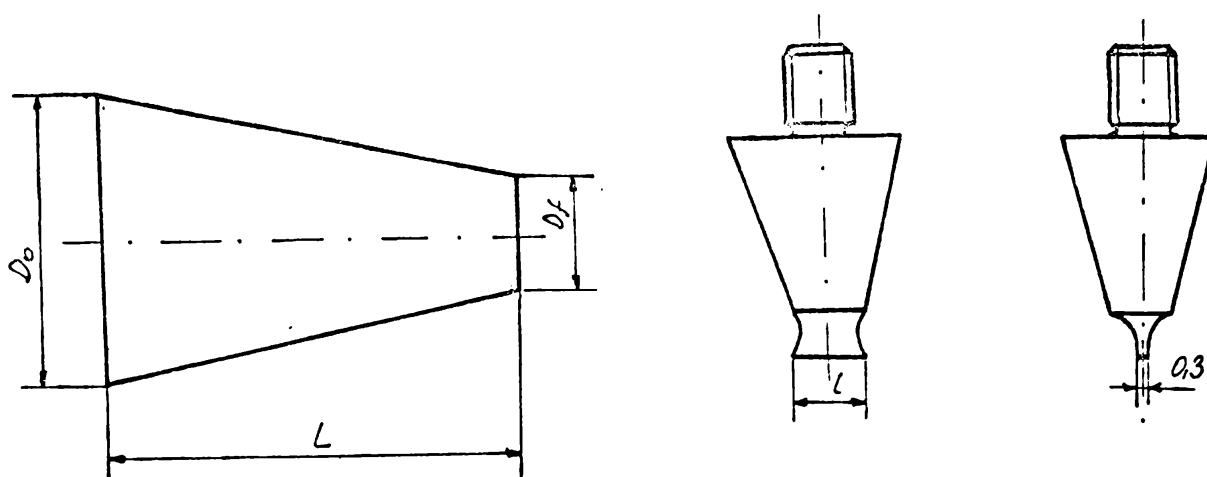


Fig. 3.13. Scule pentru prelucrarea fantelor

Experimentind acest tip de scule, s-a observat ca pe masura ce taisyul patrunde in material, datorita conicitatii, apare o ciobire a marginilor fantei, sau chiar ruperi de material. De aceea s-a impus o modificare in geometria sculei si anume, partea de tais, s-a executat cu conicitate inversa, asa cum rezulta si din Fig. 3.13.b.

3.2.2.8.2. Alcatuirea si functionarea echipamentului de

prelucrare ultrasonica

Echipamentul de prelucrare ultrasonica proiectat a fost realizat practic datorita necesitatii prelucrarii fantelor in duza de quart. In Fig. 3.14. s-a reprezentat schematic alcatuirea acestui bloc ultrasonic.

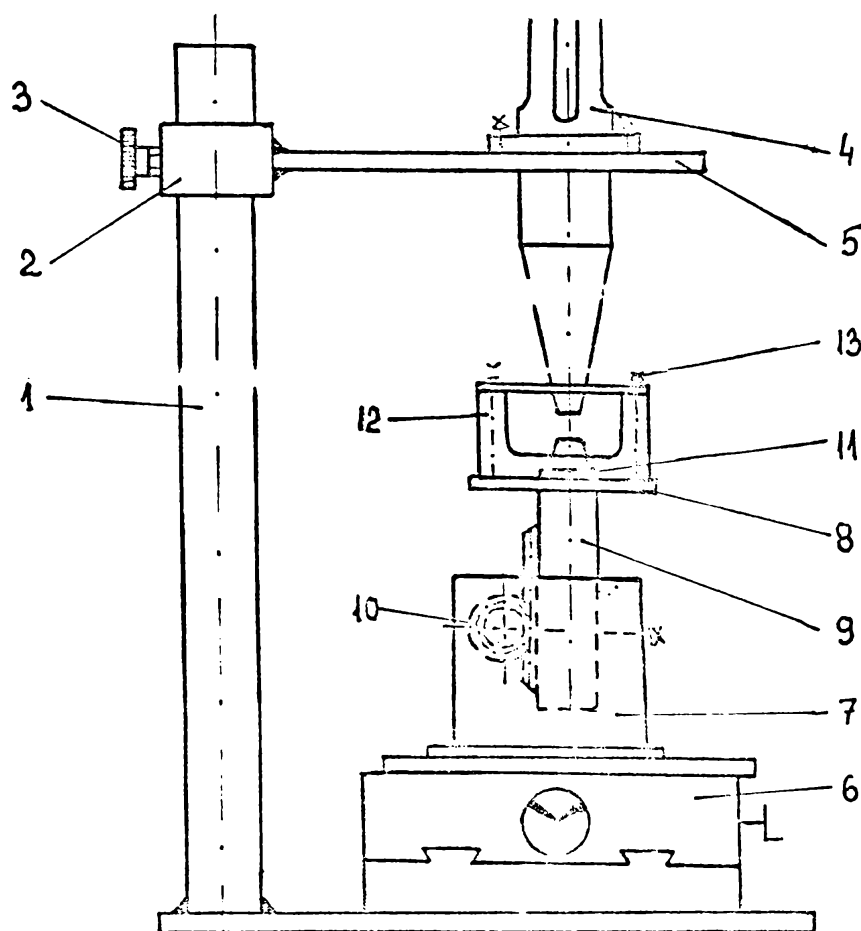


Fig. 3.14. Schema blocului ultrasonic

Se observa ca instalatia cuprinde:

- o parte de sustinere;
- echipamentul ultrasonic;
- subansamblul de pozitionare si reglare.

Partea de sustinere cuprinde placa de baza solidara cu coloane de ghidare si fixare 1, pe care este montata o bucsa cu flansa 2. Aceasta bucsa poate fi deplasata pe coloana 1 la destringerea surubului 3 cu care apoi se realizeaza fixarea in pozitia dorita a bucsii pe coloana. Prin aceasta deplasare se face reglajul grosier al

echipamentului ultrasonic in raport cu obiectul de lucru.

Echipamentul ultrasonic 4 , este fixat cu suruburi pe flansa si izolat electric fata de acesta, prin straturile izolate 5.

Subansamblul pentru positionare si reglare cuprinde o masa micrometrica 6, asezata pe placa de baza si un sistem pinion - cremaliera 9, 10.

Masa micrometrica permite reglarea in doua coordonate (directii) a mesei de sustinere 8, iar sistemul pinion - cremaliera realizeaza reglarea in plan vertical. Actionarea placilor glisante ale mesei micrometrice se realizeaza prin intermediul rotilor de mina 14, 15. Pe masa care este solidara cu tija cu cremaliera, se prinde duza 11 si se fixeaza prin paharul 12 care are rolul de a asigura baia de emulsie cu particule abrazive.

Fixarea duzei se realizeaza prin stringerea suruburilor 13.

Punerea in functiune si exploatarea acestei instalatii se face in felul urmator:

- positionarea grosiera a echipamentului ultrasonic prin buca de pe coloana de ghidare;
- prinderea duzei pe masa prin intermediul paharului;
- reglarea in plan orizontal dupa cele doua axe de coordonate a pozitiei sculei in raport cu duza prin intermediul mesei micrometrice;
- efectuarea verificarii cursei pe verticala a mesei prin intermediul cremalierii;
- introducerea in pahar a emulsiei cu particule abrazive;
- conectarea la sursa electrica a generatorului si reglarea frecventei la valoarea optima;
- imersarea sculei in emulsie prin intermediul sistemului pinion - cremaliera si efectuarea prelucrarii propriu-zise de eroziune ultrasonica.

Domeniul de frecventa favorabil a fost determinat cu ajutorul unui frecventmetru electronic digital, fiind cuprins intre 19,5 - 22 kHz. Intensitatea curentului sub sarcina s-a situat intre 2,5 - 4 A. In timpul lucrului adincimea de patrundere in materialul duzei poate fi determinata utilizind un comparator reglat la zero in momentul initial al tangentei sculei cu peretele duzei.

*

*

*

Proiectul statiei pilot prezentat cuprinde o serie de solutii si contributii originale, fiind depuse in acest sens la OSIM patru propuneri de brevetare.

O vedere generala a statiei pilot este prezentata in Fig. 3.15. unde s-a notat cu : 1 - inductor; 2 - creuzet; 3 - incinta; 4 - disc gradat ; 5 - motor pas cu pas; 6 - surub; 7 - piulita ; 8 - profil U ; 9 - rola de racire; 10 - brosa; 11, 12 - roti curea; 13 - motor c.c.; 14 - sanie; 15, 16 - motoare de deplasare rapida si de precizie; 17 - mecanism surub - piulita; 18, 19 - coloana de sprijin si ghidare; 20 - mecanism de blocare; 21 - batiu.

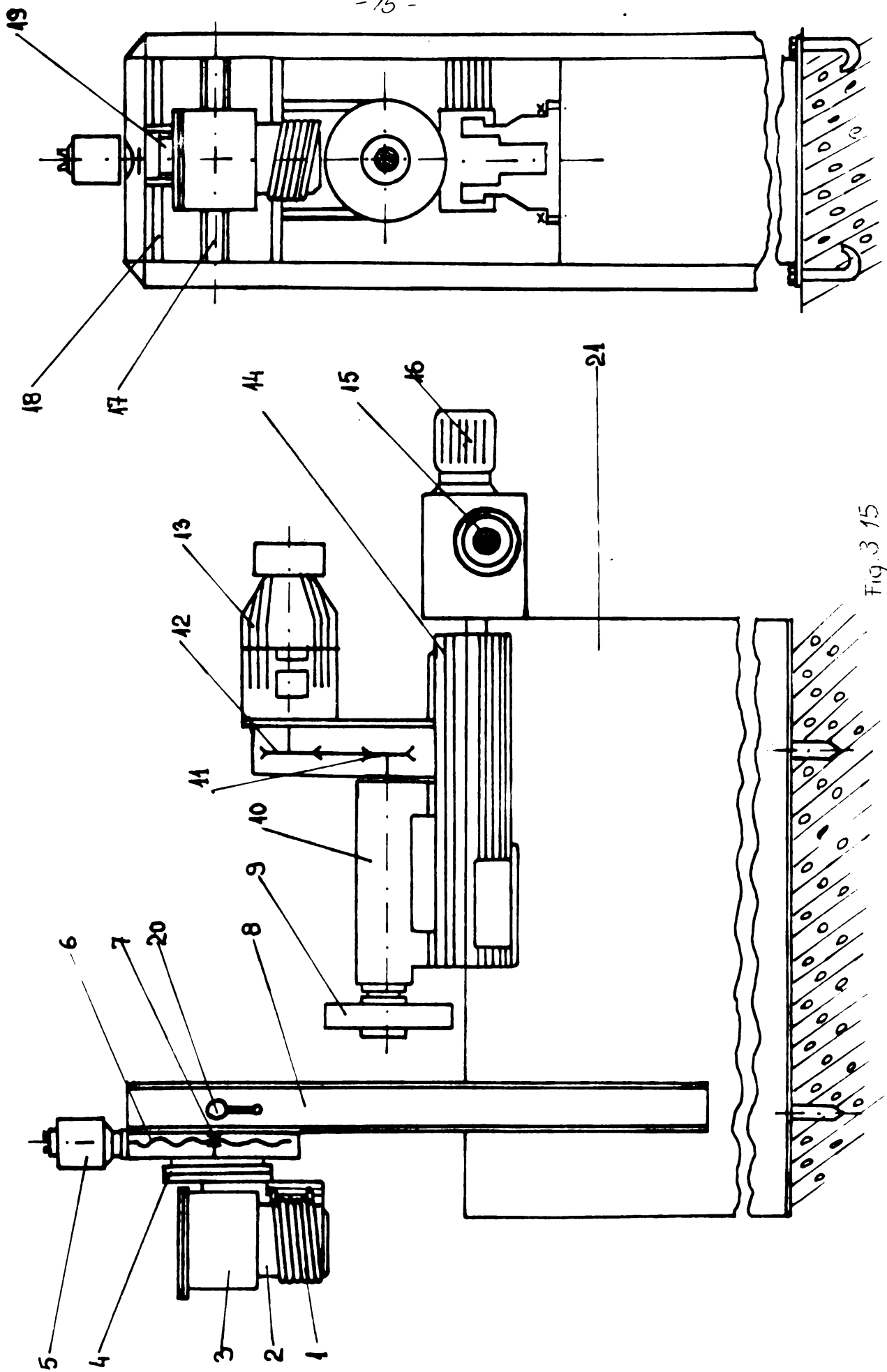


Fig. 3 15

3.3. Cercetari privind elaborarea familiilor de materiale amorfe Fe - B - Si - C si Fe - Cr - Mn - P - Si - C

3.3.1. Consideratii generale

3.3.1.1. Justificarea alegerii familiilor de aliaje

Intre materialele amorfizabile, aliajele Fe - B - Si - C constituie o familie distincta. Ele sint pe departe cele mai intens studiate si analizate, marturie fiind multitudinea informatiilor existente despre acestea. In acest context cercetarile au avut ca scop evidentierea posibilitatilor proprii de elaborare a acestor aliaje, precum si confirmarea proprietatilor deosebite de care se bucura.

In schimb, analiza familiilor de aliaje amorfe cu baza Fe - P, a evidentiat un interes prudent din partea cercetatorilor. Pe aceste considerente, un volum ridicat al experimentarilor s-au afectat promovarii unor marci din aceasta familie care sa prezinte caracteristici comparabile cu aliajele Fe - B - Si - C, pe fondul unor avantaje evidente legate de usurinta amorfizarii si a pretului de cost scazut.

3.3.1.2. Capacitatea de formare a starii amorfe

In abordarea elaborarii un rol decisiv il joaca alegerea compozitiei chimice. Obtinerea structurii amorfe este favorizata de o serie de factori termodinamici corelati cu compozitia chimica a materialului.

Usurinta de realizare a starii amorfe se exprima adeseori prin "capacitatea de formare". Aceasta exprima sintetic domeniile de compozitii favorabile producerii starii amorfe.

3.3.1.2.1. Capacitatea de formare pentru familia de aliaje

cu baza Fe - B

Domeniul de compozitie favorabil corespunde pentru sistemul Fe - B la 14 - 20 % at bor, domeniu situat in jurul concentratiei eutectice, asa cum se poate vedea din Fig. 3.16.

Pentru familiile de aliaje la care s-a adaugat siliciul si uneori carbon, ecartul optim amorfizarii pentru elementele chimice se poate aprecia pe baza unor constructii geometrice realizate ca urmare a prelucrarii datelor experimentale.

Domeniul de compozitie favorabil se poate astfel, exprima si prin grosimea maxima a aliajului cu structura amorfa ce se poate obtine si in functie de unul din parametrii tehnologici (de exemplu temperatura topiturii). Astfel, in Fig. 3.17. respectiv 3.18. se prezinta capacitatea de formare a starii amorfe pentru familii de aliaje cu baza Fe - B , utilizind acest gen de constructii.

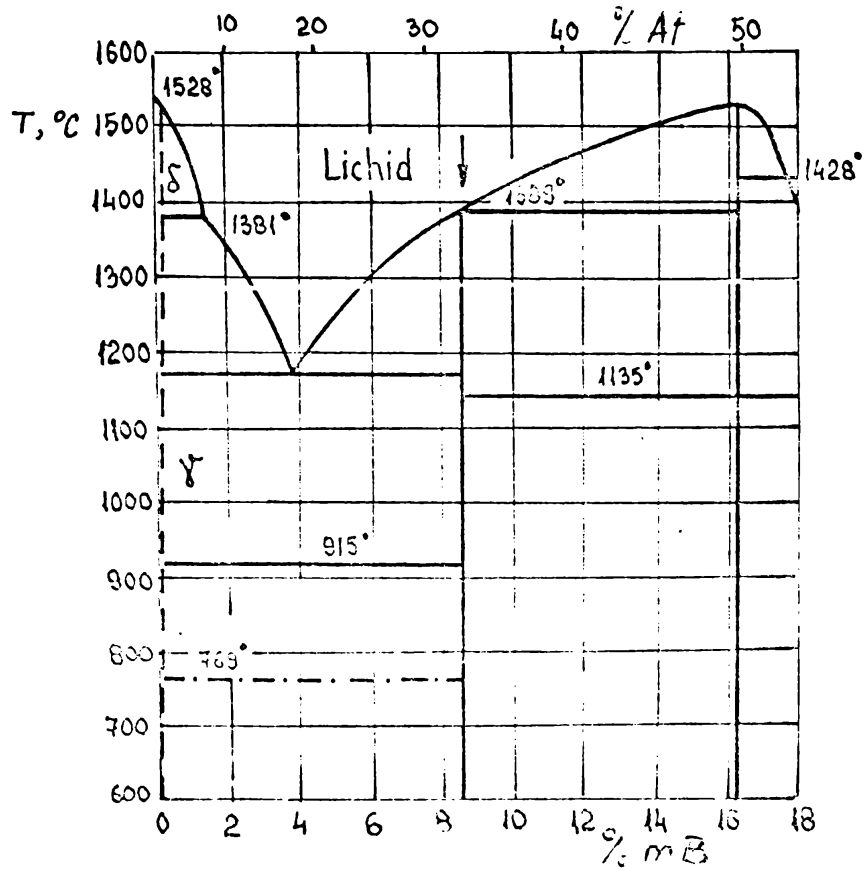


Fig. 3.16. Diagrama Fe - B - preluat din [7]

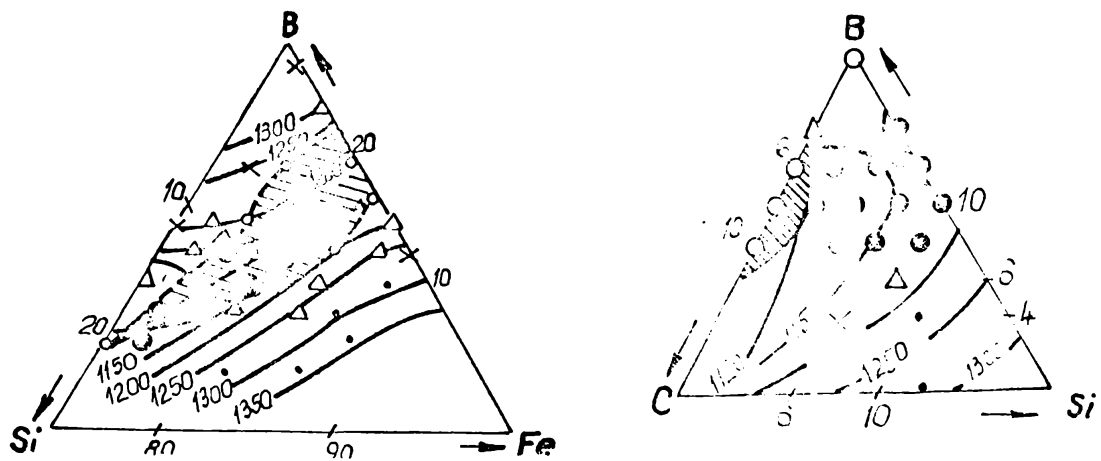


Fig. 3.17 Capacitatea de formare a starii amorse in functie de temperatura topiturii si concentratia pentru a - aliaje Fe - B - Si ; b - aliaje Fe - B - Si - C (cu 82 % at pentru Fe) - preluat din [32]

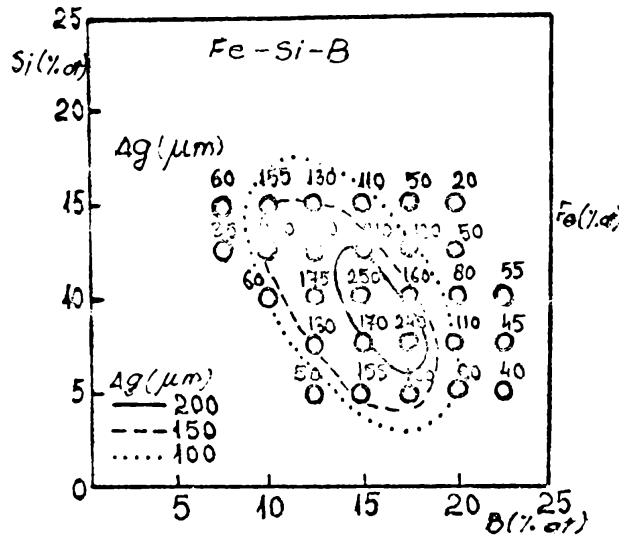


Fig. 3.18. Grosimea critica probelor amorse g in functie de compozitia chimica a sistemului Fe - Si - B - preluat din [91]

In Fig. 3.17. , cu cercuri negre s-a notat grosimea maxima obtenabila in stare amorfa de 30 μm , prin cercuri albe o grosime de 20 - 30 μm iar prin triunghiuri si cruciulite domenii partial respectiv total cristaline.

Exprimarea capacitatii de formare a starii amorse cu ajutorul conceptului "temperatura redusa de cristalizare" Trx isi gaseste , in cazul aliajelor din sistemul Fe - B - Si - C o buna confirmare. Valorile lui Trx situate in jurul lui 0,5 indica o comportare superioara la amorfizare. Intr-adevar comparind datele obtinute pentru diferite compozitii chimice, prezentate in Fig. 3.19. cu cele din Fig.

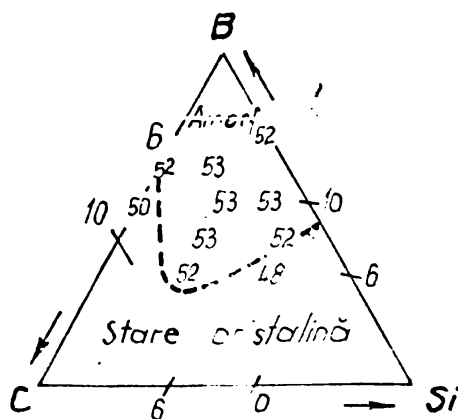


Fig. 3.19. Capacitatea de formare a starii amorse exprimata prin Trx (valorile in %) - preluat din [29]

3.17.b. se observa ca zonele cu valorile lui T_{rx} cele mai ridicate coincid cu zonele unde grosimea esantioanelor cu structura amorsa este maxima. Concluzionind cele prezentate mai sus se poate aprecia ca:

- zona favorabila amorfizarii este plasata in jurul concentratiilor eutectice ce prezinta temperatura lichidus cea mai joasa;

- se poate estima ,in functie de concentratiile altor elemente chimice limita critica inferioara a borului: de exemplu, pentru 5 % Si concentratia minima de bor necesara este de 11 % , iar pentru 10 % Si se necesita minimum 6,5 % B;

- continuturi ridicate de carbon (in jurul a 10 %) fac aproape imposibila producerea starii amorse.

3.3.1.2.2. Capacitatea de formare a familiilor de aliaje

cu baza Fe - P

In cazul sistemului binar Fe - P (Fig. 3.20) eutecticul este

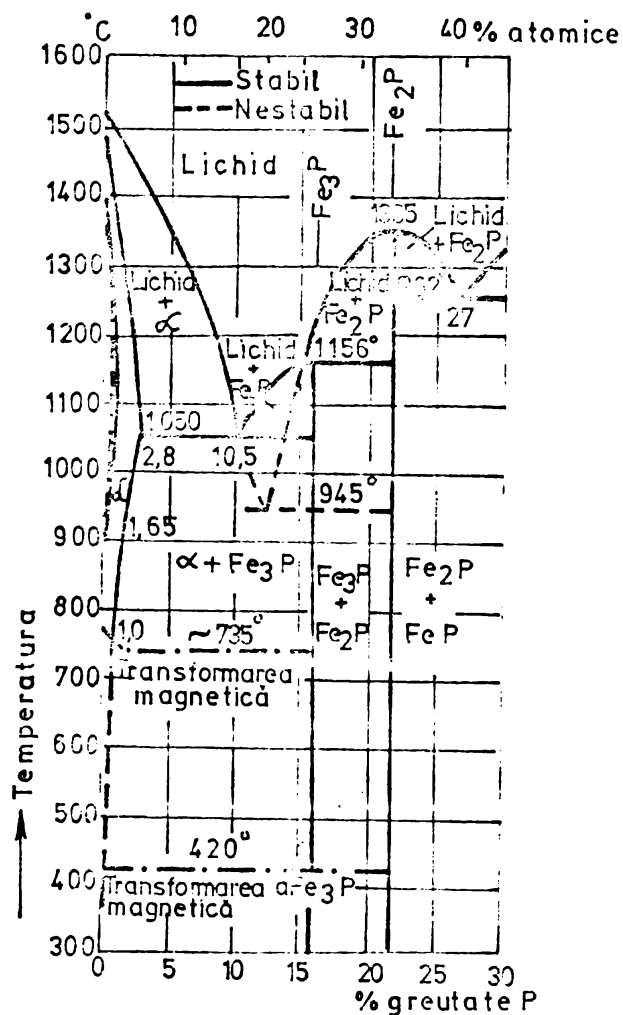


Fig. 3.20. Diagrama Fe - P - preluat din [39]

plasat la 21 % atomice si la temperatura de 945 ° C. Datorita usurintei de trecere in stare amorfa, se apreciaza ca domeniul optim pentru fosfor este situat intre 14 - 24 % at. Alaturi de fier si fosfor pot participa la formarea aliajelor amorfe urmatoarele elemente chimice:

- pentru metaloizi: carbonul cu o participare sub 10 % atomice, siliciul pina la 8 % procente atomice si aluminiul pina la 4 - 5 % atomice.

- pentru metalele de tranzitie : cromul si cobaltul intr-o participare de pina la 40 % atomice si nichelul pina la 20 - 30 % atomice.

3.3.2. Tehnologia de elaborare

3.3.2.1. Fazele elaborarii

Cercetarile proprii au evidenciat necesitatea efectuarii a doua etape "tehnologice" succesive pentru producerea aliajelor metalice amorfe:

a. elaborarea, in prima etapa, a unui aliaj cu compositie chimica favorabila obtinerii structurii amorfe;

b. obtinerea aliajelor amorfe prin turnarea continua a aliajului elaborat initial pe instalatia destinata acestui scop.

Ratiunile abordarii acestei tehnologii constau in primul rind in necesitatea asigurarii pentru elaborarea propriu-zisa a aliajelor amorfe a unui material cu o compositie chimica stabilita. Eliminarea primei etape si comprimarea ambelor faze intr-o singura operatie care sa se desfasoare pe instalatia de turnare continua ar complica inutil procesul de elaborare si ar avea efecte negative asupra posibilitatilor de productie a unei game largite de compositii.

Prin urmare, aliajele ce prezinta structura cristalina, obtinute in prima etapa tehnologica, vor fi numite conventional "prealiaje" datorita rolului lor in elaborarea efectiva a aliajelor metalice amorfe.

3.3.2.2. Elaborarea prealiajelor

In obtinerea domeniilor de compositie impuse un factor primordial il reprezinta conditiile efective de elaborare. Folosirea ca materii prime a elementelor chimice in stare pura, [40, 47, 50] desi asigura un control riguros al procesului si posibilitatea obtinerii unor proprietati fizice superioare nu se justifica atit ca urmare a preturilor de cost foarte ridicate cit mai ales a dificultatilor de elaborare. In acest context se constata utilizarea alaturi de metalele pure si a feroaliajelor de puritate ridicata.

Pornind de la experimentarile proprii si de la unele informatii [9, 46] s-a renuntat la precautiile legate de calitatea feroaliajelor sau a elementelor chimice componente. S-a apreciat ca in

afara de prezenta ca impuritate a aluminiului (anihilabil inasa cu manganul) si a titanului celelalte elemente chimice existente de obicei in componenta feroaliajelor nu manifesta o actiune daunatoare evidenta, neafectind procesul tehnologic precum si structura materialului elaborat.

3.3.2.2.1. Pregatirea elaborarii

A. Familia de aliaje cu baza Fe - B

Sorturile de feroaliaje folosite la elaborare au fost dintre cele utilizate in mod curent in industria metalurgica. Incarcatura s-a compus din ferobor (STAS 7437 -78) [65], ferosiliciul (STAS 7436-90) [66], fier Armco (norma ICEM) cu urmatoarea compozitie chimica (Tabelul 3.1.):

Tabelul 3.1.

Materia prima	Compozitia chimica [% m]							
	B	Si	C	Al	Cr	Mn	P	
FeB 18	18	4,1	1,4	0,4	-	0,08	0,05	
FeSi75	-	77,1	0,1	1,5	0,17	0,16	0,04	
Fe Armco	-	0,03	0,03	0,09	0,05	0,13	0,03	

* Compozitia chimica data de producator

Obs. Pentru a evita confuziile procentele masice se vor nota cu "% m", iar cele atomice cu "% at"; in simbolizarea aliajelor sint precute procentele atomice.

Cantitatea de feroaliaje necesara pentru asigurarea compozitiei chimice, s-a putut cunoaste numai dupa un volum masiv de experimentari, urmare a specificitatii procesului de elaborare a aliajelor amorse analizate:

-procesele de oxidare, afinare (decarburare), regenerare sint intense (tinind cont de volumul de material utilizat, de timpul si temperaturile necesare topiturii;

- elementele chimice sint in proportii total diferite fata de cele uzuale intilnite la oteluri.

Pe baza datelor si experimentarilor preliminare s-a apreciat ca fiind necesar pentru prealiaj urmatoarea compozitie chimica: B 6,5 - 10 % at, Si 1,3 - 2 % at, C 0,15 - 0,25 % at. Raportul feroaliajelor rezultat, este prezentat in Tabelul 3.2.

Topirea materialelor in vederea elaborarii s-a efectuat intr-un creuzet de grafit pregatit in mod deosebit datorita conditiilor specifice impuse de destinatia instalatiei de topire prin inductie avuta la dispozitie.

Tabelul 3.2

Materia prima	Cantitati introduse [%]	Compozitia chimica [% m]
Ferobor	45 ... 65	B ~ 6,5 ... 10 Si ~ 1,3 ... 2
Ferosiliciu	5 ... 7	Fe ~ 89 ... 92 C ~ 0,15 ... 0,25
Fier Armco	50 ... 40	

Pentru marirea capacitatii de topire, peretii creuzetului initial au fost "ingrosati" considerabil cu un amestec pe baza de grafit de maniera prezentata in Fig. 3.21.

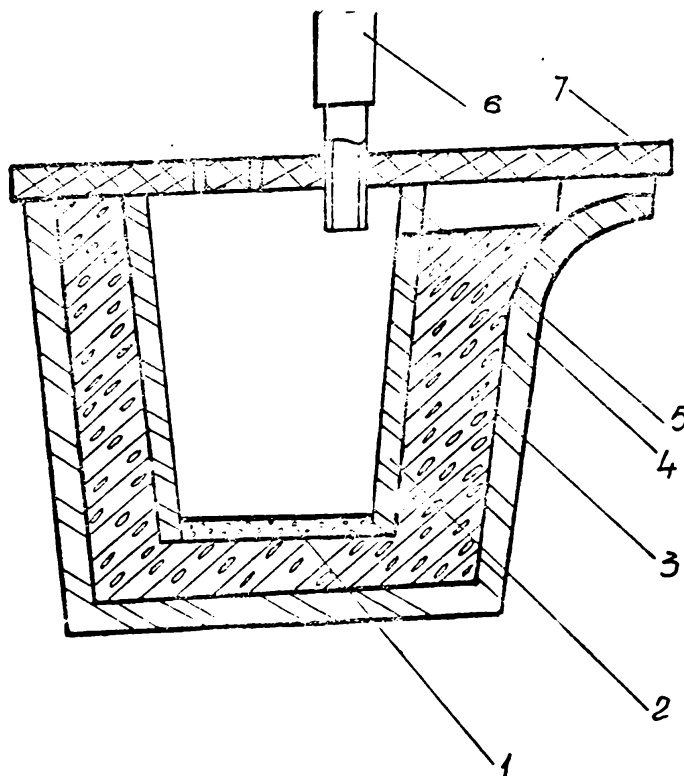


Fig. 3.21. Schita creuzetului pentru elaborarea prealiajului
 1 - captuseala acida; 2 - tub protectie;
 3 - umplutura de grafit; 4 - corp grafit;
 5 - tub de cuarț; 6 - furtun de cauciuc;
 7 - placa refractara

Riscul carburarii excesive este redus prin introducerea unui tub suplimentar de cuarț (alumina) sau prin folosirea unei captuseli acide (cuarțita cu liant de argila).

Procesul are loc utilizand incalzirea prin inductie cu curenti de inalta frecventa pe instalatia WEB INDUCAL.

B. Familia de aliaje cu baza Fe - P

In cazul aliajelor fier - fosfor s-a utilizat ca incarcatura

ferofosfor (STAS 7433 - 77) [64] si fier Armco (norma ICEM). In cazul alierii cu Cr si C se introduce alaturi de materiile prime de mai sus si ferocrom (STAS 7438-32) [68]. Compozitiile chimice sint prezentate in Tabelul 3.3. Se estimeaza pe baza datelor preliminare ca pentru prealiaje este necesara urmatoarea compositie chimica:

- pentru aliaje Fe - P - un continut de fosfor de 16 - 22 % at
- pentru aliaje Fe - Cr - C - P - un continut de fosfor de 11 - 14 % at, carbon 5 - 7 % at, crom 8 - 12 % at.

Acestea implica ca proportiilor materiilor prime sa se situeze conform celor aratate in Tabelul 3.4.

Tabelul 3.3.

Materia prima	Compozitia chimica [% m]							
	P	Si	C	Cr	Mn	Al	S	
Fe Armco	0,03	0,03	0,03	0,05	0,13	0,09	0,01	
FeP18	19	1	0,4	-	2	-	0,4	
FeP22	27				4			
FeCr2.5	0,05	1,8	4,1	65	-	-	0,04	

* Compozitiile chimice sint date de producator

Tabelul 3.4

Tip aliaj	Materia prima	Cantitati introduse [% m]
Fe - P	Fier Armco	45 - 55
	Ferofosfor	55 - 45
Fe - Cr - P - C	Fier Armco	37 - 49
	Ferofosfor	30 - 35
	Ferocrom	16 - 23

Incarcarile de a utiliza o gama larga de materii prime s-au finalizat cu operarea cu succes a variantei introducerii impreuna cu ferofosforul a otelului aliat 200Cr120 STAS 3611-88 [69] (W1 2080 - conform DIN). Prezenta la aceasta marca de otel pe linga crom si carbon a manganului (0,15 - 0,45 % m) si a siliciului (0,15 - 0,45 % m) nu sint de natura sa afecteze comportarea la amorfizare a acestor noi aliaje. Cantitatile ce au asigurat elaborarea s-au situat in raportul G / G = 2,7 ... 3,1 . Cercetari recente au aratat

C120 FeP18

o comportare similara si in cazul utilizarii ca materii prime a

fontelor cenusii (alaturi de ferofosfor).

Creuzetului folosit pentru elaborarea prealiajelor pe baza de bor nu i s-au adus alte modificari.

3.3.2.2.2. Parametrii tehnologici ai elaborarii

Obtinerea prealiajelor prin topire utilizand curentii de inalta frecventa a necesitat determinarea unor parametri specifici acestui proces. Valoarea lor difera in functie de aliajele care se vor elabora.

A. Familia de aliaje cu baza Fe - B

Ciclul de elaborare cuprinde urmatoorii parametri:

- temperatura de topire : 1650 - 1700 °C;
- durata incalzirii: 35 - 45 min;
- durata de mentinere: 3 - 5 min;
- durata de racire in forme: 10 - 15 min;

Turnarea se face in forme metalice incalzite la 400 °C, racirea efectuandu-se in forma.

Durata pina la atingerea temperaturii de topire este dependenta de caracteristicile instalatiei, de tipul si volumul incarcaturii. In cazul de fata pentru o sarja de 3 kg timpul de incalzire pina la topirea incarcaturii este de 30 - 40 min. Acest fapt are efecte deosebite asupra modificarii compozitiei chimice a prealiajului.

Durata de mentinere la temperatura de topire este necesara pentru omogenizarea topiturii. Ea ia valori de numai 3 - 5 min intrucit acest proces este accelerat de forta electromagnetica urmare a modalitatii de incalzire.

Procesul tehnologic propriu-zis cuprinde urmatoarele etape:

- introducerea incarcaturii de fier Armco;
- topirea acesteia si indepartarea zgurii formate;
- depunerea ferossiliciului pentru dezoxidare;
- introducerea feroborului si ulterior a sticlei; prin topire sticla formeaza o zgura acida cu rol de protectie impotriva oxidarii si de regenerare a siliciului (siliciul regenerat are rol si de dezoxidare precum si de calmare a aliajului ce se elaboreaza);
- barbotarea cu argon pentru degazare;
- indepartarea zgurii;
- mentinerea 3 - 5 min la temperatura de topire;
- turnarea.

Turnarea se efectueaza in forme metalice ce confera o calitate superioara suprafetei produselor si elimina riscul impurificarii suplimentare cu incluziuni de natura nemetalica.

Formele de turnare utilizate sint prezentate in Fig. 3.22. si 3.23. In Fig. 3.22. este aratata o forma metalica folosita pentru elaborari de prealiaje in mod curent; in Fig. 3.23. este reprezentata o matrita de turnare proiectata pentru cazuri deosebite. Ea este

destinată obținerii unor semifabricate de greutate și dimensiuni bine determinate lucru care este de dorit în cazul elaborării îngrijite a aliajelor amorse pe instalația de turnare continuă.

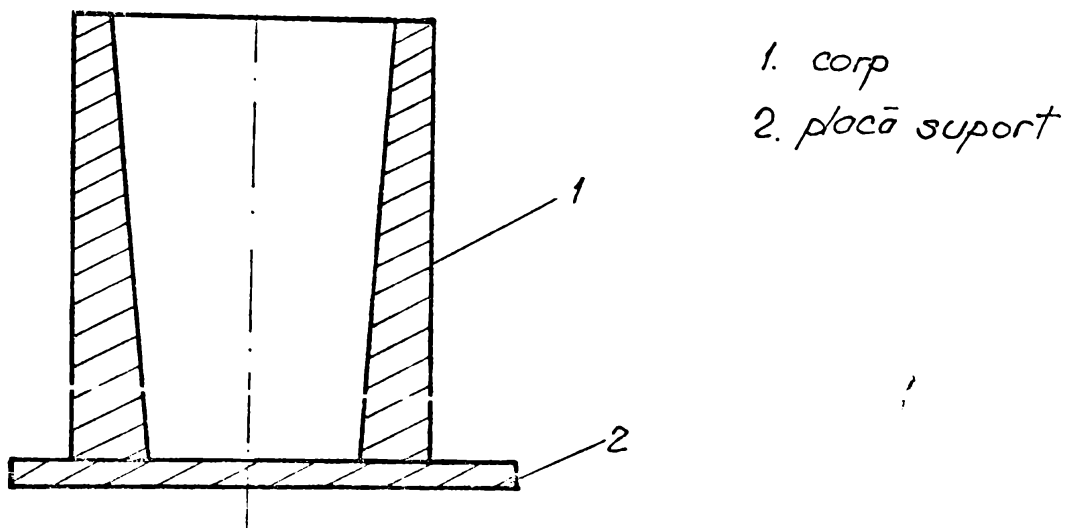


Fig. 3.22. Forma de turnare simplă

B. Familia de aliaje cu baza Fe - P

În acest caz parametrii se situează în următorul ecart:

- temperatura de topire: 1580 - 1660 °C;
- durata de încălzire pînă la topirea integrală: 20 - 30 min
(în funcție de volumul încărcăturii);
- durata de menținere a topiturii: 3 - 5 min;
- durata răcirii: 10 - 15 min.

Elaborarea este ușurată datorită temperaturii de topire scăzută a ferofosforului. Încărcătura se introduce simultan cu o singură excepție (în cazul variantei cu ferocrom ea se introduce după topirea celorlalte materii prime). Procesele de oxidare sînt limitate prin formarea deasupra încărcăturii a unei "pinze" de argon. Pentru regenerarea siliciului cu efectele colaterale cunoscute se realizează în timpul elaborării o zgura acida ca urmare a topirii sticlei depuse pe încărcătura.

Se constată pe ansamblu timpi de topire mai reduși, condiții de lucru mai puțin severe. Fragilitatea deosebită a acestui aliaj permite obținerea cantităților necesare elaborării aliajelor amorse pe instalații de turnare continuă, fără a fi nevoie de forme metalice complexe.

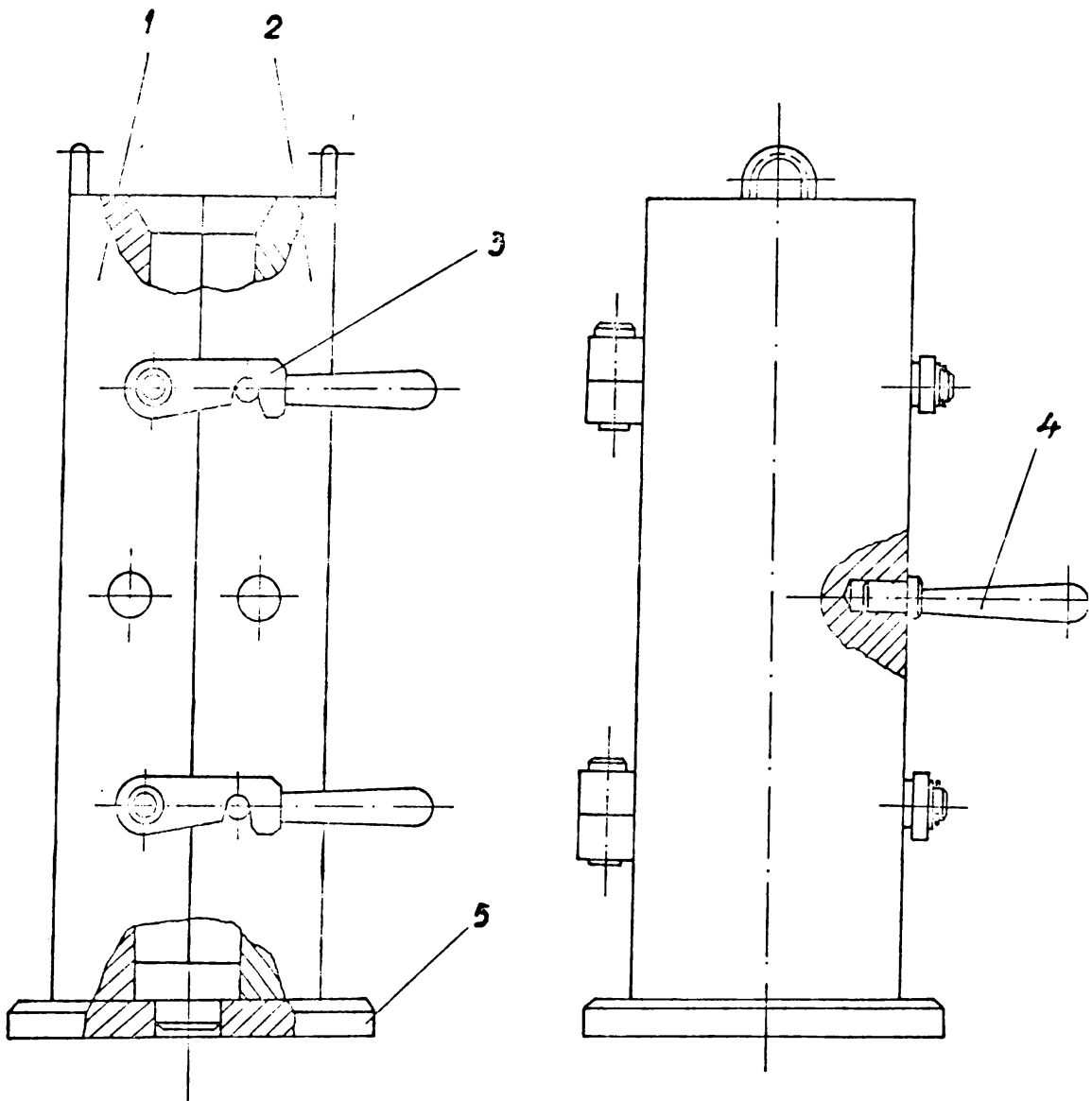


Fig. 3.23. Forma de turnare complexa

- 1 - semicochila stinga
- 2 - semicochila dreapta
- 3 - zavor
- 4 - miner
- 5 - placa

3.3.2.2.3. Rezultate si discutii

Masuratorile efectuate pe prealiaje au urmarit in mod deosebit cunoasterea compozitiei chimice. Prealiajele reprezinta "incarcatura" utilizata pentru elaborarea aliajelor amorfe. Ele trebuie sa prezinte o anumita compozitie chimica, de la care prin prognozarea pierderilor la retopire sa se asigure proportia dorita a elementelor chimice.

Determinarea principalelor elemente chimice existente in prealiaje nu a intimpinat, in afara borului, dificultati.

A. Familia de aliaje cu baza Fe - B

Proportia in care se afla C, Si, Mn, P, Ni, Cr, Cu, S, etc., s-a determinat utilizand metoda gravimetrica si cea spectrala.

In cazul determinarii borului, datorita proportiilor in care se gaseste in prealiaje, nu se cunosc metode in practica industriala. Adaugind si faptul ca in timpul elaborarii "arderea" lui este energica (la oțelurile microaliate cu bor se sconteaza pe ardere de 40 - 60 %), deci dozarea este greoaie, s-a impus o metodologie de determinare cit mai precisa.

Cercetarile efectuate in acest sens [76] au relevat faptul ca pentru proportiile de bor existente in aliaj metoda spectrofotometrica da rezultate corespunzatoare. Metoda consta in dezagregarea aliajului folosind ca reactiv amestecul de acid sulfuric si acid fosforic cu adaos de oxidant intr-o instalatie prevazuta cu refrigerent. Determinarea spectrofotometrica a borului s-a realizat cu acid carmic pe probe aduse la dilutia potrivita. Dispersia destul de mare de rezultate (urmare fie a neomogenitatilor de material, fie a dizolvarii necorespunzatoare) a impus apelarea si la alte metode precum cea de dezagregare alcalino-oxidanta fara rezultate favorabile.

Rezultatele analizei borului efectuate pe feroaliaje si pe prealiaje sint prezentate in Tabelul 3.5.

Se observa ca masuratorile efectuate pe feroaliaje indica un continut de bor mult inferior (in medie 14 % m) valorii indicate in standarde de catre producator (18 - 24 % m), continut care daca ar fi real ar conduce la afirmatii surprinzatoare privind arderea acestui element chimic.

Intr-adevar, pe baza prelucrării datelor prezentate in Tabelu 3.5. rezulta, asa cum se poate vedea din Tabelul 3.6. o "imbogatire" sensibila cu bor a prealiajelor elaborate, ori este cunoscuta comportarea borului la temperaturi ridicate.

Acest lucru, la care se adauga si aplicarea testului Grubbs (Anexa 1) pentru verificarea erorilor grosolane a relevat faptul ca masuratorile efectuate pe feroaliaje sint incorecte si ca aceasta se datoreaza dizolvarii necorespunzatoare a materialului in procesul de masurare.

Ipoteza de mai sus este confirmata si de masuratorile efectuate prin aceeasi tehnica pe aliajele amorfe unde s-au constatat oxidari apreciabile ale borului la elaborare.

Tabelul 3.5.

Nr. crt.	Nr. de-terminari	Indicativ prealiaj	Continut de bor	Simbol aliaj	Cota particip. prealiaj	Continut de bor %
1	1		14,28			7,1
	2	FB0	14,21	0B	~ 45 %	6,96
	3		14,21			7,01
2	1		13,80			9,64
	2	FB1	14,36	1B	~ 60 %	9,86
	3		13,64			9,80
3	1		13,24			6,90
	2	FB2	14,94	2B	~ 45 %	6,70
	3		13,91			6,75
4	1		11,78			10,82
	2	FB3	12,06	3B	~ 65 %	10,33
	3		12,05			10,47
5	1		12,71			7,2
	2	FB4	14,14	4B	~ 50 %	7,15
	3		13,35			6,95
6	1		14,72			7,47
	2	FB5	13,45	5B	~ 50 %	7,98
	3		13,91			8,07
7	1		14,28			7,21
	2	FB0	14,21	6B	~ 50 %	7,28
	3		14,21			7,31
8	1		14,28			5,71
	2	FB0	14,21	7B	~ 35 %	5,15
	3		14,21			5,09

Tabelul 3.6.

Proba	% B calculat	% B determinat	Diferenta B %
0B	6,43	7,03	- 0,50 %
1B	8,28	9,76	- 1,48
2B	6,31	6,78	- 0,47
3B	5,98	7,04	- 1,06
4B	6,7	7,84	- 1,14
5B	7,01	7,83	- 0,82
6B	7,11	7,26	- 0,15
7B	4,98	5,08	- 0,10

Compozitia chimica a sarjelor de prealiaje elaborate este prezentata in Tabelul 3.7.

Tabelul 3.7.

Proba	0B	1B	2B	3B	4B	5B	6B	7B
B	7,03	9,76	6,78	7,04	7,84	7,83	7,26	5,06
Si	2,4	2,9	2,1	1,55	1,85	1,94	2,1	2,3
C	0,25	0,38	0,3	0,18	0,2	0,24	0,26	0,41
Mn	0,06	0,10	0,15	0,09	0,10	0,10	0,06	0,02
P	0,03	0,02	0,02	0,017	0,013	0,015	0,06	0,03
S	0,017	0,037	0,027	-	-	0,01	0,01	0,01
Cu	0,11	0,08	0,09	0,1	0,08	0,07	0,07	0,08
Ni	0,12	0,10	0,11	0,15	0,15	0,14	0,16	0,2
Cr	0,08	0,10	0,12	0,19	0,2	0,13	0,22	0,23
Mo	0,02	0,01	0,008	0,004	0,004	0,01	-	-
V	0,01	0,03	0,02	0,02	0,02	0,03	0,01	0,02
Al	-	-	0,17	0,14	0,18	0,15	0,18	0,17
Co	-	0,01	0,02	0,01	0,02	-	0,02	0,02
Mn - Co	0,447	0,487	0,725	0,721	0,757	0,665	0,790	0,780

Comparind aceste date cu compozitia chimica si proportia in care se afla prealiajele se poate concluziona ca in perioada de elaborare pierderile de carbon sint de 30 - 40 % iar cele de mangan de 10 - 25 %. Daca la dezoxidare s-a evaluat o pierdere de siliciu de 10 - 20 %, prin procesul ulterior de regenerare continutul de siliciu s-a situat la valori mai ridicate.

Chiar daca se considera operatia de elaborare prin inductie o operatie de retopire totusi ca urmare a duratelor si temperaturilor ridicate procesele de oxidare, nu pot fi neglijate.

Se observa ca suma celorlalte elemente chimice prezente ca impuritati in prealiaje nu depaseste 0,8 %. Anticipindu-se la elaborarea propriu-zisa a aliajelor amorge o oxidare suplimentara se poate aprecia ca in aceasta proportie aceste elemente chimice nu joaca un rol insemnat in procesul de producere a benzilor amorge.

B. Familia de aliaje cu baza Fe - P

Compozitiile chimice ale principalelor sarje elaborate din aceasta familie determinate prin metodele aratate mai sus sint prezentate in Tabelul 3.8.

Tabelul 3.8.

Proba	5P	10P	1P	2P	3P	6P	11P	12P	7P	13P
P	19,59	7,99	10,51	9,45	5,51	6,98	6,90	5,75	7,21	6,8
Cr	10,23	1,6	7,78	0,15	8,92	8,55	7,97	8,39	12,11	11,2
C	10,08	0,2	1,21	0,06	1,75	1,49	1,76	1,7	1,77	1,79
Si	10,02	0,01	0,42	0,02	0,90	1,4	0,8	0,9	0,1	0,08
Mn	11,08	0,77	1,35	1,22	1,73	1,5	1,71	1,65	1,82	1,8
Mo	-	-	0,05	-	0,06	0,08	0,07	0,06	-	-
V	-	-	0,03	-	0,02	0,03	0,03	0,02	-	-
Cu	-	-	0,07	-	0,08	0,08	0,07	0,08	0,05	0,06
S	10,01	0,01	0,01	0,01	0,01	0,02	0,03	0,01	0,02	0,02
Ni	10,25	0,12	0,2	0,2	0,3	0,27	0,28	0,2	0,3	0,2
Al	10,09	0,1	0,04	0,08	0,09	0,08	0,08	0,04	0,08	0,09
Imp.	10,7	0,44	0,39	0,52	0,50	0,55	0,56	0,43	0,45	0,37

Pierderile rezultate in urma elaborarii se prezinta astfel: carbonul s-a redus in proportie de 15 - 25 %, manganul cu 5 - 12 %, cromul cu 15 - 25 % iar fosforul cu 2 - 5 %. In cazul siliciului si a celorlalte elemente chimice insotitoare nu s-au semnalat modificari semnificative. In afara de crom si de carbon unde arderile reprezinta o cota parte importanta din continutul elementului, se poate aprecia ca celelalte elemente chimice nu sufera pierderi insemnate.

Se remarca faptul ca sarjele simbolizate cu 5P, 10P, 2P sint in principal aliaje Fe - P, sarjele 2P, 3P, 6P, 11P, 12P fac parte din grupa de aliaje Fe - Cr - Mn - P - Si - C, iar sarjele 7P si 13P sint aliaje de tipul Fe - Cr - Mn - P - C. Ultimele doua sarje sint obtinute prin utilizarea ca materie prima a ferocromului de unde rezulta si absenta siliciului din compozitia chimica.

Se observa de asemenea, ca aliajele din familia cu baza Fe - P prezinta un continut diferit de fosfor si mai ales de crom, ceea ce a permis, ca urmare a determinarii principalelor proprietati fizice, alegerea si apoi promovarea unor marci cu caracteristici imbunatatite.

3.3.2.3. Elaborarea aliajelor cu structura amorfa

3.3.2.3.1. Pregatirea elaborarii

Barele din prealiajele turnate au fost pregatite in incarcaturi de aceasi masa (pentru acelasi set de experimentari) determinata in functie de dimensiunile fantei duzei de ejectare (Tabelul 3.9.)

Tabelul 3.9.

Nr. crt.	Dimensiunile fantei duzei [mm]	Masa incarcaturii [kg]
1	L > 0,5 l > 5	max. 50
2	L < 0,5 l >= 10	max. 200

L - latimea fantei
l - lungimea fantei

Limitarile sint impuse de necesitatea asigurarii unei curgeri controlate a topiturii in timpul procesului de elaborare.

Duzele de quart utilizate s-au situat intr-o gama diversa de dimensiuni: lungimile fantelor de la 3 - 12 mm iar latimile de la 0,35 - 0,7 mm. Dupa fiecare sarja elaborata se necesita recalibrarea fantei duzei.

Operatiile pregatitoare elaborarii se desfasoara conform urmatoarelor etape:

- introducerea incarcaturii;
- fixarea capacului incintei de suprapresiune;
- racordarea circuitului de racire cu apa;
- racordarea la sistemul de suprapresiune cu argon;
- fixarea distantei rolei de racire - creuzet;
- retragerea rolei de racire din zona creuzetului;
- cuplarea generatorului de inductie;
- antrenarea rolei de racire si stabilirea turatiei de regim;
- introducerea rolei de racire sub creuzet dupa atingerea temperaturii de topire a incarcaturii;
- aplicarea suprapresiunii cu argon dupa stabilizarea topiturii la temperatura prescrisa.

3.3.2.3.2. Parametrii tehnologici ai elaborarii

Producerea aliajelor metalice amorfe sub forma de fire si benzi uniforme si de geometrie constanta este conditionata de o serie de factori si parametri de proces. S-a aratat ca obtinerea starii amorfe este dependenta de natura materialului metalic, de conditiile termodinamice si cinetice iar elaborarea necesita respectarea unor masuri de precautie.

Experimentarile intreprinse au pus in evidenta si alte conditii tehnologice, neglijate in relatiile de calcul care isi aduc un aport important in realizarea benzilor cu structura amorfa.

Prezentarea de fata rezuma cercetarile destinate indeplinirii acestor deziderate. Ca urmare, au rezultat ca factori si parametri de proces de prima importanta, urmtorii:

- a. viteza de rotire a rolei de racire;
- b. suprapresiunea aplicata topiturii;
- c. dimensiunile fantei duzei;
- d. distanta duza - rola de racire;
- e. temperatura topiturii;
- f. durata ciclului termic;
- g. caracteristicile rolei de racire (rugozitate, conductivitate termica, capacitate de umectare, etc.);
- h. compozitia chimica a materialului ce se elaboreaza.

Domeniul optim pentru acesti parametri (determinat experimental) este prezentat in Tabelul 3.10.

Tabelul 3.10.

Nr. crt.	Parametrii de proces	UM	Domeniul optim	
			Aliaje Fe- B -E	Aliaje Fe- P -(E)
1	Viteza periferica a rolei de racire v_r	m/s	20 ... 50	15 ... 50
2	Suprapresiunea aplicata topiturii Δp	bar	$\geq 0,15$	$\geq 0,15$
3	Dimensiunea fantei duzei $L \times l$	mm	$10,35 \leq L \leq 0,7$ $4 \leq l \leq 15$	$0,35 \leq L \leq 0,7$ $4 \leq l \leq 15$
4	Distanța duza-rola de racire h d	mm	0,2 ... 1,5	0,2 ... 1,5
5	Temperatura topiturii T_{top}	oC	1250 ... 1350	860 ... 1150
6	Durata ciclului termic h	min	15 ... 25	5 ... 15
7	Rugozitatea suprafetei rolei de racire R_a	μm	0,2 ... 0,8	0,2 ... 0,8

Se observa ca intre parametrii tehnologici ai celor doua familii exista deosebiri referitoare la temperatura topiturii, la durata ciclului termic, la viteza de rotire a rolei de racire. Se constata de asemenea, ca aliajele pe baza de fosfor necesita conditii de lucru mai putin severe.

Stabilirea valorii efective a unuia din parametrii este strins corelata cu datele stabilite pentru ceilalti parametri. Proprietatile fizice sint influentate de toti factorii enuntati mai sus intr-o mica sau mai mare masura.

3.3.2.3.3. Rezultate si discutii

Compozitia chimica

A. Familia de aliaje cu baza Fe - B

Asa cum s-a aratat principala problema a dozarii elementelor chimice o constituie controlul proceselor de oxidare si regenerare ce au loc in timpul elaborarii. Prin reglarea celor doi parametri tehnologici importanti (durata si temperatura) si urmarirea in principal, a stabilirii unui ecart optim pentru bor, a rezultat compozitia chimica prezentata in Tabelul 3.11., unde s-a introdus Tabelul 3.11.

Tabelul 3.11.

Proba	1B	6B	7B
B	5,34	4,45	3,9
Si	2,01	1,85	2,17
C	0,1	0,05	0,02
Mn	0,1	0,05	0,03
P	0,03	0,06	0,03
S	0,015	0,01	0,01
Cu	0,08	0,06	0,07
Ni	0,11	0,14	0,19
Cr	0,05	0,15	0,18
Mo	0,02	-	-
V	0,01	-	0,01
Al	-	0,13	0,15
Co	-	-	-
Mn - Co	0,41	0,60	0,66

numai trei aliaje care difera între ele semnificativ prin conținutul de bor. Interpretând rezultatele rezulta că valoarea minimă pentru arderea borului s-a obținut în cazul aliajului 7B (~ 20 %); pentru aliajul 1B conținutul de bor s-a redus cu 45 %. La celelalte elemente chimice pierderile sînt mult mai scăzute. Suma elementelor chimice însoțitoare a scăzut la o valoare considerată uzuală, în practica elaborării aliajelor amorfe pentru a fi neglijată.

Simbolizarea acestor aliaje (ce are ca metodologie trecerea de la exprimarea procentelor de masă în procente atomice) este următoarea:

- pentru 1B: Fe B Si C Ins
 77,2 21 3,5 0,8 0,5

(Fe B Si C)
 74,5 21 3,5 1

- pentru 6B: Fe B Si C Ins
 76,56 18,6 3,2 0,97 0,67

(Fe B Si C)
 76,5 19 3,5 1

- pentru 7B: Fe B Si C Ins
 78,3 16,31 3,62 1,57 0,2

(Fe B Si C)
 78,5 16 4 1,5

unde prin notația "Ins" s-au desemnat elementele chimice însoțitoare altele decît cele prezente în simbolizarea aliajelor.

În practică se recurge de obicei, la rotunjirea valorilor zecimale și la eliminarea notațiilor suplimentare rezultînd simbolizarea în modul cum este ea prezentată între paranteze.

B. Familia de aliaje cu bază Fe - P

Măsurătorile efectuate au confirmat pierderi reduse ale elementelor chimice în procesul de elaborare al aliajelor amorfe. Se poate aprecia că modificările compoziționale se înscriu în limitele de toleranțe ce se admit pentru elaborarea în mod îngrijit a unui material. Rezultatele obținute sînt trecute în Tabelul 3.12. iar în Tabelul 3.13. este trecută și simbolizarea acestor aliaje. S-au respectat condițiile de notație specificate la aliajele amorfe pe bază de Fe - B renunțîndu-se la notarea elementelor însoțitoare (suma participării masice a acestora s-a situat în toate cazurile sub valoarea de 0,5 %).

Tabelul 3.12.

Nr. proba	Indicativ proba	Compozitia chimica [% m]					
		P	Cr	C	Si	Mn	Ins
1	5P	9,56	0,2	-	-	0,98	0,6
2	10P	7,94	1,3	0,19	-	0,69	0,4
3	2P	7,4	0,07	-	-	1,15	0,45
4	1P	6,86	8,38	0,99	0,75	1,25	0,33
5	3P	5,41	8,2	1,52	0,9	1,55	0,4
6	6P	6,91	7,95	1,36	1,41	1,33	0,5
7	11P	6,85	7,57	1,42	0,81	1,64	0,48
8	12P	5,75	8,07	1,5	0,9	1,5	0,4
9	7P	7,11	11,08	1,58	-	1,72	0,41

Tabelul 3.13.

Nr. proba	Indicativ proba	Simbolizare					
		Fe	Cr	Mn	P	Si	C
1	5P	83		1	16		
2	10P	84		1,5	13,5		1
3	2P	83			17		
4	1P	73	8	1	11	1,5	6
5	3P	74	8	1	9	2	6
6	6P	73	7,5	1	11	1,5	6
7	11P	73	7	1,5	11	1,5	6
8	12P	73	8	1	10	2	6
9	7P	70		10,5	1,5	11,5	6,5

Calculul sarjelor
=====

Volumul de date acumulat referitor la compozitia chimica a permis stabilirea unor relatii de calcul cu ajutorul carora sa se poata stabili participarea masica a fiecarui element chimic pentru a se asigura o anumita compozitie chimica impusa.

In stabilirea acestor relatii s-a tinut cont de :

- pierderile in procesul de obtinere a prealiajelor;
- pierderile in procesul de elaborare a aliajelor amorfe;
- transformarea din % atomice in % masice.

Relatiile obtinute sint valabile numai pentru domeniul compositional caracteristic aliajelor amorfe si numai pentru regimul termic specific tehnologiei de fata.

Notind cu % at ED participarea procentuala dorita a se obtine si cu % m EN participarea procentuala necesara a fi introdusa, relatia de calcul se poate scrie:

$$\% m EN = K \cdot \% at ED$$

x

unde K reprezinta factorul de multiplicare specific fiecarui element chimic.

Acesta ia urmatoarele valori:

- pentru familia de aliaje cu baza Fe - B:
-

x = carbon	K = 0,31
	C
x = siliciu	K = 0,62
	Si
x = bor	K = 0,7
	B

- pentru familia de aliaje cu baza Fe - P:
-

x = crom	K = 1,37
	Cr
x = mangan	K = 1,2
	Mn
x = fosfor	K = 0,63
	P
x = siliciu	K = 0,45
	Si
x = carbon	K = 0,28
	C

Efectul parametrilor de proces asupra dimensiunii
=====
si calitatii geometrice ale benzilor amorfe
=====

In contextul obtinerii structurii amorfe grosimea benzilor reprezinta caracteristica de cea mai mare importanta a benzilor amorfe. In conditiile concrete ale procesului tehnologic, asupra acestei caracteristici actioneaza mai multi factori, care-i determina variatia. Pentru a pune in evidenta modul, gradul si intensitatea influentei acestor factori si astfel, a dirija ulterior procesul, se aplica metodele statistice ale corelatiei multiple [96, 33, 83].

Abordarea analizei de regresie implica parcurgerea mai multor etape. Prognozarea modului de corelatie intre parametrii de proces si caracteristica masurata se poate face numai dupa analiza separata a influentei fiecarui parametru asupra grosimii benzilor. Astfel, se va analiza, statistic legaturile functionale dintre principalii factori si caracteristica masurata (grosimea benzilor).

a. Influenta vitezei de rotire a rolei de racire

Determinarea unei relatii functionale intre cele doua caracteristici implica mentinerea la nivel constant a celorlalti parametri. Este necesara astfel, precizarea, pe baza experimentarilor, a valorilor optime ale acestor factori. Acestea sint:

- temperatura de turnare a topiturii: $T_t = T_f + 100$ °C
(T_f - temperatura de fuziune a aliajului);
- suprapresiunea aplicata topiturii: $\Delta p = 0,4$ atm ;
- dimensiunile fantei duzelor: $1 \times L = 3 \times 0,45$ mm ;
- distanta duza - rola de racire : $hd = 0,5$ mm ;
- rugozitatea suprafetei rolei : $Ra = 0,4$ um .

Experimentarile s-au efectuat pe sarje din aliajele 6P si 11 P.

Prelucrarea statistica a valorilor obtinute pentru grosimile benzilor a urmarit determinarea principalilor indicatori statistici (media aritmetica, dispersia, abaterea standard, abatere medie absoluta), eliminarea valorilor aberante cu testul Grubbs, precum si verificarea normalitatii distributiei datelor utilizind criteriul

S-au considerat sase esantioane corespunzatoare vitezei rolei de racire. cuprinse in domeniul 20 - 50 m / s. Numarul valorilor experimentale ale grosimilor s-au stabilit la 40. O prima prelucrare statistica, prezentata in Anexa 2 (Tabelul A2 - 1) a avut ca scop eliminarea valorilor aberante. Cu o singura exceptie (pentru viteza de 26 m / s s-au eliminat trei valori) celelalte rezultate sint semnificative fiind grupate in jurul mediei pe esantion.

In vederea stabilirii legii functionale intre grosimea benzilor si viteza rolei, s-a luat ca premise initiale relatiile matematice stabilite prin calcul, relatii ce indica, o corelatie de tip geometric, care poate fi cu usurinta transformata intr-o corelatie liniara. De altfel si reprezentarea grafica a tuturor acestor valori (Fig. 3.24.) conduce la aceeasi estimare.

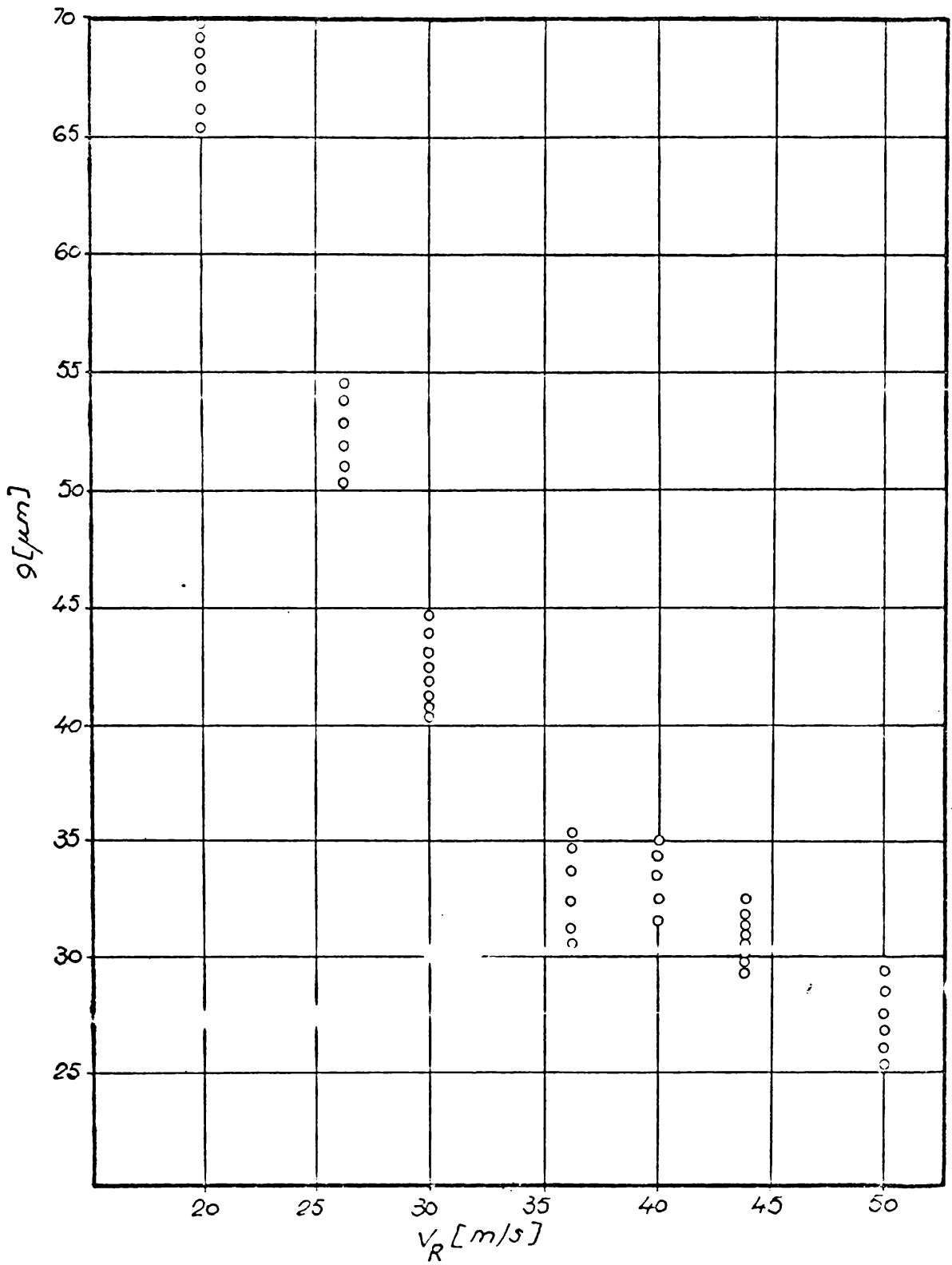


Fig. 3.24. Reprezentarea punctelor ce exprima corelatia grosimea benzilor functie de viteza rolei

Pentru a determina coeficientii ecuatiei de regresie a grosimii benzilor y in functie de viteza de rotire a rolei de racire x_1 :

$$y = a_1 x_1 + b_1 \quad (3.18)$$

se utilizeaza metoda celor mai mici patrute [83] unde a_1 si b_1 se determina cu relatiile:

$$a_1 = (n \sum xy - \sum x \sum y) / [n \sum x^2 - (\sum x)^2] \quad (3.19)$$

$$b_1 = (\sum y - a_1 \sum x) / n \quad (3.20)$$

Prin n s-a notat numarul valorilor experimentale, prin $\sum x$ suma valorilor vitezelor de racire, iar prin $\sum y$ suma valorilor grosimilor masurate ale benzilor.

Dreapta de regresie astfel calculata rezulta:

$$y = 86,94683 - 1,301144 x_1 \quad (3.21)$$

Coeficientul de corelatie s-a ales conform relatiei lui Sachs:

$$r_1 = \sum (x y) / \sqrt{ \sum (x^2) \cdot \sum (y^2) } \quad (3.22)$$

Valorile astfel obtinute, sint prezentate in Tabelul A2 - 2 (Anexa 2).

Desi coeficientul de corelatie este ridicat ($r_1 = -0,99498$) s-a facut ipoteza ca linia de regresie poate sa fie si o alta curba. Avind la dispozitie un program de calcul ce a permis reprezentarea grafica a unor functii ce pot fi intilnite in aplicatiile matematice si in practica cercetarilor industriale, s-au trasat, pentru acest caz, functiile pentru regresia liniara (Fig. 3.25.), regresia geometrica (Fig. 3.26.) si pentru regresia polinomiala (Fig 3.27.).

Avantajul trasarii graficelor permite interpretarea functiilor, cunoscut fiind faptul, ca in statistica matematica aceasta poate fi un criteriu de verificare a liniaritatii regresiei mai ales cind se dispune si de date suplimentare rezultate din cercetari.

Analizind cele trei curbe, se va elimina din start regresia polinomiala, ea neavind un corespondent in practica industrială. Se observa de asemenea, ca regresia geometrica prezinta un coeficient de corelatie superior regresiei liniare.

Compararea liniaritatii regresiei geometrice se face prin schimbarea variabilei x cu variabila z ($z = 1 / x$) astfel ca, ecuatiea:

$$y = 1367,22 \cdot x^{-1,0084} \quad (3.22)$$

Regresie liniara :

$$y = - 1.2951x + 86.7997$$

TABELUL A2-2

r patrat : .900904
Cof. de corel. r : .94916
Abaterca medie : 24.4598

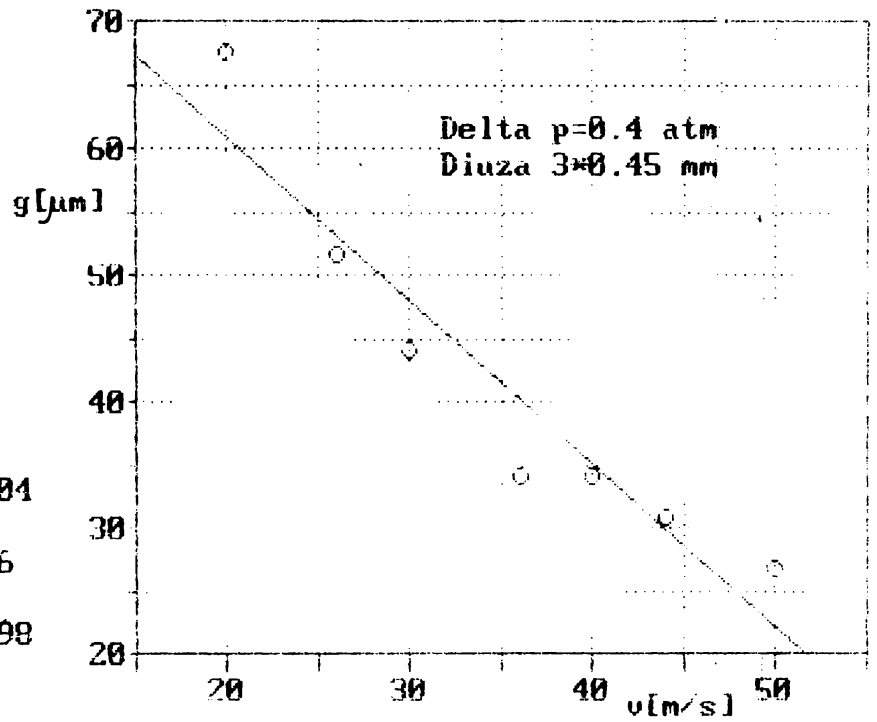


Fig. 3.25.

Fig. 3.26

Regresie polinomiala :

$$y = 0x^6 - .0016x^5 + .1343x^4 - 6.0178x^3 + 148.824x^2 - 1927.21x + 10279.2$$

Valori exp.conform tabelului A2-1

r patrat : 1

Coef. de corel. r : 1

Abaterrea standard : 0

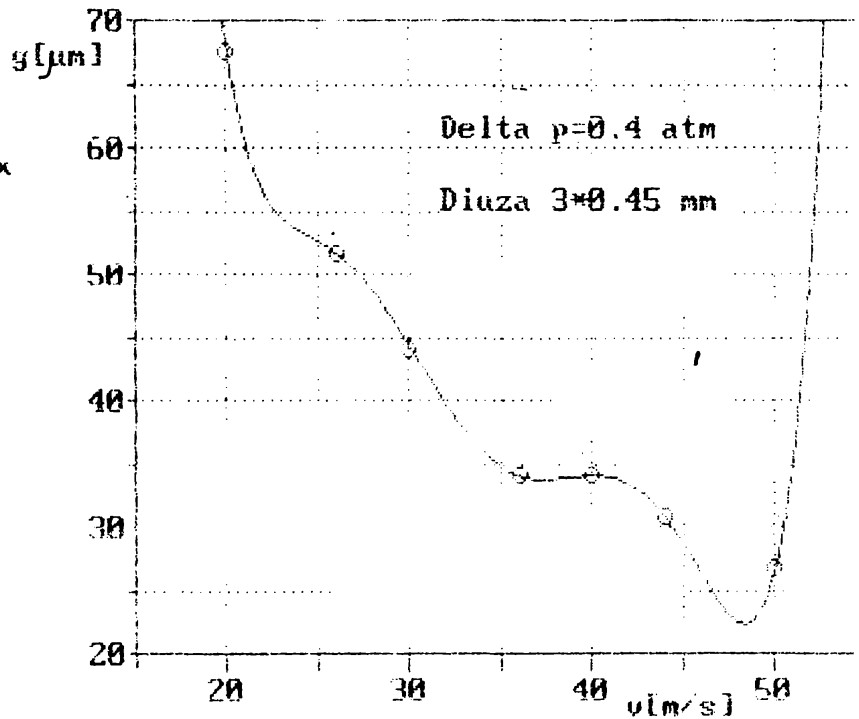


Fig. 3.27.

devine : $y = 1369,4 \cdot z - 1,2755$ (3.23) iar $r = 0,9962$, fiind reprezentata in Fig. 3.28.

Regresie liniara :

$$y = 1369,4x - 1,2755$$

Valori experimentale conform tab. A2-1 dupa liniarizarea functiei

r patrat : .992503

Coef. de corel. r : .996244

Abaterrea standard : 1.86409

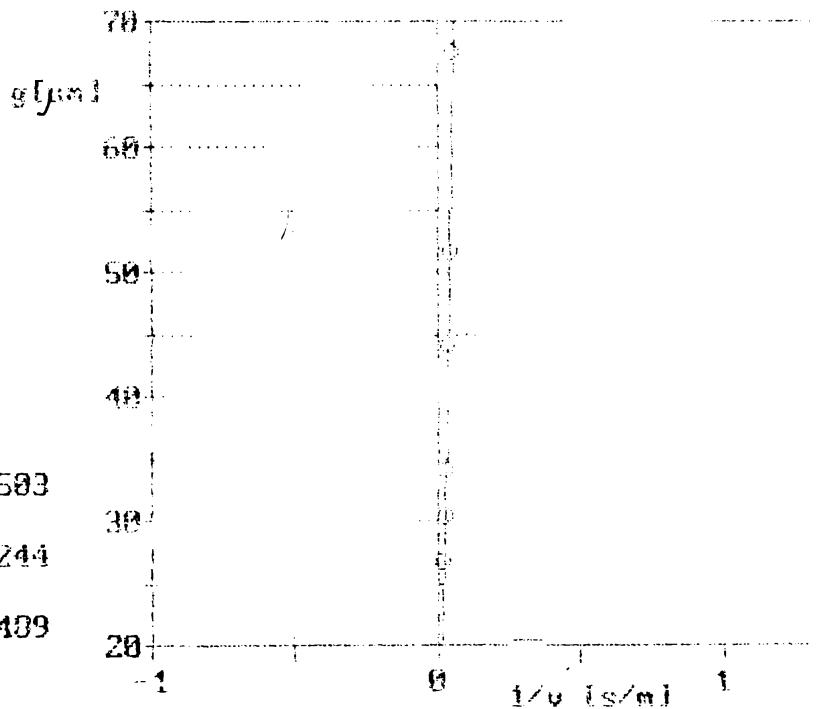


Fig. 3.28.

Pentru confirmarea justetei alegerii acestei ipoteze se utilizeaza in mod curent criteriul F ($F = \frac{s_2^2}{s_1^2}$ unde s_2^2 caracterizeaza imprastierea in interiorul sistemelor, iar s_1^2 este dispersia ce caracterizeaza variatia valorilor y in jurul liniei de regresie). Acesta se calculeaza cu relatiile (6.3.39) si (6.3.70) din [88], rezultind o valoare inferioara celei tabelare, $F_{(0,95; 4; 174)}$; intr-adevar, pentru probabilitatea $P = 0,95$ si gradele de libertate $f_1 = N - K = 174$ si $f_2 = K - 2 = 4$, rezulta $F = 5,653$ care este mai mare decit valoarea calculata $F = 2,324$. Prin urmare, ipoteza ca punctele care au ca si ordonata grosimea benzilor iar ca abscisa inversul vitezei de rotire se grupeaza intimplator in jurul dreptei corespunzatoare relatiei (3.24), este corecta.

In conditiile utilizarii altor dimensiuni ale fantei, modificarea grosimii benzilor devine relevanta (Anexa 2 Tabelul A2 -1)

Pentru lungimi ale fantei de 8 mm si latimi de 0,35 mm prelucrarile matematice (conform algoritmului de mai sus) au condus la legea functionala grosime - viteza de forma:

$$y = 1187,66 \cdot x^{-1,0187} \quad (3.24) , \text{ reprezentata in}$$

Fig. 3.29.

Regresie geometrica :

$$y = 1167,7 \cdot x^{-1,0141}$$

Valori exp. conform tabelului A2'-1

r patrat : .995991

Coef. de corel. r : .997994

Abaterea standard : .000508

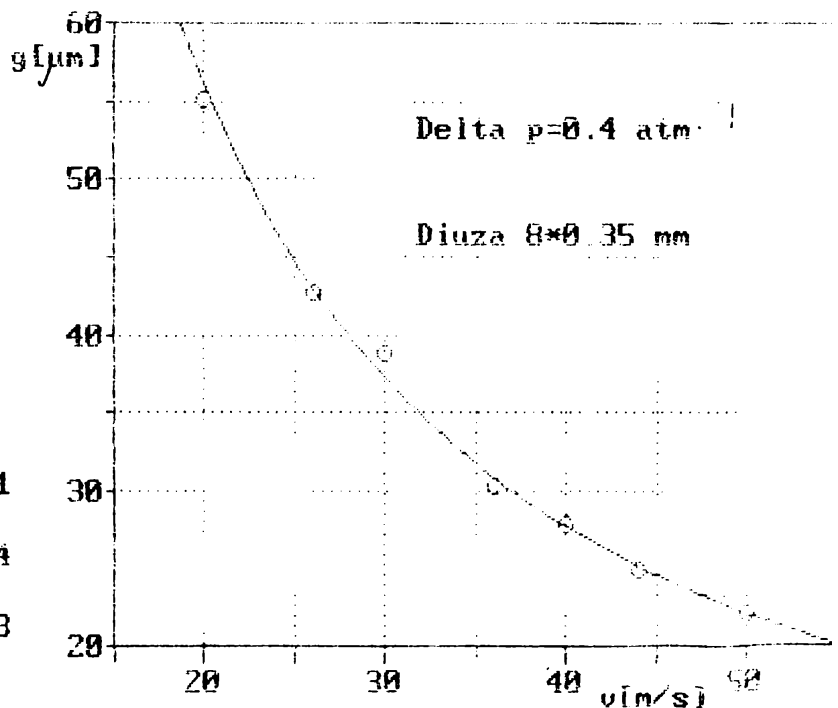


Fig. 3.29.

Celelalte date statistice sînt prezentate în Tabelul A2' -2. Coeficientul de corelație al ecuației are valoarea $r_1 = 0,99813$, fiind superior coeficientului de corelație al regresiei liniare (reprezentată în Fig. 3.30.) a cărei valoare este 0,969.

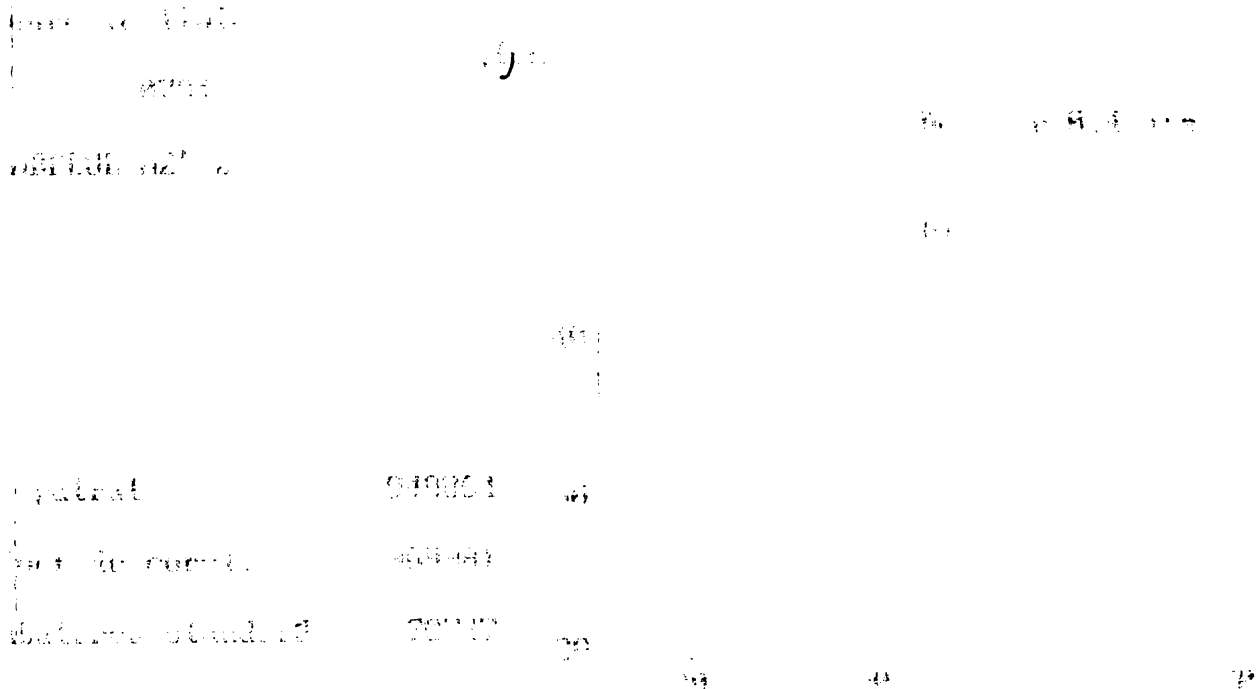


Fig. 3.30.

Referitor la calitatea suprafeței experimentările au confirmat existența a două limite între care se asigură benzi competitive. Sub o viteză critică inferioară, benzile sînt fragile, se rup ușor, fiind uneori și parțial cristalizate; pentru cazurile de față, vitezele critice inferioare sînt: $v = 22$ m / s, respectiv $v = 18$ m / s. Peste un anumit prag benzile prezintă un grad de porozitate ridicat, "se destramă" în fire neregulate. Pentru situațiile de mai sus, aceste limite ale vitezei s-au situat la $v = 36$ m / s respectiv 40 m / s.

b. Influența suprapresiunii Δp

În vederea determinării influenței suprapresiunii asupra grosimii benzilor, experimentările s-au efectuat în următoarele condiții:

- temperatura topiturii: $T_t = T_f + 100$ °C;
- viteza de rotație a rolei: $v = 36$ m / s;
- dimensiunile fantei duzei: $l \times L = 8 \times 0,35$ mm;
- distanța duza - rola: $h_d = 0,5$ mm.

Experimentările s-au efectuat pe sarje elaborate din aliajul 6P

Metoda de abordare statistică este aceeași ca la punctul a.

In Anexa 3 (Tabelul A3 - 1) sint prezentate valorile experimentale ordonate pentru presiuni aplicate topiturii de : 1,15; 1,3; 1,5; 1,7; 1,9; 2,1 atm.

Considerind regresia liniara s-a determinat intensitatea legaturii precum si ecuatiile dreptei (Fig. 3.31.)

Regresie liniara :

$$y = 32.6309x + 15.4218$$

Tabelul A3-2

r patrat .985032
 Coef. de corelatie. .992488
 Abaterea standard : 2.63757

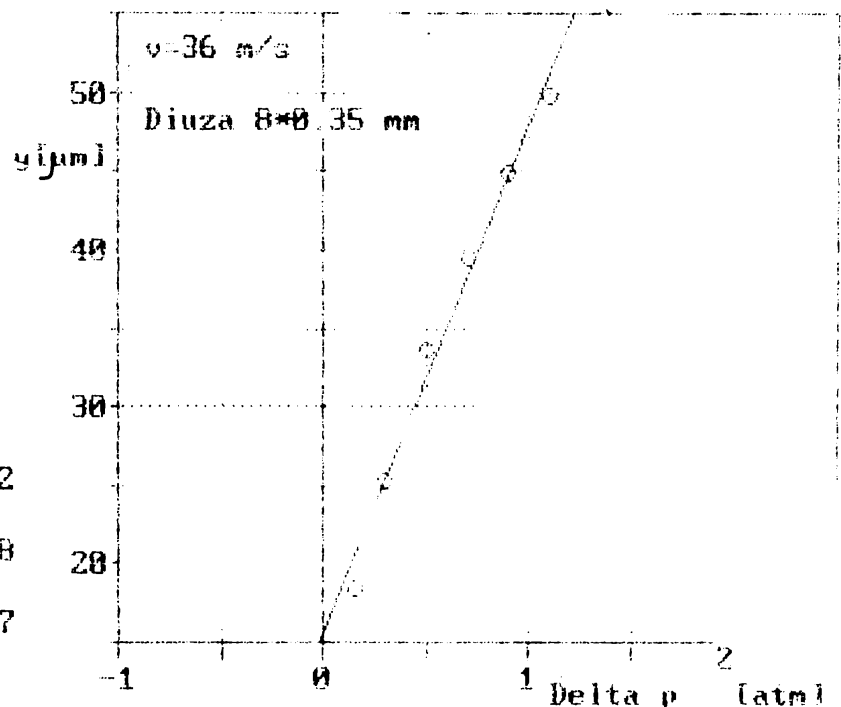


Fig. 3.31.

Aplicind o regresie de tip geometric, ecuatiile rezultate:

$$y = 47,2863 \cdot x^{0,5009} \quad (3.25) ,$$

se poate aproxima cu o functie radical de ordinul doi:

$$y = 47,2863 \sqrt{x} \quad (3.25')$$

Reprezentarea grafica a acestei functii radical este prezentata in Fig. 3.32. Se poate observa, fara putinta de tagada, aproximarea superioara a regresiei geometrice, comparativ cu cea liniara.

Intr-adevar coeficientul de corelatie calculat pentru regresia

de tip geometric care are valoarea

$$r = 0,999$$

este superior celui rezultat in cazul considerarii regresiei liniare unde r are valoarea:

$$r = 0,992$$

Verificarea ipotezei ca linia de regresie a grosimii benzilor in raport cu suprapresiunea aplicata Δp este o functie de tipul $y = a \sqrt{x}$, se face asa cum s-a aratat si in cazurile precedente analizate cu ajutorul criteriului F.

Pentru aceasta s-a procedat la trecerea functiei radical intr-o functie liniara, prin logaritmare relatii (3.25.), rezultind functia liniara

$$y = 1,9941 x - 3,3399$$

a carei reprezentare grafica este prezentata in Fig. 3.32.

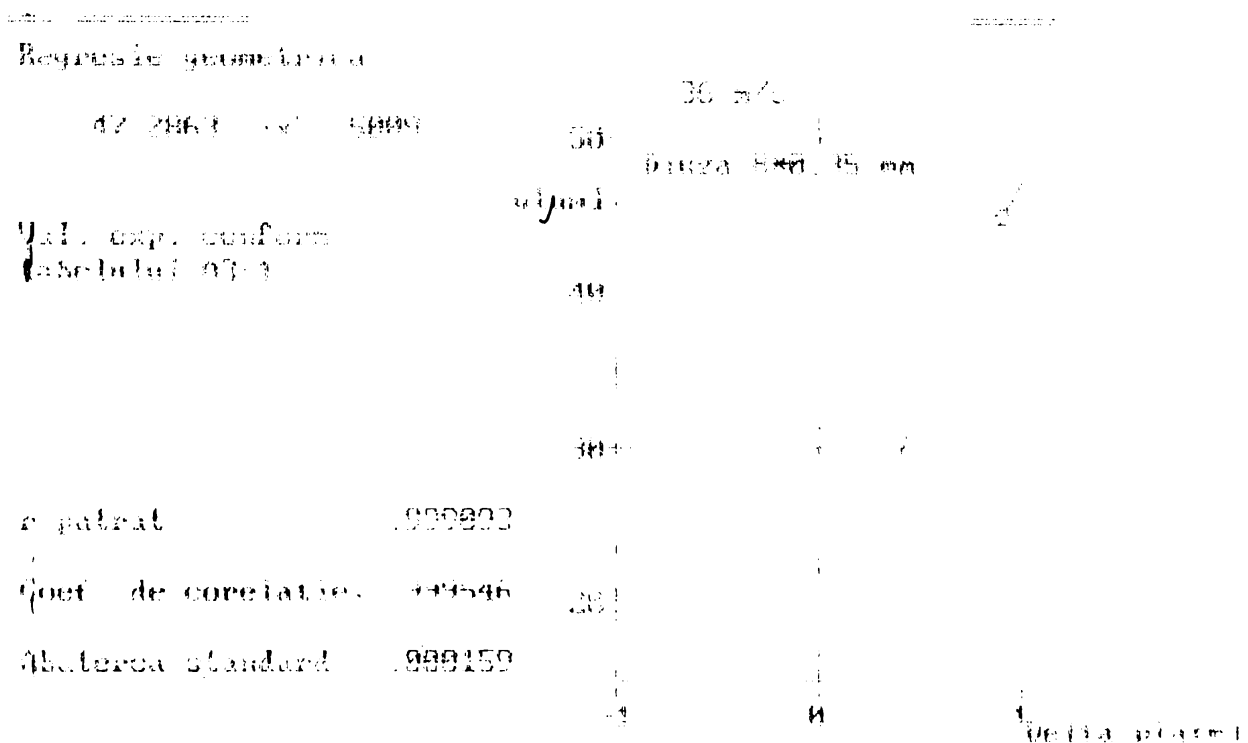


Fig. 3.32.

Valoarea F calculata este inferioara celei tabelare confirmandu-se ipoteza neliniaritatii legii functionale analizate.

Regresie liniara :

$$y = 1.9941x - 3.3399$$

Valori experimentale
conform tabelului
47-1, logaritmate
pentru liniarizarea
functiei

$\lg y$
 $[\mu\text{m}]$

r^2 (coef. de corel.) $.999987$
Coef. de corel. r $.9999943$
Abaterca standard $.00012$

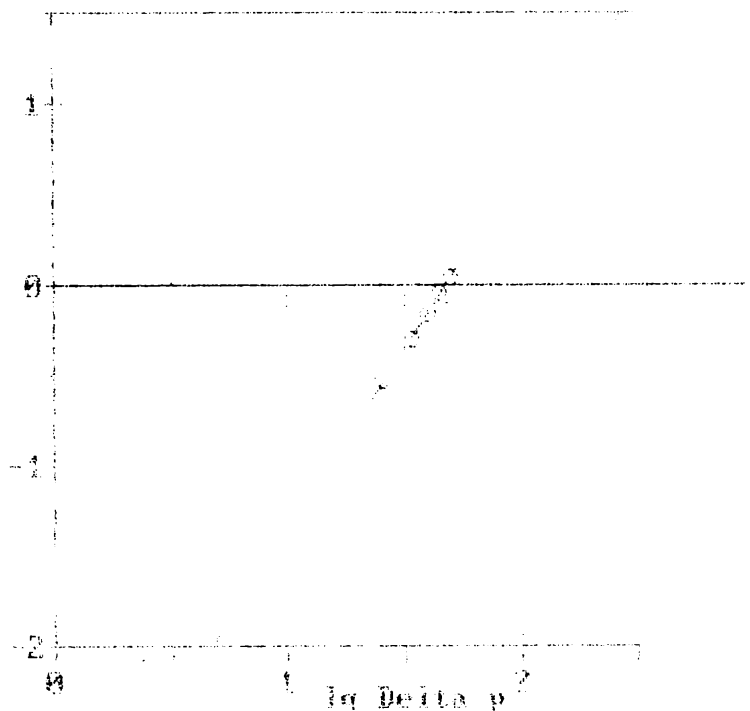


Fig. 3.33.

Analizind domeniul suprapresiunilor care asigura benzi calitative s-a observat experimental ca sub 0,2 atm curgerea prin fanta nu este uniforma pe toata lungimea ei, rezultind benzi de latimi inferioare celei prescrise ca urmare a rezistentei hidraulice marite la marginile fantei. Aplicarea unei presiuni superioare valorii de 1,9 atm, conduce la grosimi si fragilitati ridicate ce face benzile utilizabile.

Este de asteptat, si experimentarile au confirmat acest lucru, ca aceste limite critice sa se modifice sensibil prin modificarea parametrilor de proces.

c. Influenta temperaturii de turnare a topiturii

Temperatura influenteaza viscozitatea dupa o lege exponentiala [11, 12] si alaturi de compozitia chimica joaca un rol important in asigurarea unui anumit debit la turnare. O viscozitate initiala ridicata (benefica sub raportul amorfizarii) ingreuneza procesul de elaborare; in cazul scaderii viscozitatii s-au constatat probleme deosebite referitoare la vitrifierea aliajului.

Analiza experimentală a influentei temperaturii in procesul de elaborare este dificil de efectuat. Principalele probleme au aparut ca urmare a existentei unui gradient de temperatura, pe lungimea creuzetului datorita modalitatii de incalzire si de construire a creuzetului (Fig. 3.34.).

Se observa ca temperatura masurata cu termocupla (zona A pe

figura) va fi superioara celei din zona duzei (notata cu B pe figura)

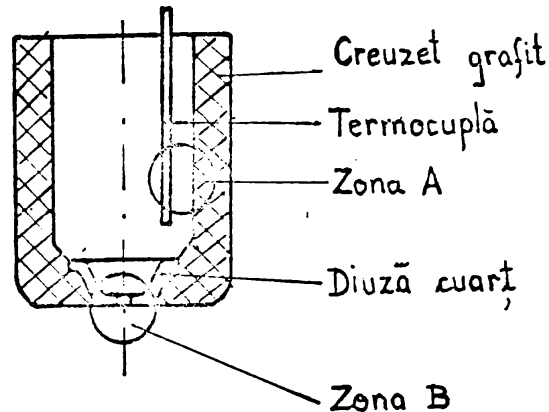


Fig. 3.34. Variatia temperaturii pe sectiunea creuzetului

S-au masurat diferente de temperatura de pina la 80 °C între aceste doua zone. Prin urmare exista riscul ca neefectuind o supraincalzire corespunzatoare topitura "sa inghete" in duza. De aceea valorilor temperaturii de turnare a topiturii masurate cu termocupla li s-a aplicat o corectie de aproximativ 50 °C intrucit intereseaza temperatura din zona duzei.

Experimentarile s-au efectuat la temperaturi superioare punctului de fuziune al aliajului cu 50 ; 100; 150 ; 200 °C. Peste aceasta valoare s-a constatat ca racirea materialului este necorespunzatoare; transferul termic între baia de metal si rola de racire este ingreunata (coeficientul Prandtl $Pr \sim 1$) si astfel banda paraseste rola înainte de a fi solidificata complet.

Marimile celorlalti factori s-au ales la valorile:

- suprapresiunea aplicata : $\Delta p = 0,4 \text{ atm}$
- viteza de rotire a rolei: $v = 36 \text{ m / s}$;
- dimensiunile fantei duzei: $l \times L = 8 \times 0,35 \text{ mm}$;
- distanta duza - rola : $hd = 0,5 \text{ mm}$.

Experimentarile s-au efectuat pe sarje din aliajul 6P. Rezultatele masuratorilor sint prezentate in Tabelul A4 - 1, Anexa 4. Prelucrarile matematice au condus la dreapta de regresie:

$$y = 26,45 + 0,044533 \cdot x \quad (3.26)$$

(dreapta reprezentata grafic in Fig. 3.35.) cu un coeficient de corelatie destul de scazut, $r = 0,856$. Toate celelalte incercari de a asimila aceasta dependenta cu o functie intilnita in practica industriala nu au dat rezultate satisfacatoare; functia matematica care "trece" prin toate punctele reprezentate este o functie polinomiala de gradul trei asa cum rezulta si din Fig. 3.36.

Se presupune liniara

$$y = 0.045x + 26.45$$

Tabelul A4-2

r² patrat : 0.9911
 Coef. de corelatie : 0.9954
 Abaterea standard : 1.50122

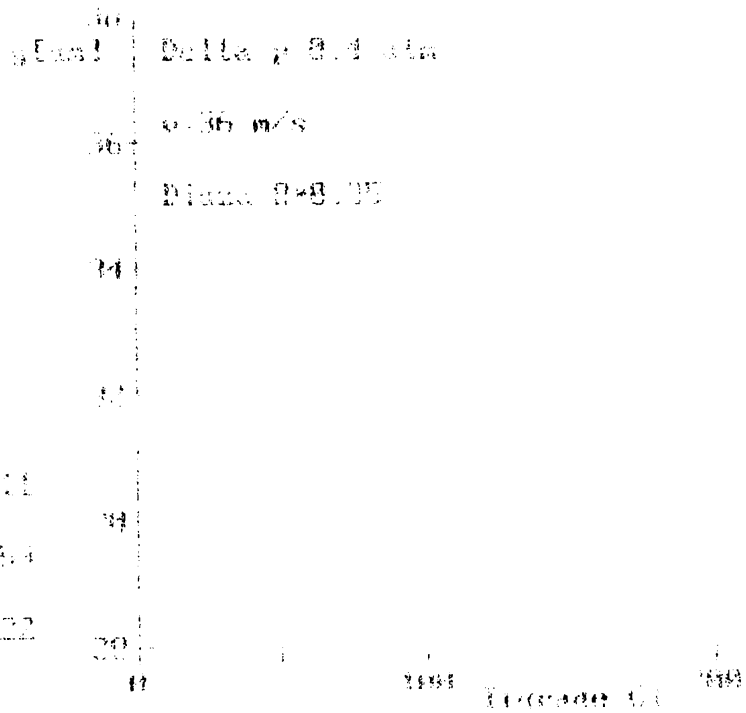


Fig. 3.35.

Regresie polinomiala :
 $y = 0x^3 - 0.0021x^2 + 1957x + 24.2667$

Val.exp. conform
 tabelului A4-1

r² patrat : 1
 Coef. de corel. r : 1
 Abaterea standard : 0

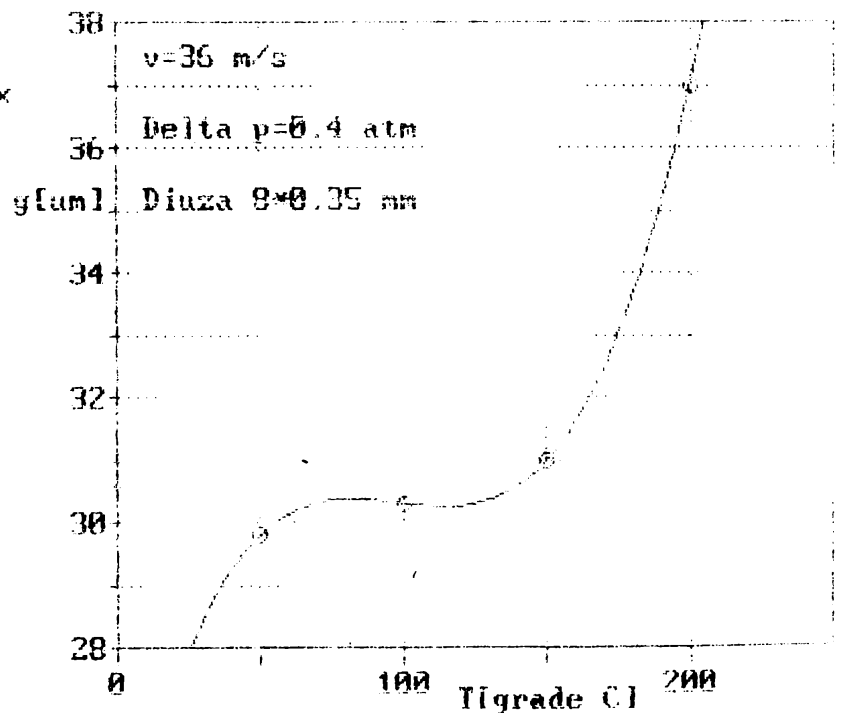


Fig. 3.36.

Tinind cont si de faptul ca mare parte din experimentarile efectuate la $\Delta T = 200$ °C au fost compromise ca urmare a transferului termic necorespunzator, s-a renuntat la aceste masuratori trasindu-se graficul regresiei liniare in noile conditii (Fig. 3.37.)

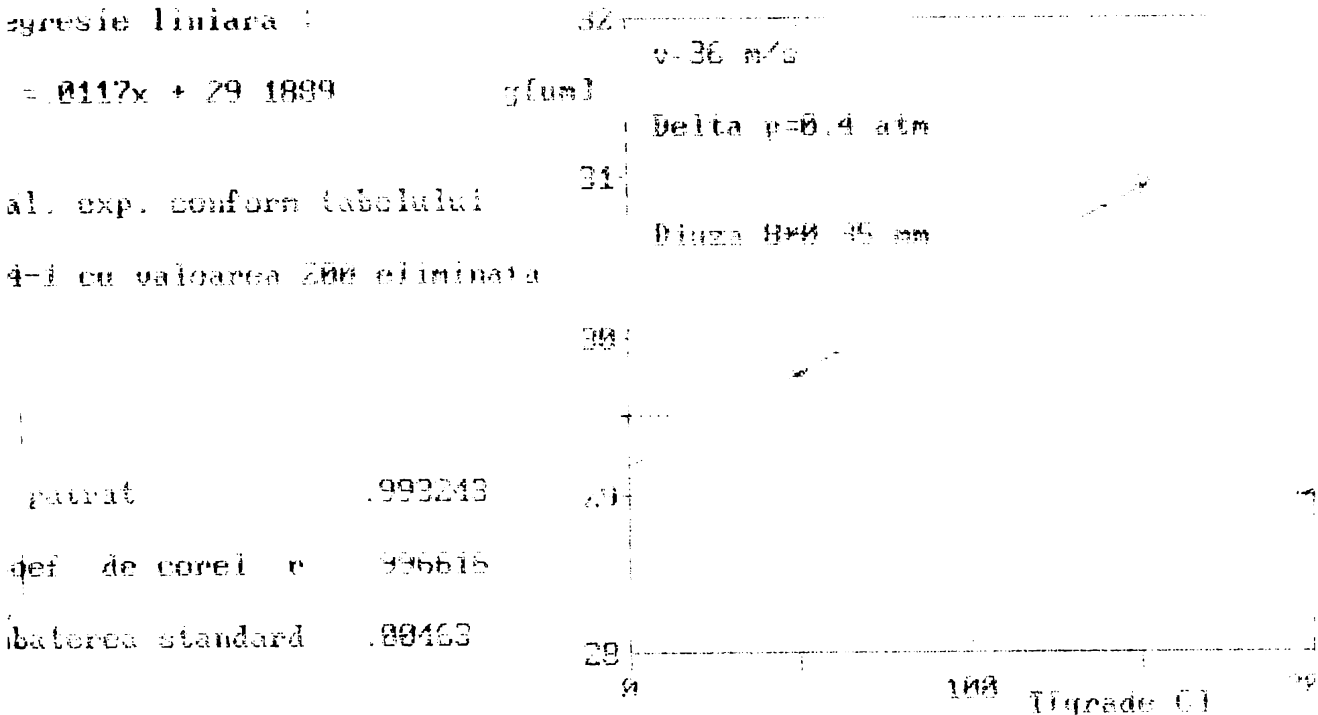


Fig. 3.37.

Deși rezultatele sînt superioare cazului precedent, numărul mic de loturi analizate, dificultățile constatate în privința masuratorilor de temperatura care pot genera erori, nu au permis aprecierea tipului de corelație existent între aceste două marimi. De aceea, în cadrul experimentarilor, s-a acceptat o valoare orientativă

de 100 - 150 °C peste temperatura de fuziune. Aceasta, s-a determinat utilizînd pirometrul optic cu dispariția filamentului precum și un piometru termoelectric cu termocupla Pt10 Rh - Pt pe toate aliajele experimentale. Valorile medii ale masuratorilor sînt prezentate în Tabelul 3.14.

Tabelul 3.14.

Aliaj	1B	1P	2P	3P	5P	6P	7P	10P	11P
T _f , °C	1120	910	1060	960	1000	915	940	970	950

d. Influenta latimii fantei

Dimensiunile fantei joaca un rol important în stabilirea grosimii benzilor ca urmare a posibilitatilor de reglare a debitului metalului topit. Limitele admise pentru obținerea structurii amorphe și

a unei calitati corespunzatoare a benzilor, desi dependente de ceilalti parametri se pot aprecia ca fiind de 0,3 mm respectiv 0,8 mm.

Mentinind parametrii de proces la valorile:

- temperatura topiturii: $T_t = T_f + 100 \text{ }^{\circ}\text{C}$;
- viteza de rotire a rolei: $v = 36 \text{ m/s}$;
- suprapresiunea aplicata: $\Delta p = 0,2 \text{ atm}$; $p = 0,4 \text{ atm}$;
- distanta duza - rola: $hd = 0,5 \text{ mm}$.

si modificind dimensiunile latimii fantei la valorile 0,35 ; 0,45; 0,6; 0,8 s-au obtinut valorile grosimii benzilor aratate in Anexa 5, Tabelele A5' - 1 respectiv A5 - 1 (corespunzatoare celor doua variante ale suprapresiunii).

Dupa eliminarea valorilor aberante, s-au obtinut dreptele de regresie :

$$y = 118,489 x - 14,4531 \quad (3.27) \quad \text{respectiv}$$

$$y = 63,1014 x - 0,3225 \quad (3.28)$$

reprezentate in Fig. 3.38. si 3.39.

Regresie liniara :

$$y = 118,489x - 14,5431$$

TABELUL A5-2

r patrat : .979132

Coef. de corel. r : .989511

Abaterea standard : 17.205

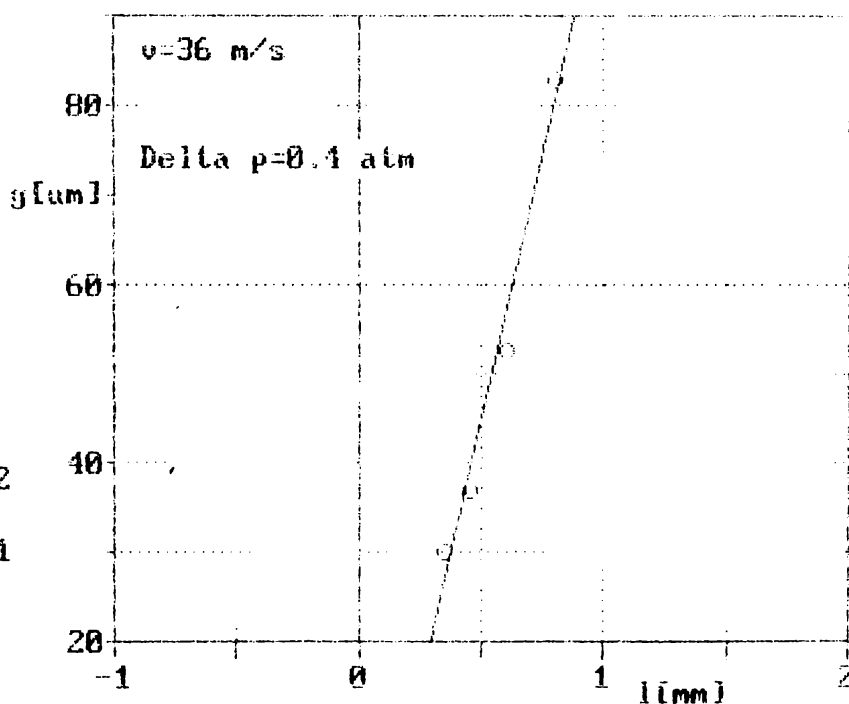


Fig. 3.38.

Ipoteza liniaritatii acestor curbe de regresie este confirmata cu ajutorul criteriului F.

Regresie liniară :

$\rho = 1014x - 3229$

TABELUL A5/2

patrat	.009187
Coef. de corelație r	.999193
Abateri standard	186.356

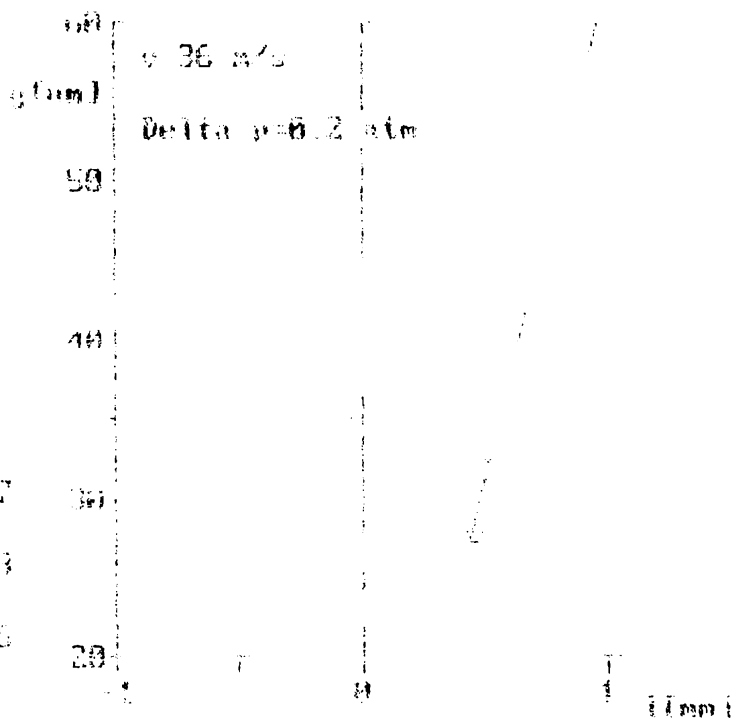


Fig. 3.39.

e. Influenta distantei duza - rola de racire

Tehnica de elaborare abordata are ca elemente de baza forma fantei duzei si limitarea distantei dintre creuzet si rola de racire. La valori ale distantei de peste 1 mm pe suprafata rolei se creeaza "un rezervor de lichid" (Fig. 3.40.) foarte instabil, ca urmare a

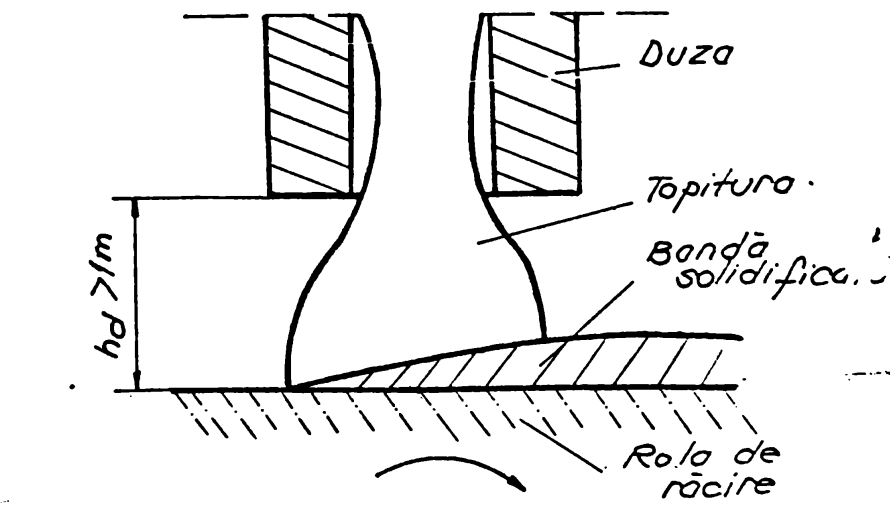


Fig.3.40. Formarea rezervorului de topitura

rotatiei rolei de racire. Acest rezervor are ca efect reducerea latimii benzilor si neuniformitati ale acestora. In schimb, la valori ale distantei mai mici de 0,2 mm exista riscul distrugerii duzelor ca urmare a unor impuritati de material depus pe rola, a unor vibratii ale sistemului de antrenare, etc. Rezultate mai bune la elaborare si siguranta mai mare in functionare in timpul procesului s-au obtinut prin modificarea bazei creuzetului de maniera prezentata in Fig. 3.41. unde se poate observa existenta unui prag in fata fantei.

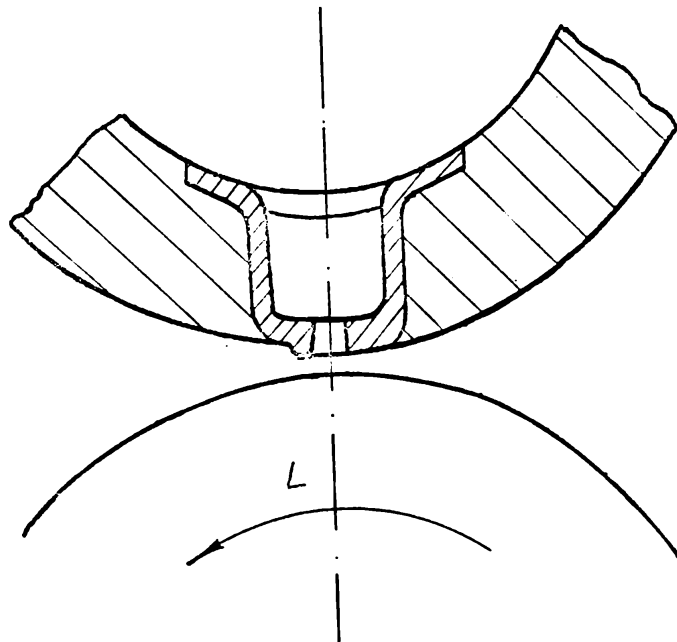


Fig. 3.41. Modificarea bazei creuzetului

Pentru diferite distante h_d (0,2; 0,5; 0,8; 1 mm) s-au efectuat experimentari pe sarje din aliajele 5P si 6P mentinand ceilalti parametri la valorile

- temperatura topiturii: $T_t = T_f + 100$ °C;
- viteza de rotire a rolei: $v = 36$ m / s;
- suprapresiunea aplicata : $\Delta p = 0,2$ atm; $\Delta p = 0,4$ atm;
- dimensiunea fantei: $l \times L = 8 \times 0,35$ mm; $l \times L = 10 \times 0,8$ mm

Rezultatele experimentale in urma prelucrarilor statistice, sint trecute in Anexa 6 , Tabelele A6 - 1, A6 -1 . Pentru fiecare esantion se observa ca valorile se grupeaza in jurul unor drepte a caror parametri determinati cu relatiile cunoscute, conduc la ecuatiile :

$$y = 11,6867 x + 25,1614 \quad (3.29)$$

$$y = 12,615 x + 44,1253 \quad (3.30)$$

reprezentate in Fig. 3.42. respectiv 3.43.

Regresie liniara :

$$y = 11.6867x + 25.1614$$

TABELUL A6-2

r patrat : .979136

Coef. de corel. r : .989513

Abaterea standard : .42199

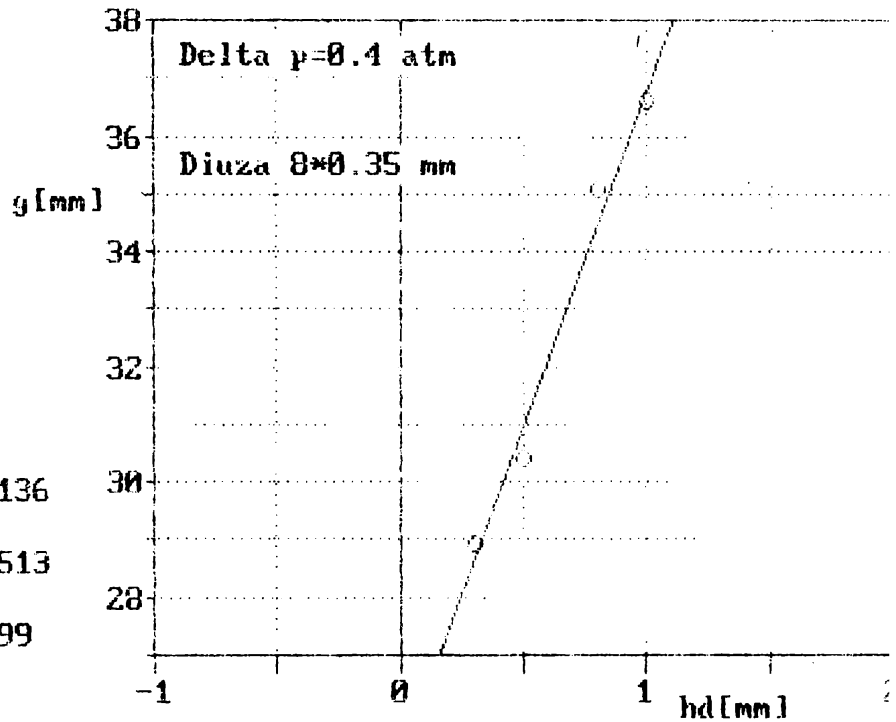


Fig. 3.42.

Regresie liniara :

$$y = 11.615x + 40.1253$$

Tabelul A6' 1

Coeficientul de corelatie $r = 0.9579$

Abaterea medie standard 2.96991

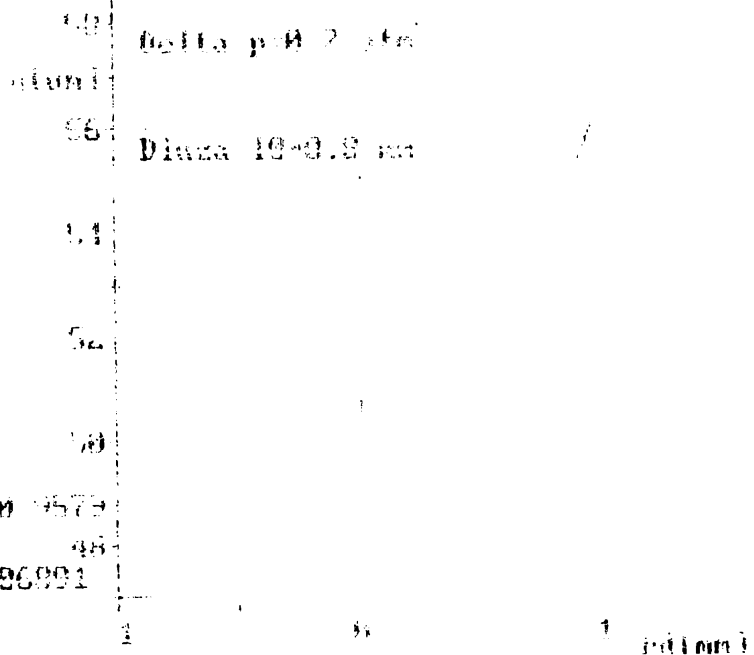


Fig. 3.43.

Coeficientii de corelatie determinati (Anexa 6, Tabelele A6-2 și A6' - 2), exprima o intensitate ridicata, iar criteriul F ne confirma ipoteza dreptelor de regresie.

f. Influenta altor factori asupra geometriei benzilor

In afara parametrilor analizati mai sus, procesul de elaborare este afectat si de alti factori neluati in considerare. In sprijinul acestor afirmatii sint si observatiile referitoare la o calitate mai scazuta a benzilor (neuniformitati dimensionale, margini zdrentuite, pori, etc.) chiar si in conditiile optimizarii parametrilor tehnologici enuntati.

Neputind fi cuantificati in relatii matematice acestor factori "perturbatori" li s-a limitat aria de actiune, prin introducerea unor masuri de precautie suplimentare:

- eliminarea vibratiilor sistemului de lucru atit a componentelor aflate in miscare cit si a intregului ansamblu;
- asigurarea unei calitati superioare a suprafetei de turnare a rolei de racire; neregularitatile prezente accidental, zgirieturile, denivelarile, altereaza drastic calitatea, forma si dimensiunile benzilor;
- reducerea stratului gazos format de rola de racire in miscarea de rotatie intrucit curentul de aer rezultat perturba puternic procesul de formare al benzilor; una din solutii consta in aplicarea unor ecrane de protectie plasate in jurul rolei de racire.

*

* * *

Prin urmare, analiza separata a influentei fiecarui parametru asupra grosimii benzilor a pus in evidenta in majoritatea cazurilor o corelatie de tip liniar sau care poate fi adusa la aceasta forma.

Din aceste motive se poate accepta ca, corelatia multipla care exprima dependenta grosimii benzilor y de viteza rolei x_1 , de suprapresiunea aplicata topiturii x_2 , de temperatura de turnare x_3 , de latimea fantei x_4 , de distanta duza - rola x_5 este de asemenea liniara. Ecuatia regresiei liniare se scrie:

$$y = a_0 + a_1x_1 + a_2x_2 + a_3x_3 + a_4x_4 + a_5x_5 \quad (3.31)$$

Coeficientii de regresie $a_0 \dots a_5$ arata ponderea pe care o are influenta fiecarei caracteristici factoriale asupra variatiei caracteristicii y . Coeficientii se determina cu ajutorul metodei celor mai mici patrate: dispersia abaterilor valorilor observate y , fata de valorile determinate pe baza ecuatiei de regresie $y = a_0 + a_1x_1 + a_2x_2 + a_3x_3 + a_4x_4 + a_5x_5$

sa fie minima, adica:

$$M [y - a_0 - a_1x_1 - a_2x_2 - a_3x_3 - a_4x_4 - a_5x_5]^2 = \min \quad (3.32)$$

Anulind derivatele partiale ale expresiei (3.32) in raport cu parametrii $a_0 \dots a_5$, rezulta un sistem de sase ecuatii cu sase necunoscute prin a carui rezolvare, cu ajutorul unui program de

calcul, permite dezvoltarea ecuatiei regresiei multiple:

Se calculeaza solutia sistemului liniar de ecuatii de forma:

$$\sum a(i,j)*x(j) = b(j)$$

$$\begin{bmatrix} 40 & 1428 & 15.65 & 4500 & 18.05 & 21.6 \\ 1428 & 52312 & 558.60 & 160800 & 644.30 & 771.60 \\ 15.65 & 558.60 & 7.3524 & 1765 & 6.57 & 8.34 \\ 4500 & 160800 & 1765 & 535000 & 2020 & 2450 \\ 18.05 & 644.30 & 6.57 & 2020 & 9.16 & 9.85 \\ 21.60 & 771.60 & 8.34 & 2450 & 9.85 & 12.40 \end{bmatrix} * \begin{bmatrix} x(1) \\ x(2) \\ x(3) \\ x(4) \\ x(5) \\ x(6) \end{bmatrix} = \begin{bmatrix} 1550.38 \\ 53781.30 \\ 616.15 \\ 175473 \\ 753.30 \\ 846.10 \end{bmatrix}$$

Vectorul solutie este : $x = \begin{bmatrix} 25.4581 \\ -1.7795 \\ 35.5345 \\ 0.05898 \\ 69.8385 \\ 6.11284 \end{bmatrix}$

Ecuatia regresiei multiple este :

$$Y=25.481-1.7795*X1+35.5345*X2+0.05898*X3+69.8385*X4+6.11284*X5$$

Restrungind influenta temperaturii (prin renuntarea la valorile pentru $T = 50^{\circ}C$ si $T = 200^{\circ}C$), ecuatia va deveni:

$$\sum a(i,j)*x(j) = b(j)$$

$$\begin{bmatrix} 38 & 1356 & 14.85 & 4250 & 17.35 & 20.4 \\ 1356 & 49720 & 529.80 & 151800 & 619.10 & 728.40 \\ 14.85 & 529.80 & 7.0324 & 1665 & 6.29 & 7.86 \\ 4250 & 151800 & 1665 & 492500 & 1932.5 & 2300 \\ 17.35 & 619.10 & 6.29 & 1932.5 & 8.91 & 9.43 \\ 20.40 & 728.40 & 7.86 & 2300 & 9.43 & 11.68 \end{bmatrix} * \begin{bmatrix} x(1) \\ x(2) \\ x(3) \\ x(4) \\ x(5) \\ x(6) \end{bmatrix} = \begin{bmatrix} 1483.58 \\ 51376.50 \\ 589.43 \\ 166583.3 \\ 729.85 \\ 806.01 \end{bmatrix}$$

Vectorul solutie este : $x = \begin{bmatrix} 24.6934 \\ -1.1788 \\ 35.6642 \\ 0.06565 \\ 70.1302 \\ 5.80094 \end{bmatrix}$

Ecuatia regresiei multiple este :

$$Y=24.6934-1.1788*X1+35.6642*X2+0.06565*X3+70.1302*X4+5.80094*X5$$

Din prezentarea acestor ecuatii rezulta ca ponderea cea mai mare asupra grosimii o are latimea fantei urmata de suprapresiunea aplicata topiturii; este aproape insignifiant rolul jucat de temperatura topiturii iar influenta vitezei de racire in domeniul de valori ce trebuie sa asigure amorfizarea este redusa si negativa.

Comparind rezultatele experimentale cu cele calculate (prin efectuarea diferentelor - Anexa 7) se constata ca relatia de calcul da foarte bune rezultate pentru majoritatea cazurilor mai putin pentru cele situate la extremitatea domeniilor valorilor parametrilor procesului tehnologic.

Se poate aprecia deci, ca ecuatiile de regresie (3.34) permite cu rezultate apreciabile determinarea grosimii benzilor in functie de parametrii tehnologici alesi.

3.4. Prelucrarea termica a aliajelor amorfe elaborate

Tehnologia de elaborare utilizata induce in materialul metalic tensiuni interne ce le influenteaza puternic proprietatile. Reducerea nivelului acestor tensiuni, stabilizarea caracteristicilor ori inducerea anumitor proprietati (in special de natura magnetica) necesita aplicarea unor tratamente termice specifice.

Dupa scopul urmarit, tratamentele termice aplicate, sint de tipul recoacerilor simple sau speciale si de tipul imbatrindirilor. Din grupa recoacerilor speciale, se evidentiaza tratamentele termice in cimp magnetic si tratamentele termice sub efort mecanic.

Cercetarile intreprinse s-au axat, in principal, pe studiul influentei tratamentelor termice de recoacere simple si in cimp magnetic.

3.4.1. Parametrii tehnologici

Fara indoiala, principalul parametru este temperatura de incalzire. In mod uzual ea este limitata de temperatura de cristalizare T_x . (S-a intilnit o singura exceptie, in cazul in care a fost necesara obtinerea unei duritati ridicate). Se admite ca temperatura de recoacere poate atinge valori de maximum $T_x - 50$ °C. Valoarea corespunzatoare este greu de precizat, ea depinzind de mai multi factori, incepind cu conditiile tehnologice de elaborare si incheind cu caracteristica de exploatare care se urmareste a fi optimizata.

Prin urmare, temperatura de incalzire se determina pe baza unor incercari preliminare, ea fiind specifica feicarii aliaj in parte. Durata de mentinere, desi dependenta de dimensiunile benzilor si mai ales de mediul de incalzire, se alege la valori care sa asigure desavirsirea proceselor de relaxare structurala specifice recoacerilor. In cadrul experimentarilor s-au stabilit timpi de 20 - 30 min / sarja (o sarja avind masa de 0,3 - 0,5 g).

Vitezele de incalzire cu care s-a lucrat nu au depasit $30 \text{ }^{\circ}\text{C} / \text{min}$, iar cele de racire s-au situat intre 150 , si $200 \text{ }^{\circ}\text{C} / \text{min}$ ['91].

Un factor de importanta deosebita il reprezinta mediul de incalzire. Grosimile foarte mici si suprafetele mari (raportate la volum) ale benzilor contribuie la accentuarea rolului jucat de acest factor. In lipsa unor masuri de protectie a suprafetelor, degradarea produselor este galopanta; oxidarea suprafetelor modifica proprietatile magnetice si poate conduce la aparitia cristalizarii la temperaturi inferioare celei critice. Dintre solutiile cunoscute, in cadrul experimentarilor s-au aplicat tratamente termice in vid, fie utilizand ca mediu de incalzire argonul, sau impregnind benzile intr-un ulei ("marloterm") rezistent la temperaturile de lucru.

Pentru aplicarea tratamentelor termice in cimp magnetic este necesara cunoasterea temperaturii Curie a fiecarui aliaj. Incalzirea s-a efectuat la temperaturi superioare acestui punct. Cimpul magnetic realizat de o bobina de cimp s-a situat la valori de peste $1000 \text{ A} / \text{m}$ si in majoritatea experimentelor s-a aplicat pe directia longitudinala a produselor. Ceilalti parametri tehnologici nu difera semnificativ de cazul tratamentelor termice uzuale.

3.4.2. Aparatura folosita

Instalatiile pentru tratamentele termice aplicate aliajelor amorfe prezinta din punct de vedere constructiv o forma speciala dictata atat de dimensiunile produselor tratate cit si de tipul recoacerilor efectuate.

Dimensiunile de gabarit si forma lor difera radical de cele ale aparatelor intilnite in practica tratamentelor termice.

Pentru analizele de laborator, cuptoarele prezinta in sectiune forma tubulara (indicat ar fi dreptunghiulara), avind lungimi mult mai mari comparativ cu celelalte dimensiuni de gabarit. Pentru tratamentele termice ale miezurilor magnetice din aliaje metalice amorfe, forma utilajelor isi pastreaza sectiunea dreptunghiulara, lungimea fiind aleasa in functie de volumul sarjei si de dimensiunile pieselor. Aceste constrangeri sint impuse de multiple considerente ce tin de utilizarea mediului de incalzire de reducerea pierderilor de energie, de simplificarea sistemului de incalzire.

Un alt aspect urmarit este masurarea cu precizie a temperaturii de lucru. Orice depasire a valorilor stabilite cu doar citeva grade poate compromite tratamentul termic conducind astfel, la degradarea materialului. Determinarea acestui parametru s-a efectuat cu pirometre termoelectrice constituite dintr-o termocupla Fe - Constantan si un milivoltmetru digital.

In cazul recoacerilor in cimp magnetic, este necesar ca forma exterioara a aparatelor sa fie circulara (asigurindu-se un intrefier redus) iar sistemul de incalzire sa nu dea nastere la alte cimpuri magnetice decit cele dorite.

Satisfacerea acestor conditii a condus la realizarea mai multor solutii constructive. Pentru tratamente termice de tipul recoacerilor șimple o astfel de varianta este prezentata in Fig. 3.44.

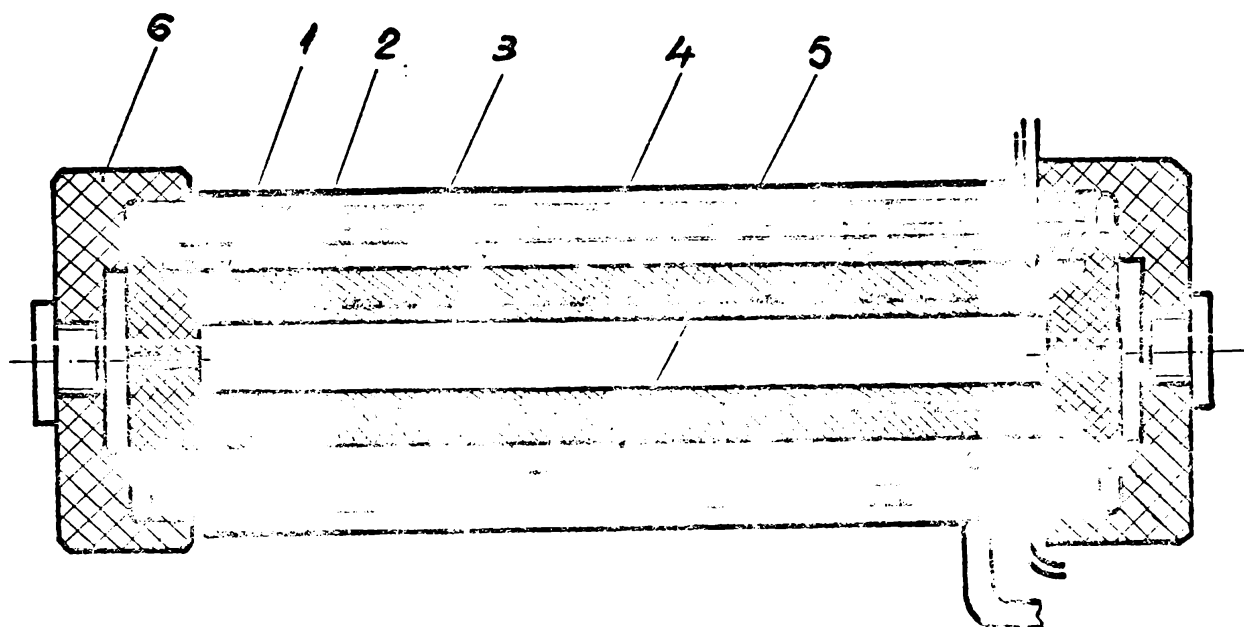


Fig. 3.44. Solutia constructiva a cuptorului pentru tratamente termice șimple 1 - incinta; 2 - rezistenta electrica; 3 - straturi izolatoare; 4 - sistem de racire cu apa; 5 - termocupla; 6 - capac.

Incinta de incalzire este un tub de ceramica peste care s-a infasurat antiinductiv elementul de incalzire (banda de constanatan) Ca sursa de alimentare s-a utilizat un variator de tensiune. Pentru a reduce pierderile de caldura catre exterior si a avea o inertie termica ridicata (necesara asigurarii unei raciri lente) intre mantaua exteriora si tubul de ceramica s-au dispus mai multe straturi izolatoare. Dupa cum se observa cuptorul este prevazut la exterior cu un sistem de protectie care poate functiona si ca sistem de racire in cazul tratamentelor termice in cimp magnetic (in acest caz circulind prin el apa), fie ca "strat" suplimentar prin care se reduc pierderile termice.

Cuptorul (a carui realizare constructiva este prezentata in Fig. 3.45.) poate functiona in pozitie orizontala sau verticala, modul de fixare a probelor necreind dificultati. Ca mediu de incalzire (protectie) se introduce argon sau se utilizeaza uleiurile minerale rezistente la temperaturi ridicate (pina la 500 ° C).

La realizarea tratamentelor termice șpeciale se utilizeaza acelasi tip de cuptor la care se ataseaza o bobina de cimp. Cu ajutorul acestei instalatii se pot efectua recoaceri in cimp magnetic longitudinal precum si recoaceri sub efort mecanic, cuptorul fiind dotat in acest scop cu un sistem de tensionare a pieselor.

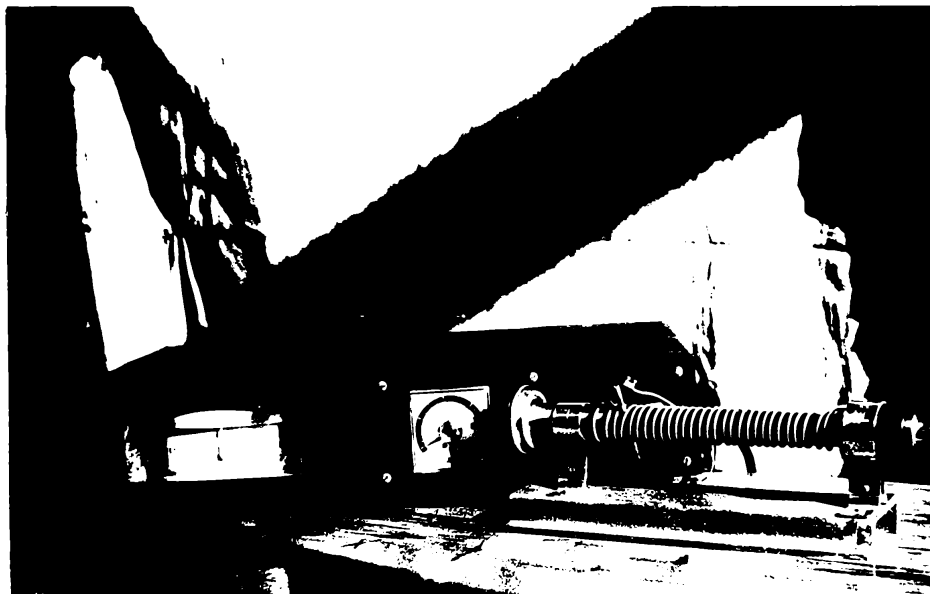


Fig. 3.45. Cuptor pentru tratamente termice aplicate aliajelor amorfe

Ca urmare a existentei riscului "strapungerii termice" in zona de inceput a infasurarii rezistorilor datorita diferentei ridicate de tensiune, s-a impus necesitatea modificarii modalitatii de dispunere a elementelor de incalzire. Solutia adoptata a constat in infasurarea rezistorilor dispunandu-i paralel cu axa longitudinala a cuptorului.

In consecinta, se poate afirma ca:

- regimurile de tratament termic s-au stabilit pe cale experimentală tinind cont de :

- a). caracteristici ale aliajului tratat termic (temperatura de cristalizare, dimensiuni)
- b). volumul sarjei
- c). scopul urmarit

- temperatura de incalzire, durata de mentinere si mediul de incalzire sint parametri de maxima importanta orice nerespectare a valorilor stabilite conducind la compromiterea aliajelor tratate termic;

- in cadrul experimentarilor nu s-a constatat infuente semnificative asupra proprietatilor de catre vitezele de incalzire si racire considerindu-se astfel, prea limitative domeniile recomandate de literatura;

- influenta tratamentelor termice efectuate asupra caracteristicilor fizice ale aliajelor elaborate este prezentata in capitolul urmat; se mentioneaza doar ca prin aplicarea tratamentelor termice in cimp magnetic s-au obtinut performante magnetice in medie cu 20 % mai ridicate decit in cazul efectuarii tratamentelor termice simple;

- instalatiile de tratament termic realizate raspund cerintelor severe impuse de specificul acestei noi clase de materiale.

3.5. Concluzii

Capitolul de fata prezinta studiile si cercetarile efectuate pentru obtinerea materialelor amorse feroase. Acestea au relevat urmatoarele:

- alegerea tehnicii racirii ultrarapide cu un singur cilindru este justificata atat din punct de vedere al performantelor produselor amorse cit si al randamentului si reproductibilitatii asigurate de instalatie;

- analiza conditiilor de elaborare a reliefat ca :

- a). pentru asigurarea curgerii laminare a topiturii sint necesare mentinerea unei suprapresiuni constante si realizarea duzelor din quart prin modelare la cald si practicarea fantelor prin eroziune ultrasonica;
- b). pentru elaborarea de benzi continue este necesar ca nivelul suprapresiunii sa fie corelat in mod deosebit cu viteza de rotire a rolei;
- c). asigurarea unei structuri amorse impune conditii limita pentru viteza rolei, latimea fantei si suprapresiunea aplicata topiturii;
- d). suprapresiunea aplicata trebuie sa ia in evidenta si pierderile de presiune datorate frecarilor si pentru invingerea tensiunii superficiale;

- instalatiile de turnare continua proiectate si realizate au confirmat posibilitatile metodei de racire adoptate de a obtine aliaje metalice amorse;

- proiectul statiei pilot ce cuprinde solutii si contributii originale este recomandat pentru uzul industrial intrucit prezinta toate elementele necesare elaborarii in acest regim de lucru;

- rezultatele confirma tehnologia de elaborare aleasa ce permite utilizarea feroaliajelor; nu s-au constatat influente negative asupra amorfizarii la folosirea ca materii prime alaturi de ferofosfor chiar a otelurilor si a fontelor;

- exista posibilitatea calcularii participarii masice a elementelor chimice in functie de continutul dorit prin stabilirea unor relatii de calcul ce se considera contributii originale;

- prin aplicarea metodelor statistice ale corelatiei multiple a fost pus in evidenta faptul ca efectul predominant asupra grosimii benzilor il are latimea fantei duzelor si suprapresiunea aplicata si a fost posibila stabilirea ecuatiei regresiei multiple de determinare a grosimii in functie de principalii parametri ai procesului;

- efectuarea tratamentelor termice a necesitat proiectarea si realizarea de aparate de conceptie originale; a fost confirmata influenta parametrilor tehnologici asupra proprietatilor magnetice oferindu-se date suplimentare neintilnite in literatura de specialitate.

Capitolul IV

CARACTERIZAREA ALIAJELOR

Caracterizarea acestei noi clase de materiale metalice implica studiul structurii si determinarea principalelor proprietati.

Elementele de noutate aduse de aliajele amorfe, specificitatea data de dimensiunile lor, a implicat un efort deosebit in determinarea si interpretarea proprietatilor.

4.1. Structura

Studiul structurii amorfe a aliajelor metalice nu poate face abstractie de starea structurala inainte de amorfizare cit si dupa incalzirea lor peste temperatura de cristalizare.

4.1.1. Metode de investigatie

4.1.1.1. Microscopia optica

Esantioane din aliajele Fe -Cr -Mn -P -Si -C si Fe- B -Si -C aflate in cele trei stari structurale (cristalina pentru prealiaj, amorfa pentru aliajul racit ultrarapid si cristalizata pentru aliajul incalzit peste temperatura de cristalizare T_x) au fost pregatite in vederea analizei metalografice. Structura prealiajelor este prezentata in Fig. 4.1.1.



Fig. 4.1.1.a. Microstructura prealiajului 1B (MD x 1000)



Fig. 4.1.1.b. Microstructura prealiajului 6B (MO x 500)

In cazul aliajului pe baza de bor, 1B, se observa ca in principal structura este formata dintr-o ferita aliata cu bor si siliciu si o retea de eutectic cu precipitari fine Fe B .

3

Pentru 6B se remarca existenta unor cristale primare de Fe B in materice eutectica (Fig. 4.1.1.b.).

2

In cazul aliajelor pe baza de fosfor (Fig. 4.1.2.) se disting mai multe situatii in fuctie de prezenta si continutul elementelor chimice.

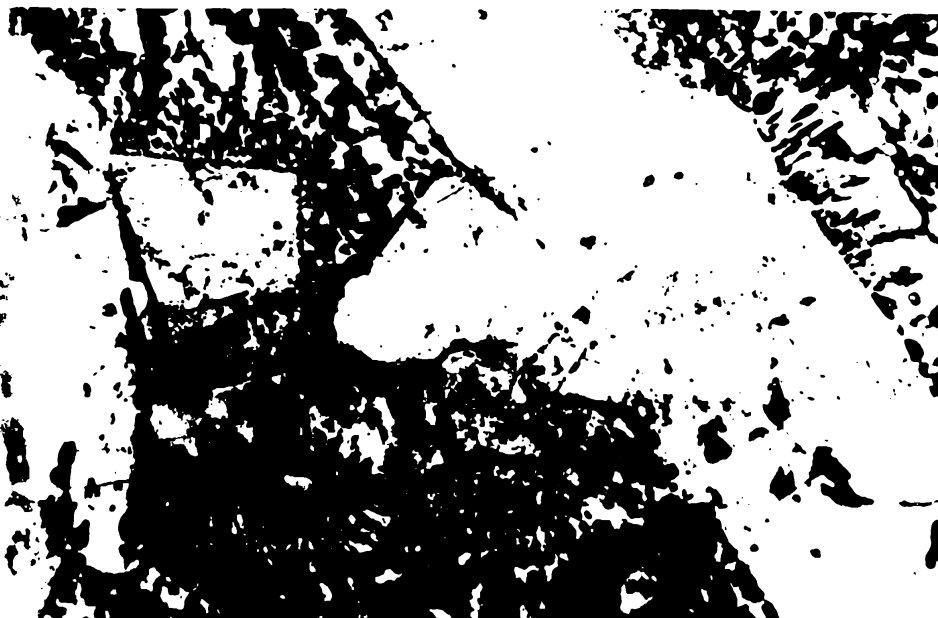


Fig. 4.1.2.a. Microstructura prealiajului 5P (MO x 500)

Aliajul notat cu 5P (practic nealiat - doar manganul se afla in proportie de aprox. 1 %) prezinta in structura o matrice eutectica si cristale aciculare de solutie solida \mathcal{L} datorate racirii rapide a aliajului in matrita metalica (Fig. 4.1.2.a.).

Sarjele ce contin pe langa fosfor (9 % at), crom (8 % at), carbon (6 % at), siliciu (1,5 % at) si mangan (1,5 % at) au o structura specifica fontelor aliate hipoeutectice: o matrice eutectica si cristale dendritice de natura perlitica (Fig. 4.1.2.b.)

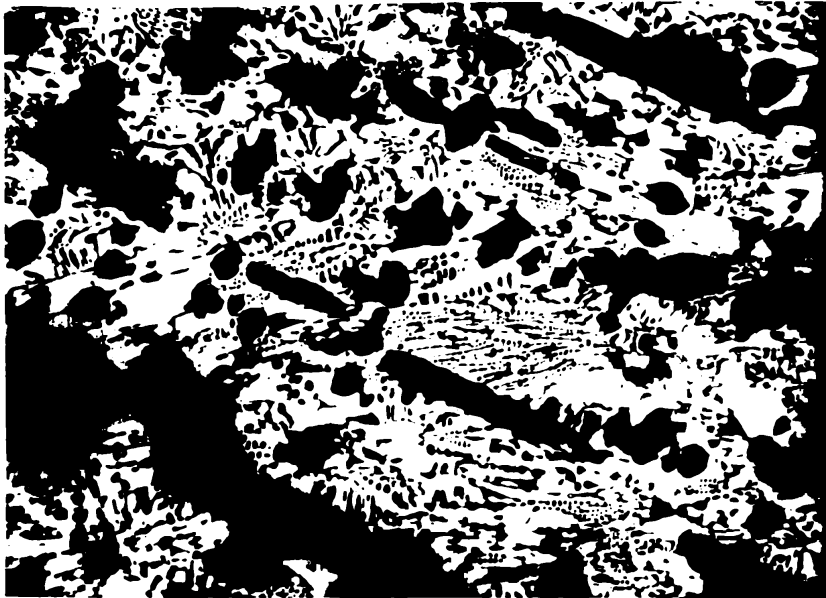


Fig. 4.1.2.b. Microstructura prealiajului 12P (MO x 500)

Aliajele cu fosfor peste 10 % at si aliate in special cu crom, se caracterizeaza printr-o masa feritica si precipitari multiple de combinatii chimice cu tendinta de separare la limita grauntilor (Fig. 4.1.2.c.)



Fig. 4.1.2.c. Microstructura prealiajului 1P (MO x 1000)

În ceea ce privește structura aliajelor amorfe este îndeobște cunoscut că atacul metalografic nu oferă contraste, aspect reliefat și de imaginile din Fig. 4.2.



Fig. 4.2. Microstructura aliajelor amorfe 5P (a - MD x 500)
respectiv 12P (b - MD x 1000)

Așa cum s-a arătat cristalizarea la încălzirea metalelor amorfe este un proces cu implicații profunde de la nivelul structurii până la cel al utilizării.

Din punct de vedere microscopic cristalizarea aliajelor amorfe se caracterizează fie prin apariția în matricea amorfă a unor precipitații de cristale de Fe α (Fig. 4.3.a.), fie prin formarea unui eutectic (Fe α și compus chimic) (Fig. 4.3.b.) .

S-a observat că în majoritatea cazurilor cristalizarea demarează de la suprafețele benzilor (Fig. 4.3.c.) și se datorează fie proceselor de segregare a fosforului, fie apariției proceselor de oxidare selectivă. Această oxidare conduce în final la scăderea punctului de cristalizare în zona respectivă; este situația tratamentelor termice efectuate fără atmosfera de protecție. Un alt motiv ce poate explica cristalizarea selectivă îl reprezintă variația vitezei de răcire pe secțiunea benzilor (vitezele fiind mai mici la suprafața liberă). De altfel, la grosimi mari, se constată existența unor faze cristaline în matricea amorfă dispuse la suprafața în jurul bulelor gazoase unde transferul de căldură este mai scăzut (Fig. 4.3.d)

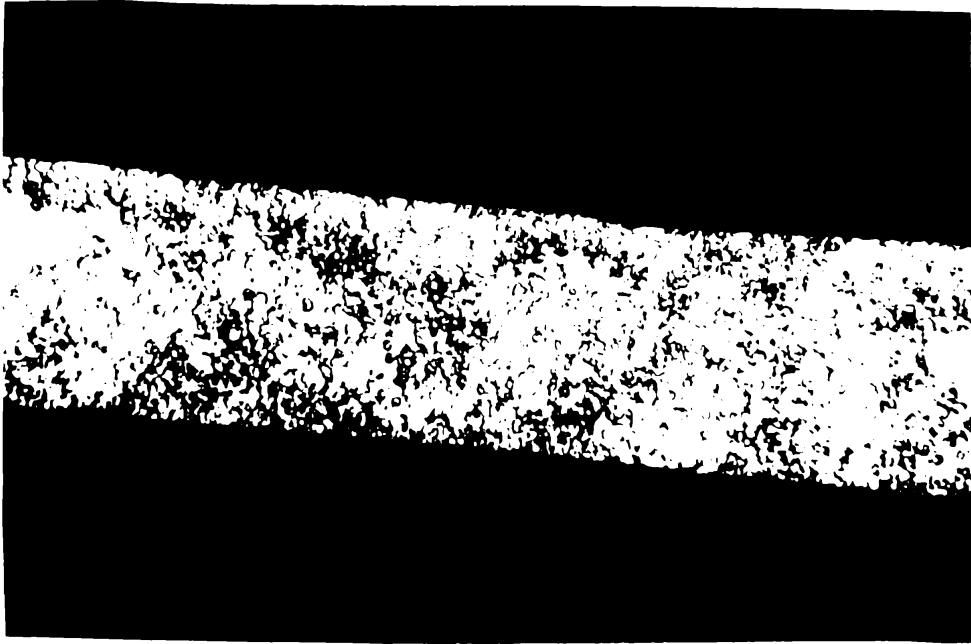


Fig. 4.3.a. Microstructura aliajului amorf 12P cristalizat
prin tratament termic (MO x 1000)



Fig. 4.3.b. Microstructura aliajului amorf 5F cristalizat
prin tratament termic (MO x 1000)



Fig. 4.3.c. Microstructura aliajului amorf 5P partial
cristalizat (MO x 500)



Fig. 4.3.d. Microstructura aliajului amorf 12P partial
cristalizat (MO x 500)

Analiza microscopica evidentiata faptul ca in material se produc pe parcursul celor trei etape (prealiaj - aliaj amorf - aliaj cristalizat) transformari structurale ce necesita a fi completate cu alte tehnici de investigatie.

4.1.1.2. Difractia cu raze X

4.1.1.2.1. Analiza calitativa

Metoda de analiza cu raze X constituie unul din principalele criterii de stabilire a caracterului amorf.

Informatiile structurale privind caracterul materialului analizat se obtin din imaginile de difractie.

Este cunoscut faptul ca. in corpurile cristaline "aranjamentul" regulat al atomilor face posibila interferarea si obtinerea in acest mod a unor fenomene de difractie intensa. Prezenta maximelor in imaginea de difractie este o consecinta a caracterului periodic al aranjamentului atomilor in cristale, unghiurile de difractie fiind dependente de forma si marimea celulei elementare.

In cazul structurilor amorse solide, difractogramele rezultate, prezinta unul sau mai multe maxime difuze, largi (Fig.4.4.)

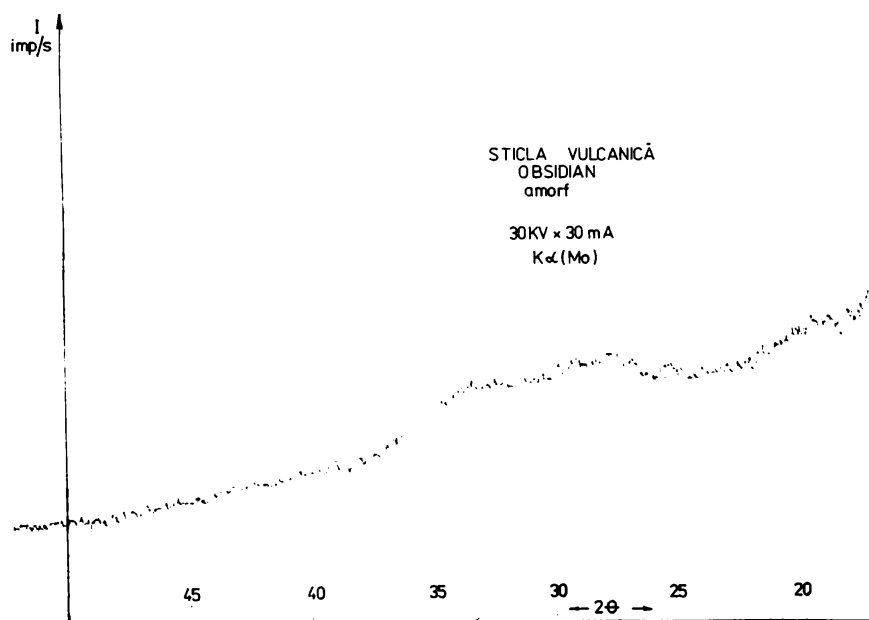


Fig. 4.4. Difractograma solidului amorf " sticla vulcanica obsidian "

Experimentarile s-au efectuat pe instalatia DRON - 3 din dotarea catedrei SMTT. Aparatura utilizeaza metoda pulberilor cristaline ce se caracterizeaza prin variatia parametrilor θ si 2θ si mentinerea constanta a lui λ ceea ce inseamna faptul ca sursa de radiatii X executa o miscare de rotatie in jurul a doua axe perpendiculare si " cristalul " este fix. Radiatiile sint emise de anticatodul confectionat din molibden ($\lambda = 0,711 \text{ \AA}$). Probele au avut grosimi de 4 - 6 mm; in cazul starii amorse aceasta s-a realizat prin fixarea unui manunchi de benzi intr-un dispozitiv

conceput in acest sens.

Starea cristalina a aliajelor in stare turnata (prealiajele) este evidentiata de difractogramele din Fig. 4.5. Aliajele pe baza de bor (Fig. 4.5.1. - aliajul 1B) prezinta sub diferite unghiuri combinatii chimice, intermetalice si solutia solida a Fe α aliata .

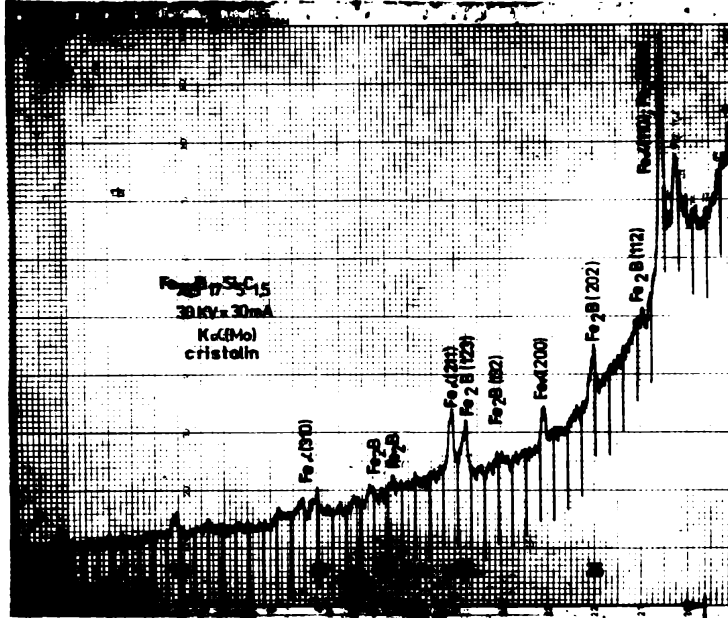


Fig. 4.5.1. Difractograma prealiajului cu structura cristalina 1B

Difractogramele aliajelor reprezentative din familia Fe - P - E (aliajele 1P , 5P , 12P) indica existenta unei solutii solide

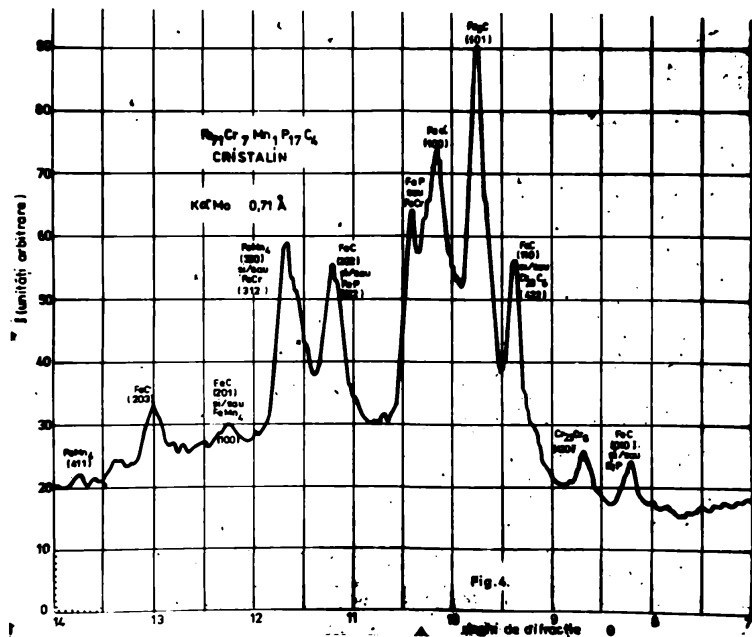


Fig. 4.5.2.a. Difractograma prealiajului 1P

material existent. Se remarca faptul ca maximele apar sub acelasi unghi ca si constituentul ferita aliata din difractogramele starii cristaline.

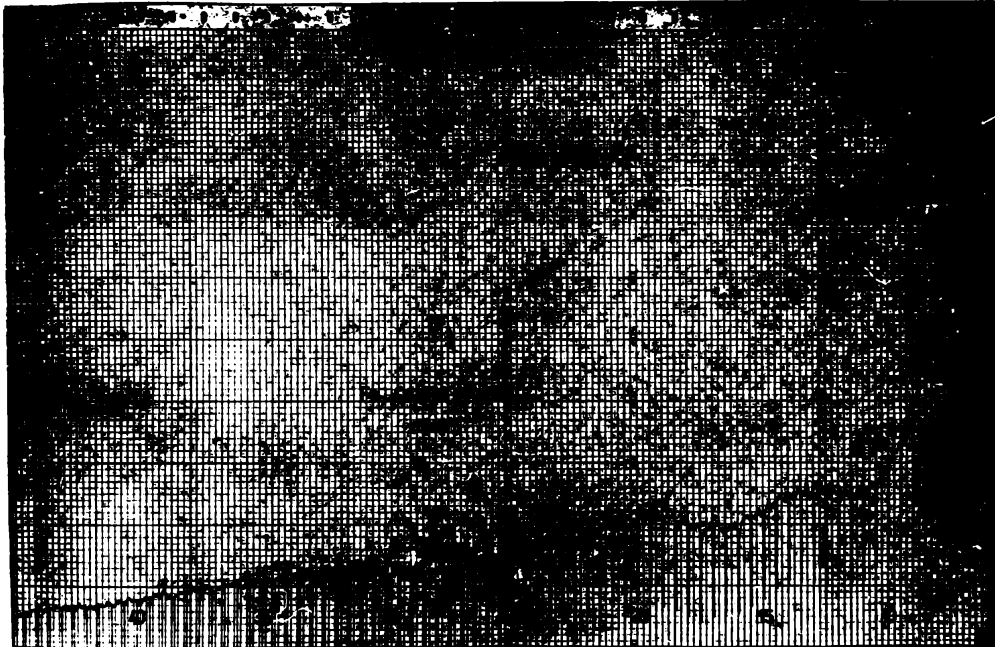


Fig. 4.5.3.a. Difractograma aliajului amorf 6P

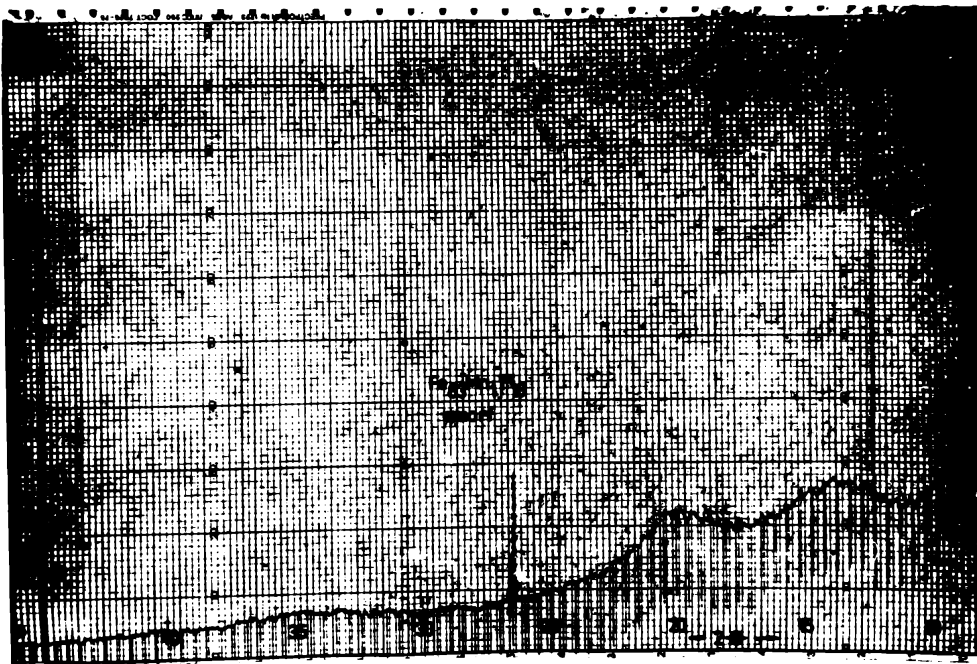


Fig. 4.5.3.b. Difractograma aliajului amorf 5P

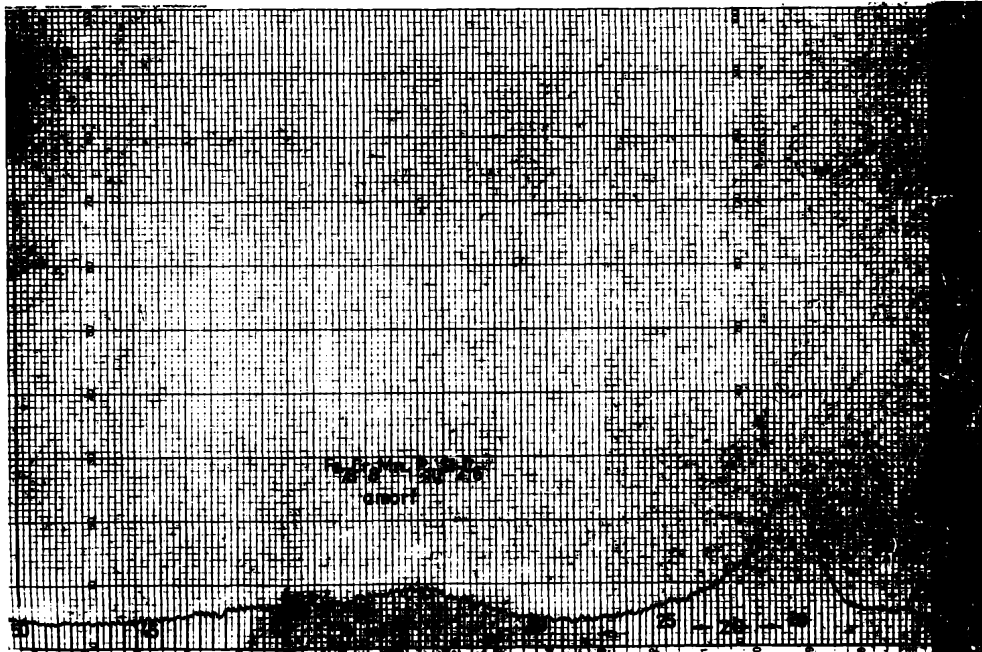


Fig. 4.5.3.c. Difractograma aliajului amorf 12P

Analiza comportarii la incalzire a aliajelor metalice amorse este sugestiv pusa in evidenta prin difractia cu raze X. In acest scop, instalatiei DRON - 3 i s-a atasat o camera de inalta temperatura -5 -7

UVD 2000, prevazuta cu sistem de vidare de 10 - 10 torri. Sub temperatura critica de cristalizare, nu sint sesizate modificari pe difractograme. Odata depasit acest prag se constata aparitia picurilor specifice starii cristaline (Fig. 4.5.4.).

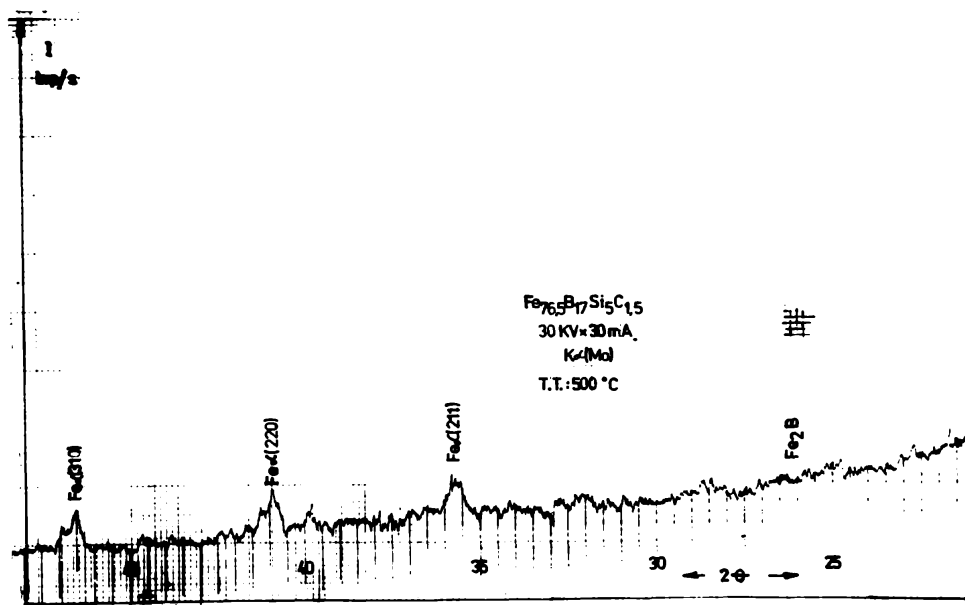


Fig. 4.5.4.a. Difractograma aliajului amorf 1B cristalizat la incalzire

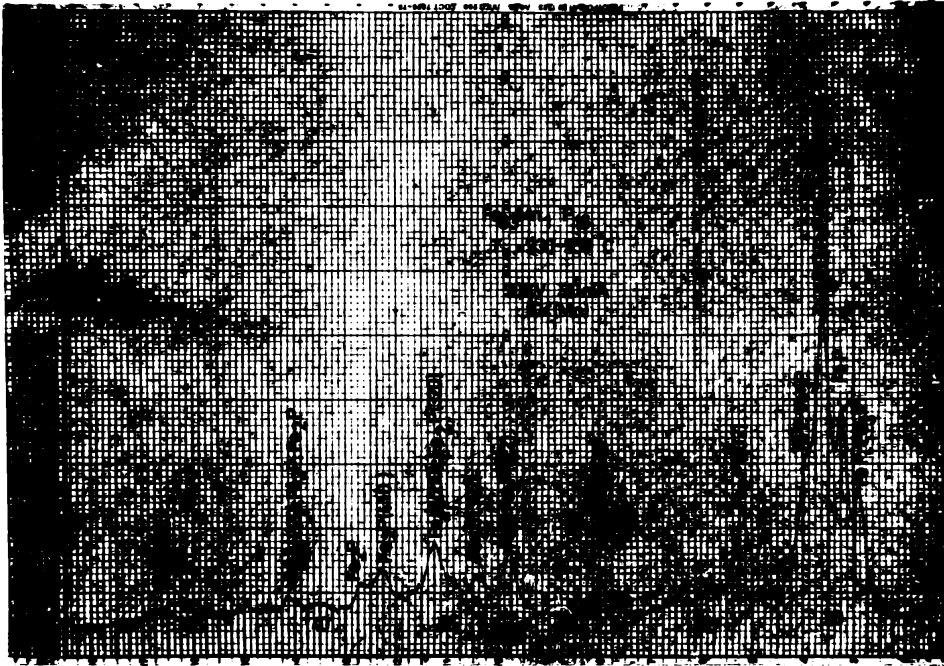


Fig. 4.5.4.b. Diffractograma aliajului amorf 5P cristalizat la incalzire

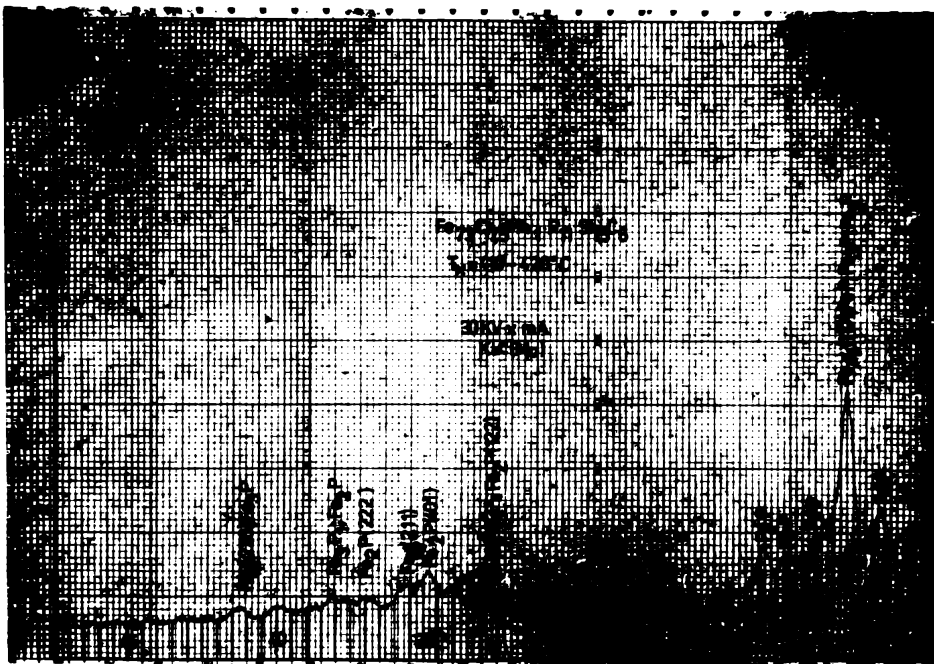


Fig. 4.5.4. c. Diffractograma aliajului amorf 6P cristalizat la incalzire

Ridicarea temperaturii contribuie la desavirsirea proceselor de istalizare de maniera prezentata in Fig. 4.5.4.d. respectiv 4.5.4.e.



Fig. 4.5.4.d. Difractograma aliajului 12P cristalizat
Tx = 390 - 410 °C

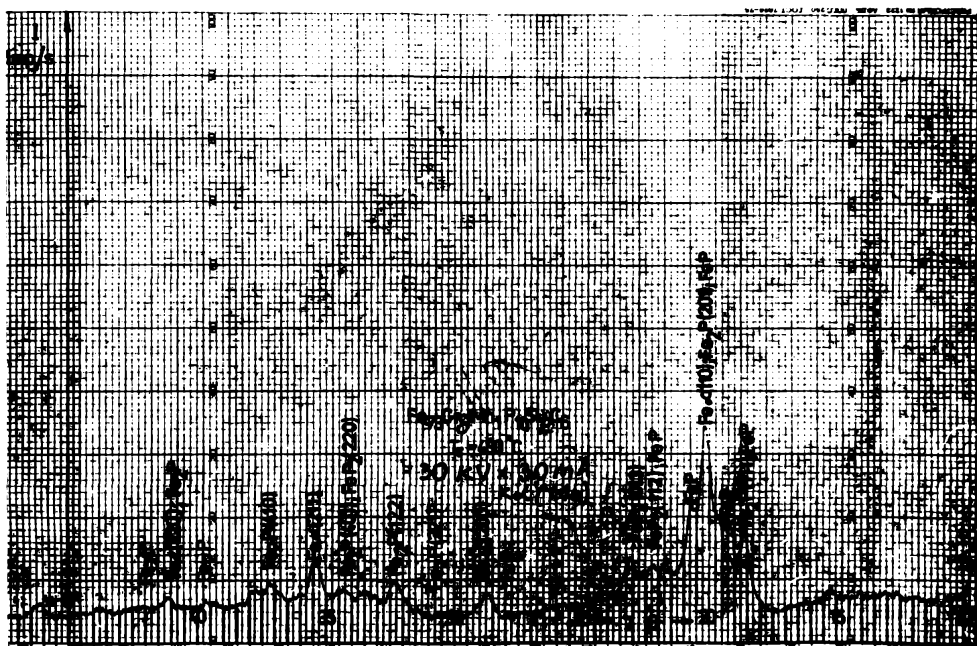


Fig. 4.5.4.e. Difractograma aliajului amorf 12P cristalizat
prin incalzire la Tr = 430 °C

4.1.1.2.2. Functia de distributie radiala

Descrierea structurii materialului analizat cu o rigurozitate superioara, se poate face prin determinarea functiei de distributie radiala. Aliajul amorf supus analizei este Fe Cr Mn P Si C
73 8 1 11 1,5 5,5
(1P). Studiile si cercetarile au fost efectuate in colaborare cu IFTM Bucuresti [20].

Tehnica de lucru utilizata a constat in prima etapa din inregistrarea intensitatii difractate. Instalatia utilizata a fost DRON - 2, radiatia folosita fiind $CuK\alpha$. Radiatia difractata a fost monocromatizata cu ajutorul unui cristal de cuar, apoi corectata pentru imprastierea in aer si pentru polarizare. Spectrul de difractie rezultat este aratat in Fig. 4.6. Pentru a analiza masuratorile independent de lungimea de unda folosita, variabila independenta 2θ este convertita in vectorul de dispersie $K = 4\pi \sin \theta / \lambda$, astfel ca, din distributia de intensitate difractata s-a obtinut functia de interferenta $i(K)$. Aceasta la rindul ei prin prelucrari matematice (transformata Fourier) efectuate cu ajutorul calculatorului [18] a permis constructia functiei de distributie radiala reduse $G(r)$ si in final a functiei de distributie radiala FDR (R) (a se vedea capitolul I) (Fig. 4.7. si 4.8.).

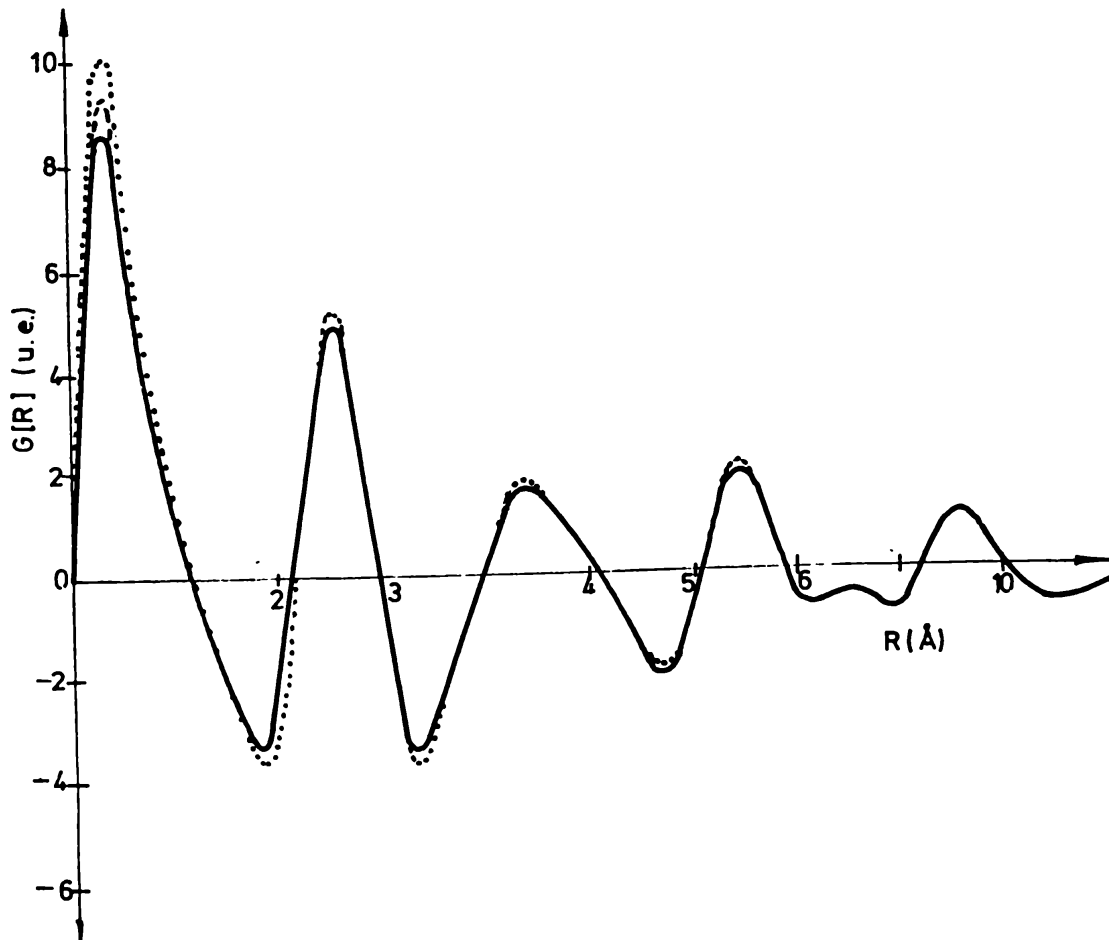


Fig. 4.7. Functia de distributie radiala redusa a aliajului 1P

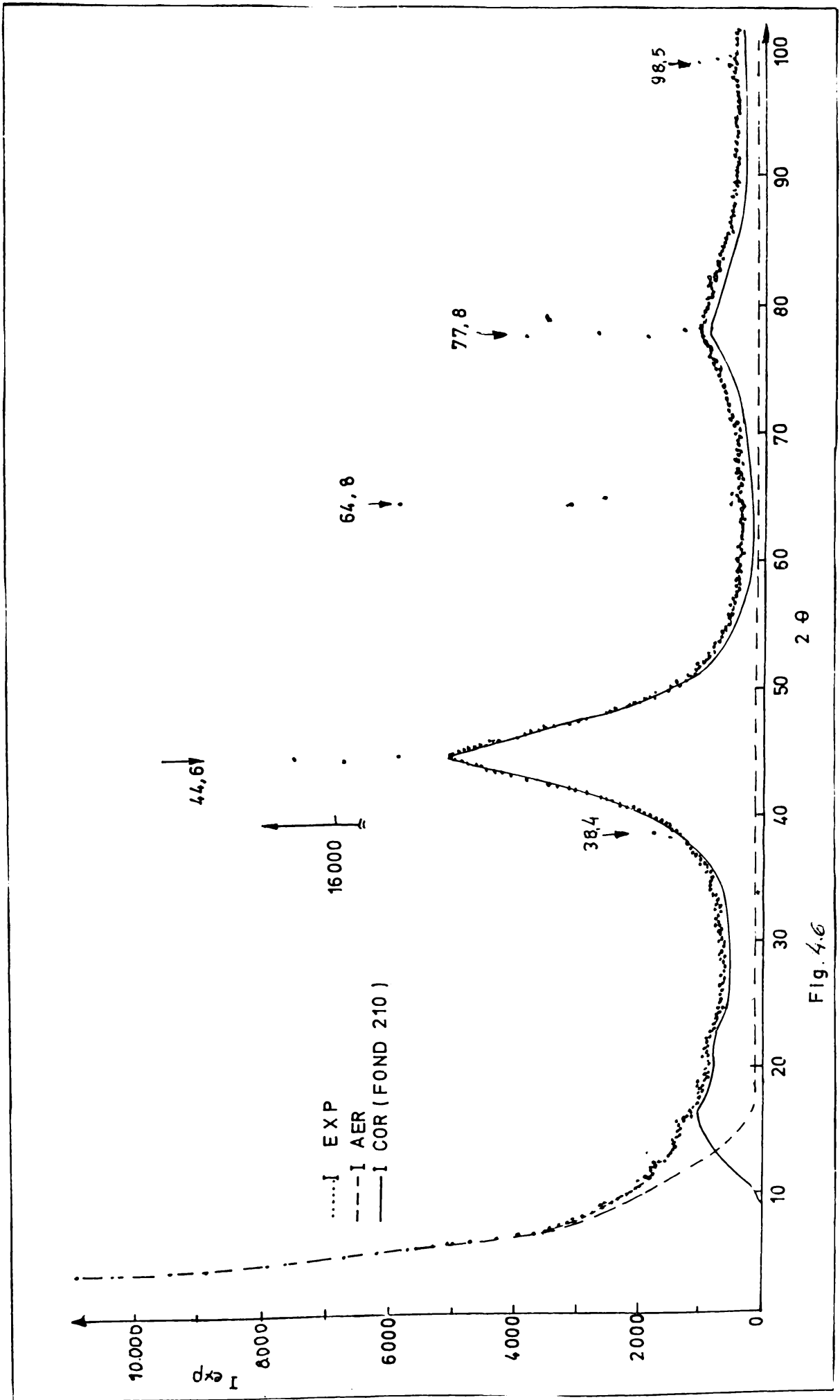


Fig. 4.6

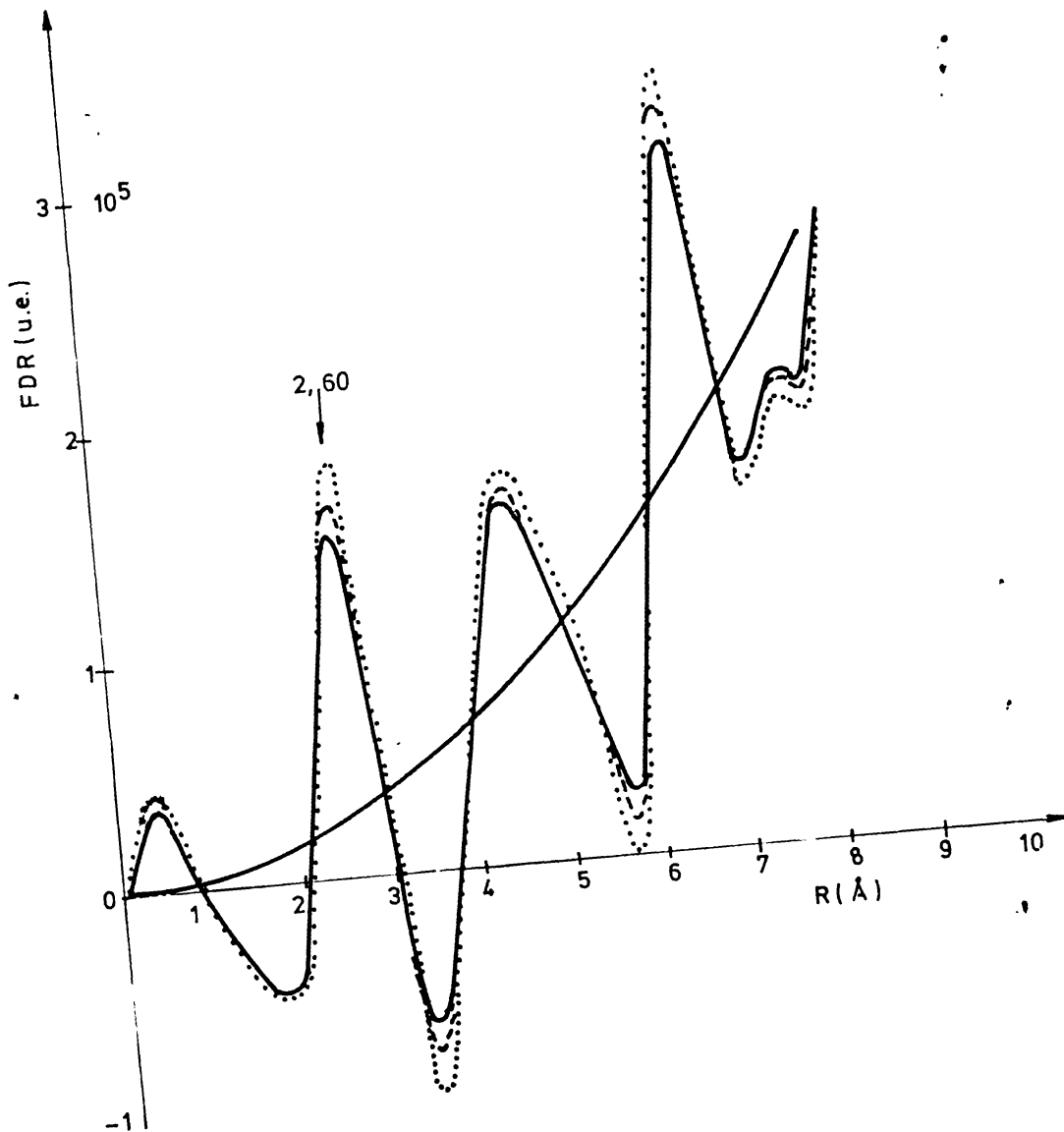


FIG. FUNCȚIA DE DISTRIBUȚIE RADIALĂ A ALIQUOTULUI

Analiza functiei de distributie radiala permite sa se deduca doua informatii structurale esentiale si anume distantele interatomice medii in primele sfere de coordinatie si numerele de coordinatie ale vecinilor celor mai apropiati.

Astfel, se observa ca functia $G(R)$ prezinta un prim maxim intens, corespunzator primelor coordinatii atomice compus din din perechile Fe - Fe, Fe - Cr I, Fe - Cr II, Fe - P, Cr I - Cr I, Cr I - P, Cr II - P, Cr III - Cr III. Distanțele $T_M - T_M$ sînt grupate in jurul valorii de 2,60 Å, in timp ce distantele $T_M - P$ sînt ceva mai mici.

Aria cuprinsa sub primul maxim al FDR (R) reprezinta in unitati electronice, coordinarea medie in prima vecinataea a unui atom din material. Aria s-a determinat printr-un program de calculator cu ajutorul unei subrutine de integrare prin metoda trapezului. S-a obtinut prin calcul numarul mediu de vecini din prima sfera de coordinatie ca fiind $N = 9,85$, valoare similara cu cele determinate pentru aliajele a caror structura este descrisa de modelul de impachetare densa intimplatoare specific sticlelor metalice metal - metaloid [90].

4.1.2. Temperatura de cristalizare a aliajelor amorfe

Cunoasterea temperaturii de cristalizare este deosebit de necesara prin prisma a doua aspecte fundamentale:

- exprima fie singulara fie in conceptul temperaturii reduse de cristalizare, capacitatea de amorfizare;
- este o expresie a stabilitatii termice a aliajelor amorfe.

Temperatura de cristalizare T_x , depinde in primul rînd, de compozitie. Ea este influentata de viteza de incalzire si de durata de mentinere izoterma [93, 58].

In cadrul experimentarilor, pentru determinarea acestui punct critic, s-a utilizat difractia cu raze X si analiza magnetica.

Prin trasarea difractogramelor la anumite nivele de temperatura se poate determina cu precizie intervalul in care are loc demararea cristalizarii. Prezintind modalitatea de evidentiere a acestei temperaturi pe aliajele 1B si 12P (Fig. 4.9. si 4.10.), se remarca faptul ca starea amorfa se pastreaza pina la 475 °C respectiv 390 °C dupa care ridicarea ulterioara a temperaturii favorizeaza aparitia cristalelor. Precizia determinarii punctului de demarare a cristalizarii, depinde de "pasul" ales (intervalul de temperatura) pentru trasarea difractogramelor.

O alta metodologie utilizata pentru stabilirea temperaturii T_x a facut apel la analiza magnetica. Procedeu a constatat din determinarea cimpului coercitiv de pe ciclurilor de histereza ale probelor. Pentru marirea preciziei determinarii temperaturii critice, masuratorile de cimp sînt completate uneori cu cele de magnetizare.

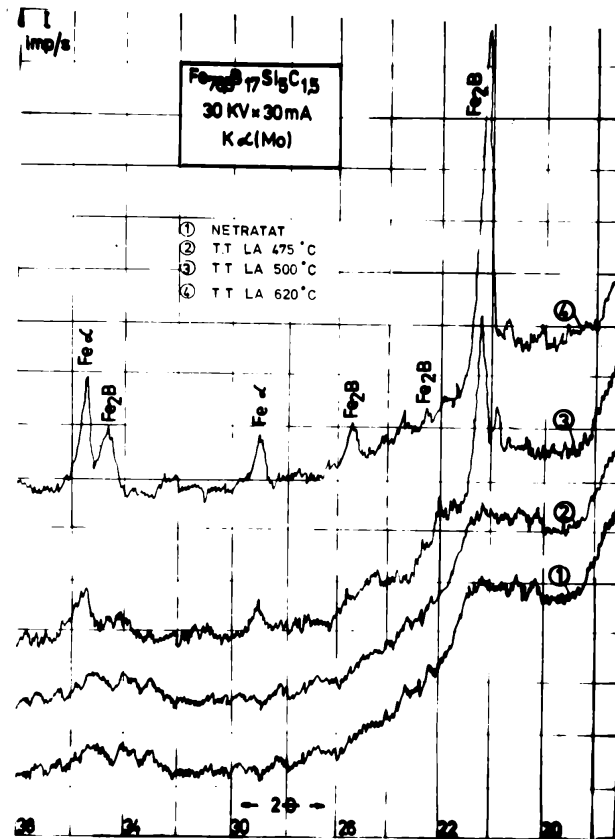


Fig. 4.9. Determinarea temperaturii de cristalizare a aliajului 1B cu ajutorul difractogramelor

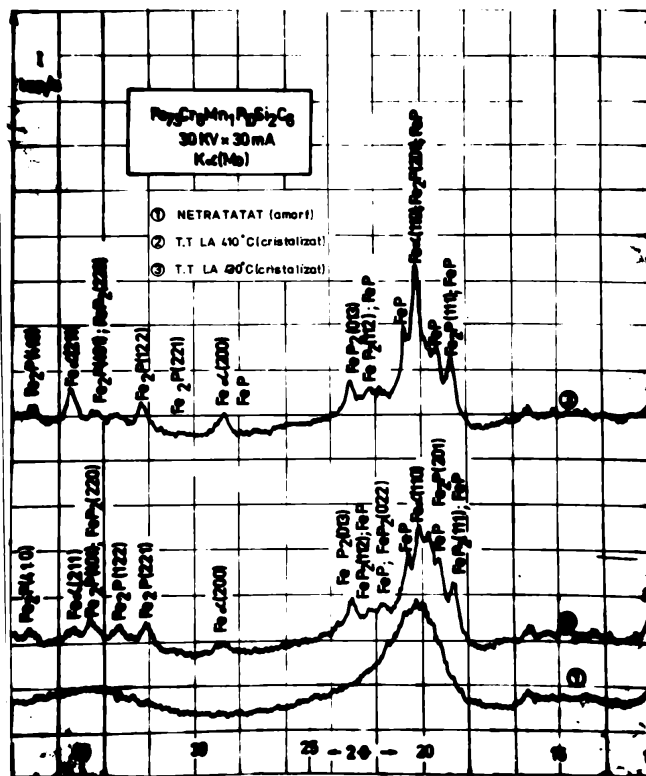


Fig.4.10. Determinarea temperaturii de cristalizare a aliajului 12P utilizind difractia cu raze X

Dependenta cimpului coercitiv (raportat la valoarea lui initiala) de temperatura la care s-a efectuat recoacerea indica, pe graficele astfel construite, o crestere brusca in jurul acestei valori critice si scaderea brusca a magnetizarii (Fig. 4.11.)

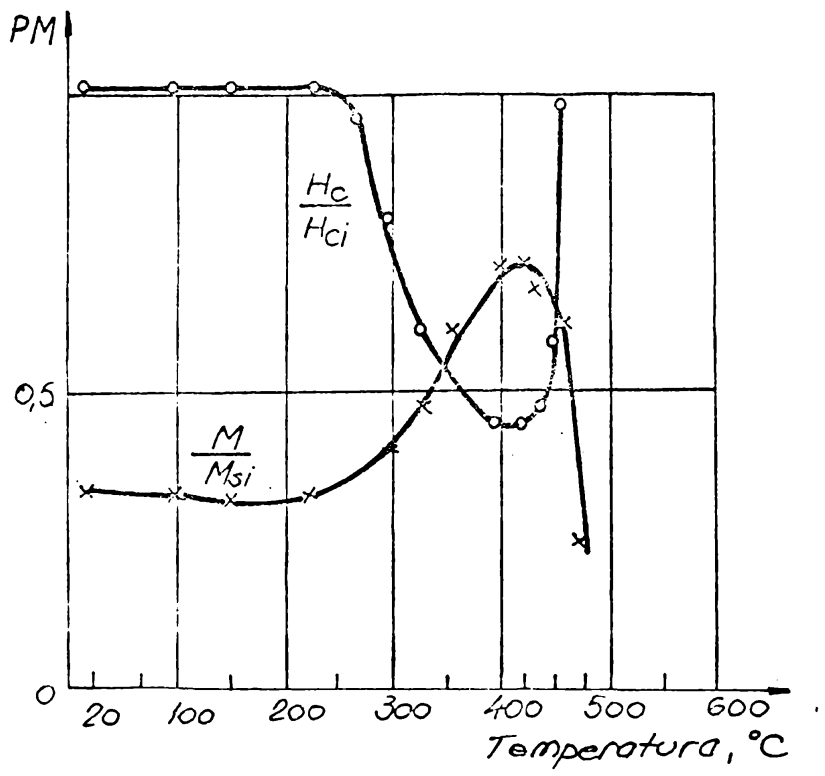


Fig. 4.11. Variatia cimpului coercitiv si a magnetizarii cu temperatura de recoacere ($T_x = 425^\circ C$) pentru 1B

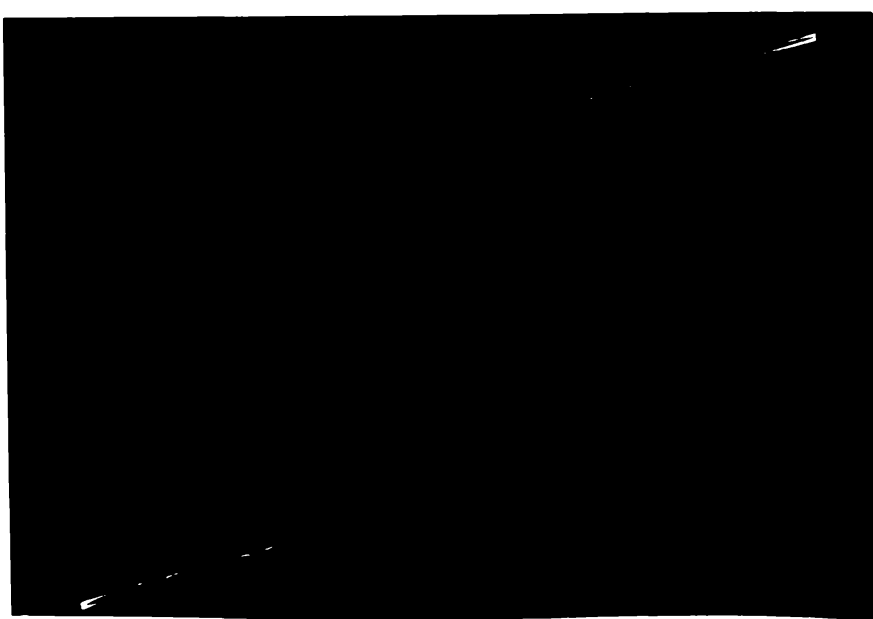


Fig. 4.12.a.

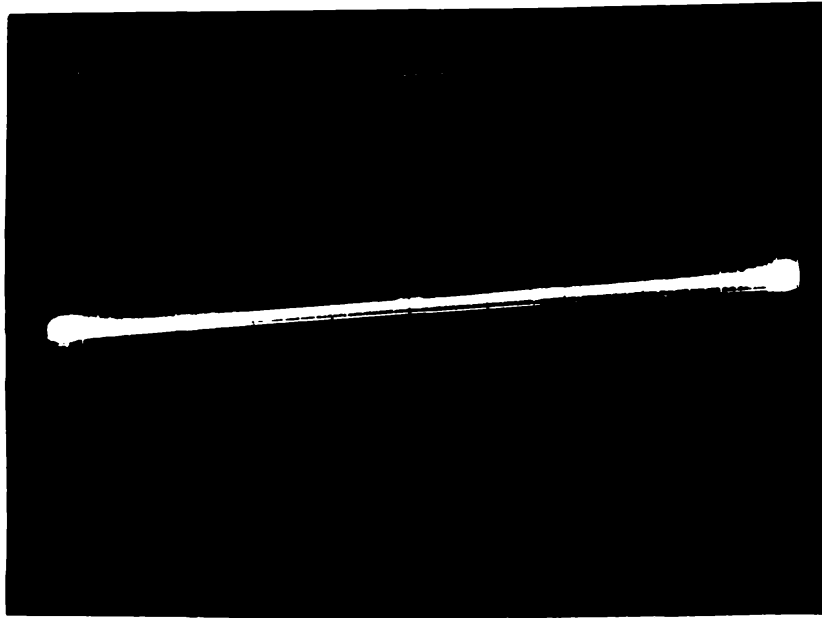


Fig. 4.12.b. Ciclul de histererezis al sarjei 10P in stare
netratata (a) si dupa cristalizare
(temperatura de recoacere $T_r = 400^\circ\text{C}$)

Aceste modificari se reflecta si in trasarea ciclului de histererezis unde la acelasi cimp magnetizant, magnetizarea de-abea este perceptibila (Fig. 4.12.)

Aplicarea unor cimpuri puternice conduce la cresterea cimpului coercitiv de peste 500 de ori (Fig. 4.13.)

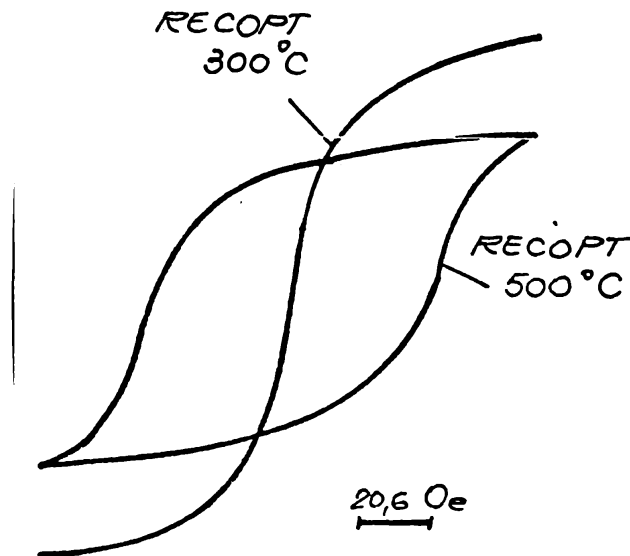


Fig. 4.13. Ciclurile de histererezis pentru 1B la temperatura
de recoacere de 300°C si peste temperatura de
cristalizare (500°C)

Metodologia mai sus enuntata utilizata pentru aliajele elaborate a condus la stabilirea urmatoarelor domenii ale temperaturii de cristalizare (Tabelul 4.1.).

Tabelul 4.1.

Nr. crt.	Simbol sarja	T _x [°C]	T _{xr} = T _x / T _{top}
1	1P - 06	390 - 410	0,45
2	3P - 02	525 - 550	0,58
3	6P - 03	410 - 420	0,46
4	7P - 03	525 - 550	0,61
5	10P - 02	350 - 375	0,38
6	11P - 04	475 - 500	0,52
7	7P - 01	330 - 350	0,37
8	1B - 05	450 - 475	0,44
9	5P - 01	330 - 350	0,35
10	12P - 01	390	0,51

Se impun citeva constatari:

- grupele de aliaje metalice amorfizate prezinta temperaturi de cristalizare ridicate, ceea ce le asigura o stabilitate termica corespunzatoare;

- exprimarea temperaturii reduse de cristalizare (prin raportarea lui T_x la T_{top}) certifica existenta unor marci cu capacitate ridicata de amorfizare (T_{xr} ≥ 0,5) aliajele 7P (Fe Cr Mn P C), 3P (Fe Cr Mn P C), 12P (Fe Cr Mn P Si P).

70 10,5 1,5 11,5 6,5 70 10,5 1,5 11 6,5
 (Fe Cr Mn P Si P).
 74 8 9 2 6

4.2. Proprietatile mecanice si tehnologice

Dimensiunile aliajelor amorfizate precum si geometria lor constituie un impediment major privind aprecierea la valoarea reala a unor caracteristici mecanice.

Pe aceste considerente, datele obtinute in cazul unor experimentari referitoare la trasarea curbelor tensiune - deformatie, la determinarea modului de elasticitate, a tenacitatii, a limitei la oboseala se considera a avea un caracter informativ, neconstituind astfel obiectul lucrarii de fata.

4.2.1. Duritatea si rezistenta mecanica

In vederea masurarii duritatii se impun tehnici deosebite de pregatire a probelor. Benzile sint inglobate in rasini sintetice si apoi sint pregatite prin slefuire si lustruire. In functie de grosimea probelor s-au utilizat sarcini de 200 gf pentru masuratorile de suprafata, respectiv de 40 gf pentru masuratori pe sectiunea transversala [53]. Aparatul pe care s-au efectuat incercarile a fost microdurimetrul PMT 3.

Rezultatele obtinute pe sarjele elaborate, respectiv tratate termic la diferite temperaturi de recoacere, sint sintetizate in reprezentarile grafice ce se prezinta in continuare.

Se observa din datele prezentate in Fig. 4.14. ca starea amorfa induce o duritate foarte ridicata, net superioara atat prealiajului, cit si aliajului amorf cristalizat prin recoaceri la temperaturi superioare (cu 100 - 200 °C peste temperatura T_x)

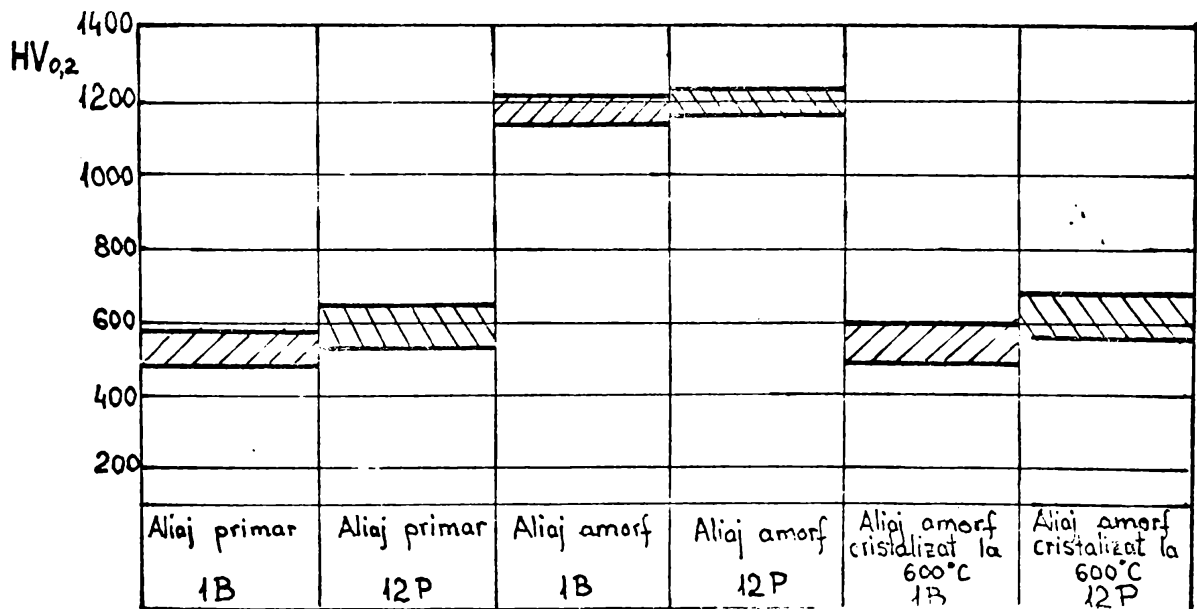


Fig. 4.14. Variatia duritatii in functie de starea structurala a aliajului

Influenta temperaturii de recoacere asupra duritatii se poate urmari pe graficul din Fig. 4.15. Desi nu se sesizeaza modificari structurale pina la 380 °C (12p) si 420 °C (1B), duritatea inregistreaza usoare crestere cauzate probabil de rearanjari la nivel atomic (modificari ale densitatii atomilor metal-metaloid).

Prin marirea temperaturii de recoacere se constata aparitia unui virf de duritate ce rezulta a fi datorat "demararii"

cristalizarii care are ca si consecinta formarea unor combinatii chimice coerente cu matricea.

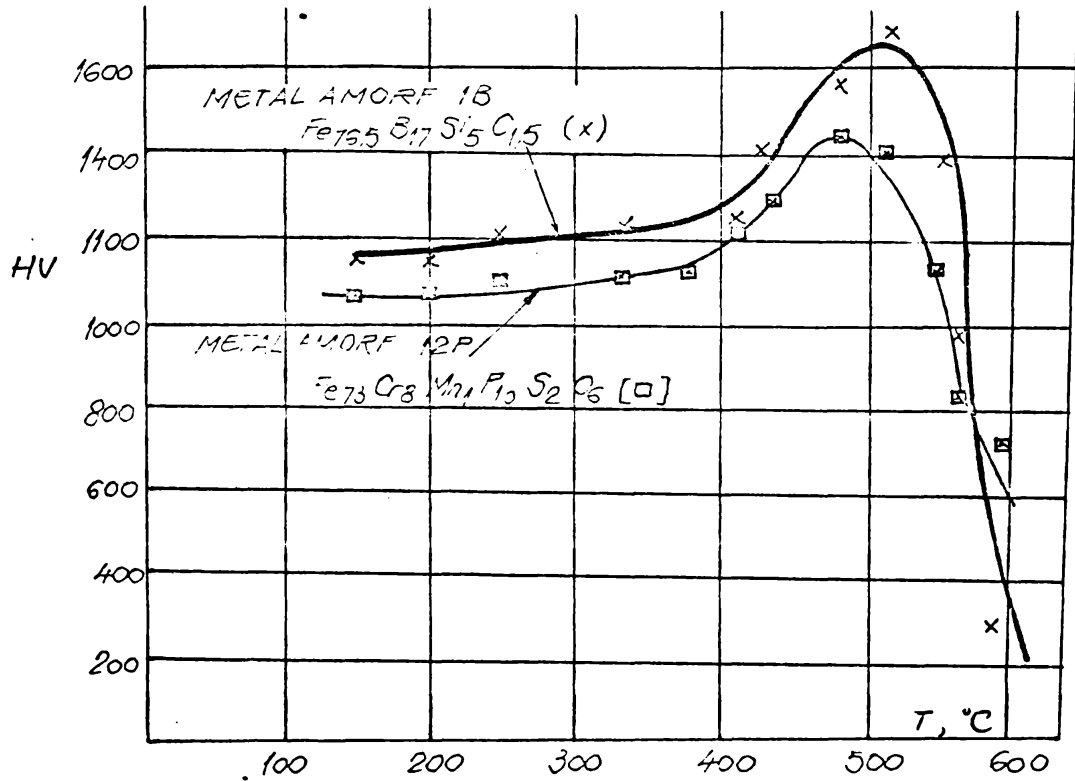


Fig. 4.15. Evolutia duritatii cu temperatura de recoacere pentru aliajele 1B si 12P

Continuarea cristalizarii are ca efect scaderea drastica a duritatii pina la nivelul prealiajelor.

Asa cum s-a observat, natura aliajului duce la modificarea duritatii. Cresterea continutului de fosfor si inlocuirea fierului cu cromul maresc duritatea aliajelor de maniera prezentata in Fig. 4.16. si 4.17.

In decursul experimentarilor s-au constatat neuniformitati ale duritatii de pina la 100 HV atit pe lungimea probelor cit si pe sectiunea lor (aspect reliefat in lucrarea [103]). Cauza principala o constituie tehnologia de elaborare generatoare de imperfectiuni si de variatii ale vitezei de racire.

Cu toate acestea, se apreciaza nivelul extrem de ridicat la care poate ajunge duritatea aliajelor elaborate prin aceasta tehnica si tratamentul termic corespunzator.

In ceea ce priveste incercarea la tractiune se face remarca, ca dificultatile datorate dimensiunilor mici ale sectiunii si duritatilor extrem de ridicate ale benzilor, au condus la imposibilitatea obtinerii unor rezultate care sa poata fi apreciate ca si corecte.

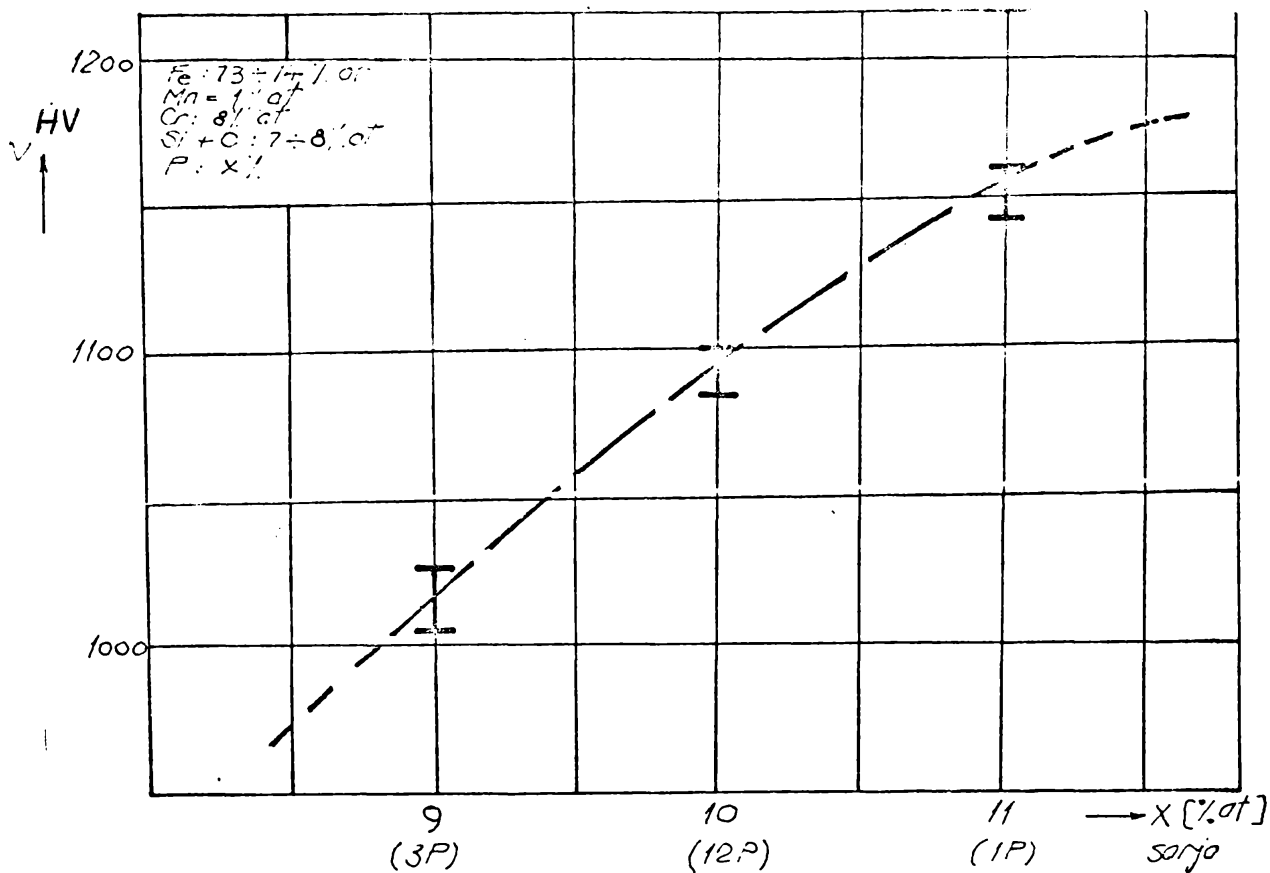


Fig.4.16. Evolutia duritatii cu cresterea continutului de

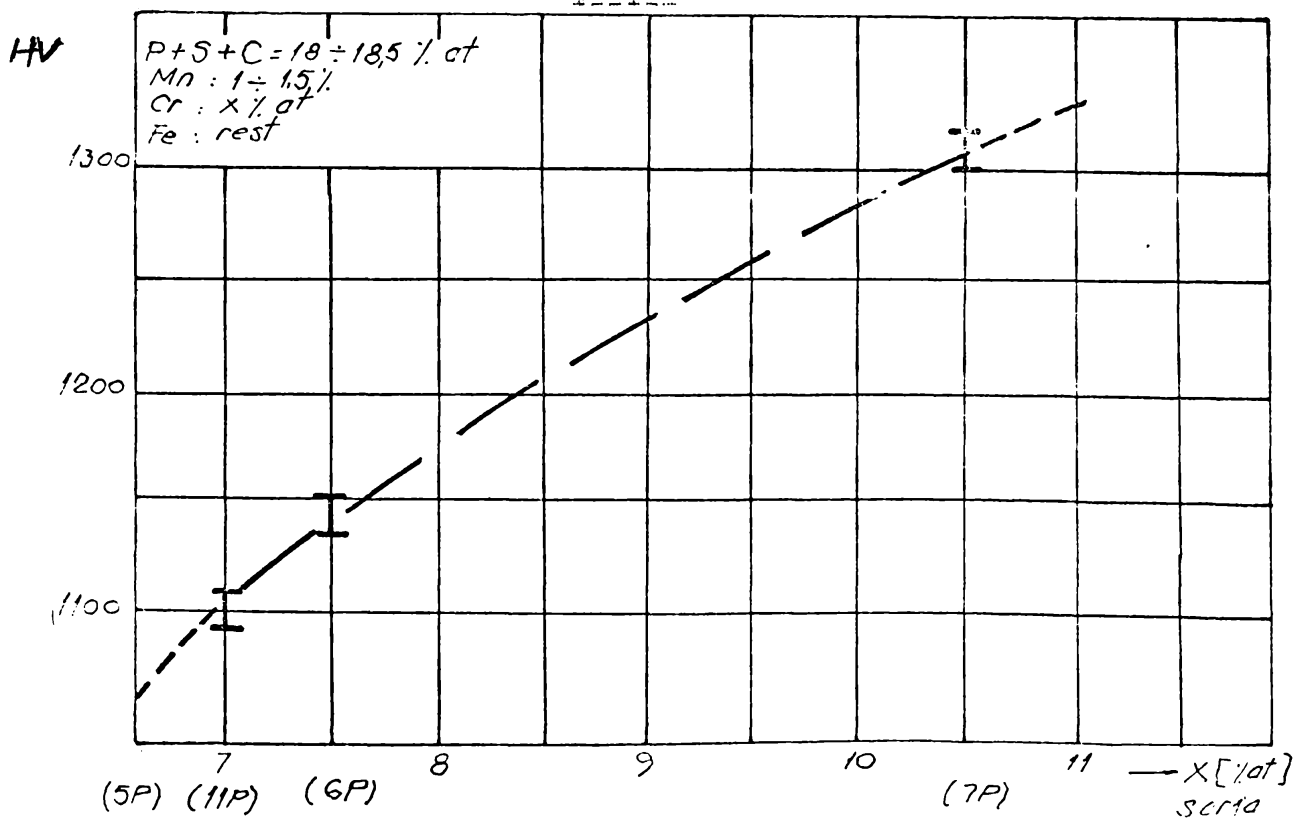


Fig.4.17. Evolutia duritatii cu modificarea continutului de crom

Testările efectuate pe masinile de incercat la tractiune tip Instron respectiv GD 500 - WPM destinate firelor, precum si pe aparatul de conceptie proprie [85] (Fig. 4.18.), s-au confruntat cu aceleasi probleme legate de alunecarile din bacurile de fixare si de torsionare ale benzilor. Tinind cont de toate aceste elemente si comparind intre ele rezultatele obtinute pe cele trei instalatii, s-au stabilit ca optime urmatoarele valori ale rezistentei mecanice:

- aliaje pe baza de Fe - B:	$R_m = 250 - 350 \text{ daN/mm}^2$
aliaje pe baza de Fe - P (5P, 2P):	$R_m = 180 - 200 \text{ daN/mm}^2$
- aliaje pe baza de Fe - Cr - P (12P, 11P, 6P, 1P):	$R_m = 280 - 360 \text{ daN/mm}^2$

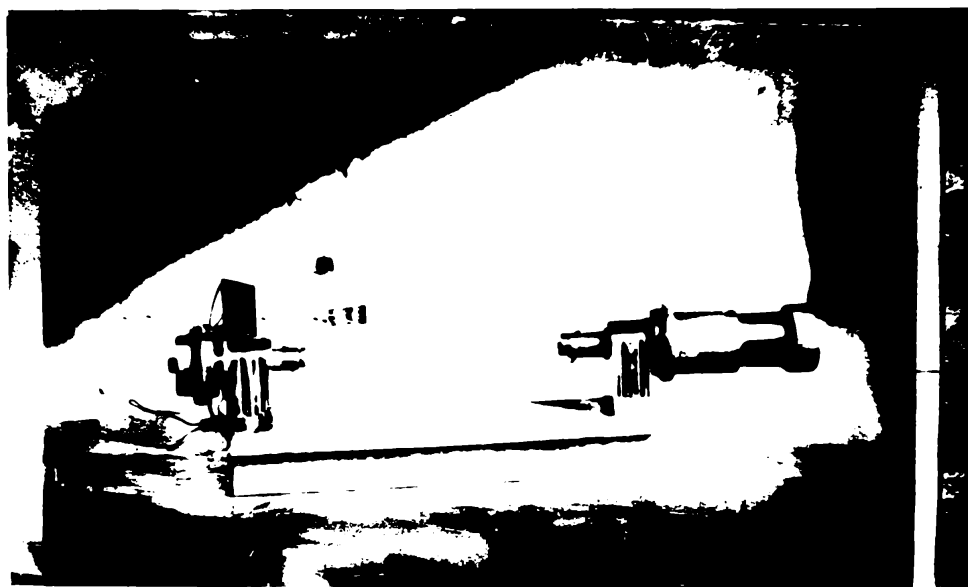


Fig. 4.18. Aparat de incercare la tractiune a benzilor

Urmare a imperfectiunii rezultatelor, nu se pot analiza eventualele corelatii intre rezistenta mecanica si continutul unor elemente chimice ori tratamentul termic aplicat. Ca note dominante se reieva insa, plasarea aliajelor elaborate in clasa materialelor metalice de inalta rezistenta.

4.2.2. Ductilitatea

Exprimarea ductilitatii s-a efectuat cu ajutorul testului de indoire [47, 73]; el consta in determinarea numarului incoirilor succesive pina la aparitia fisurilor. Dispozitivul utilizat respecta

conditiile impuse de norme (Fig. 4.19.). Probele se fixeaza rigid, intr-o singura parte astfel incit sa fie posibila indoirea conform razei stabilite la valoarea de 0,05 mm, iar aceasta se executa alternativ in dreapta si stanga fara socuri si cu o frecventa de indoire de 1 indoire / sec.

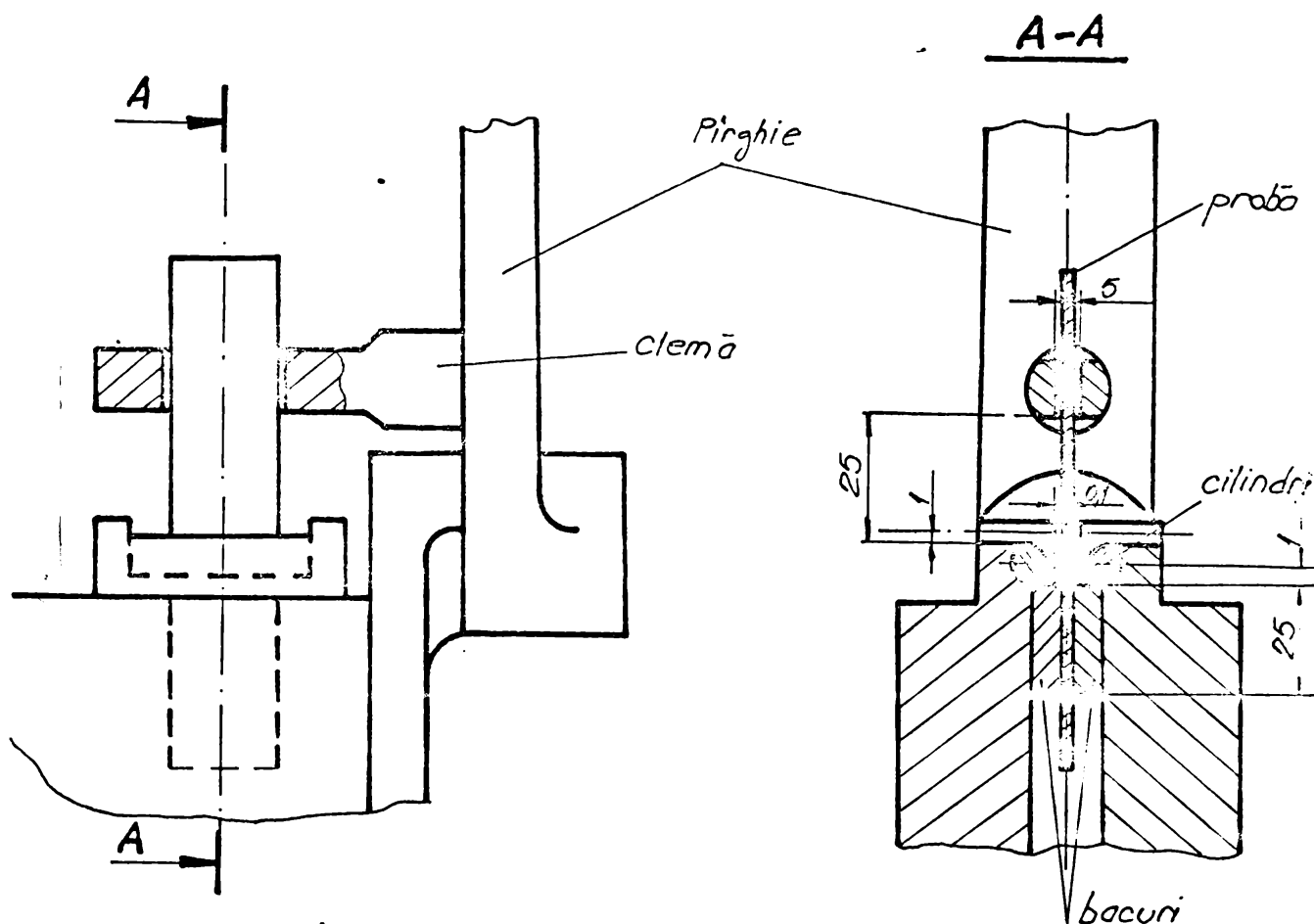


Fig. 4.19. Dispozitiv pentru determinarea ductilitatii

Pentru a nu se influenta corelatia compozitie chimica - ductilitate, benzile amorfe supuse experimentarilor au fost alese din aceaiasi plaja a grosimilor (25 - 28 μm). Rezultatele incercarilor sint sintetizate in Fig. 4.20.

S-a analizat de asemenea si influenta grosimii pe sarje elaborate din aliajul 6P (Fig. 4.21.)

Se impun citeva observatii:

- ductilitatea scade cu cresterea continutului de fosfor (Fig. 4.20);
- o comportare asemanatoare se constata si in cazul maririi continutului de crom (Fig. 4.20.);
- scaderea grosimii sub o anumita valoare (ce depinde de aliaj si starea in care se afla), are ca efect o crestere spectaculoasa a numarului de indoiri;

Nr.
îndoiri

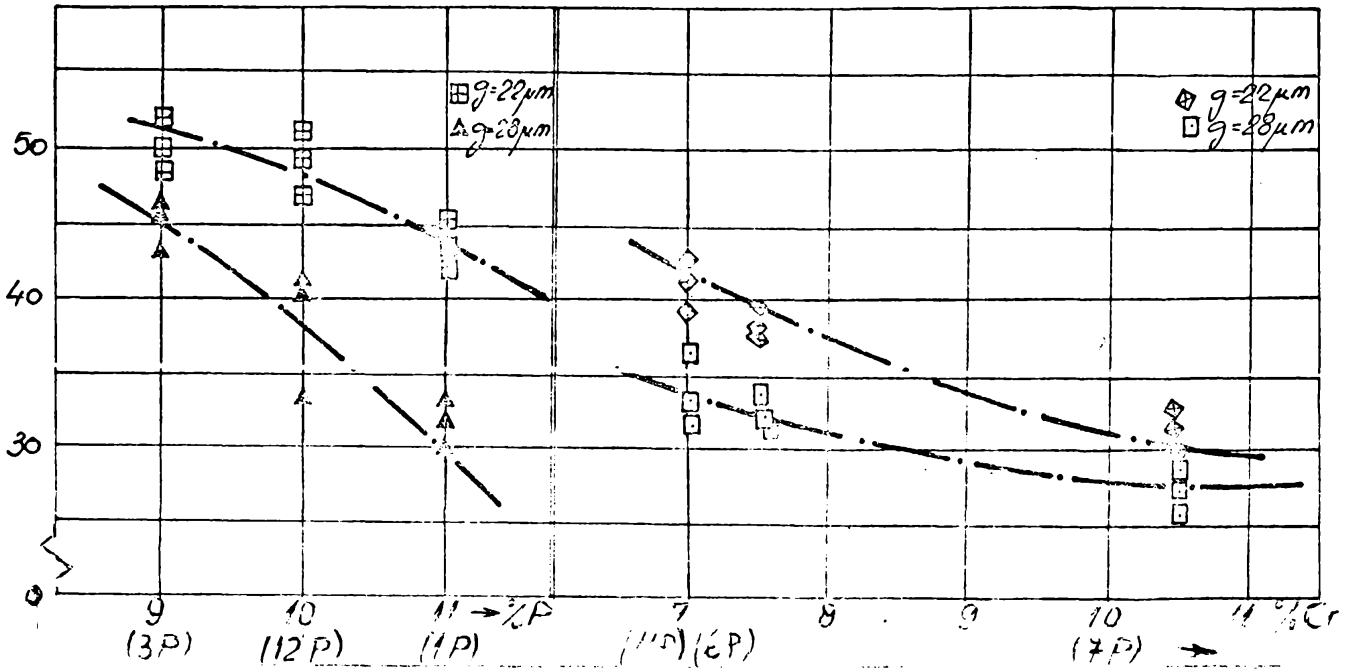


Fig. 4.20. Evolutia ductilitatii cu modificarea continutului de fosfor si crom

Nr.
îndoiri

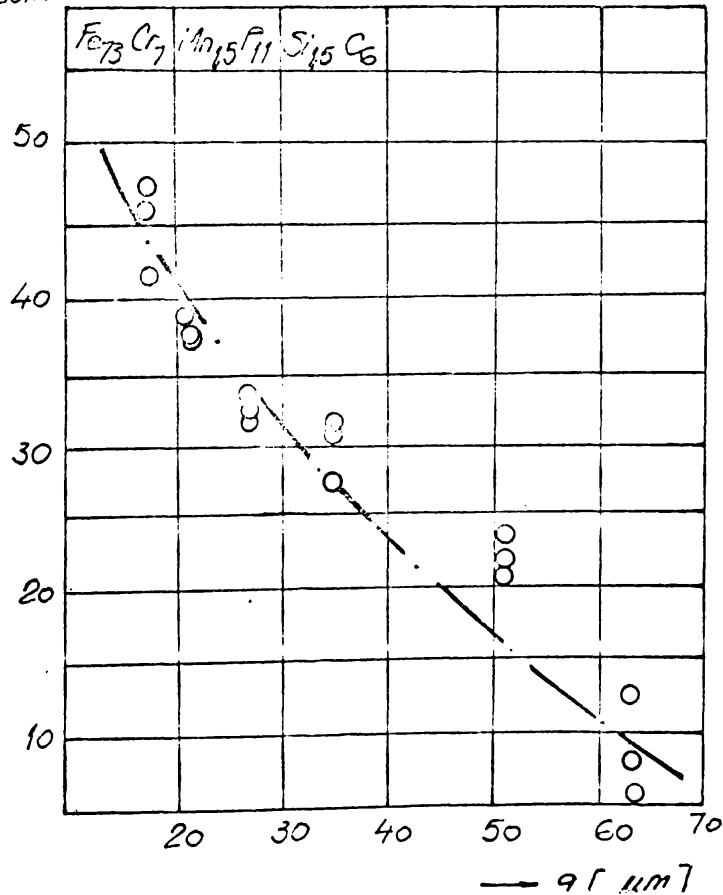


Fig. 4.21. Evolutia ductilitatii functie de grosimea benzilor

- unele "abateri" ale valorilor de la media rezultata, au ca si cauza fie unele imperfectiuni ale tehnologiei de elaborare, fie influenta pregnantă a unora dintre elementele chimice insotitoare (aspect semnalat si in lucrarea [46]). Aspectele legate de tehnologia de elaborare se refera in acest caz, la situatia cind banda, ce paraseste rola de racire avind o temperatura mult inferioara celei de cristalizare, este fragila. Unii autori [86] au definit-o ca temperatura de joasa fagilizare.

Practic prin aplicarea tratamentelor termice se poate pune in evidenta existenta acestor domenii de fragilizare. Testul de ductilitate utilizat este mult mai sever; intre falcile unui micrometru se introduce banda indoita. Ea va prezenta ductilitatea "maxima" cind nu se va rupe la capatul cursei surubului micrometric.

banda s-a indoit la 180 °C).

Probele au fost selectate din sarjele 6P si 12P si ulterior recoapte la diferite temperaturi in conditiile precizate in subcapitolul 3.3.

Exprimarea dependentei distanta l dintre falcile micrometrului la momentul ruperii, functie de temperatura de recoacere este aratata in Fig. 4.22.

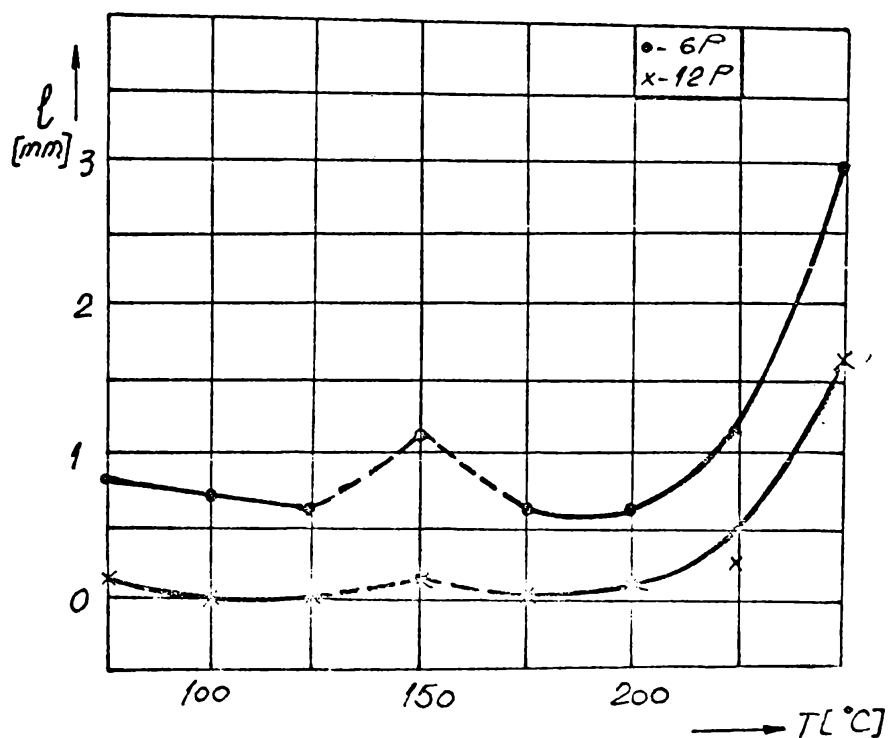


Fig. 4.22. Comportarea ductilitatii la diferite temperaturi de recoacere

In general se constata o usoara crestere a ductilitatii pina in apropierea cristalizarii, cu exceptia domeniului in jurul valorii de 150 °C unde se manifesta o scadere a acestui parametru (efectul

este mai pronunțat la sarja 6P). Aceasta variație se poate atribui prezentei aluminiului (0,08 %) și segregării lui la 150 ° C.

Utilitatea cunoașterii acestei temperaturi este deosebită, întrucât se evita astfel, riscul unor distrugerii întâmplătoare efectuând recoacerea în alt domeniu al temperaturilor.

4.2.3. Rezistența la coroziune

Aprecierea cantitativă a rezistenței la coroziune se poate face prin mai mulți indici, cei mai utilizați fiind [67]:

- indicele gravimetric ce reprezintă variația greutății probei ca rezultat al coroziunii în unitatea de suprafață și timp notat cu:

$$v_{\text{cor}} \quad [\text{g} / \text{m}^2 \text{ h}];$$

- indicele de penetratie p definit ca adicimea medie a distrugerii corozive a materialului.

Intrucât metoda utilizată pentru aprecierea comportării la coroziune este o încercare comparativă, s-a folosit ca aliaj de referință oțelul inoxidabil 10Ti Ni Cr180.

Testarea la coroziune generală s-a efectuat în două medii: soluție de NaCl cu concentrație de 3 % și 0,1 NHCl. Ca probe s-au utilizat benzi din aliajele Fe Mn P (sarja 5P) precum și

Fe Cr Mn P Si C (sarja 1P) având următoarele suprafețe expuse atacului chimic (Tabelul 4.2.):

Tabelul 4.2.

Aliaj	Suprafața [m ²] x 10	
	0,1 NHCl	3 % NaCl
5P	6,25	5,80
1P	6,48	5,22
INOX	8,90	4,38

Înainte de efectuarea încercării probele au fost curățate cu tricloretilena. În timpul experimentului probele s-au fixat cu fir de nylon și au fost suspendate în mediul coroziv. Timpul de mentinere a fost de 240 ore, la temperatura mediului ambiant.

Variația masei probelor ca urmare a coroziunii este prezentată în Tabelul 4.3. (măsurătorile au fost efectuate cu balanța analitică)

Tabelul 4.3.

Aliaj	Masa [g] x 10 ⁻⁴	
	0,1 NHCl	3 % NaCl
5P	46,5	131,190
1P	4,04	17,556
INOX	270	0,510

Pe baza acestor date si din relatiile de mai jos:

$$v_{cor} = m / s \cdot t$$

$$p = 8,76 \times v_{cor} / [\text{mm} / \text{an}]$$

se obtin urmatoarele rezultate (Tabelul 4.4.):

Tabelul 4.4.

Aliaj	Densitatea [g / m ³]	v [g / m ² . h]		p [mm / an]	
		0,1 NHCl	3 % NaCl	0,1 NHCl	3 % NaCl
5P	7,38	0,31	0,87	0,36	1,03
1P	7,15	0,026	0,14	0,03	0,17
INOX	7,92	0,13	0,0048	1,43	0,005

Analiza comportarii la coroziune trebuie efectuata distinct pentru fiecare mediu in parte.

Sticlele metalice prezinta rezistenta la coroziune net superioara fata de cea a otelului inoxidabil in solutia de HCl, urmare fireasca a pierderilor importante de greutate a otelului datorita, in special, coroziunii prin pitting si coroziunii la limita grauntilor.

Intr-un mediu mult mai putin reactiv, aliajele amorfe au avut o stabilitate mai mica probabil ca urmare a scaderii rezistentei filmului de pasivare a structurii amorfe la actiunea ionilor de Na si Cl.

Se observa de asemenea imbunatatirea radicala a rezistentei la coroziune a aliajelor amorfe prin alierea cu crom. Desi prezent in proportie de numai 8 % , cromul conduce la cresteri considerabile cu citeva ordine de marime a stabilitatii chimice. Ilustrarea acestor observatii este prezentata in Fig. 4.23.

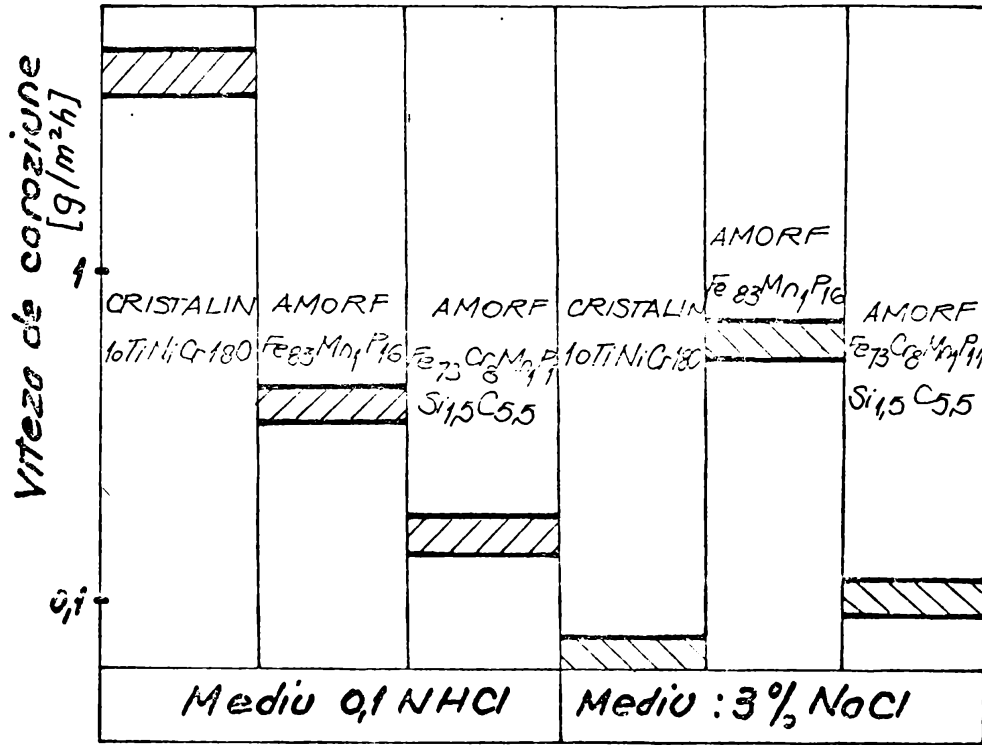


Fig. 4.23. Viteza de coroziune in diferite medii pentru aliajele 1P, 5P si 10 Ti Ni Cr 180

Prin urmare, experimentarile efectuate au confirmat rezistenta ridicata la coroziune in medii puternic reactive a sticlelor metalice pe baza de Fe - Cr - P.

4.3. Proprietati magnetice

Starea amorfa a aliajelor metalice este o stare metastabila. Tratamentele termice aplicate determina procese de relaxare a "defectelor" structurale respectiv procese de germinare si cristalizare la temperaturi ridicate, procese care sint insotite de variatii sensibile ale unor marimi fizice. Prin urmare, caracteristicile magnetice sint necesar a fi cunoscute atit in starea de elaborare cit si dupa aplicarea tratamentelor termice.

In alta ordine de idei, analiza metalelor amorfe din punct de vedere al caracteristicilor magnetice, necesita masuratori de precizie, intrucit fiind materiale noi, sint necesare determinarea caracteristicilor de referinta. De asemenea, aprecierea utilizarii acestor materiale necesita cunoasterea comportarii magnetice la diferite frecvente de lucru.

4.3.1. Determinarea proprietatilor magnetice de referinta

Pentru cunoasterea magnetizarii de saturatie M_s a susceptibilitatii χ s-a procedat la trasarea curbei fundamentale de magnetizare. Cimpul coercitiv H_c , pierderile magnetice P se determina prin analiza ciclului de histerezis magnetic cvasistatic.

4.3.1.1. Conditii de experiment

Masuratorile s-au efectuat pe benzi amorfe avind dimensiuni variabile cuprinse intre 100 si 450 mm pentru lungimi, latimi intre 0,7 si 3 mm si grosimi intre 0,025 si 0,035 mm.

Curba fundamentala de magnetizare s-a ridicat in cimp magnetic alternativ liniar variabil (unda triunghiulara cu perioada cimpului $T = 0,216$ s). Amplitudinea cimpului magnetic exterior s-a ales in asemenea mod incit sa depaseasca cu doua ordine de marime cimpul coercitiv pentru asigurarea saturatiei tehnice.

Magnetizarea de saturatie s-a determinat folosindu-se legea apropierea de saturatie [22]. Utilizind portiunea initiala a curbei fundamentale de magnetizare s-a determinat susceptibilitatea magnetica in functie de cimpul magnetic.

Masuratorile s-au efectuat cu ajutorul unei instalatii tip fluxmetru prezentata in detaliu in [36]. Ciclul de histereza static este definit ca si caracteristica $J - H$ obtinuta cind intensitatea cimpului magnetizant de curent continuu aplicat cu viteza de variatie constanta unui material feromagnetic initial demagnetizat parcurge un ciclu complet [35].

Inregistrarea curbelor de histereza in cazul experimentarilor de fata a fost efectuata prin aplicarea unui cimp magnetizant alternativ liniar variabil de foarte joasa frecventa (0,06 Hz).

Aparatura destinata acestui scop, este descrisa in lucrarile [70]. Aplicarea pe intrarea X a inregistratorului, a unei tensiuni U_x direct proportionala cu intensitatea cimpului magnetic longitudinal H , creat de o bobina de cimp si a unei tensiuni U_0 rezultate din procesarea (amplificare si integrare in raport cu timpul) semnalului furnizat de o bobina de sondaj coaxiala cu bobina de cimp si compensata pentru fluxul in aer si continind proba, aplicata pe intrarea Y, permite trasarea curbei de histerezis statice.

In unele cazuri (in mod deosebit pentru lungimi situate la limita inferioara a domeniului) s-au efectuat corectii pentru cimpul demagnetizant.

Tratamentele termice efectuate pe instalatia descrisa anterior, s-au realizat la temperaturile: 200, 300, 350, 375, 400, 425, 475, 525, 575 °C; viteza de incalzire s-a ales intre 5 - 10 °C / min, durata incalzirii s-a stabilit la 30 min, iar racirea de la temperatura de incalzire s-a efectuat dirijat, in cuptor, astfel incit valoarea vitezei sa se plaseze in domeniul 100 - 200 °C / min.

In cazul efectuării tratamentelor termice speciale in cimp magnetic, valoarea cimpului aplicat in directia longitudinala a probelor, a fost de 4000 A / m.

Datorita faptului ca, cimpul coercitiv este comparabil cu cimpul magnetic terestru s-a avut in vedere in toate cazurile, compensarea acestuia prin orientarea convenabila a directiei de masurare (axa probei).

Loturile de probe supuse masuratorilor au fost codificate pentru usurinta operarilor conform celor prezentate in capitolul precedent; alaturi de notatiile cunoscute, s-au mai trecut si numarul sarjei din care au fost prelevate probele. In vederea efectuării prelucrarilor matematice a fost necesara cunoasterea greutatii lungimii si numarul probelor aferente unei sarje (Tabelul 4.5.)

Tabelul 4.5.

Nr. crt.	Aliaj / sarja	Masa lotului	Lungimea totala a probelor [mm]	Nr. probe lot p
1	1P - 02	0,3544	1082,5	3
2	3P - 02	0,1830	2089	5
3	6P - 03	0,7340	2155	5
4	7P - 03	0,4797	1288	3
5	10P - 02	0,4608	1328	4
6	11P - 04	0,4005	1611	4
7	6P - 07	0,3515	2052	5
8	2P - 01	0,06048	128	1
9	1B - 05	0,0634	150	1

In vederea exprimării volumului a fost necesara masurarea densitatii. Tehnica utilizata a fost metoda picometrului cu lichid de imersie apa, la temperatura de 18 ° C. Media valorilor determinate a fost de 8210 kg / m³ pentru aliaje din familia Fe - P si 7980 kg / m³ pentru aliaje Fe - B - Si - C .

4.3.1.2. Rezultate experimentale

Ridicarea curbelor fundamentale de magnetizare pina la starea de saturatie tehnica (H > 2000 A / m) curbe prezentate in Fig. 4.24. a, permis, folosind ca etalon un fir de nichel pur, determinarea intensitatii magnetizării de saturatie Js. Aliajele pe baza de fosfor

au J_s cuprins între 0,56 T (aliaj 7P) și 1,75 T (aliaj 3P), iar aliajul pe baza de bor a prezentat valori cuprinse între 1,4 - 1,55 T.

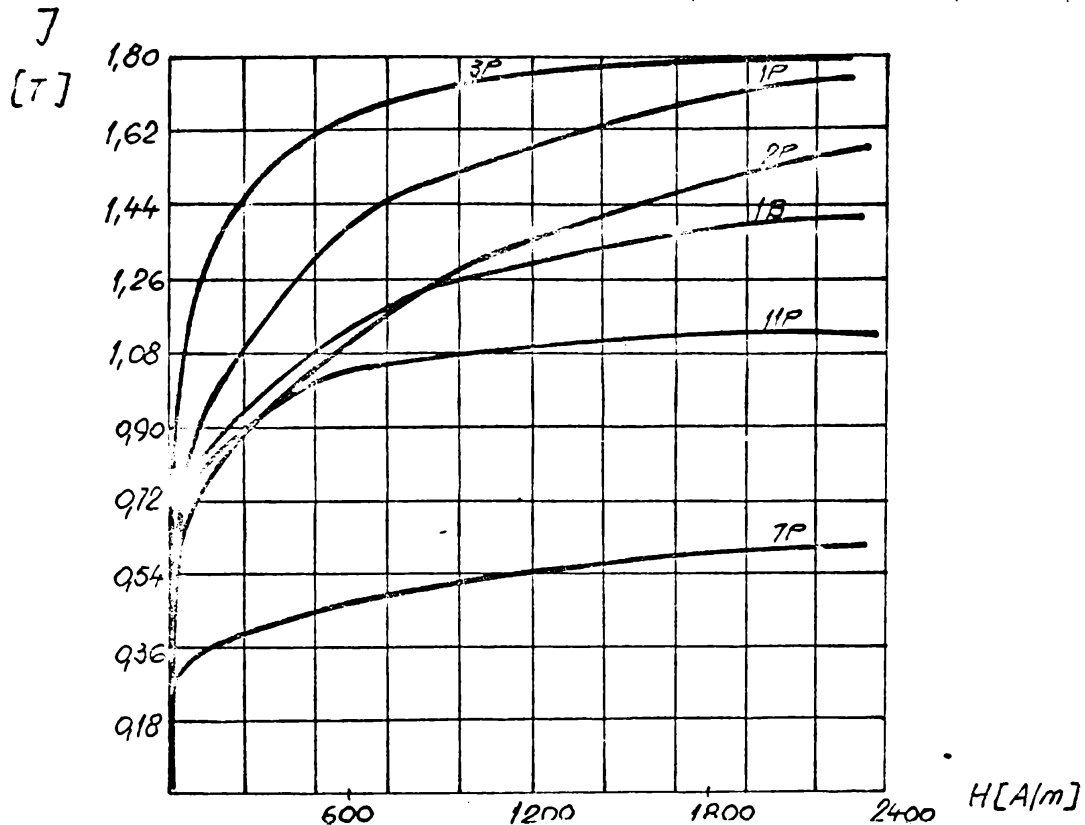


Fig. 4.24. Curbele fundamentale de magnetizare pentru aliajele analizate in stare nativa

Analizind modificarea magnetizării de saturatie cu continutul de fosfor, celelalte elemente chimice fiind fixate se observa o scadere nesemnificativa: 1,76 T pentru 9 % at P (aliaj 3P) fata de 1,71 T pentru 11% at P (aliaj 1P). IN schimb prezenta cromului conduce la o drastica scadere a lui J_s de la 1,57 T pentru 0 % Cr, (aliaj 2P) la 0,56 T pentru 10,5 % at Cr (aliaj 7P) asa cum rezulta si din Fig. 4.25.

Aplicarea tratamentelor termice nu modifica decit in limitele unei imprastieri de aprox. 5 % valorile magnetizării de saturatie obtinute la masuratorile efectuate pe probele in stare nativa (netratata termic).

Susceptibilitatea magnetica s-a determinat utilizind portiunea initiala a curbei fundamentale de magnetizare (cimpuri magnetizante slabe situate la valori mai mici de 20 A / m).

Reprezentarea curbelor fundamentale pentru aliajele analizate este aratata in Fig. 4.2.6.

Susceptibilitatile maxime prezinta diferente ridicate de la o sarja la alta a aceluasi aliaj (Tabelul 4.6. sarja 6P - 03 comparativ cu sarja 6P - 07) si sint puternic dependente de compozitia chimica si de "starea" sarjei.

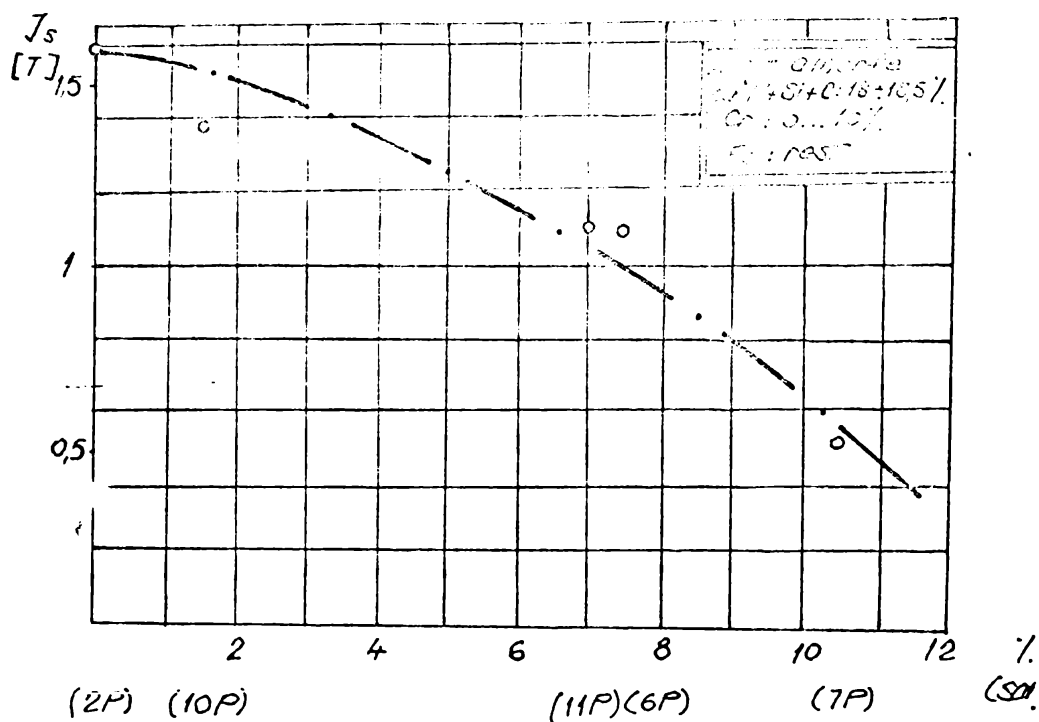


Fig. 4.25 Evolutia magnetizarii de saturatie cu cresterea continutului de crom, in aliajele pe baza de Fe

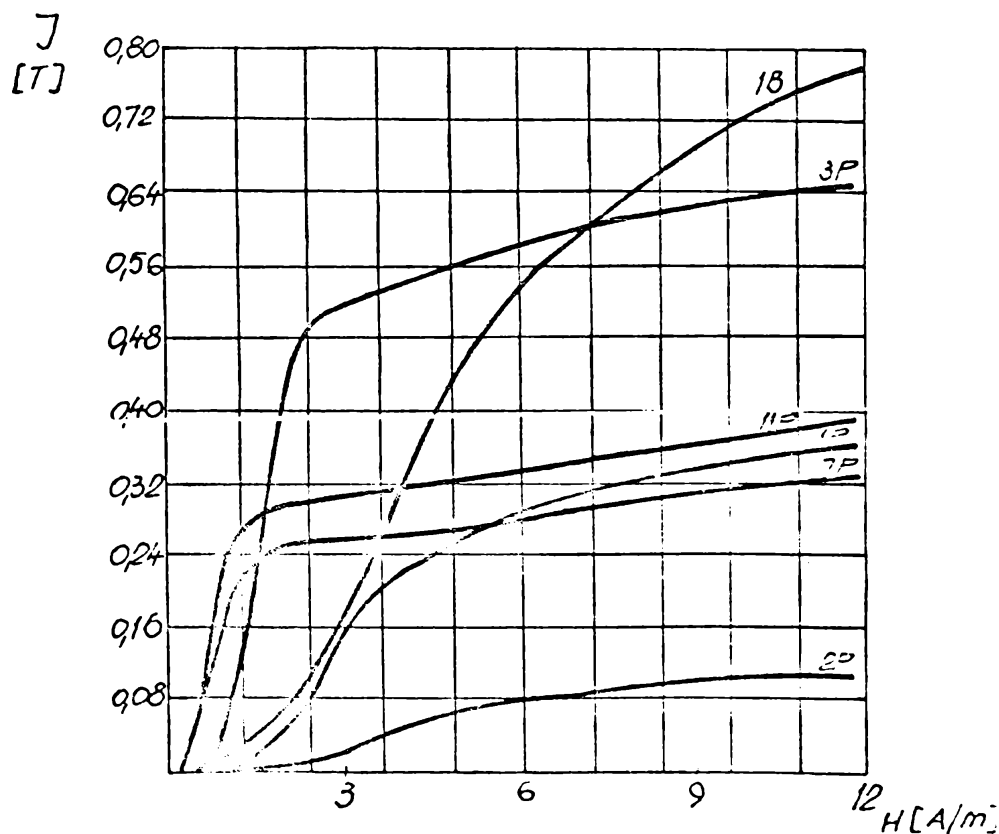


Fig. 4.26. Curbele fundamentale de magnetizare pentru aliaje netratate termic in domeniul cimpurilor mici

Tabelul 4.6.

Nr. crt.	Aliaj / sarja	Susceptibilitatea maxima χ max	Cimpul magnetiz. H [A/m]
1	1P - 02	40.600	10,86
2	3P - 02	164.000	3,16
3	6P - 03	21.500	18,21
4	7P - 03	59.500	2,15
5	10P - 02	58.600	5,3
6	11P - 04	108.700	2,5
7	6P - 07	48.100	2,27
8	2P - 01	21.500	13,26
9	1B - 05	74.600	4,5

Se remarca o valoare extern de ridicata a aliajului 3P - 02. Benzile testate din aceasta sarja prezinta o calitate geometrica remarcabila si o grosime uniforma de 25 μ m. Diferite cicluri de tratamente termice magnetice vor modifica starea probei ceea ce va conduce la schimbari in procesele de magnetizare. Relevant este cazul sarjei 7P - 03: pina la temperaturi de recoacere inferioare valorii de 425 °C ea prezinta o crestere a susceptibilitatii atingind 61.400 (la 350 °C), iar de la temperatura de 425 °C pina in zona critica de demarare a cristalizarii max realizeaza un salt la 112.900. Cauza care a blocat deplasările peretilor interdomenici (tensiunile interne) este prin urmare atenuata de aplicarea tratamentelor termice in cimp magnetic la parametrii optimi.

Asa cum rezulta si din Fig.4.27 (in care s-a exemplificat grafic cazul de mai sus) este evidenta "disparitia" pragului de cimp magnetizant necesar amorsarii deplasarii de pereti (domeniu ce face imposibila determinarea cu precizie a susceptibilitatii initiale).

Aplicind tratamentele termice in cimp magnetic la toate aliajele supuse experimentarilor, s-a putut evidentia valorile de virf ale susceptibilitatii maxime, precum si parametrii tehnologici care asigura aceste valori.

Pentru o exprimare sugestiva a cresterilor inregistrate de susceptibilitatea maxima in Tabelul 4.7. s-au prezentat si cresterea procentuala a acesteia fata de starea nativa; in acelasi tabel s-au trecut si valorile de virf ale susceptibilitatii maxime precum si temperatura tratamentului termic la care s-a obtinut.

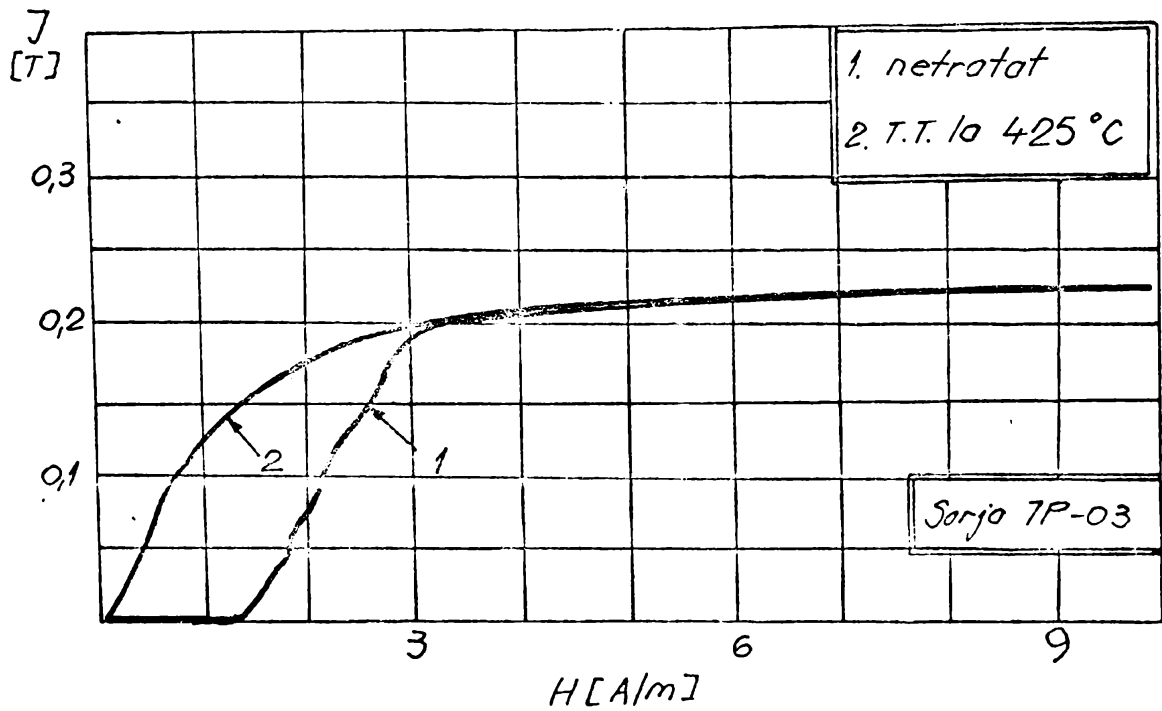


Fig. 4.27. Curbele fundamentale de magnetizare in cimpuri mici a aliajului 7P - 03, in stare nativa respectiv tratat termic la 425 °C

Tabelul 4.7.

Nr. crt.	Aliaj / sarja	Susceptib. max. χ_{max}	Temp. de TT t [°C]	$\Delta\chi_{max}$ [%]
1	1P - 02	65.500	425	61,33
2	3P - 02	164.000	475	-
3	6P - 03	22.500	200	4,65
4	7P - 03	112.900	425	89,75
5	10P - 02	58.600	200	-
6	11P - 04	118.300	375	3,38
7	6P - 07	156.800	425	225,98
8	2P - 01	22.100	250	2,8
9	1B 05	91.200	350	22,25

Aliajele amorse examinate prezinta cimpuri coercitive (H_c) mici ca urmare a lipsei anizotropiei magneto - cristaline. H_c s-a determinat de pe ciclurile de histeriza cvasistatice (Fig. 4.28.)

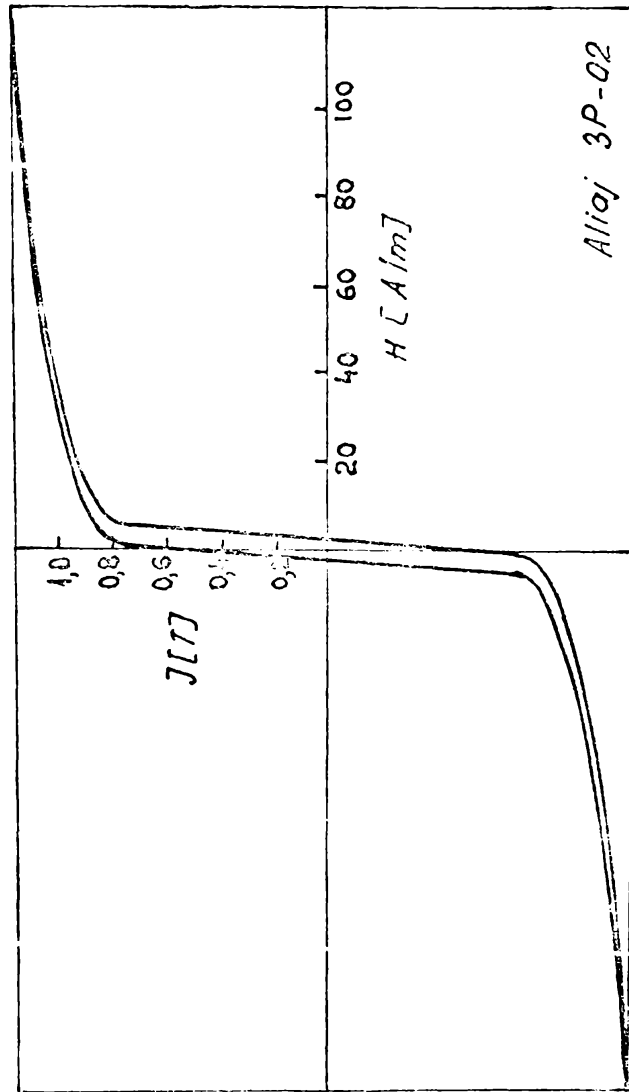


Fig. 4 28

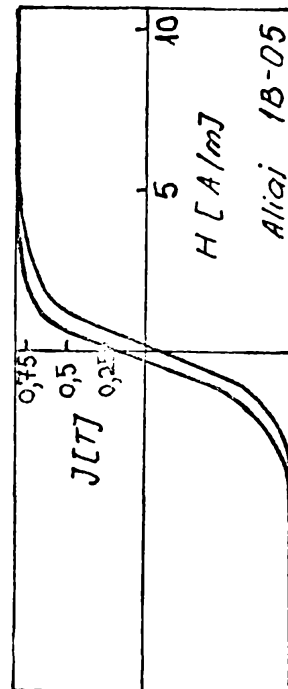
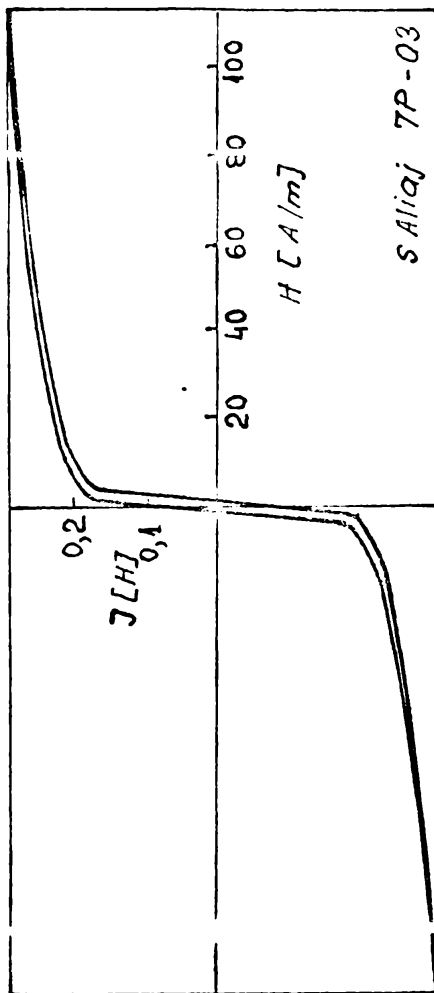


Fig 4 28

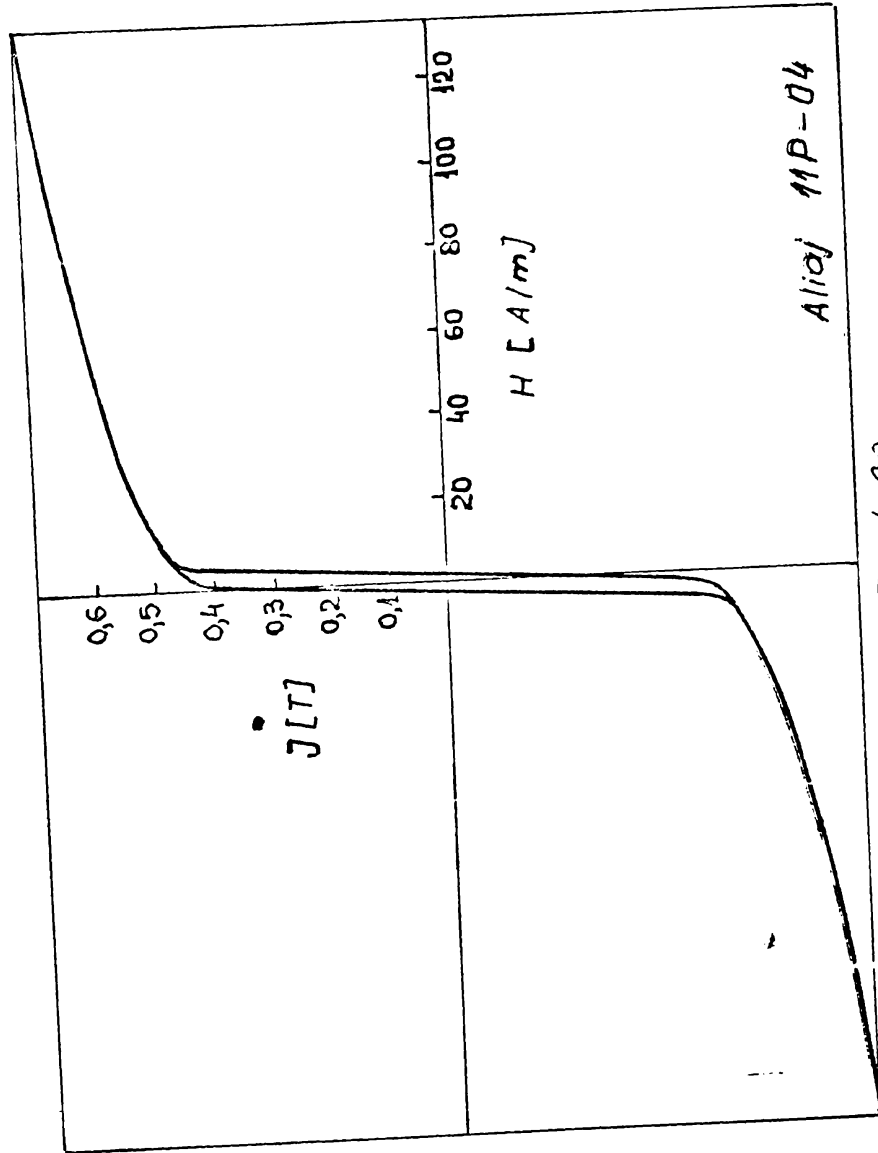


Fig 4 28

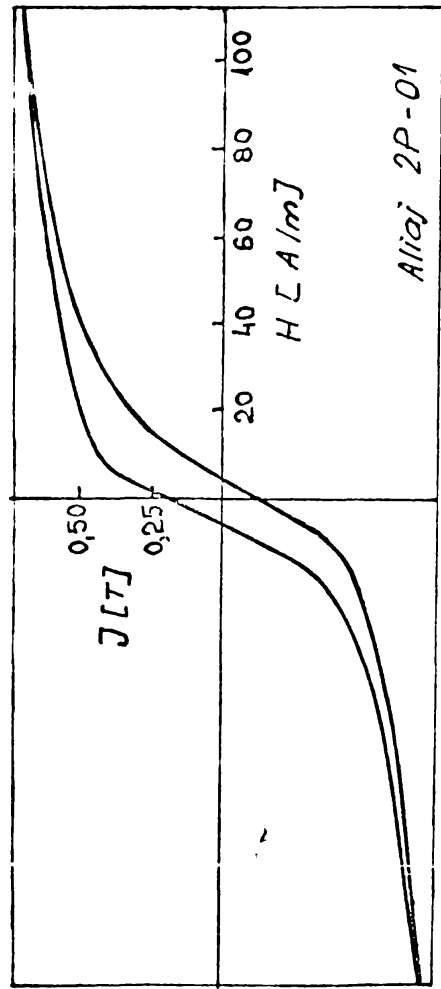
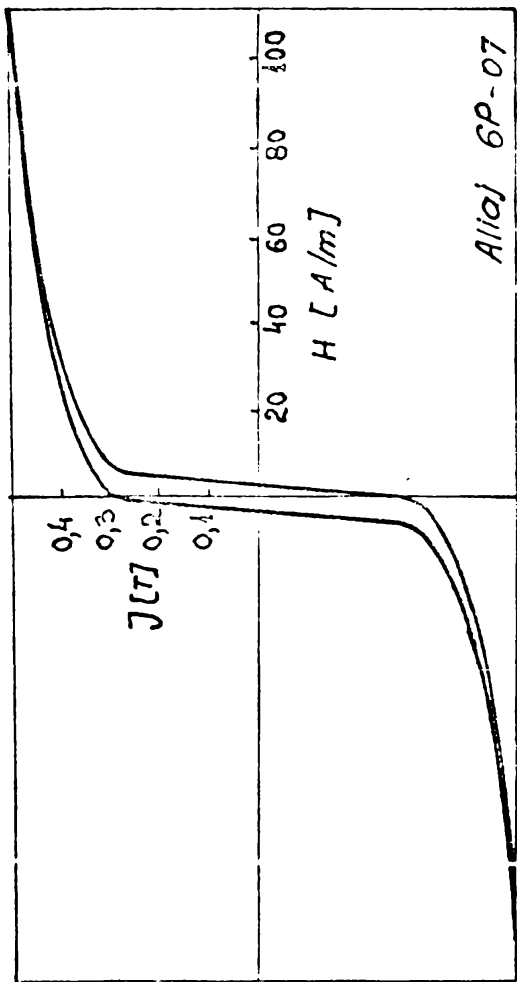
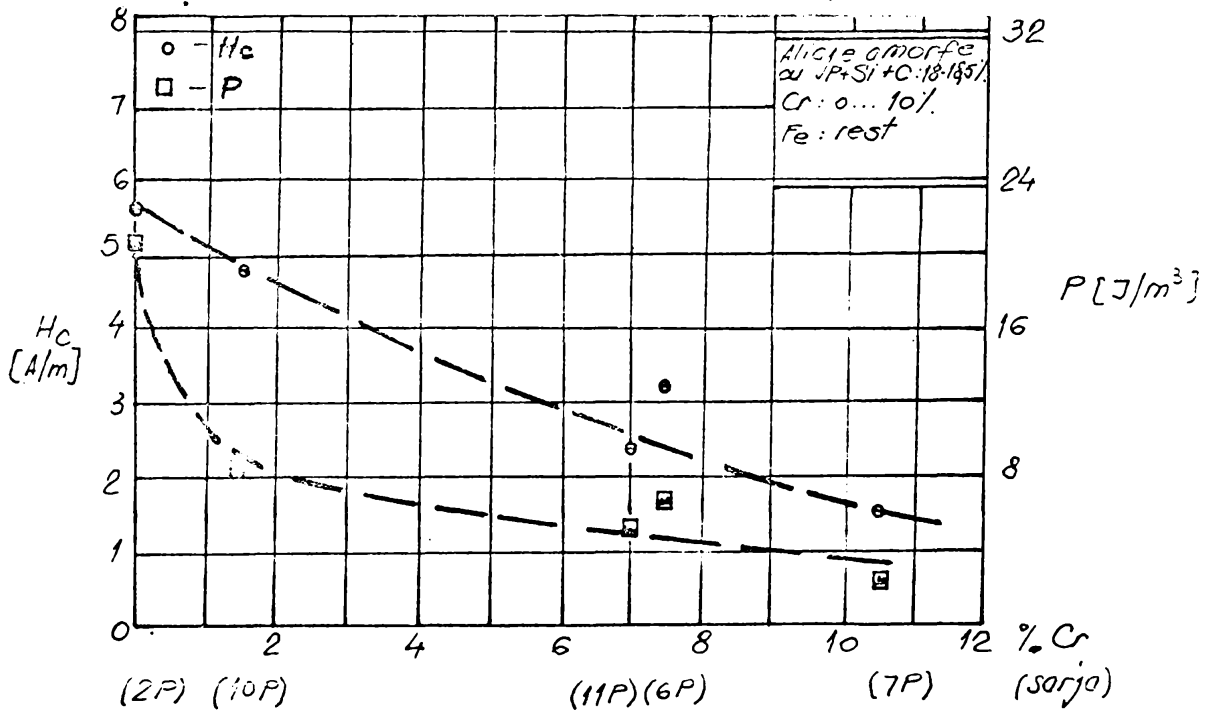


Fig. 4 28

Cresterea continutului de crom este asociata cu scaderea cimpului coercitiv H_c de la 5,35 A / m la 1,55 A / m de maniera aratata in Fig. 4.29. In schimb, fosforul maresc considerabil valoarea lui H_c ; aliajul cu 9 % P prezinta un cimp coercitiv de 2,67 A / m iar cel cu 11 % P atinge 7,6 A / m. Aliajele din familia Fe - B poseda un cimp coercitiv cuprins intre 1,5 si 5 A / m.



Pierderile magnetice P , determinate prin planimetrarea ciclului de histerezis scad de asemenea cu cresterea continutului de crom.

Tratamentele termice in cimp magnetic conduc la modificarea sensibila a cimpului coercitiv si a pierderilor magnetice. De exemplu, la un tratament termic in cimp magnetic efectuat la temperatura de

incalzire de 250 °C cimpul coercitiv prezinta scaderi semnificative (Fig. 4.30.) relevant in acest sens fiind aliajul 6P - 07 (sarja ce in stare netratata prezinta o anomalie considerabila).

Masuratorile au scos in evidenta faptul ca fiecare aliaj amorf prezinta o temperatura de recoacere specifica unde cele doua marimi analizate (cimpul coercitiv H_c si pierderile magnetice P) prezinta valorile cele mai favorabile.

In Tabelul 4.8. se prezinta aceste date, precum si temperaturile de incalzire ale tratamentului termic in cimp magnetic la care acestea s-au obtinut. Dupa cristalizare, atat cimpul coercitiv cit si pierderile magnetice ating valori (de exemplu pentru 10P - 02 $H_c = 2680$ A / m si $P = 7270$ J / m la 425 °C) care le exclud din clasa materialelor magnetice moi.

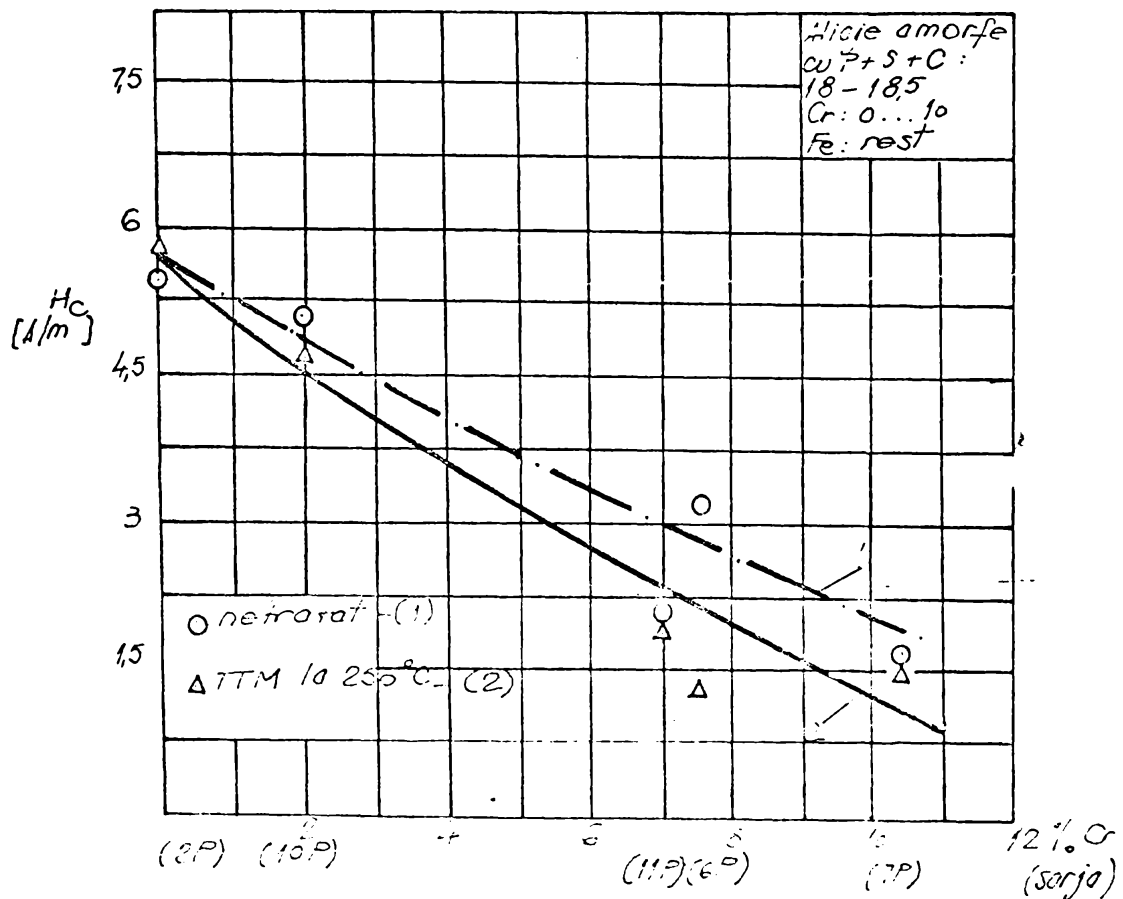


Fig. 4.30. Modificarea cimpului coercitiv prin aplicarea tratamentului termomagnetic la 250 °C

Tabelul 4.7.

Nr. crt.	Aliaj / sarja	Hc min [A/m] / Temp. TT [°C]	P / Hmin [J/m] / [°C]	Temp. TT [°C]	Hc [%]	P [%]
1	1P - 02	6,60 / 350	17,80 / 350		21,36	81,53
2	3P - 02	2,08 / 525	10,14 / 525		28,36	80,76
3	6P - 03	6,90 / 200	14,20 / 350		3,18	3,88
4	7P - 03	1,15 / 425	2,10 / 425		34,78	1,90
5	10P - 02	4,67 / 250	7,97 / 250		4,92	1,75
6	11P - 04	1,55 / 475	4,30 / 475		29,03	15,11
7	6P - 07	1,33 / 475	4,28 / 475		134,59	65,19
8	2P - 01	4,30 / 350	14,77 / 350		21,59	49,69

4.3.2. Determinarea proprietatilor magnetice la diferite

frecvente de lucru

Intregul lot de probe a fost supus incercarilor la frecventa industriala de 50 Hz.

Intrucit in acest caz, marimile fizice operante sint cele cu caracter tehnic, cercetarile s-au axat pe determinarea pierderilor magnetice pe ciclu, numite si pierderi in fier. Calculul pierderilor in fier s-a efectuat pe ciclurile de histereza trasate atit in stare nativa cit si dupa tratamentele termice aplicate in cimp magnetic.

Prin reprezentarea grafica in functie continutul de crom (Fig.4.31.), pentru probele netratate termic (ciclurile de histereza prezentate in Fig. 4.32) se constata o scadere accentuata a pierderilor la marirea continutului de crom. In schimb fosforul

conduce la cresteri ale pierderilor in fier de la 18,33 J / m³ (la 9,4% at fosfor) la 32,31 (pentru 11 % at fosfor). Pe acelasi grafic sint reprezentate si valorile minime obtinute prin efectuarea tratamentelor termomagnetice observindu-se valori sensibil imbunatatite fata de starea initiala.

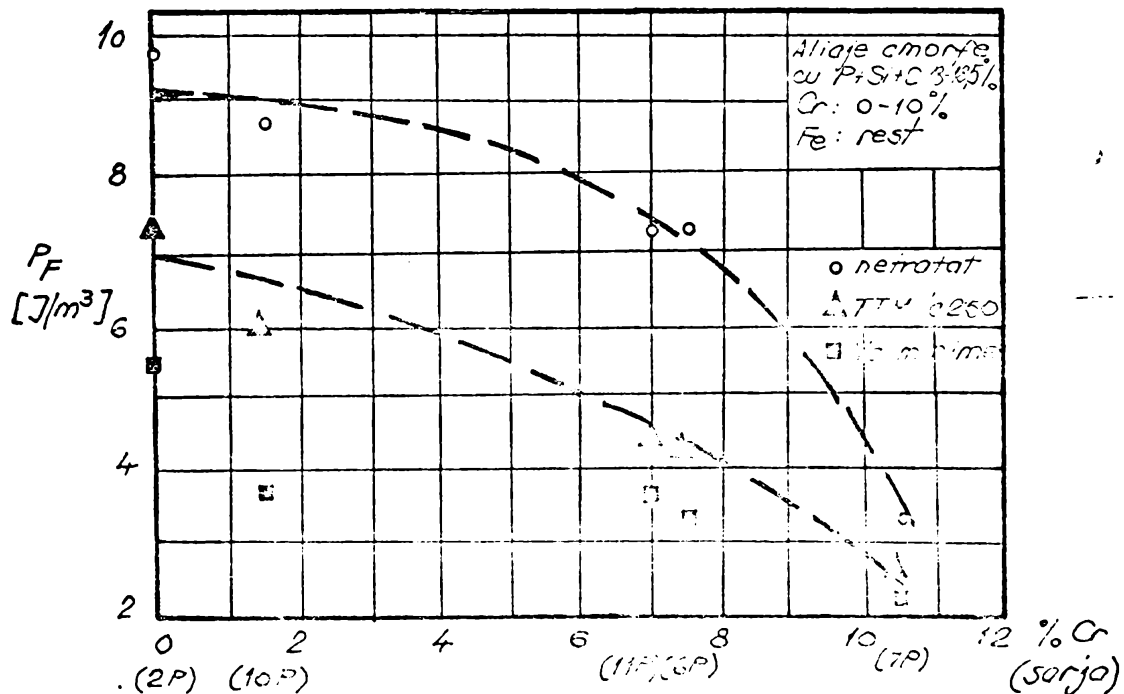
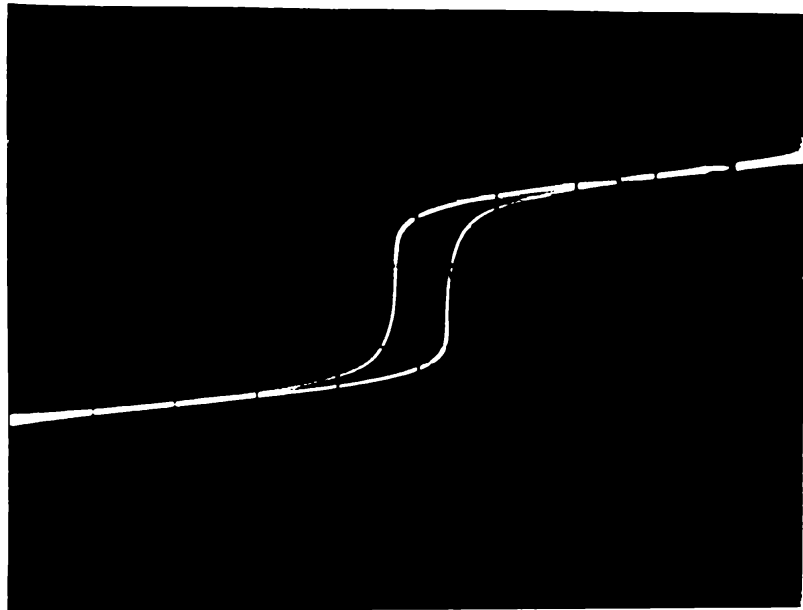


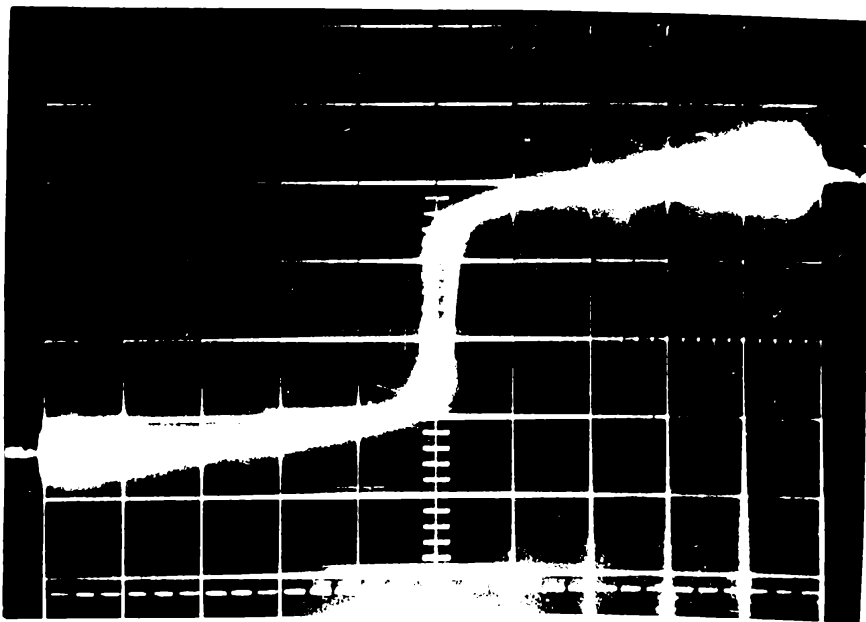
Fig. 4.31. Pierderile in fier la 50 Hz pentru diferite
compozitii chimice in stare netratata si
tratata termomagnetic la 250 °C

Analizind modificarile susceptibilitatii maxime la aceasta frecventa s-au observat scaderi de 1,5 - 3 ori fata de valorile masurate la frecvente joase.



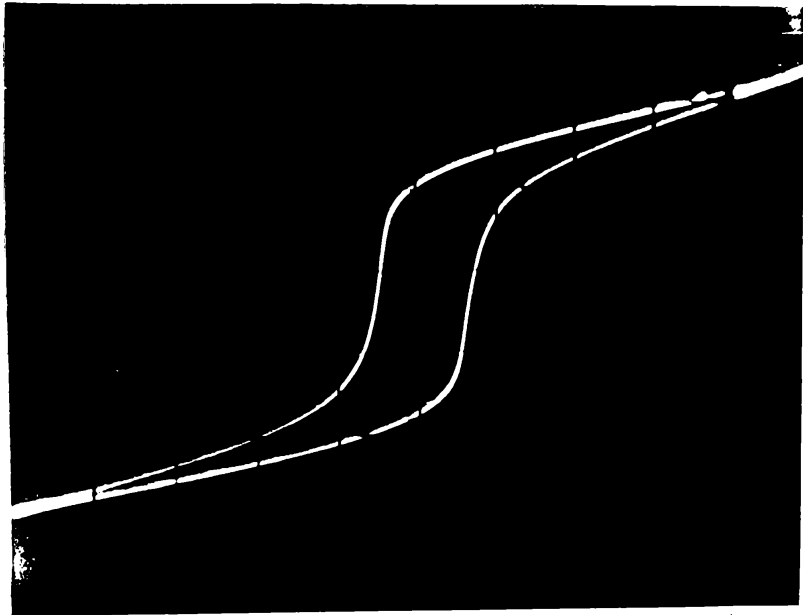
Sarja 3P-02

Netratot



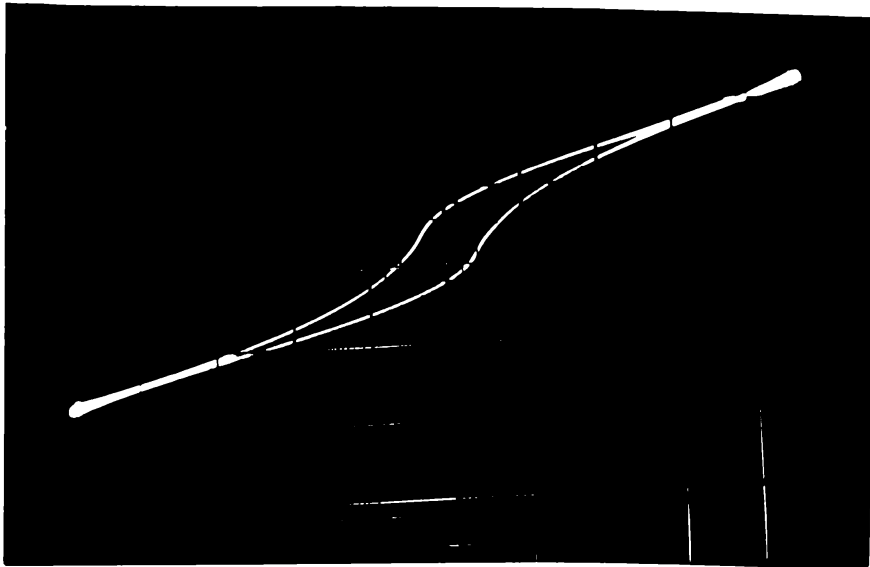
Sarja 3P-02

TT la 525°C



Sarja 6P-03

Netratat



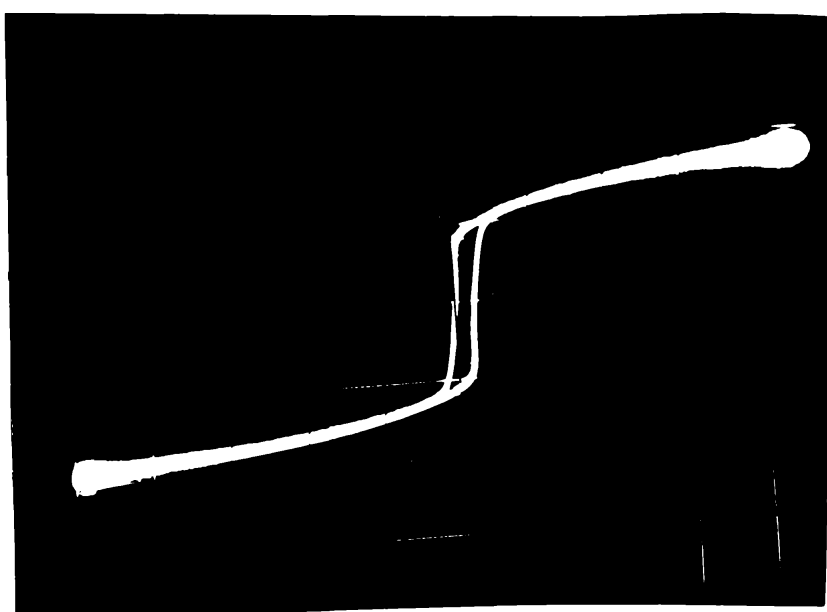
Sarja 5P-03

T.T. 350°C



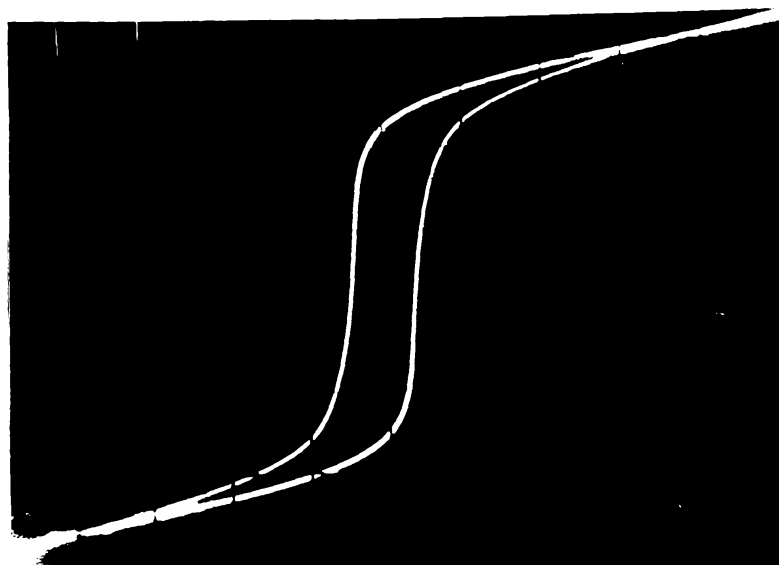
Şarjə TP-03

Netratat



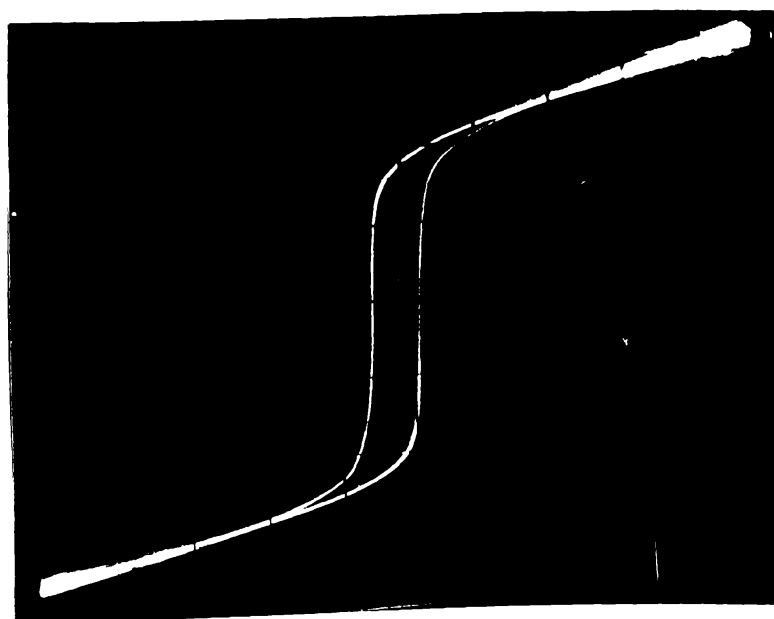
Şarjə TP-03

TT. 425°C



Šarža 10P-02

Netratat



Šarža 10P-02

T.T. 19 250°C

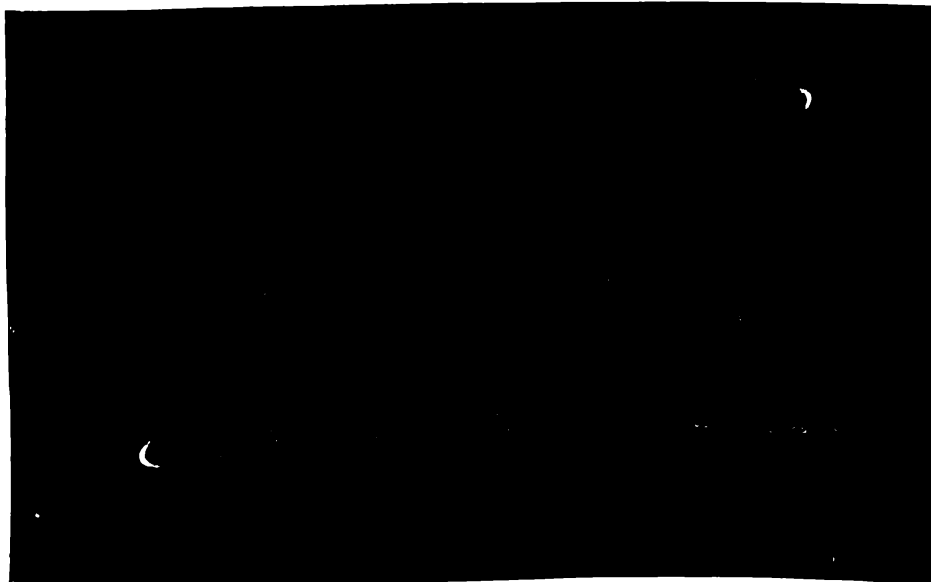
In aplicatiile tehnice este necesara exprimarea pierderilor magnetice in W / kg. In consecinta se obtin urmatoarele valori optime ale lui P (Tabelul 4.9.)

Tabelul 4.9.

Nr. crt.	Aliaj / sarja	P [W / kg]	Temp. de TT [C]
1	1P - 02	0,073	250
2	3P - 02	0,054	525
3	6P - 03	0,022	350
4	7P - 03	0,013	425
5	10P - 02	0,018	250
6	11P - 04	0,023	475
7	6P - 07	0,021	475
8	2P - 01	0,052	300
9	1B - 05	0,011	-

Cresterea frecventei cimpului magnetizant are ca efect marirea pierderilor in Fe. Nivelul acestei mariri pentru frecventa de 2000 Hz s-a determinat ridicind ciclul de histereza pentru aliajul 3P - 02

(Fig. 4.33. a - starea nativa ; b - tratat termic la 450 C). Au rezultat pierderi in fier de 35,9 W / kg respectiv 26,7 W / kg fiind de 2 - 3 ordine de marime mai mari decit la frecventa de 50 Hz, dar demn de retinut mai scazute ca la unele materiale magnetice similare [115].



a.

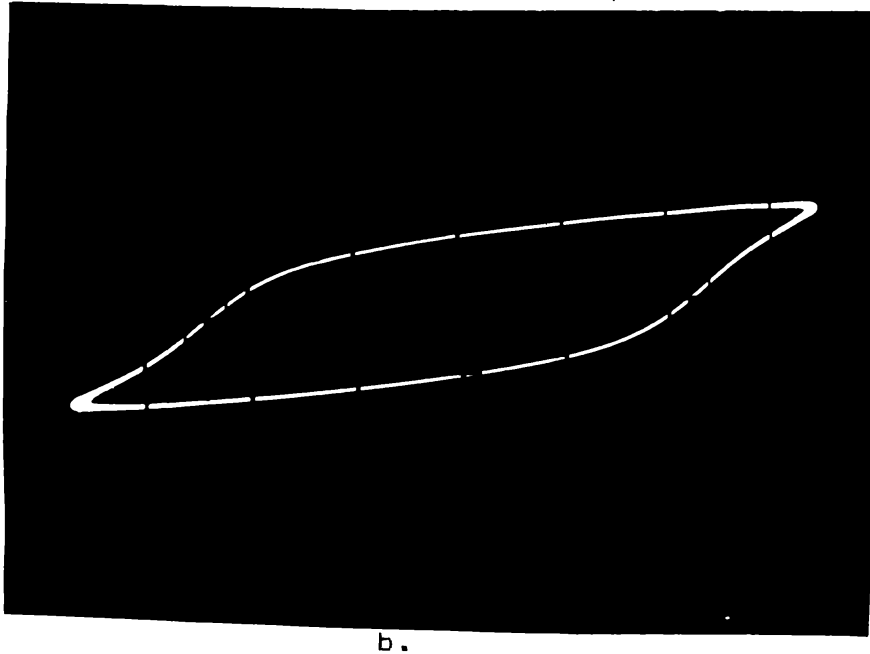


Fig. 4.33. Ciclul de histereza al aliajului 3P - 02

Susceptibilitatile au inregistrat valori de 7500 - 9000 usor mai ridicate decit ale aliajelor Fe - Ni (permaloy).

4.3.3. Determinarea temperaturii Curie

Cunoasterea temperaturii Curie feromagnetice este necesara atat pentru aplicarea tratamentelor termice in cimp magnetic cit si in perspectiva modificarii valorii acesteia (prin modificari compositionale) pentru o serie de aplicatii. Determinarea s-a facut pe o instalatie [35] ce permite trasarea dependentei magnetizarii de temperatura.

Curbele specifice pentru principalele aliaje analizate sint prezentate in Fig. 4.34.

Din reprezentarea evolutiei punctului Curie cu continutul de crom (Fig. 4.35.) se deduce ca peste o valoare critica a elementelor de aliere temperatura Curie scade vertiginos pina in apropierea temperaturii ambiante, aspect ce poate fi exploatat intr-o serie de aplicatii tehnice.

4.3.4. Influenta solicitarilor mecanice asupra proceselor de magnetizare

4.3.4.1. Influenta solicitarii de intindere

Tensiunile interne orientate prezente in aliajele amorfe determina o anizotropie magnetoelastica a materialului. Forma curbelor de magnetizare se modifica atat sub influenta tensiunilor interne cit si a celor externe. Dependenta este si inversa, in sensul ca la magnetizare probele isi schimba dimensiunile in directia cimpului aplicat

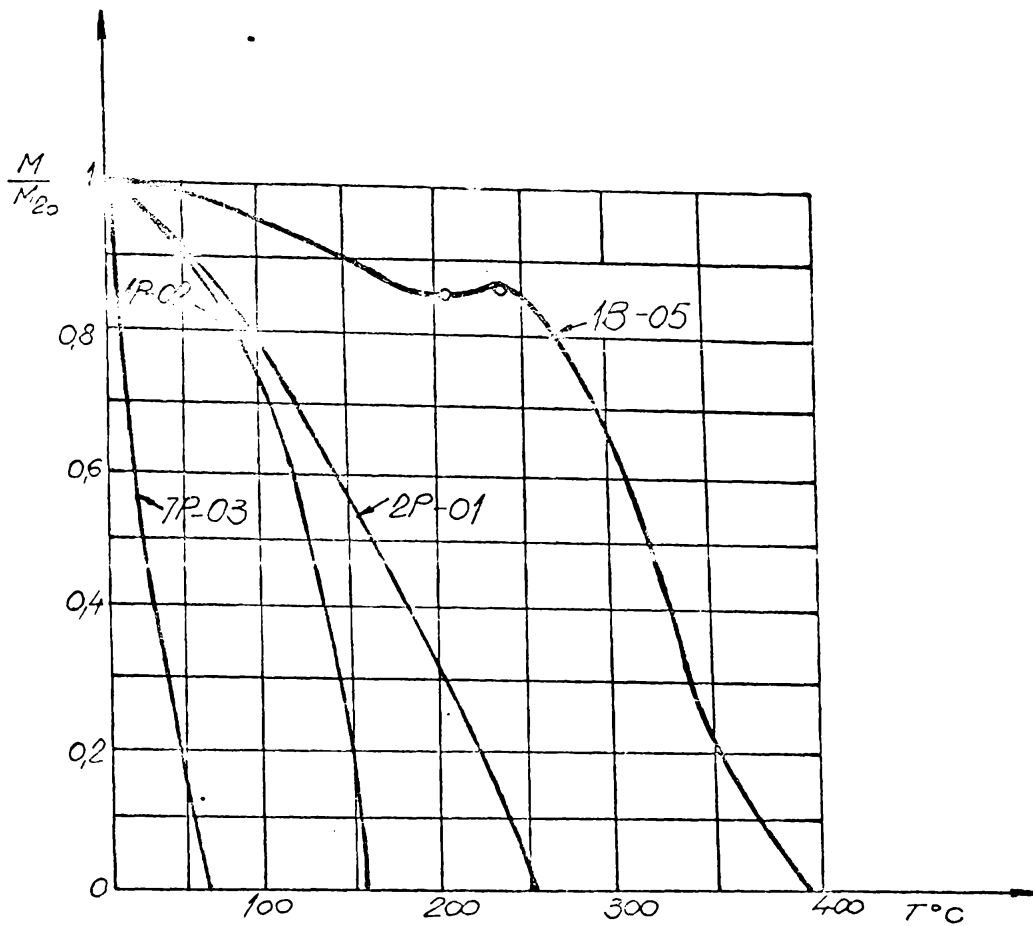


Fig. 4.34. Determinarea temperaturii Curie prin exprimarea magnetizării în funcție de temperatură

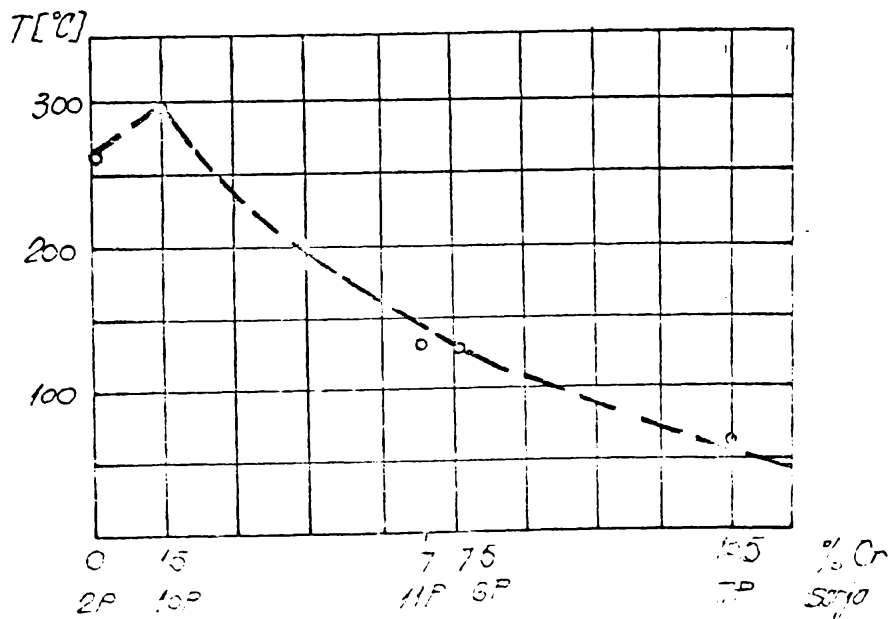


Fig. 4.35. Evoluția temperaturii Curie cu % Cr pentru aliajele amorfe pe baza de fosfor

Măsurarea acestor modificări prin exprimarea constantei de magnetostricțiune λ_s ($\lambda_s = \Delta l / l$ la saturația magnetică a probei) s-a efectuat pe sarje din marca 1P aplicind metoda "rotatiilor magnetice cu unghiuri mici". Rezultatele obținute [41] au condus la situarea acestor aliaje în grupa celor ce prezintă valori relativ mari ale magnetostricțiunii la saturație: $18 - 22 \cdot 10^{-6}$.

Pentru a cunoaște comportarea magneto-elastică a benzilor amorfe au fost trasate curbele de magnetizare fundamentale în cimpuri magnetice alternativ liniar variabile cu perioada $t = 0,216$ s (Fig. 4.36.). Măsurătorile au fost efectuate pe sarja 3P - 02.

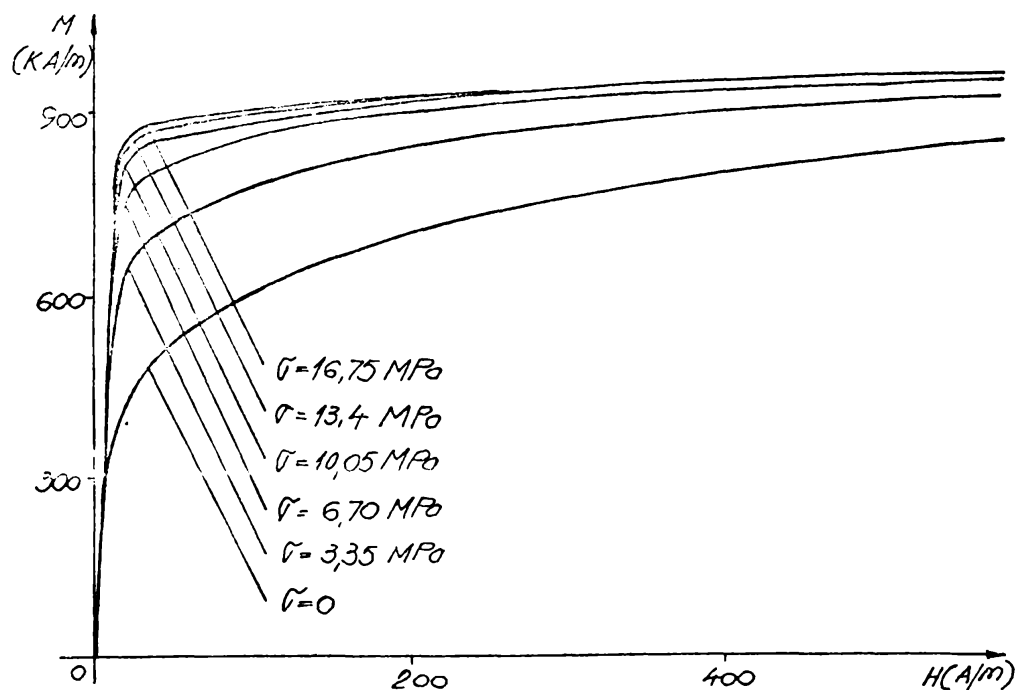


Fig. 4.36. Modificarea curbei fundamentale de magnetizare prin aplicarea solicitărilor progresive de întindere

Forma curbei de magnetizare, în absența solicitărilor, sugerează existența unei axe ușoare de magnetizare, înclinată față de axa longitudinală a benzii. Se remarcă faptul că aplicarea solicitării de întindere conduce la un efect maxim în cimpuri slabe și se reduce în cimpuri intense; de asemenea, saturația magnetică se atinge cu atât mai repede cu cât solicitarea este mai mare.

Examinarea efectului Barkhausen evidențiază creșterea ponderii proceselor de deplasare a peretilor de domenii, în variațiile magnetizării, odată cu creșterea solicitării de întindere (Fig. 4.37)

În cimpuri magnetice intense, chiar și la solicitări puternice, variațiile magnetizării au loc prin procese de rotație a vectorilor de magnetizare.

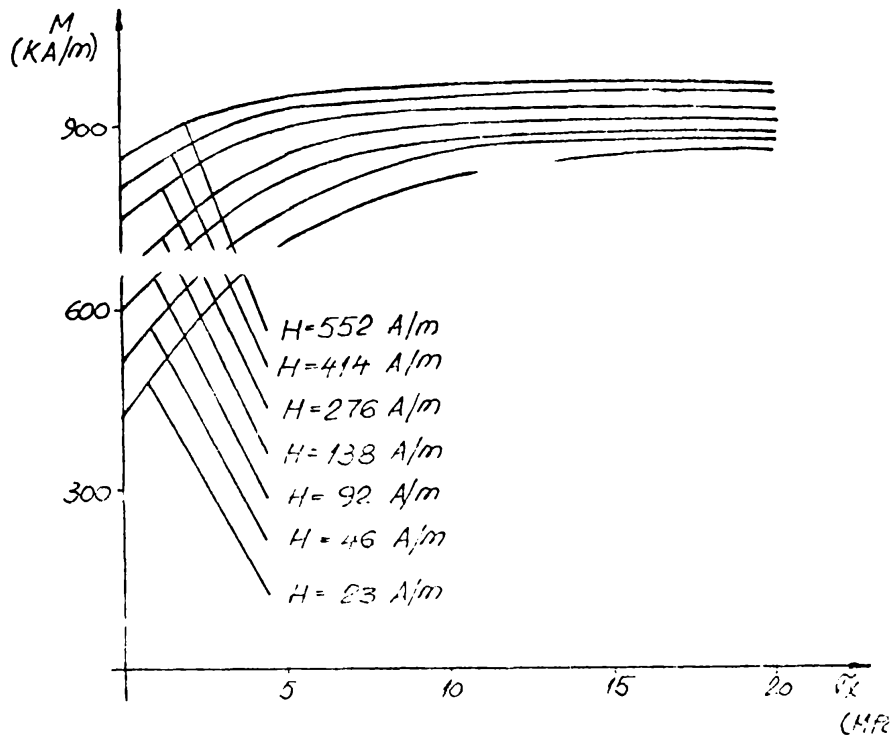


Fig. 4.37. Variatia magnetizarii la cresterea solicitarii de intindere

4.3.4.2. Influenta solicitarii de torsiune

Pentru descrierea efectelor magneto - elastice se utilizeaza variatiile magnetizarii $\Delta M \parallel$ si $\Delta M \perp$ ce se pot obtine prin integrarea in raport cu timpul, a tensiunii electromotoare induse, fie intr-o bobina de sondaj compensata, ce inconjoara proba ($e \parallel$), fie in proba insasi si culeasa de la capetele acesteia ($e \perp$) - efect Matteucci. Probele utilizate au fost prelevate din sarja 1B. Analiza rezultatelor experimentale aratate in Fig. 4.38. releva faptul ca, pentru valori constante ale amplitudinii cimpului magnetic axial, componenta $\Delta M \perp$ creste odata cu unghiul de torsiune pina la atingerea unei valori de saturatie. In aceleasi conditii, componenta longitudinala $\Delta M \parallel$ variaza lent si aproape liniar. La o solicitare constanta, variatiile componentei Matteucci in cimpuri magnetice cu amplitudine crescatoare tind spre o valoare de saturatie a carei marime creste odata cu unghiul de torsiune.

Sensibilitatea ridicata, confiera aliajelor amorse posibilitatea utilizarii in constructia traductorilor magneto - elastici.

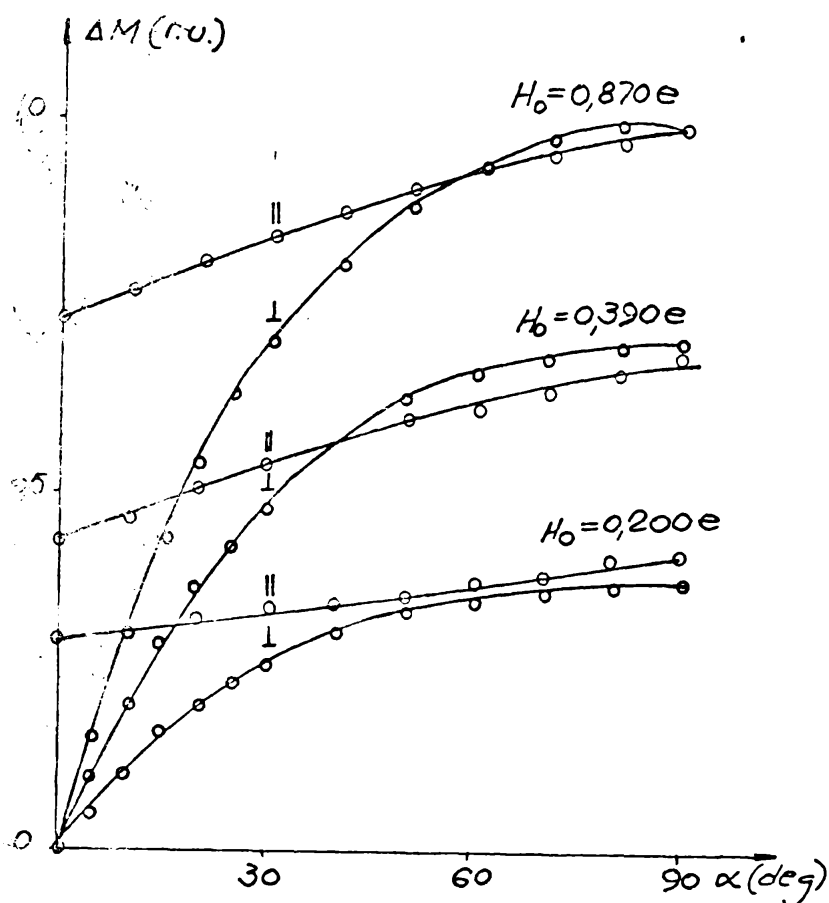


Fig. 4.38. Efectul unghiului de torsiune asupra variatiilor de magnetizare

4.4. Concluzii

Se considera ca analiza metalografica efectuata a condus la precizarea transformarilor structurale care apar in timpul amorfizarii si la cristalizare. Rezultatele au demonstrat absenta contrastului specific structurii amorse. De asemenea s-a evidentiat ca natura transformarilor la cristalizarea prin incalzire a aliajelor amorse este dependenta de compozitia aliajului (remarcandu-se existenta unor reactii specifice cristalizarii polimorfe si eutectice) precum si de existenta suprafetelor libere ale benzilor.

Difractogramele trasate vin in completarea informatiilor structurale existente, permitind si determinarea temperaturii de cristalizare la aliajele elaborate. Descrierea structurii aliajului pe baza de Fe - Cr - Mn - P - Si - C cu ajutorul functiei de distributie radiala a confirmat cu rigurozitate superioara starea amorsa si modelul structural specific sticlelor metalice metal - metaloid.

Incarcarile mecanice si tehnologice (pentru a caror efectuare au fost necesare solutii originale) au reliefat proprietatile de exceptie pe care le poseda aceasta noua familie de aliaje amorse (duritati peste 1300 HV, rezistente mecanice intre 280 - 360 daN/mm²)

ductilitate si rezistenta la coroziune deosebita).

(Analiza proprietatilor magnetice, a implicat prin prisma acestei clase de materiale cercetate ce este definită in esenta ca material magnetic, determinari de precizie a caracteristicilor de referinta. Rezumind se poate afirma ca:

- aliajul amorf reprezentativ pentru familia Fe - B - Si - C simbolizat cu 1B, prezinta caracteristici magnetice si mecanice la nivelul celor raportate in literatura tehnica pentru aceeași clasa;
- familia de aliaje metalice amorfe Fe - P - E se situeaza la rindul ei, in clasa materialelor magnetice moi;
- modificarea continutului de fosfor si crom a condus la realizarea de marci originale cu proprietati deosebite;
- susceptibilitate maxima ridicata precum si pierderi magnetice reduse s-au obtinut in principal pe marcile ce contin: Cr in proportie de 7 - 8 % at, P 10,5 - 11,5 % at, adica :

Fe	Cr	Mn	P	Si	C	(11P)
73	7	1,5	11	1,5	6	

Fe	Cr	Mn	P	Si	C	(6P)
73	7,5	1	11	1,5	6	

- marca 7P (Fe Cr Mn P C) prezinta susceptibilitate maxima la nivelul marcilor mai sus aratate, pierderi magnetice mai scazute si cu totul specific ei, punctul Curie sub 70 °C

- s-a pus in evidenta faptul ca, desi conditiile de elaborare si control sint mult mai severe, exista posibilitatea asigurarii unei reproductibilitati a sargelor in limitele unui ecart compositional si dimensional impus. Pornind de la aceste considerente se remarca urmatoarele marci:

Fe	Cr	Mn	P	Si	C	- denumire comerciala TIMAMORF E.T.
73	7,5	1	11	1,5	6	

Fe	Cr	Mn	P	C	- denumire comerciala TIMAMORF T.C.
70	10,5	1	11,5	7	

- compararea cu materialele magnetice moi cristaline utilizate in mod curent, sugereaza posibilitatea inlocuirii fara dubii a tablei silicioase si in cea mai mare parte a permalloyului la frecventa joase respectiv a feritelor la frecvente ridicate. Dintre sorturile de aliaj Fe - Ni cunoscute, doar aliajul P80 (80 % Ni) poate sa depaseasca (si numai dupa un tratament termomagnetic foarte complex) valorile susceptibilitatilor obtinute pe marcile amorfe reprezentative.

In sprijinul utilizarii aliajelor elaborate se aduce si rezistivitatea electrica; masuratorile pe 3P - 02 au condus la valori de 185 Ω cm [23] fata de 50 - 55 Ω cm cit prezinta permalloyul, acest fapt avind ca rezultat pierderi prin curenti turbionari mult mai ridicate in cazul aliajelor Fe - Ni. Adaugind si factorul "grosime", care la rindul lui avantajaza aliajele amorfe va rezulta ca sint destule motive, ca acestea sa inlocuiasca, in regiunea frecventelor

inalte si foarte inalte, diferitele sorturi de tip permalloy;

- sensibilitatea magnetica ridicata careia i se alatura o rezistenta mecanica si ductilitate superioara permite recomandarea pentru uzul industrial a utilizarii acestor materiale la construirea traductorilor amorfi pentru solicitari (variabile, socuri, uzura) la care folosirea materialelor magnetice moi, clasice asigura o fiabilitate scazuta si randamente inferioare.

Capitolul V

CERCETARI ASUPRA FOLOSIRII METALELOR AMORFE IN CONSTRUCTIA APARATELOR DE MASURA SI CONTROL

Perspectivile deosebite oferite de ansamblul de proprietati (in special cele magnetice) au impus abordarea unor posibile domenii de utilizare a acestei clase de materiale .

In constructia aparatelor electrice de masura si control, se folosesc cantitati importante de materiale magnetice moi, pe baza de nichel, materiale deficitare si cu costuri ridicate. Exista deci, posibilitatea ca unele componente sa fie confectionate din aliaje metalice amorfe.

5.1. Utilizarea aliajelor amorfe pe baza de fosfor la fabricarea ecranelor magnetice

In constructia aparatelor de masura (miliampermetre, de exemplu), ecranarea circuitelor magnetice se realizeaza utilizand doua piese ecran tip pahar (Fig. 5.1.); cel exterior este confectionat din otel de uz general (folosit la ecranarea cimpurilor magnetice mari) iar cel interior este din supermalloy (FeNi80) avind menirea protejarii circuitelor magnetice la cimpuri mici.

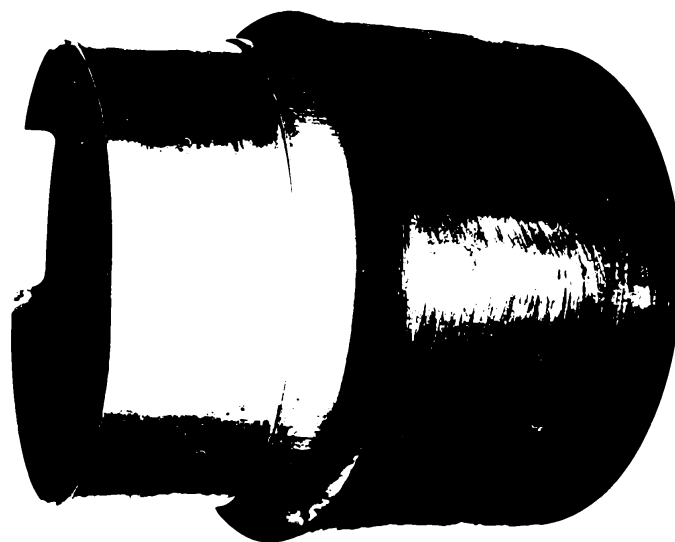


Fig. 5.1. Piesele utilizate la ecranarea circuitului magnetic al miliampermetrului D61

Caracteristicile de exploatare impuse acestei aplicatii conduc la recomandarea folosirii pentru constructia lor a aliajelor amorse.

5.1.1. Tehnici de obtinere

Experimentarile efectuate pentru obtinerea ecranelor magnetice pot fi sintetizate in doua directii:

- confectionarea prin compactizarea aliajelor amorse (benzi sau pulberi) in matrice pe baza de rasini sau metalica;
- confectionarea prin infasurarea benzilor pe suport de hartie sau de metal.

5.1.1.1. Obtinerea ecranelor prin tehnica compactizarii

Incarcarile preliminare au avut ca scop stabilirea materialului optim pentru matrice. Aceasta trebuie sa indeplineasca urmatoarele conditii:

- temperaturi de topire inferioare temperaturii de cristalizare al aliajelor amorse;
- viscozitate scazuta;
- capacitate de aderenta redusa;
- rigiditate ridicata in stare solida.

S-a recurs la urmatoarele matrici [23]:

- rasina pe baza de monomer cu baza de metacrilat de metal, intaritor fiind peroxidul de ciclohexanona;

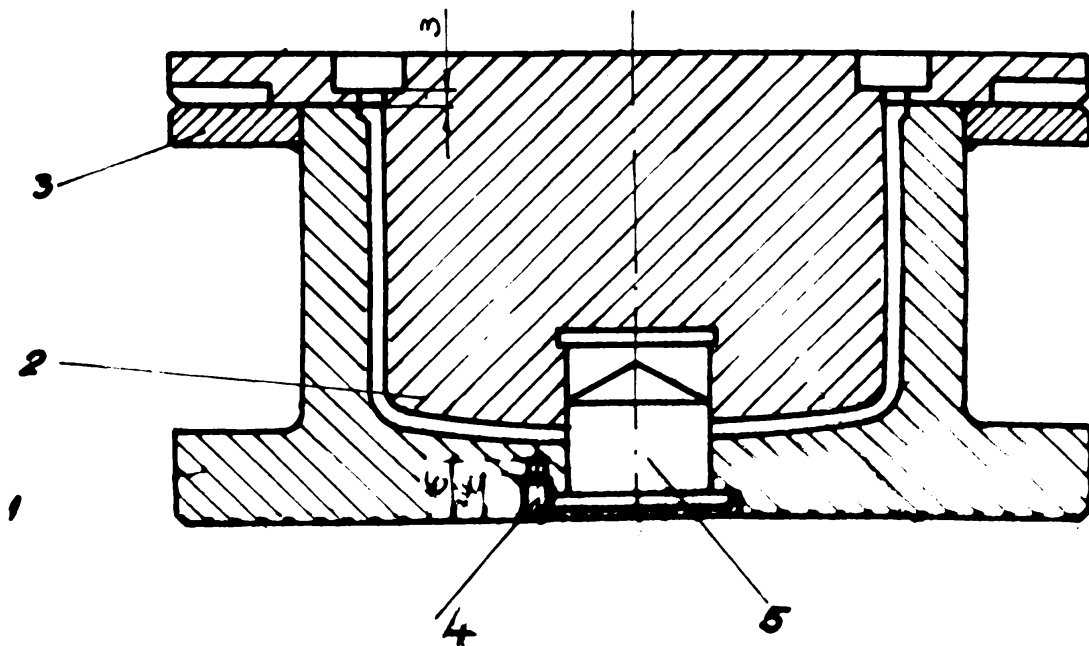


Fig.5.2. Matricea de turnare a capacelor: 1- cep matrită; 2- piston; 3- flanșă; 5- cep centrate

- rasina nestrapol H630 cu intaritor pe baza de peroxid de ciclohexanoana;
- rasina Dinox - 110E, anhidrida ftalica si faina de cuarț;
- pulbere de plumb si plumb - staniu.

Toate aceste materiale raspund principalei conditii impuse matricilor: o temperatura de topire redusa; in special rasinile se solidifica la temperaturi de maximum 100 °C. Avind si o greutate specifica mult mai redusa ca a materialelor metalice, o usurinta de manevrare ridicata, acestea vor fi preferate in cadrul experimentarilor.

Ca material amorf s-au folosit aliajele pe baza de fosfor urmarindu-se in mod special modul de dispunere in matricea de baza. In cazul pulberilor (obtinute prin macinare mecanica a benzilor) a prezentat interes raportul pulbere / rasina.

In vederea realizarii formei geometrice impuse, s-a proiectat si executat matrita prezentata in Fig. 5.2. Suprafetele de contact cu pasta formata de rasina si pulbere amorfă sunt lustruite. Tot in scopul reducerii aderenței materialului de matrita inaintea turnării acestor suprafete li se aplica un strat subtire de ulei siliconic.

5.1.1.2. Obținerea ecranelor prin tehnica infasurării benzilor

Fata de situatia precedenta, rolul materialului "de legatura" intre benzile amorfă este minor. Benzile se infasoara pe un suport fie de natura nemetalica (hirtie, carton), fie confectionat din otel, alama sau aluminiu. Fixarea benzilor pe suport, una in continuarea celeilalte astfel incit sa formeze o suprafata compacta, precum si unele peste altele, pentru asigurarea unei grosimi date, s-a realizat prin utilizarea rasilii Dobecot (folosita in mod uzual la rigidizarea elementelor plastice pe suport metalic). Incercarile prin aceasta tehnica s-au efectuat direct pe piesele finite (ecran pahar) ce au forma aratata in Fig. 5.3. Avantajul utilizării suportului de hirtie rezida din faptul ca operatia este usurata prin infasurarea benzilor pe un miez avind dimensiunile exterioare identice cu cele interioare ale ecranului pahar.

5.1.2. Incercari si rezultate

Inainte de a studia capacitatea de ecranare a acestor "compozite" atentia ne-a fost indreptata la modul de comportare magnetica. Analiza principalelor caracteristici fizice, efectuata pe probe din aliaj amorf inglobate in rasini pe baza de metacrilat de metil in diferite modalitati (paralele, perpendiculare intre ele, etc.) a relevat faptul ca nu apar modificari notabile in valorile lui M_s , H_c , $H_{c, max}$.

Concluzia este de o deosebita importanta, rezuitind unul din avantajele aliajelor amorfă fata de celelalte materiale magnetice moi (in special aliaje Fe - Ni). Solicitarile externe (cum este si cazul acestei "inglobari") nu altereaza drastic permeabilitatea si

deci capacitatea de ecranare comparativ cu permalloyul, de exemplu, care dupa prelucrarile tehnologice si tratamentul termic i se prescrie

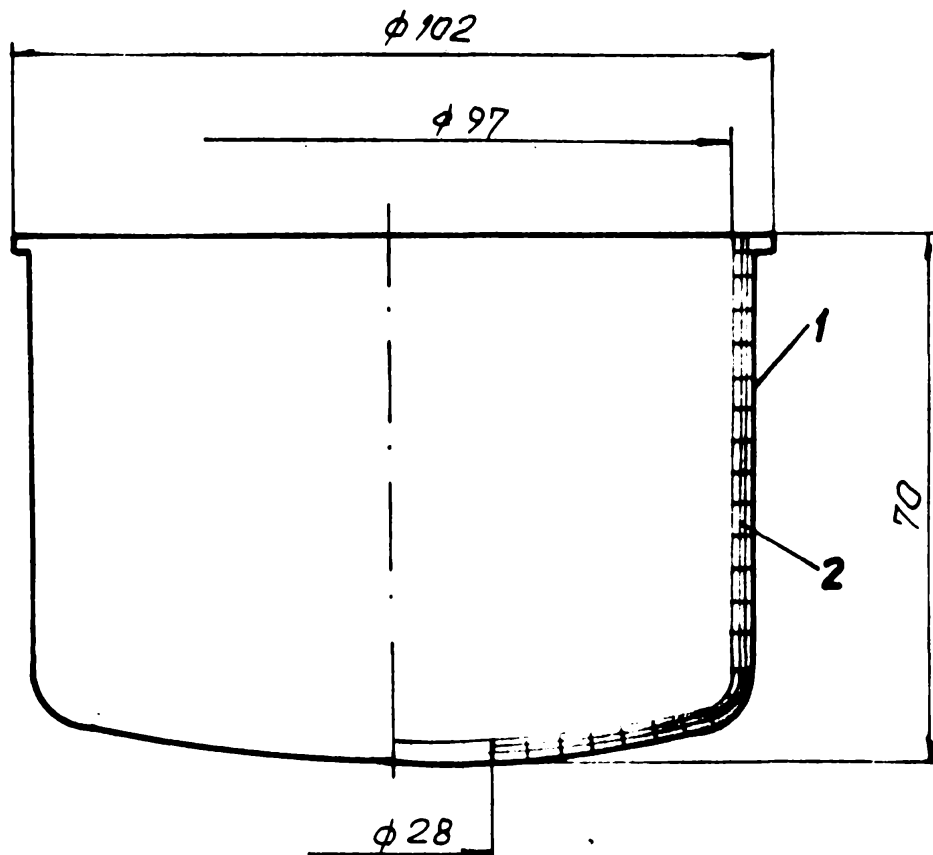


Fig.5.3. Sectiune printr-un ecran confectionat prin infasurarea benzilor 1 - suport hirite sau metalic; 2 - straturi de benzi amorfe

protejarea de solicitari in special de natura mecanica. Pe baza acestor premize s-au supus testarilor mai multe variante de dispunere a benzilor, firelor, pulberilor amorfe in matrice. Standul folosit pentru experimentari (conform normelor ASTM [73]) permite masurarea cimpului magnetic in interiorul unei incinte, la diferite valori ale cimpului magnetic exterior aplicat. "Incinta" reprezinta de fapt probele confectionate din materialele realizate conform celor avutate mai sus. Primele incercari au continuat ipotetza privind o comportare scazuta la ecranare a epruvetelor realizate pe principii compozitelor, intrucat matricea joaca doar rolul de suport de rigidizare in acest "compozit" ar trebui sa raportul dintre volumul aliaului amorf si cel total sa fie cit mai mare posibil.

Din pacate rasinile utilizate la confectionarea cu "pudre" amorfe nu au permis rapoarte mai mari de 70% (cazul metacrilatului de acti) ceea ce i perspectivele par spectaculoase.

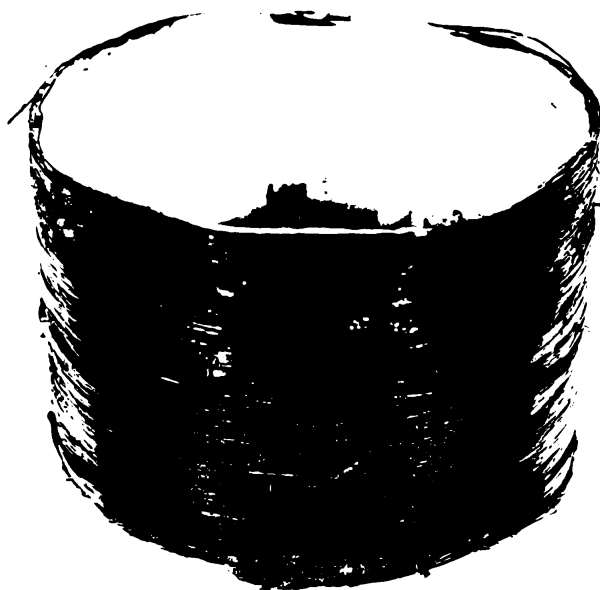


Fig. 5.4. Ecran confectionat pe súpport de hirtie

Ecranele confectionate prin infasurarea benzilor (Fig. 5.4. și 5.5.) se apropie mai mult de cerintele impuse.

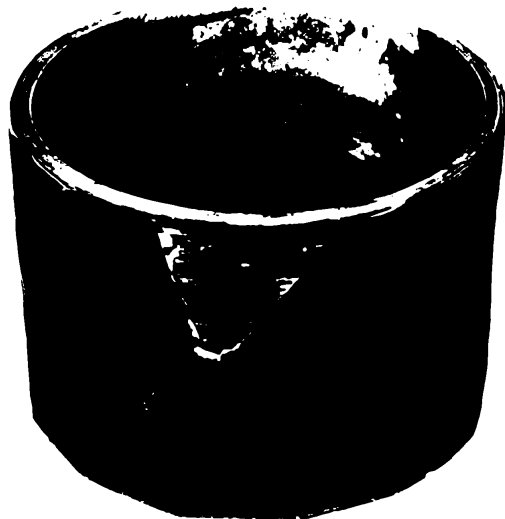
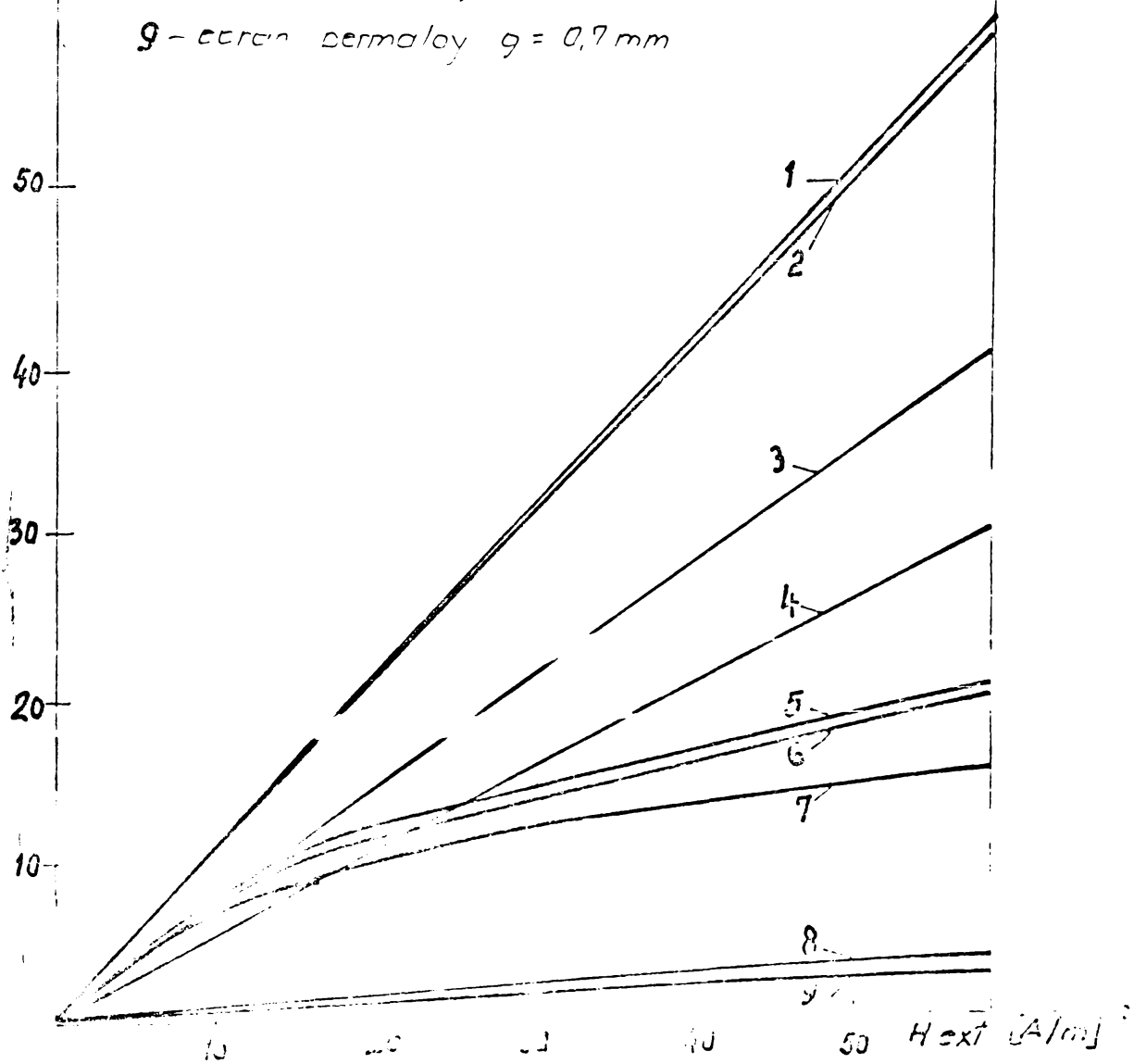


Fig. 5.5. Ecran confectionat pe suport metalic

In Fig.5.6. avem o imagine globala a tuturor experimentarilor efectuate.

Hint A
[A/m]

- 1 - dreșita de referință
- 2 - ecran cu benzi amorte în volum 10%
- 3 - ecran cu pulbere amartă
- 4 - ecran otel cu $g = 0,6$ mm
- 5 - ecran cu benzi amorte 1 strat- v_1
- 6 - ecran cu benzi amorte 1 strat- v_2
- 7 - ecran cu benzi amorte 2 straturi
- 8 - ecran permaloy $g = 0,5$ mm
- 9 - ecran permaloy $g = 0,7$ mm



Heat [J/m²]

50

Ref.

40

30

Amorf 2r trojat
210°C . 3h

25

20

10

Amorf 2r

Permalloy

10

20

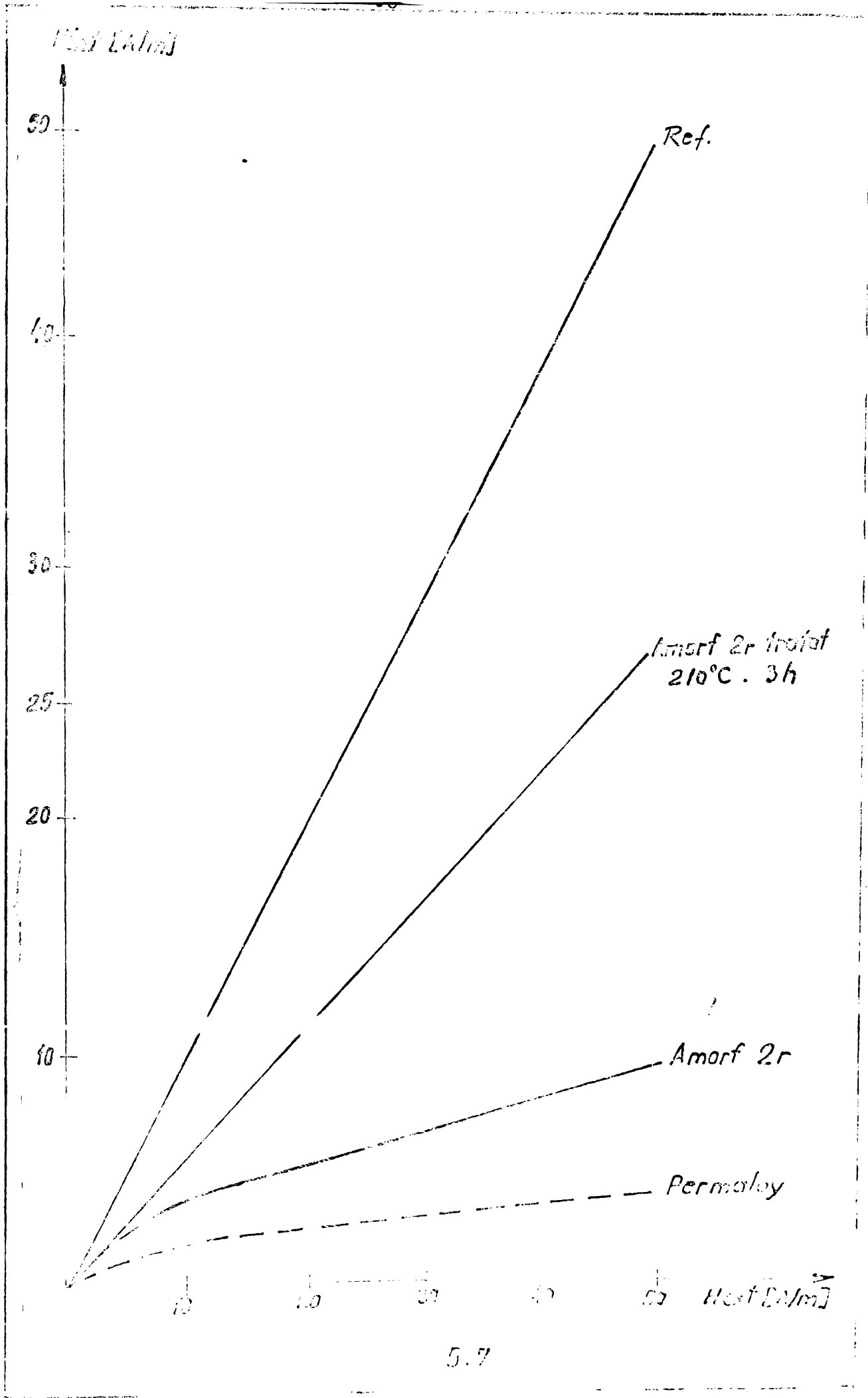
30

40

50

Heat [J/m²]

5.7



50

Ref.

25

20

10

1P - permaloy cu $g = 0,5 \text{ mm}$
2P - permaloy cu $g = 0,7 \text{ mm}$
A/2r+OL - umor¹ pe două straturi
înfășurat pe suport de
otel.
A/8r+OL - " " 8 straturi
înfășurat pe suport de
otel

A/2r+OL

1P
A/8r+OL
2P

10 20 30 40 50 Heat [A/m]

Fig. 5.8

Ecranul cu pulbere amorfă (50 % amorf dispus neuniform ca urmare a greutateilor specifice diferite) este superior celui notat cu 2 (benzile amorfă sînt dispuse echidistant și paralele între ele - volum doar 10 %) care abea își face simțita "prezența". Piese realizate prin înfășurarea benzilor se apropie de dezideratul propus. Creșterea numărului de straturi mărește capacitatea de ecranare. Dispunerea diferită a înfășurărilor (paralele sau perpendiculare pe axa ecranelor) nu înregistrează diferențe notabile în valorile cimpului magnetic interior măsurat (probele 5 și 6).

Eventualitatea îmbunătățirii ecranării, prin aplicarea tratamentelor termice este exclusă (Fig. 5.7.), urmare a comportării nefaste a răsiniilor la încălzire (modificări de volum masive) ceea ce conduce la torsionarea, uneori chiar la ruperea benzilor și astfel, la scăderea permeabilității.

Abordînd un aliaj metalic amorf mai puțin favorabil din punct de vedere al permeabilității, 10P, experimentările au continuat numai în varianta înfășurării în mai multe straturi pe un suport metalic.

Explicatia utilizării suportului metalic rezidă din faptul că acesta este chiar o componentă a aparatului de măsură (a se vedea Fig. 5.1., paharul de oțel).

După opt înfășurări, capacitatea de ecranare s-a situat la nivelul cerut (Fig. 5.8.). Ecranul pahar astfel obținut, a fost supus testelor industriale (conform [71]), inducția cimpului magnetic exterior (perturbator) fiind de 0,5 mT. Piesa a fost montată pe miliampermetrul D6.1, 100 mA, 200 mA, clasa 0,2. Încercările efectuate au confirmat că la verificarea variației datorate cimpului exterior aparatul corespunde.

5.2. Utilizarea aliajelor amorfe pe baza de fosfor la fabricarea transformatoarelor de măsură

Experimentările au avut ca scop testarea unor transformatoare de impulsuri folosite ca ridicatoare de tensiune și ca etaj de separare, utilizînd ca miez aliajele amorfe din grupa 6P.

Studiul efectuat are un caracter preliminar întrucît nu se acoperă gama de investigații uzuală necesară descrierii complete a performanțelor transformatorului.

Transformatorul realizat prezintă în primar 44 de spire iar în secundar 2000. Dimensiunile de gabarit sînt prezentate în Fig. 5.9. La construcția miezului s-au folosit aliaje cu lățimea de 8 mm, iar grosimea miezului (4 mm) a rezultat din înfășurarea succesivă a 10 straturi de benzi.

Alimentarea transformatorului se face în tensiune de amplitudine constantă. Aceasta se asigură prin intercalarea între generatorul de tensiune și primar a unui rebotor; secundarul transformatorului este în gol.

După încercări preliminare tensiunile de la intrarea transformatorului s-au ales între 0,5 ... 10 mV (și anume : 0,5 mV.

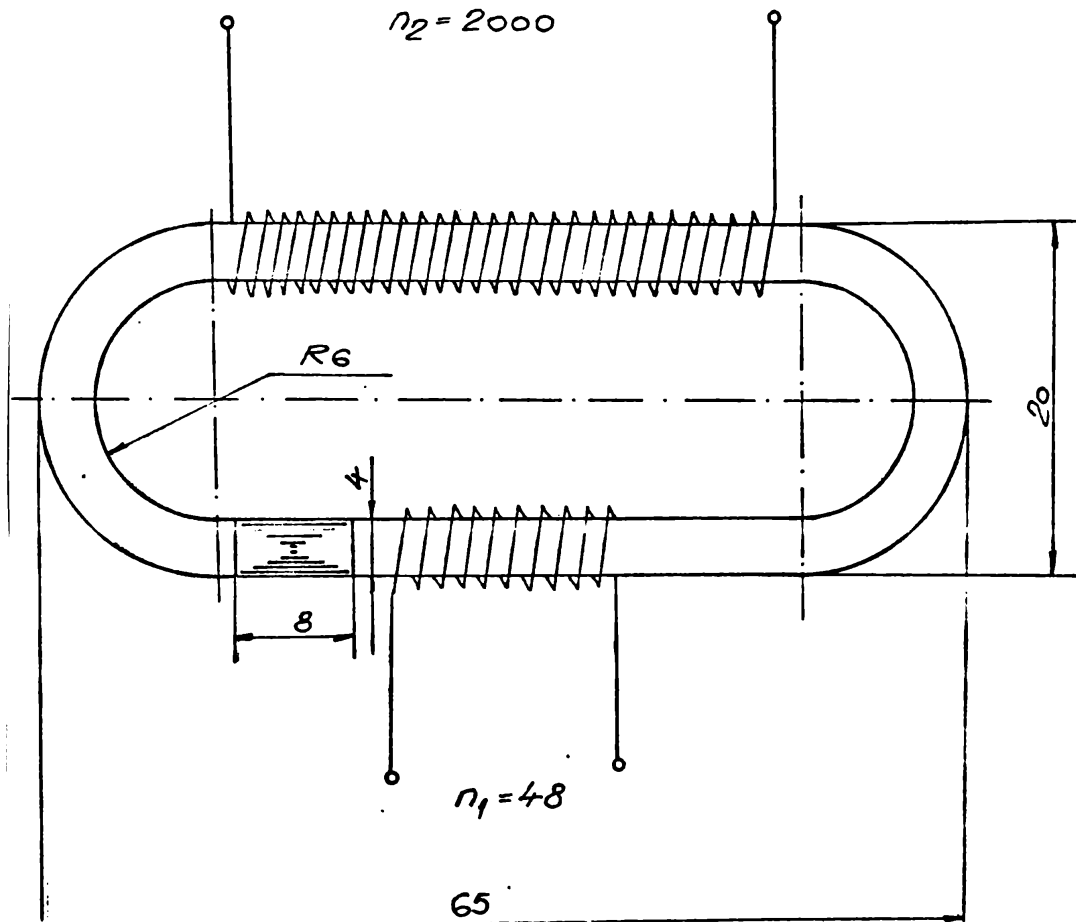


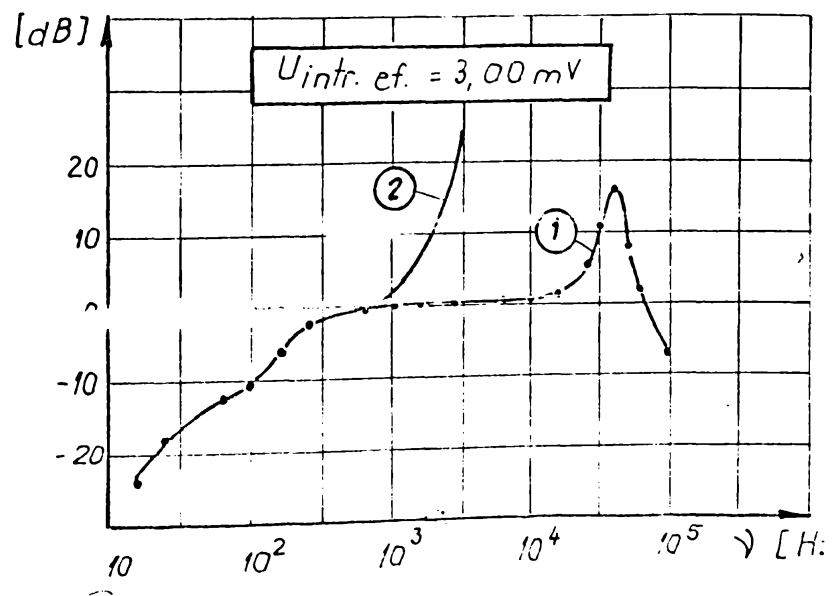
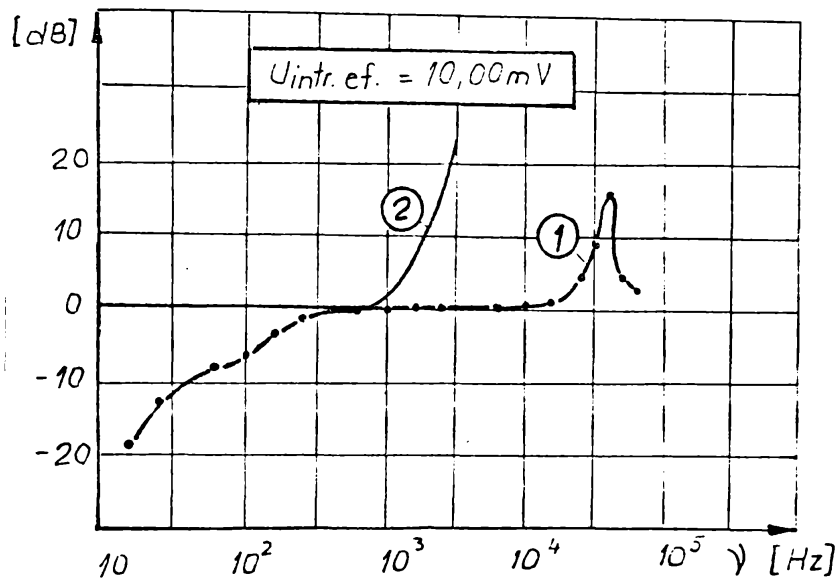
Fig. 5.9. Transformator de impulsuri cu miez amorf

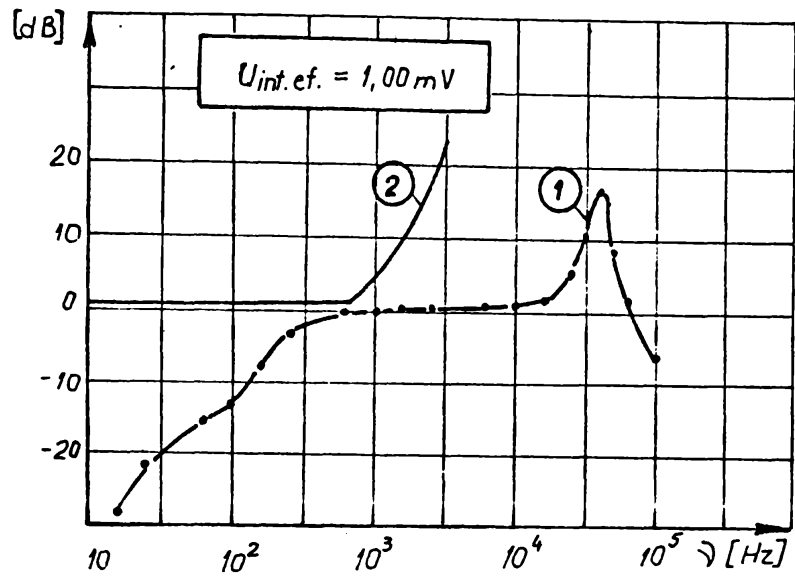
1mV, 3 mV, 10 mV). Valorile tensiunilor de iesire s-au masurat in banda de frecventa de 20 - 100.000 Hz. Prin prelucrarea datelor s-au trasat graficele ce "exprima" liniaritatea intr-o anumita banda de frecventa (Fig. 5.10.a, b, c - curba notata cu 1). In medie se poate aprecia ca transformatorul confectionat asigura o tensiune constanta la iesire in domeniul 200 - 40.000 Hz.

Aceste caracteristici ale transformatorului permit utilizarea lui , de exemplu, in constructia nanovoltmetrelor, pentru semnale de ordinul milivoltilor avind frecventa in banda de trecere + 3 dB. In mod uzual se intrebuinteaza transformatoare de semnal mic, acestea fiind transformatoare de adaptare si ridicatoare de tensiune.

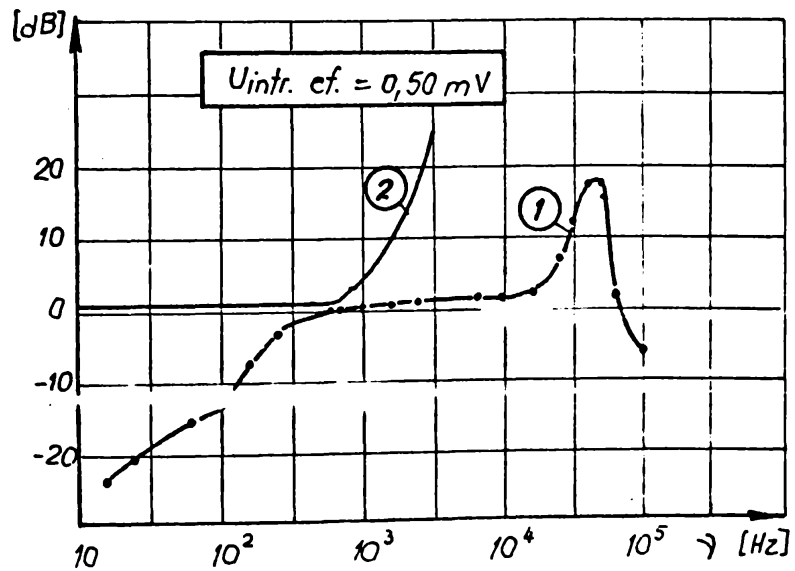
Transformatorul similar avut la dispozitie (UNIPAN - Polonia) prezinta o comportare corespunzatoare numai pina la 8.000 Hz (Fig. 5.1. - curba 2), prin urmare o banda de frecventa mult mai scazuta.

Se face mentiunea ca tehnologia de realizare a miezului amorf nu permite pentru transformatorul de fata efectuarea unor tratamente termice simple sau speciale, care ar conduce la cresterea susceptibilitatii miezului si implicit la ridicarea caracteristicilor transformatorului.





c.



d.

Fig. 5.10. Exprimarea liniaritatii transformatorului cu miez amorf (1) si cu permalloy (2) pentru diferite tensiuni de intrare

5.3. Utilizarea aliajelor amorfe pe baza de fosfor ca aliaje termocompensatoare

Este indeobste cunoscut rolul si caracteristicile de exploatare ale aliajelor termocompensatoare. Numite si aliaje cu punct Curie controlat, ele se utilizeaza in circuite magnetice ce trebuie sa prezinte stabilitate la modificarea temperaturii. Acest lucru se realizeaza prin introducerea unor sunturi magnetice confectionate din aliaje termocompensatoare care la temperatura de sarcina prezinta o variatie brusca a magnetizarii, variatie ce apare la atingerea temperaturii Curie. Materialele intrebuintate sint aliaje pe baza de Fe - Ni, Fe - Ni - Cr, etc. [122]. Obtinerea lor implica o tehnologie de fabricatie anevoioasa cu respectarea stricta a parametrilor tehnologici a fiecarei operatii a ciclului de realizare. In acest context, apare interesanta folosirea in acelasi scop a aliajelor metalice amorfe ce contin in principal, Fe - Cr - P - C. Variatia drastica a pozitiei punctului Curie cu continut de crom pentru valori ale metaloizilor de 18 - 19 % at (P 11 - 11,5 %, S, 5,5 - 6,5 %, Si 0 - 1,5 %) insotita de o modificare similara a magnetizarii in zona punctului Curie, constituie premise decisive de folosire a acestora ca materiale termocompensatoare.

Spre exemplificare se prezinta comportarea aliajului amorf 7P (Fe Cr Mn P C) si a aliajului TC - 01 [109], cu
70 10,5 1,5 11,5 6,5
structura cristalina (Fig. 5.11.) In aceste conditii, cercetarile se rezuma in continuare la stabilirea cantitatii necesare de material si implicit la modalitatile de fixare (rigidizare) a benzilor.

Tinind cont si de forma constructiva a magnetilor, cele mai indicate benzi amorfe trebuie sa prezinte latimi sub 1,5 mm,. Masa necesara s-a determinat prin testari si se situeaza la 3 -4 g, cantitate ce se poate realiza prin fixarea a 10 - 12 benzi suprapuse. Rigidizarea acestora s-a realizat cu ajutorul rasilor prin metodologia aratata la constructia ecranelor magnetice.

Avantajele folosirii aliajelor amorfe sint si in acest caz evidente: calitatii deosebite a caracteristicilor de exploatare i se adauga un pret de cost net avantajos fata de cel al materialelor cu structura cristalina folosite in acest scop.

Posibilitatile utilizarii aliajelor metalice amorfe nu se limiteaza la cele prezentate aici. Experienta acumulata pe plan mondial [13, 38] indica un spectru larg al implementarii aliajelor metalice amorfe in cele mai diverse sectoare economice, de la senzori folositi in medicina pina la acapararea industriei producatoare de aparatura audio - vizuala.

5.4. Concluzii

Rezultatele cercetarilor confirma atit proprietatile deosebite prezentate in capitolul IV) cit si posibilitatile de aplicare in cele mai severe conditii de exploatare: la confectionarea ecranelor de protectie din componenta aparatelor de masura si control, la realizarea transformatoarelor de impulsuri ce lucreaza intr-un domeniu larg de frecventa.

Este subliniata importanta posibilitatii controlului pozitionarii punctului Curie intr-un ecart dorit, prin utilizarea aliajelor amorfe in locul aliajelor termocompensatoare curente; neintalnita in literatura de specialitate aceasta se considera contributie originala.

Se manifesta dificultati la utilizarea aliajelor amorfe, la confectionarea unor piese de gabarit mare, dar aspect foarte important, se evidentiaza disponibilitatea de a fi utilizate sub diferite forme, prin diverse solutii de compactizare.

In consecinta, se recomanda ca in cadrul unor colective multidisciplinare sa se largeasca spectrul aplicatiilor acestor marci, rezultatele obtinute pina in prezent, fiind un suport relevant.

Capitolul VI

CONCLUZII FINALE

Partea I a lucrării face o trecere în revistă a principalelor date bibliografice la zi, privind materialele amorfe feroase, subliniind aspectele legate de structură, proprietăți și metode de producere. Se desprinde un interes științific și tehnic la cele mai înalte cote justificat de excelențele proprietăți și perspective oferite.

Analizând marea varietate de probleme legate de metalele amorfe, activitatea de doctorat a avut ca obiective principale obținerea de materiale amorfe feroase cu proprietăți magnetice deosebite precum și caracterizarea aliajelor amorfe elaborate.

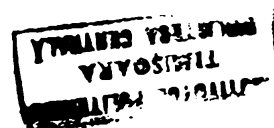
Problemele ce rezulta din necesitatea rezolvării acestor obiective, s-au dovedit a fi de o complexitate deosebită atât din punct de vedere științific cât și tehnic. Noutățile absolute conferite de structura acestor materiale, de posibilitățile de obținere, de forma și dimensiunile realizabile, au implicat o activitate de pionerat pe aproape tot parcursul cercetărilor.

Din multitudinea de metode de elaborare a aliajelor metalice amorfe s-a adoptat tehnica răcirii ultrarapide cu un singur cilindru, a cărei alegere este justificată de performanțele produselor amorfe obținute și de randamentul și reproductibilitatea asigurată de instalațiile aferente.

Analiza teoretică a condițiilor de elaborare a reliefat că pentru asigurarea curgerii laminare a topiturii sunt necesare măsuri de control și corecție a parametrilor de proces (o suprapresiune constantă) și măsuri tehnologice (realizarea duzelor din cuarț prin modelare la cald și obținerea fantelor prin eroziune ultrasonică), iar pentru producerea de benzi continue este, în mod deosebit, necesară corelarea principalilor parametri (viteza de rotire a rolei și suprapresiunea aplicată topiturii).

Cercetările efectuate au avut ca scop, în prima etapă, studiul, dezvoltarea și perfecționarea tehnicii producerii benzilor continue amorfe. Acestea au implicat proiectarea și realizarea de instalații de turnare continuă pe care s-au obținut produse amorfe; experimentările s-au finalizat cu elaborarea unui proiect de stație pilot ce însumează experiența acumulată pe parcursul cercetărilor și care cuprinde soluții și contribuții originale.

O altă direcție de cercetare (referitoare la elaborarea familiilor de materiale magnetice amorfe Fe - Cr - Mn - P - Si - C și Fe - B - Si - C) s-a materializat cu producerea mai multor tipuri de



aliaje amorfе, la a caror realizare au fost aduse o serie de contributii teoretice legate de optimizarea parametrilor de proces, de calculul sargelor; ecuatiile stabilite permit o ierarhizare a ponderii parametrilor asupra caracteristicii masurate (grosimea benzilor) ierarhizare ce a condus surprinzator la evidentierea faptului ca efectul predominant asupra grosimii il are latimea fantei duzei urmata de suprapresiunea aplicata, viteza de rotire a rolei avind o influenta scazuta. De asemenea relatiile obtinute permit controlul experimentarilor (din punct de vedere al compozitiei chimice).

Efectuarea tratamentelor termice a necesitat proiectarea si realizarea unor aparate de concepie originala; a fost confirmata influenta parametrilor tehnologici asupra proprietatilor magnetice oferindu-se date suplimentare, neintilnite in literatura de specialitate.

Pentru caracterizarea aliajelor elaborate au fost efectuate analize structurale, determinari ale proprietatilor mecanice, tehnologice si magnetice.

Analizele structurale au evidenciat natura transformarilor in timpul amorfizarii si la cristalizare; structura amorfa a fost confirmata si cu ajutorul functiei de distributie radiala.

Incarcarile mecanice si tehnologice au reliefat proprietatile de exceptie pe care le poseda tipurile de aliaje elaborate (duritati peste 1300 HV, rezistente mecanice intre 280 - 360 daN /mm² ductilitate si rezistenta la coroziune inalte).

Analiza proprietatilor magnetice a scos in evidenta situarea la nivelul cunoscut din literatura de specialitate a aliajelor amorfе elaborate din familia Fe - B - Si - C si in deosebi a reliefat, oarecum surprinzator, caracteristici magnetice ridicate si chiar spectaculoase pentru o serie de aliaje amorfе Fe - Cr - Mn - P - Si - C

Acest fapt a condus la promovarea a doua marci de aliaje amorfе:

Fe Cr Mn P Si C - denumire comerciala TIMAMORF E.T
73 7,5 1 11 1,5 6

Fe Cr Mn P C - denumire comerciala TIMAMORF T.C.
70 10,5 1 11,5 7

a caror proprietati sugereaza posibilitatea inlocuirii fie a unor materiale amorfе feroase mai costisitoare (de exemplu aliaje Fe - B) fie a unor materiale magnetice moi cu structura cristalina (tabla silicioasa si permalloy). Aceste caracteristici sint:

- pentru TIMAMORF E.T., cimpul coercitiv : 1,3 - 1,6 A/m
susceptibilitatea max. : 115.000 - 150.000
magnetizarea de saturatie: 1 - 1,15 T^o
temperatura Curie: 120 - 160 C

pentru TIMAMORF T.C., cimpul coercitiv: 1,1 - 1,2 A/m
susceptibilitatea max.: 110.000 - 120.000
magnetizarea de saturatie : 0,5 - 0,6 T
temperatura Curie: 65 - 70 °C

In acest context rezultatele cercetarilor aplicative confirma atat proprietatile deosebite cit si posibilitatile de aplicare in cele mai severe conditii de exploatare; testarile efectuate pe ecranele de protectie din componenta aparatelor de masura si control confectionate din aliajele amorge elaborate precum si pe transformatoarele de impulsuri cu miez amorf din familia cu baza Fe - P au dat rezultate promitatoare.

O apreciere globala asupra materialelor elaborate trebuie sa aiba in vedere si aspecte ale eficientei economice. Pe baza ultimelor date, avute la dispozitie si prin efectuarea unor calcule preliminare numai, de exemplu, pentru reperul ecran pahar [23], a revenit un pret de aproximativ trei ori mai mic decit cel curent. Aceasta reprezinta numai pentru productia anuala a societatii AEM SA economii de peste un milion de lei (la nivelul anului 1990). Inlocuirea placutelor termocompensatoare cu aliaje amorge de aceasta natura ar conduce la rezultate si mai spectaculoase tinind cont de pretul net avantajos (se estimeaza de aproximativ patru ori mai mic) si de seria mare de fabricatie.

In concluzie, se apreciaza ca prin contributiile aduse s-a creat posibilitatea elaborarii in conditii industriale a unor familii de aliaje amorge oferindu-se pietii marci de aliaje de tip Fe - Cr - Mn - P - (Si) - C ce prezinta proprietati magnetice competitive avind un suport economic favorabil.

Rezumind se apreciaza ca principalele contributii originale teoretice si la nivel aplicativ sint:

1. Determinarea ecuatiei (prin metoda analizei de regresie) ce exprima dependentia grosimii benzilor de aliaj amorf, in functie de principalii parametri ai procesului (viteza rolei de racire, suprapresiunea aplicata, latimea fantei duzei, temperatura topiturii).
2. Stabilirea pe baza prelucrarii statistice a datelor experimentale a ecuatiei regresiei multiple, cu ajutorul careia s-a stabilit ierarhizarea ponderii principalilor parametri asupra grosimii.
3. Stabilirea relatiilor necesare pentru calculul participarii masice a elementelor chimice in functie de continutul dorit.
4. Determinarea teoretica a domeniului optim al vitezei rolei de racire si al suprapresiunii aplicate topiturii care sa asigure obtinerea benzilor continue cu structura amorfa. Determinarea relatiei de calcul a suprapresiunii efective tinind cont de pierderile de presiune datorate frecarilor si tensiunii superficiale a metalului lichid.
5. Proiectarea si realizarea unor instalatii de turnare continua a liajelor metalice amorge utilizabile in conditii de laborator si semiindustriale. Unele componente constituie elemente

originale (dispozitivul de infasurare a benzilor precum si cel de prelucrare a duzelor) fiind propuse spre brevetare.

6. Proiectarea statiei pilot destinata elaborarii aliajelor amorfe este protejata in totalitate prin dosar OSIM nr. 14.6974 / 91.

7. Proiectare si executia unor aparate destinate tratamentelor termice simple si speciale , cu contributiile originale privind modalitatea de incalzire precum si protectia impotriva oxidarii.

8. Conceperea, in vederea efectuarii incercarilor la tractiune, a unui aparat destinat testarii firelor si benzilor metalice cu structura amorfa supus brevetarii.

9. Elaborarea unui proces tehnologic de productie a aliajelor metalice amorfe.

10. Utilizarea ca materii prime pentru elaborarea sticlelor metalice a otelurilor si fontelor standardizate la care se adauga o anumita cantitate de ferofosfor pentru amorfizare.

11. Promovarea familiei de aliaje metalice amorfe Fe - Cr - P - Mn - Si - C ce prezinta proprietati fizice la nivelul celei mai raspandite clase de aliaje Fe - B - Si - C.

12. Propunerea spre standardizare a doua marci de aliaje amorfe de continut ca elemente chimice principale Fe - Cr - P

Marca sub denumirea comerciala TIMAMORF E.T.

Fe	Cr	Mn	P	Si	C
73	7,5	1	11	1,5	6

Marca sub denumirea comerciala TIMAMORF T.C. :

Fe	Cr	Mn	P	C
70	7	1	11,5	7

13. Utilizarea aliajelor amorfe pe baza de Fe - Cr - P la confectionarea ecranelor magnetice din componenta aparatelor de masura si control de tipul ampermetrelor.

14. Posibilitatea maririi domeniului de frecventa prin folosirea la confectionarea transformatoarelor de masura a miezurilor amorfe confectionate din Fe - Cr - P.

15. Realizarea unui nou tip de material termocompensator (marca de aliaj amorf TIMAMORF T.C.) cu caracteristici de exploatare imbunatatite si pret de cost favorabil destinat confectionarii surselor magnetice.

16. Cercetarile din cadrul tezei s-au finalizat cu propunerea spre brevetare a unui numar de sase inventii, publicarea si comunicarea a 12 lucrari stiintifice si au fost valorificate prin contractele incheiate cu AEM SA [23].

Prezenta teza de doctorat nu are pretentia de a fi epuizat problematica producerii aliajelor amorfe ci mai degraba doar a deschis

- elaborarea de noi familii de aliaje amorfe, prin utilizarea unor elemente chimice in special din grupa metalelor de tranzitie [Ni, Co] urmarindu-se largirea spectrului proprietatilor fizice;

- marirea gamei dimensionale (cu referire directa la latime) ce necesita perfectionarea tehnologiei de elaborare: imbunatatiri ale subansamblelor de incalzire si topire, proiectarea sistemului de colectare a benzilor si eventual conducerea procesului de elaborare cu ajutorul echipamentului de calcul;

- studiul structurii si a proceselor fizice ce au loc la cristalizarea aliajelor amorfe prin utilizarea metodelor de investigatie de inalta finete;

- determinarea cu precizie superioara a principalelor caracteristici mecanice si tehnologice dezvoltandu-se in acest sens tehnici noi de masurare si aparatura aferenta;

- analiza comportarii la magnetizare in domeniul frecventelor inalte (de ordinul megahertzilor) si optimizarea performantelor in vederea unor potentiale aplicatii in acest domeniu;

- studiul proceselor fizice ce au loc la aplicarea tratamentelor termice specifice; efectul imbatrinirii asupra stabilitatii caracteristicilor fizice ale materialelor elaborate;

- implementarea produselor amorfe in constructia componentelor aparatelor din diferite sfere de activitate.

Prin continutul tezei, se considera ca s-a adus o modesta contributie la producerea, caracterizarea si implementarea in industrie a aliajelor amorfe pe baza de Fe - Cr - P.

BIBLIOGRAFIE

- [1] AMES, S.L.; GRAY, H.T.; KISH, L.L.: Brevet USA 382823
- [2] ACADEMIA URSS : Dictionar tehnic
- [3] ANANLHARAMAN, T.R.; SURYANARAYANA, C.: Rapidly Solidified Metals, Trans. Tech. Pub. (1987)
- [4] BOETTINGER, W.J.; CORIELL, S.R.: Science and Technology of the Undercooled Melt, P.R. SAHN, H. JONES and C.M. ADAMS eds. NATO - ASI Series (1986)
- [5] BECHET, D.; RAGAZZONI, G.; DUBOIS, J. M.: Les alliages d'aluminium amorphes, "Pour la science" mai 1989
- [6] BUCKEL, W.; HILSCH, R.; PHYSIK, Z., 132 (1952) 420
- [7] BECHERESCU, D.; CRISTEA, V.: Chimia starii solide Ed. Stiintifica si Enciclopedica, 1983
- [8] BERNAL, J.D.: Nature (London) - 183 (1959)
- [9] BAUM, B.A. : Topituri metalice, traducere din limba rusa, Ed. Tehnica, 1982
- [10] BERKOWITZ, A.E.; WALTER, J.L.: Preparation of Amorphous Metal Powder by Spark Erosion in Rapid Solidification Processing ed. Mehrabian, 1980
- [11] BRISCAN, D.: Bazele teoretice ale turnarii, Ed. Didactica si Pedagogica, 1966
- [12] BRABIE, V.; BRATU, C.; CHIRA, J.: Tehnologia elaborarii si turnarii otelului, Ed. Didactica si Pedagogica, 1979
- [13] BELDEN, R.H.: Marketing of Technology Driven New Products: Metglass Alloys
- [14] CHEN, H.S.; JAKSON, K.A.: Metallic Glasses ed. Gilmann, 1978
- [15] CONTOR, B.: Science and Technology of the Undercooled Melt., P.R. SAHN, H. JONES and C.M. ADAMS eds. NATO - ASI Series (1986)
- [16] CALVO, M.: These de l'Universite de Caen
- [17] CUOMO, J.J.: Vac. Sci. Tech. Sol. 1279 (1975)
- [18] CHEN, H.S.; MILLER, C.E.: Mater Res. Bull 11 / 1976
- [19] CAHN, R.W.; KRISHNANAND, K.D.; LARIDJANI, M.; GREEN HALLZ, M.; HILL, R.; Mater Sci. Eng. 23 (1976)
- [20] * * * Contract nr. 7753: Incercari si determinari de functii radiale de distributie din aliaje Fe - Cr - P - Si - C , Protocol I.F.T.M. - Bucuresti 1989
- [21] CHEN, H.S.; JACKSON, K.A. : Ultrarapid Quenching of Metals and Alloys ed. Herman vol. 20, Academic Press, New - York, 1986
- [22] CHIKAZUMI, S: Phisics of Magnetism, Ed. by J. Willey and sons inc. 1964
- [23] * * * Contractul de cercetare stiintifica nr. 1 / 1989 "Cercetari asupra realizarii unor materiale magnetice moi cu continut redus de nichel si cu un ansamblu deosebit de proprietati de exploatare", beneficiar IAEM Timisoara - Protocoale ale rezultatelor cercetarii pe anii 1989 - 1990
- [24] DAVIES, H.A.: Rapid Quenching and Formation of Metallic Glasses III, ed. Contor B, 1978
- [25] DAVIEZ, J.B.; HALL, J.B.: Jurnal, Material of Science 11,215 (1976)

- [26] DUBOIS. J.M.; Le CAER GERARD: Tendence a la vitrification et proprietes physiques d'alliages amorphes a base d'aluminium, C.R. Acad. Sc. Paris Serie II, Nr. 2, 1985
- [27] DUBOIS, J.M.; MALAMAN, B.; CHENAL, B.; VENTURINI, G.: Cristallisation et structure d'un alliage amorphe a base d'aluminium, C.R. Acad. Sc. Paris, Serie II, Nr. 12, 1987
- [28] DAVIES, H.A.; LEWIS, B.G.: Scripta Met., 9, (1975) 1107
- [29] DONAL, I.W.; DAVIES, H.A.: The Influence of Composition on the Formation and Stabilities of Fe, Ni and Co - Based Glassy Alloys, Conf. on Met. Glass, Budapest, 1980
- [30] DUWEZ, P.: Les verres metalliques, La recherche Nr. 88, 1976
- [31] DUBOIS, J.M.: Preparation, proprietes et exploitation des verres metalliques, Traitement Thermique - 222-88
- [32] DAVIES, D.A.; De CRISTOFARO, M.: Technology of Metallic Glasses Conf. of Met. Glass, Budapest, 1980
- [33] DRAPER, H.R.; SMITH, H.: Applied Regression Analysis, Wiley, New - York, 1966
- [34] * * * DIN 50 - 153 / 1979
- [35] ERCUTA, A.; MIHALCA, I.; SERBAN, V.A.; TRUSCULESCU, M.: Aliaje Fe - Cr - P. Proprietati magnetice, Conferinta Nationala de Fizica, Cluj, 1990
- [36] ERCUTA, A.; MIHALCA, I.: Magnetometru Hall Analele Univrsitatii Timisoara, Sectia Fizica, 1990
- [37] ERCUTA, A.; MIHALCA, I.: Efectul Procopiu in aliajele amorfe de tipul Fe - Cr - P, Zilele Academiei Timisene, 1991
- [38] GADEA, SUZANA; PETRESCU MARIA; PETRESCU, N.: Aliaje amorfe solidificate ultrarapid, Ed. Stiintifica si Enciclopedica, Bucuresti, 1988
- [40] HAUDRICH, K.; KOBE, S.: Amorphe Ferro and Ferrimagnetika - Akademie Verlag Berlin, 1980
- [41] HAGEL, S.R.; TANC, J.: Physic Review Letters 35 / 1975
- [42] HAGIWARA, M.; INOUE, A.; MASUMOTO, T.: Met. Trans. 13 A (1882)
- [43] HILZINGER, H. R.; HOCH, S.: Preparation of Metallic Glasses, Conf. of Met. Glass, Budapest, 1980
- [44] HARAGUS, A.: Contributii la realizarea traductoarelor de cuplu, Teza de doctorat, 1991
- [45] ISHIBACHI, T.; SAKATI, M.: Furukawa Electric Company, Germ. Pat. Applied 2809837 pub. Sept. 21.78
- [46] ILLGEN, H.; MUHLBACH, H.; ROTH, S.; s.a.: Influence of Impurities on the Ductility and Magnetic Properties of Iron - Bron - Silicon Amorphous Ribbons, Report KFKI, 1990
- [47] ILLIGEN, L.; MUHLBACH, H.; ROTH, S.; s.a.: Zum Einfluss von Verunreinigungen auf die Duktilitat und die Magnetischen Eigenschaften von Amorpher Bänder Aus Eisen - Bor - Silizium, KFKI, 1990 - 22 / E
- [48] INOUE, A.; MASUMOTO, T.; s.a.: Niobium - Based Suprconducting Alloys Obtained by Mett - Quenching, Conf. of Met. Glass, Budapest, 1980
- [49] ISAC, MIHAELA; PALII, L.; VATAMANIUC, S.: Noi aspecte privind utilizarea metalelor amorfe in telecomunicatii, Zilele Academiei Timisene, 1991
- [50] JASCHINSKI, W.: Amorphe Metalle Entwicklung einer neuen werkstoffklasse, Techn. Mitt. Krupp - Farsch, Berlin, vol. 39, 1981
- [51] JONES, H.: Experimental Methods in Rapid Quenching from the Melted Heruman H. Academie Press, New - York, 1981
- [52] JONSON, W.L.: Prog. Mat. Science, 30 (1986)

- [53] KOSLER, U.; HILLENBRAND, M.G.: Mechanical Properties of Amorphous Alloys, Conf. of Met.Glass, Budapest, 1980
- [54] KUMAR, R.; SINHA, L.N.: Trans. Ind. Inst. Metals, 2 II (1968)
- [55] KAVESH, S.: Allied Chemical Corporation U.S.Patent No. 3.845.805
- [56] KAVESH, S.: Principles of Fabrication Metallic Glasses ed. Gilman, Ohio, 1978
- [57] LIEBERMANN, H.; GRAHAM C.D.: I.E.E.E. Trans Magnetics MAG - 12 (1976)
- [58] LASOCKA, MARIA; MATYJA, H.: Annealing Effects in Metallic Glasses, Academic Press, New - York, 1981
- [59] MOTORIN, V.J.: Vitrification Kinetics of Pure Metals, Phys. Stat. sol. (a) 80.447 (1983)
- [60] MAZZDDI, P.; Della NEA, G.; BATTAGLIN, G.; MIOTELLO, A. ; SERVIDORI, M.; BOCCI, D.; JANNITTI, E.: Physics Reviwlefters 44,88 (1980)
- [61] MASUMOTO T.; MADDIN, R.: Acta Met. 19 (1971)
- [62] MARINGEN, R.E.; RUDNICK, A.; MOBLEY, C.E.: U.S. Patent No. 3838185
- [63] MARINGER, R.E.; MOBLEY, C.E.: U.S. Patent No. 3871.439 (1975)
- [64] METALS HANDBOOK
- [65] * * * STAS 7437 - 78
- [66] * * * STAS 7436 - 90
- [67] * * * STAS 6976 - 81
- [68] * * * STAS 7438 - 82
- [69] * * * STAS 3611 - 88
- [70] MIHALCA, I.; ERCUTA, A.: Electronic Hysteresis loop traces, Lucr. Seminar de Matematica - Fizica, IPT, 1983
- [71] * * * STAS 4640 - 74
- [72] NARASIMHAN, M.C.: U.S. Patent No. 4, 142 / 1979 / 571
- [73] Norma ASTM A 698 - 74
- [74] OKAZAKI, Y.; KOUSAKA, S.; SAKUMO, E.; KANNO, H.; HAYASCHI, T.: Magnetic Properties of Surface Treated Fe - Si - B Amorphous
- [75] PINGS, C.J.; WASER, J.: J. Chen Phys. 48. (1968)
- [76] POND, R.B.; MADDIN, R.: Trans. AIME 245 (1969)
- [77] PEREL, J.; MAHONEY, J.F.; DUWEZ, P.; KALENSHER, B.E.: Application of Electrohydrodynamics to Rapid Solidification of Fine Atomizat Droplets and Splats in Rapid Solidification Procesing
- [78] PARLEA, M.; CUZMAN, ROZALIA: Cercetari asupra compozitiei chimice a familiei din materiale magnetice moi, Subcontract intern la contractul nr. 1 /1989, Beneficiar IAEM Timisoara- Protocol al rezultatelor cercetarii pe anul 1989
- [79] RADUTA, A.; SERBAN, V.A.; ERCUTA, A.: Cercetari rivind producerea aliajelor amorfe de mare permeabilitate cu continut ridicat de fosfor, Al II- lea simpozion " Contributii ale tinerilor cercetatori privind mecanizarea, automatizarea si electronizarea economiei" , Bucuresti, 1989
- [80] RANACHAMDRARA, P.; CANTOR, B.; CAHN, R.W.: Journal Mon Crystalin Solds, 24 (1977)
- [81] ROBERYE, R.; HERMAN, H.: Materials Sci. Eng. 3 (1968)
- [82] RADUTA, A.; SERBAN, V.A.; DOP, C.; COSTA, M.: Inventia "Instalatia de prelucrare a benzilor amorfe" nr. inregistrare OSIM 140315 / 1989
- [83] RANCU, N.; TOVISSI, L.: Statistica matematica cu aplicatii in productie, Ed. Academiei Romane, 1963

- [84] ROSENFELDER, W.J.: A Review of the Activities of the Major Industrial Groups in the Field of Rapidly Quenched Materials with specific Reference to their Future Requirements of Bron, 1896
- [85] RADUTA, A.; SERBAN, V.A.: "Instalatie pentru ridicarea curbelor de tractiune" - in curs de brevetare , inregistrat la OSIM cu nr. 140319 / 1989
- [86] * * * Simpozion "Metallic Glasses - Science and Technology", Budapest, 1980
- [87] SADO, J.F.; DISEMIER, J.; GUINER, A.: J. Non Cryst Sol. 11, 1972
- [88] SCHNEIDER, J.; POMPE, W.: Herstellung struktur und physikalische
- [89] EIGENSCHAFTEN : Neue Hutte - 4 / 1979 / Leipzig
- [90] SIMPSON, A.W.; BRAMBLEY, D.R.: Phys. Stat Solid, 43291 / 1971
- [91] SHUJI, U.; WASEDAY: Evolution of the Optimum Solide Concentration for good Glass Formability in Multi Component Alloys in Rapidly Solidified Materials , Ed. Peter W. Lee, R.S. Carbonara, USA, 1986
- [92] STULGA, J.E.; Mc.TIERNAN, J.B.: The Metallurgy and application of rapidly solidified alloy 625 in Rapidly Solidified Materials, ed. Peter Lee, R. C arbonara A.S.M. 1986
- [93] SCOTT, M.G.: Thermal stability and Cristallisation of Metallic Glass in Rapidly Quenched Metals III, ed. Cantor B the Metal Society, London, 1978
- [94] SMIK, S.; SVESTKAI, Z.; TISCHER, Z.: Investigations of Kinetics of magnetic anisotropy formation in metallic glasses induced by magnetic field, Amorphous Metallic Material, CSSR 89
- [95] SALLY, J.V.: Lit. Proizv. nr. 7 / 1958
- [96] SACHS, L. : Statistische Auswerthung Smethoden, Spriryer, Verlag Berlin Heidelberg New - York, 1972
- [97] SERBAN, V.A.: Referat doctorat 1.2
- [98] SERBAN, V.A.; TRUSCULESCU, M.; BIVOLARU, I.; RADUTA, A.; MURGU, P.; CRACIUNESCU, D.: "Instalatie pentru obtinerea benzilor metalice amorfe", inventie inregistrata la OSIM cu nr. 146974 / 25.09.91
- [99] SERBAN, V.A.; TRUSCULESCU, M.; RADUTA, A.: Aliaj amorf, Nr. inregistrare OSIM 147 / 1991
- [100] SERBAN, V.A.; RADUTA, A.: Dispozitiv si tehnologie pentru prelucrarea duzeelor de quart , in curs de brevetare
- [101] TRUSCULESCU, M.; SERBAN, V.A.; TRUSCULESCU, D.: Metale amorfe, Ed. Tehnica, 1988
- [102] TRUSCULESCU, M.; SERBAN, V.A.: Metale amorfe - SID 82 OIDICM
- [103] TURNBULL, D.; CABEN, M.H.: Journal Chen Physics 34 (1961)
- [104] TACAKS, L.; HARGITAI, G.: Characterisation of the local order in amorphous model structures, Conf. of Met. Glass., Budapest, 1980
- [105] TASEDA, Y.; ASUB, K.T.: Survey of corrosion Behaviour on Metallic Glasses, Conf. of Met. Glass, Budapest, 1980
- [106] TRUSCULESCU, M.; SERBAN, V.A.; POPESCU, H.: Tehnologie si instalatie pentru filarea din topitura a aliajelor amorfe, Sesiunea ICEM, Bucuresti 1985
- [107] TRUSCULESCU, M.; SERBAN, V.A.; RADUTA, A.; TRUSCULESCU, D.: Inventia "Dispozitiv de colectare a benzilor metalice la filarea din topitura", inregistrat la OSIM cu nr. 140330/1989
- [108] TRUSCULESCU, M.; SERBAN, V.A.; TRUSCULESCU, D.; RADUTA, A.: Influenta recoacerii asupra duritatii metalului amorf Fe B Si C , Simpozionul national de SM si TT, editia 76,5 17 5 1,5 a III a, Craiova 27 - 28 .05. 1988

- [109] TRUSCULESCU, M.; SERBAN, V.A.; RADUTA, A.; BIVOLARU, I.:
Aliaj termocompensator - inventie in curs de brevetare
- [110] TRUSCULESCU, M.; RADUTA, A.; SERBAN, V.A.: Tehnologie si
instalatie pentru tratamentul termic al benzilor din metale
amorfe, Simpozionul national de SM si TT, editia a III -a,
Craiova, 1988
- [111] TRUSCULESCU, M.; MIHALCA, I.; SERBAN, V.A.: Studii si cercetari
asupra elaborarii, tratamentelor termice si caracteristicilor
mecanice si magnetice ale aliajelor Fe - B - Si - C si
Fe - Cr - P, Sesiunea Academiei Romane, 1988
- [112] TRUSCULESCU, M.; MIHALCA, I.; SERBAN, V.A.; ERCUTA, A.:
Metale amorfe Fe - B - Si - C. Proprietati magnetice
A II - a conf. nationala, "Echipamente si tehnologii noi in
ind.constr. de masini" Craiova, mai 1987
- [113] TRUSCULESCU, M.; SERBAN, V.A.; s.a.: Metale amorfe Fe-B-Si-C
Tehnologii de elaborare , A II - a Conf. natonala
" Echipamente si tehnologii noi in ind. constr. de masini",
Craiova, 1987
- [114] TRUSCULESCU, D.; RADUTA, A.; SERBAN, V.A.: Cercetari asupra
elaborarii metalelor amorfe din sistemul Fe - Cr - Mn - P - C
Simpozionul national de SM si TT, editia a III-a, Craiova, 1988
- [115] TRUSCULESCU, M.; SERBAN, V.A.: Crearea de noi materiale
metalice prin racirea ultrarapida a topiturilor, Zilele
Academiei Timisene, 1989
- [116] TRUSCULESCU, M.; SERBAN, V.A.; RADUTA, A.: Benzi de materiale
amorfe magnetice noi, Rev. Metalurgia, nr. 6 / 1990
- [117] TRUSCULESCU, M.; SERBAN, V.A.; LITA, M.: Cristalizarea aliajelor
amorfe pe baza de fosfor, Zilele Academiei Timisene, 1991
- [118] TRUSCULESCU, M.; SERBAN, V.A.; RADUTA, A.: Cercetari privind
utilizarea aliajelor amorfe cu continut ridicat de fosfor,
Zilele Academiei Timisene, 1991
- [119] UHLMAN, D.R.: J. Non - Crystalin Solids 7, (1972)
- [120] VEDAIRA, S.: Sony Corporation, Germ. Pat. Appied, 28.37432,
publ. July 26 , 79
- [121] WESER, J.; SCHOMEKER, V.: Rev. Mod. Phys. 25 (1953)
- [122] ZAIMOVSKI, A.S.; USOV, V.V.: Metale si aliaje electrotehnice,
E.E. de stat, 1959

ANEXA 1

```

10 REM "GRUBBS"
15 DIM TIT$(100)
20 INPUT "INTRODUCETI TITLUL LUCRARII":TIT$
30 INPUT "NUMARUL VAL.EXP. N=":N
40 DIM V(N)
50 IF N>10 GOTO 70 ELSE GOTO 60
60 DEFDBL V
70 FOR I=1 TO N
80 INPUT "VAL.EXP.=":V(I)
90 NEXT I
100 REM "IN URMATDAREA SUBROUTINA SE ORDONEAZA VALORILE EXPERIMENTALE"
105 B=0
110 FOR I=1 TO N-1
120 IF V(I)>=V(I+1) THEN GOTO 160 ELSE GOTO 130
130 T=V(I)
140 V(I)=V(I+1)
150 V(I+1)=T
155 B=1
160 NEXT I
165 IF B=1 THEN GOTO 105
170 FOR I=1 TO N:PRINT V(I): NEXT I
180 DIM SU(N)
190 FOR I=1 TO N: SU(I)=SU(I-1)+V(I) : NEXT I
200 M=SU(N)/N: PRINT "MEDIA VAL.EXP. M=":M
210 DIM SP(N)
220 FOR I=1 TO N: SP(I)=SP(I-1)+(V(I)-M)^2: NEXT I
230 SIGMA=(1/(N-1)*SP(N))^.5: PRINT "SIGMA=":SIGMA
240 DIM W(40)
250 FOR J=1 TO 40: READ W(J): NEXT J
260 REM "VALORILE LUI KSI"
270 DATA 0,0.1,15,1.46,1.67,1.82,1.94,2.03,2.11,2.18,2.23,2.29,2.33,2.37,2.41,2.
44,2.47,2.5,2.53,2.56,2.58,2.6,2.62,2.64,2.66,2.66,2.66,2.66,2.66,2.66,2.75,2.75,2.75
,2.75,2.75,2.82,2.82,2.82,2.82,2.82,2.87
280 PRINT "KSI(";N;")=":W(N)
290 V1=(V(1)-M)/SIGMA: PRINT "V1=":V1
300 V2=(M-V(N))/SIGMA: PRINT "V2=":V2
310 IF V1>W(N) THEN GOTO 320 ELSE GOTO 340
320 PRINT "VALOAREA MAXIMA ":V1;" SE ELIMINA CA ERDARE ABERANTA"
330 GOTO 350
340 PRINT "VAL.MAX. ":V(1);" ESTE SEMNIFICATIVA"
350 IF V2>W(N) THEN GOTO 360 ELSE GOTO 380
360 PRINT "VAL.MINIMA ":V(N);" SE ELIMINA CA ERDARE ABERANTA"
370 GOTO 390
380 PRINT "VALOAREA MINIMA ":V(N);" ESTE SEMNIFICATIVA"
390 INPUT "TREBUIE TIPARIT ?":P$
400 IF P$="DA" GOTO 410 ELSE GOTO 580
410 INPUT "IN CITE EXEMPLARE ?":EX
420 FOR K=1 TO EX
430 LPRINT TIT$
440 LPRINT "NUMARUL VALORILOR EXPERIMENTALE N=":N
442 LPRINT " VALORILE EXPERIMENTALE ORDONATE : "
444 FOR I=1 TO N:LPRINT V(I): " " : NEXT I
445 LPRINT
450 LPRINT "MEDIA VALORILOR EXPERIMENTALE M=":M
460 LPRINT "SIGMA=":SIGMA
470 LPRINT "KSI(";N;")=":W(N)
480 IF V1>W(N) THEN GOTO 490 ELSE GOTO 500
490 LPRINT "VALOAREA MAXIMA ":V(1);" SE ELIMINA CA ERDARE ABERANTA" : GOTO 510
500 LPRINT "VALOAREA MAXIMA ":V(1);" ESTE SEMNIFICATIVA"

```

```
510 IF V2>W(N) THEN GOTO 520 ELSE GOTO 530
520 LPRINT "VALDAREA MINIMA ":V(N):" SE ELIMINA CA ERDARE ABERANTA" :GOTO 540
530 LPRINT "VALDAREA MINIMA ":V(N):" ESTE SEMNIFICATIVA"
540 LPRINT
550 LPRINT
560 LPRINT
570 NEXT K
580 STOP
```

ANEXA 1

NUMARUL VALORILOR EXPERIMENTALE N= 15

VALORILE EXPERIMENTALE ORDONATE :

14.94 14.72 14.28 14.28 14.21 14.21 14.21 14.21 14.14 13.91
13.91 13.45 13.35 13.24 12.71

MEDIA VALORILOR EXPERIMENTALE , m= 13.98467

SIGMA= .5815111

KSI(15)= 2.41

VALDAREA MAXIMA 14.94 ESTE SEMNIFICATIVA

VALDAREA MINIMA 12.71 ESTE SEMNIFICATIVA

```

10 REM "STATISTICA"
20 INPUT "N=";N
30 DIM XI(N)
40 DIM YI(N)
50 FOR I=1 TO N: INPUT "X1=";XI(I);NEXT I
60 FOR J=1 TO N: INPUT "Y1=";YI(J) : NEXT J
70 FOR I=1 TO N : XSU(I)=XSU(I-1)+XI(I) : NEXT I
80 PRINT "XSU=";XSU(N)
90 XM=XSU(N)/N : PRINT "XM=";XM
100 FOR J=1 TO N: YSU(J)=YSU(J-1)+YI(J) : NEXT J
110 YM=YSU(N)/N : PRINT "YM=";YM
120 FOR I=1 TO N
130 XD(I)=XI(I)-XM
140 NEXT I
150 FOR J=1 TO N
160 YD(J)=YI(J)-YM
170 NEXT J
180 FOR I=1 TO N : FOR J=1 TO N
190 S1(I,J)=S1(I-1,J-1)+XD(I)*YD(J)
200 NEXT J: NEXT I
210 PRINT "S1=";S1(N,N)
220 FOR I=1 TO N: XDP(I)=(XI(I)-XM)^2: S2(I)=S2(I-1)+XDP(I) : NEXT I
230 PRINT "S2=";S2(N)
240 FOR J=1 TO N: YDP(J)=(YI(J)-YM)^2: S3(J)=S3(J-1)+YDP(J): NEXT J
250 PRINT "S3=";S3(N)
260 V1=(S2(N)*S3(N))^0.5
270 PRINT "V1=";V1
280 R=S1(N,N)/V1: PRINT "r=";R
290 REM "Coeficientul de corelatie r s-a calculat dupa SACHS relatia din
    stinnga.Acum se va calcula dupa relatia din dreapta egalitatii"
300 FOR I=1 TO N: FOR J=1 TO N
310 P2(I,J)=P2(I-1,J-1)+XI(I)*YI(J)
320 NEXT J: NEXT I
330 FOR I=1 TO N: SUX(I)=SUX(I-1)+XI(I): NEXT I
340 FOR J=1 TO N: SUY(J)=SUY(J-1)+YI(J): NEXT J
350 PRINT " SUX=";SUX(N);" SUY=";SUY(N)
360 P3=SUX(N)*SUY(N)/N
370 FOR I=1 TO N: SXP(I)=SXP(I-1)+XI(I)^2 : NEXT I
380 FOR J=1 TO N: SYF(J)=SYF(J-1)+YI(J)^2 : NEXT J
390 P5=SXP(N)-(SUX(N)^2)/N
400 P6=SYF(N)-(SUY(N)^2)/N
410 P4=(P5*P6)^0.5
420 R1=(P2(N,N)-P3)/P4 : PRINT "r1=";R1
430 FOR I=1 TO N: SDXP(I)=SDXP(I-1)+(XI-XM)^2
440 NEXT I
450 SIGX=(SDXP(N)/(N-1))^0.5 : PRINT "SIGMA DE X =" ;SIGX
460 FOR J=1 TO N: SDYP(J)=SDYP(J-1)+(YI(J)-YM)^2 : NEXT J
470 SIGY=(SDYP(N)/(N-1))^0.5 : PRINT "SIGMA DE Y =" ;SIGY
480 R2=P2(N,N)/(SXP(N)*SYF(N))^0.5
490 R3=P2(N,N)/(N*SIGX*SIGY) :PRINT "r3(dupa Mocanu-relatia din stinnga)=";R3
500 PRINT "r2 (dupa Serban)=";R2
510 R4=R3*(N-1)/N :PRINT "r4=";R4
520 INPUT "GATA PAUZA?";ROLA$
530 IF ROLA$="DA" THEN GOTO 540 ELSE GOTO 520
540 REM "DUPA SACHS"
550 PRINT "DREAPTA DE REGRESIE DUPA SACHS"
560 P10=N*P2(N,N)
570 BYX=(P10-SUX(N)*SUY(N))/(N*SXP(N)-(SUX(N))^2)
580 PRINT "Byx=";BYX

```

```

590 AYX=(SUY(N)-BYX*SUXX(N))/N
600 PRINT "Ayx=";AYX
610 FOR I=1 TO N
620 YCALC(I)=AYX+BYX*XI(I)
630 NEXT I
640 FOR I=1 TO N: FOR J=1 TO N
650 DIFY(I,J)=YCALC(I)-YI(J)
660 NEXT J: NEXT I
670 FOR I=1 TO N
680 PRINT "XI:";XI(I);" ":
690 NEXT I
700 PRINT
710 FOR I=1 TO N
720 PRINT "Y CALCLAT:";YCALC(I)
730 NEXT I
740 PRINT
750 FOR J=1 TO N
760 PRINT "YI:";YI(J);" ":
770 NEXT J
780 PRINT
790 FOR I=1 TO N: FOR J=1 TO N
800 PRINT "DIF.Y:";DIFY(I,J);" ":
810 NEXT J: NEXT I
820 PRINT
821 FOR I=1 TO N: FOR J=1 TO N:
822 SDIFY(I,J)=SDIFY(I-1,J-1)+DIFY(I,J)
823 NEXT J : NEXT I
824 PRINT "SDIFY=";SDIFY(N,N)
830 FOR I=1 TO N: FOR J=1 TO N
840 DIFYP(I,J)=DIFY(I,J)^2
850 NEXT J: NEXT I
860 PRINT "(YCALC-YI)^2:"
870 FOR I=1 TO N: FOR J=1 TO N
880 PRINT DIFYP(I,J);" ":
890 NEXT J: NEXT I
891 FOR I=1 TO N:FOR J=1 TO N
892 SPDY(I,J)=SPDY(I-1,J-1)+DIFYP(I,J)
893 NEXT J: NEXT I
894 PRINT "SPDY=";SPDY(N,N)
900 PRINT
910 INPUT "TREBUIE TIPARIT ?";TP$
920 IF TP$="DA" THEN GOTO 930 ELSE GOTO 1500
930 INPUT "IN CITE EXEMPLARE ?";EX
940 DIM TIT$(EX)
950 INPUT "TITLUL LUCRARII ?";TIT$
960 FOR K=1 TO EX
970 LPRINT TIT$
975 LPRINT "-----"
980 LPRINT "X1:"
990 FOR I=1 TO N : LPRINT XI(I);" ":NEXT I
1000 LPRINT
1010 LPRINT "Y1:"
1020 FOR J=1 TO N : LPRINT YI(J);" ":NEXT J
1030 LPRINT
1040 LPRINT "XM=";XM;" YM=";YM;" (Media valorilor experimentale)"
1050 LPRINT "Sigma de X=";SIGX;" Sigma de Y=";SIGY;" (A val.exp.medii)"
1060 LPRINT "Coef.de corelatie dupa Sachs,var.1 r=";R
1070 LPRINT "Coef.de corelatie dupa Sachs,var.2 r1=";R1
1080 LPRINT "Coef.de corelatie dupa Mocanu -relatia din dreapta- r2=";R2
1090 LPRINT "Dreapta de regresie dupa Sachs: Ycalc=Ayx+Byx*Xi"

```


ANEXA 2

ANEXA 2 TABELUL A2-1: $v=20$ m/s
 NUMARUL VALORILOR EXPERIMENTALE N= 30
 VALORILE EXPERIMENTALE ORDONATE :
 70 70 70 68.5 68 68 68 68 68 67.5 67.5 67.5 67.5
 67.5 67.5 67.5 67.5 67.5 67 67 67 67 67 67 67 67
 66.5 66.5 66.5 66
 MEDIA VALORILOR EXPERIMENTALE M= 67.58334
 SIGMA= .9833381
 KSI(30)= 2.75
 VALOAREA MAXIMA 70 ESTE SEMNIFICATIVA
 VALOAREA MINIMA 66 ESTE SEMNIFICATIVA

ANEXA 2 TABELUL A2-1 $v=26$ m/s
 NUMARUL VALORILOR EXPERIMENTALE N= 30
 VALORILE EXPERIMENTALE ORDONATE :
 54.5 54 54 52.5 52 52 52 52 52 52 52 52 52 52 52
 52 51.5 51.5 51.5 51.5 51.5 51.5 51.5 51.5 51 51 51 51 51
 51 51
 MEDIA VALORILOR EXPERIMENTALE M= 51.88334
 SIGMA= .887493
 KSI(30)= 2.75
 VALOAREA MAXIMA 54.5 SE ELIMINA CA EROARE ABERANTA
 VALOAREA MINIMA 51 ESTE SEMNIFICATIVA

ANEXA 2 Tabelul A2-1 cu valoarea aberanta eliminata: $v=26$ m/s
 NUMARUL VALORILOR EXPERIMENTALE N= 29
 VALORILE EXPERIMENTALE ORDONATE :
 54 54 52.5 52 52 52 52 52 52 52 52 52 52 52 52
 51.5 51.5 51.5 51.5 51.5 51.5 51.5 51 51 51 51 51 51
 51
 MEDIA VALORILOR EXPERIMENTALE M= 51.7931
 SIGMA= .7502052
 KSI(29)= 2.66
 VALOAREA MAXIMA 54 SE ELIMINA CA EROARE ABERANTA
 VALOAREA MINIMA 51 ESTE SEMNIFICATIVA

ANEXA 2 TABELUL A2-1 cu valorile 54.5:54:54; eliminate: $v=26$ m/s
 NUMARUL VALORILOR EXPERIMENTALE N= 27
 VALORILE EXPERIMENTALE ORDONATE ;
 52.5 52 52 52 52 52 52 52 52 52 52 52 52 51.5 51.5
 51.5 51.5 51.5 51.5 51.5 51 51 51 51 51 51 51
 MEDIA VALORILOR EXPERIMENTALE M= 51.62963
 SIGMA= .4513355
 KSI(27)= 2.66
 VALOAREA MAXIMA 52.5 ESTE SEMNIFICATIVA
 VALOAREA MINIMA 51 ESTE SEMNIFICATIVA

ANEXA 2 TABELUL A2-1 v=30 m/s
 NUMARUL VALORILOR EXPERIMENTALE N= 30
 VALORILE EXPERIMENTALE ORDONATE :
 46 46 45 45 45 44.5 44.5 44.5 44.5 44.5 44.5 44.5 44.5
 44 44 44 44 44 44 44 44 44 44 44 44 43.5 43
 42 42
 MEDIA VALORILOR EXPERIMENTALE M= 44.18334
 SIGMA= .8558452
 KSI(30)= 2.75
 VALOAREA MAXIMA 46 ESTE SEMNIFICATIVA
 VALOAREA MINIMA 42 ESTE SEMNIFICATIVA

ANEXA 2 TABELUL A2-1 v=36 m/s
 NUMARUL VALORILOR EXPERIMENTALE N= 30
 VALORILE EXPERIMENTALE ORDONATE :
 36 36 36 35 35 35 34.5 34 34 34 34 34 34 34 34
 34 34 34 33.5 33.5 33.5 33.5 33.5 33.5 33.5 33.5 33 33
 33 33
 MEDIA VALORILOR EXPERIMENTALE M= 34.05
 SIGMA= .8545011
 KSI(30)= 2.75
 VALOAREA MAXIMA 36 ESTE SEMNIFICATIVA
 VALOAREA MINIMA 33 ESTE SEMNIFICATIVA

ANEXA 2 TABELUL A2-1 v=40 m/s
 NUMARUL VALORILOR EXPERIMENTALE N= 30
 VALORILE EXPERIMENTALE ORDONATE :
 35 35 35 35 35 35 34.5 34 34 34 34 34 34 34
 34 34 34 34 34 33.5 33.5 33.5 33.5 33.5 33.5 33.5 33
 33 33
 MEDIA VALORILOR EXPERIMENTALE M= 34.01667
 SIGMA= .6226104
 KSI(30)= 2.75
 VALOAREA MAXIMA 35 ESTE SEMNIFICATIVA
 VALOAREA MINIMA 33 ESTE SEMNIFICATIVA

ANEXA 2 TABELUL A2-1 v=44 m/s
 NUMARUL VALORILOR EXPERIMENTALE N= 30
 VALORILE EXPERIMENTALE ORDONATE :
 32 32 32 31 31 31 31 31 30.5 30.5 30.5 30.5 30.5
 30.5 30 30 30 30 30 30 30 30 30 30 30 29.5 29.5
 29.5 29
 MEDIA VALORILOR EXPERIMENTALE M= 30.38333
 SIGMA= .7390968
 KSI(30)= 2.75
 VALOAREA MAXIMA 32 ESTE SEMNIFICATIVA
 VALOAREA MINIMA 29 ESTE SEMNIFICATIVA

ANEXA 2 TABELUL A2¹-1 v=50 m/s
 NUMARUL VALORILOR EXPERIMENTALE N= 30
 VALORILE EXPERIMENTALE ORDONATE :
 28 27.5 27.5 27.5 27.5 27.5 27 27 27 27 27 27 27 27
 27 27 27 26.5 26.5 26.5 26.5 26.5 26 26 26 26 26 26
 25 25
 MEDIA VALORILOR EXPERIMENTALE M= 26.7
 SIGMA= .7143842

ANEXA 2 TABELUL A2¹-1 v=20 m/s
 NUMARUL VALORILOR EXPERIMENTALE N= 30
 VALORILE EXPERIMENTALE ORDONATE :
 58 57.5 57 57 56 56 56 55.5 55.5 55.5 55.5 55 55 55
 55 55 55 55 55 55 55 55 55 55 55 55 54.5 54.5
 54.5
 MEDIA VALORILOR EXPERIMENTALE M= 55.43334
 SIGMA= .8782165
 KSI(30)= 2.75
 VALOAREA MAXIMA 58 SE ELIMINA CA EROARE ABERANTA
 VALOAREA MINIMA 54.5 ESTE SEMNIFICATIVA

ANEXA 2 TABELUL A2¹-1 cu valorile 58;57.5;57;57:eliminate; v=20m/s
 NUMARUL VALORILOR EXPERIMENTALE N= 26
 VALORILE EXPERIMENTALE ORDONATE :
 56 56 56 55.5 55.5 55.5 55.5 55 55 55 55 55 55 55
 55 55 55 55 55 55 55 55 54.5 54.5 54.5
 MEDIA VALORILOR EXPERIMENTALE M= 55.13462
 SIGMA= .4137075
 KSI(26)= 2.66
 VALOAREA MAXIMA 56 ESTE SEMNIFICATIVA
 VALOAREA MINIMA 54.5 ESTE SEMNIFICATIVA

ANEXA 2 TABELUL A2¹-1 v=26 m/s
 NUMARUL VALORILOR EXPERIMENTALE N= 30
 VALORILE EXPERIMENTALE ORDONATE :
 45 45 45 45 43 43 43 43 43 43 43 43 43 43 42.5
 42.5 42.5 42 42 42 42 42 42 42 42 42 42 42 42 42 41.5
 MEDIA VALORILOR EXPERIMENTALE M= 42.76667
 SIGMA= 1.006302
 KSI(30)= 2.75
 VALOAREA MAXIMA 45 ESTE SEMNIFICATIVA
 VALOAREA MINIMA 41.5 ESTE SEMNIFICATIVA

ANEXA 2 TABELUL A2'-1 v=30 m/s
 NUMARUL VALORILOR EXPERIMENTALE N= 30
 VALORILE EXPERIMENTALE ORDONATE :
 40 40 40 40 40 39 39 39 39 39 39 39 39 39 39 39
 39 39 38 38 38 38 38 38 38 38 38 38 38 38 38
 MEDIA VALORILOR EXPERIMENTALE M= 38.76667
 SIGMA= .727932
 KSI(30)= 2.75
 VALOAREA MAXIMA 40 ESTE SEMNIFICATIVA
 VALOAREA MINIMA 38 ESTE SEMNIFICATIVA

ANEXA 2 TABELUL A2'-1 v=36 m/s
 NUMARUL VALORILOR EXPERIMENTALE N= 30
 VALORILE EXPERIMENTALE ORDONATE :
 33 33 33 33 31 31 30 30 30 30 30 30 30 30 30 30
 30 30 30 30 30 30 30 30 30 30 30 29 28 28
 MEDIA VALORILOR EXPERIMENTALE M= 30.3
 SIGMA= 1.235956
 KSI(30)= 2.75
 VALOAREA MAXIMA 33 ESTE SEMNIFICATIVA
 VALOAREA MINIMA 28 ESTE SEMNIFICATIVA

ANEXA 2 TABELUL A2'-1 v=40 m/s
 NUMARUL VALORILOR EXPERIMENTALE N= 30
 VALORILE EXPERIMENTALE ORDONATE :
 30 30 30 28 28 28 28 28 28 28 28 28 28 28 28 28
 28 27 27 27 27 27 27 27 27 27 27 27 27 27 27
 MEDIA VALORILOR EXPERIMENTALE M= 27.76667
 SIGMA= .8976342
 KSI(30)= 2.75
 VALOAREA MAXIMA 30 ESTE SEMNIFICATIVA
 VALOAREA MINIMA 27 ESTE SEMNIFICATIVA

ANEXA 2 TABELUL A2'-1 v=44 m/s
 NUMARUL VALORILOR EXPERIMENTALE N= 30
 VALORILE EXPERIMENTALE ORDONATE :
 26 26 26 26 26 26 26 26 26 25 25 25 25 25 25 25
 25 25 25 25 25 25 25 25 25 25 24 22 22 22
 MEDIA VALORILOR EXPERIMENTALE M= 24.96667
 SIGMA= 1.129032
 KSI(30)= 2.75
 VALOAREA MAXIMA 26 ESTE SEMNIFICATIVA
 VALOAREA MINIMA 22 ESTE SEMNIFICATIVA

ANEXA 2 TABELUL A2'-1 v=50 m/s
 NUMARUL VALORILOR EXPERIMENTALE N= 30
 VALORILE EXPERIMENTALE ORDONATE :
 25 25 25 23 23 23 22 22 22 22 22 22 22 22 22 22
 22 22 22 22 22 22 22 22 22 20 20 20 20 20
 MEDIA VALORILOR EXPERIMENTALE M= 22.06667
 SIGMA= 1.311312
 KSI(30)= 2.75
 VALOAREA MAXIMA 25 ESTE SEMNIFICATIVA
 VALOAREA MINIMA 20 ESTE SEMNIFICATIVA

ANEXA 2 TABELUL A2-2

Xi:

20 26 30 36 40 44 50

Yi:

67.58335 51.62963 44.18334 34.05 34.01667 30.38333 26.7

XM= 35.14286 YM= 41.22091 (Media valorilor experimentale)

Sigma de X= 37.95862 Sigma de Y= 14.3975 (A val.exp.medii)

Coef.de corelatie dupa Sachs,var.1 r=-.9498869

Coef.de corelatie dupa Sachs,var.2 r1=-.9498892

Coef.de corelatie dupa Mocanu -relatia din dreapta- r2= .838992

Dreapta de regresie dupa Sachs: Ycalc=Ayx+Byx*Xi

Ayx= 86.94683 Byx=-1.301144

Deci Ycalc= 86.94683 -1.301144 *Xi

ANEXA 2 TABELUL A2'-2

Xi:

20 26 30 36 40 44 50

Yi:

55.13462 42.76667 38.76667 30.3 27.76667 24.96667 22.06667

XM= 35.14286 YM= 34.53829 (Media valorilor experimentale)

Sigma de X= 37.95862 Sigma de Y= 11.69593 (A val.exp.medii)

Coef.de corelatie dupa Sachs,var.1 r=-.9699814

Coef.de corelatie dupa Sachs,var.2 r1=-.969984

Coef.de corelatie dupa Mocanu -relatia din dreapta- r2= .8421629

Dreapta de regresie dupa Sachs: Ycalc=Ayx+Byx*Xi

Ayx= 72.46993 Byx=-1.079356

Deci Ycalc= 72.46993 -1.079356 *Xi

ANEXA 3

ANEXA 3 TABELUL A3-1 Delta p=0.15 atm
 NUMARUL VALORILOR EXPERIMENTALE N= 30
 VALORILE EXPERIMENTALE ORDONATE :
 20 20 20 20 20 20 19 19 19 18 18 18 18 18 18 18
 18 18 18 18 18 18 18 18 18 18 18 18 18 18 18
 MEDIA VALORILOR EXPERIMENTALE M= 18.5
 SIGMA= .8200084
 KSI(30)= 2.75
 VALOAREA MAXIMA 20 ESTE SEMNIFICATIVA
 VALOAREA MINIMA 18 ESTE SEMNIFICATIVA

ANEXA 3 TABELUL A3-1 Delta p=0.3 atm
 NUMARUL VALORILOR EXPERIMENTALE N= 30
 VALORILE EXPERIMENTALE ORDONATE :
 28 28 28 28 26 25 25 25 25 25 25 25 25 25 25 25
 25 25 25 25 25 25 25 25 25 25 24 24 24
 MEDIA VALORILOR EXPERIMENTALE M= 25.33334
 SIGMA= 1.124441
 KSI(30)= 2.75
 VALOAREA MAXIMA 28 ESTE SEMNIFICATIVA
 VALOAREA MINIMA 24 ESTE SEMNIFICATIVA

ANEXA 3 TABELUL A3-1 Delta p=0.5 atm
 NUMARUL VALORILOR EXPERIMENTALE N= 30
 VALORILE EXPERIMENTALE ORDONATE :
 35 35 35 35 35 35 35 34 34 34 34 33 33 33 33 33
 33 33 33 33 33 33 33 33 33 33 33 33 33 33
 MEDIA VALORILOR EXPERIMENTALE M= 33.6
 SIGMA= .8550057
 KSI(30)= 2.75
 VALOAREA MAXIMA 35 ESTE SEMNIFICATIVA
 VALOAREA MINIMA 33 ESTE SEMNIFICATIVA

ANEXA 3 TABELUL A3-1 Delta p=0.7 atm
 NUMARUL VALORILOR EXPERIMENTALE N= 30
 VALORILE EXPERIMENTALE ORDONATE :
 42 42 40 40 40 40 40 40 40 40 40 40 40 40 40
 40 40 40 40 38 38 38 38 38 38 38 38 38 38
 MEDIA VALORILOR EXPERIMENTALE M= 39.46667
 SIGMA= 1.166585
 KSI(30)= 2.75
 VALOAREA MAXIMA 42 ESTE SEMNIFICATIVA
 VALOAREA MINIMA 38 ESTE SEMNIFICATIVA

ANEXA 3 TABELUL A3-1 Delta p=0.9 atm
 NUMARUL VALORILOR EXPERIMENTALE N= 30
 VALORILE EXPERIMENTALE ORDONATE :
 48 48 46 46 45 45 45 45 45 45 45 45 45 45 45
 45 45 45 45 45 45 45 45 45 43 43 43 43 43
 MEDIA VALORILOR EXPERIMENTALE M= 44.93334
 SIGMA= 1.172481
 KSI(30)= 2.75
 VALOAREA MAXIMA 48 ESTE SEMNIFICATIVA
 VALOAREA MINIMA 43 ESTE SEMNIFICATIVA

ANEXA 3 TABELUL A3-1 Delta p=1.1 atm
 NUMARUL VALORILOR EXPERIMENTALE N= 30
 VALORILE EXPERIMENTALE ORDONATE :
 53 53 50 50 50 50 50 50 50 50 50 50 50 50 50
 50 50 50 50 50 50 50 48 48 48 48 48 48
 MEDIA VALORILOR EXPERIMENTALE M= 49.8
 SIGMA= 1.186127
 KSI(30)= 2.75
 VALOAREA MAXIMA 53 ESTE SEMNIFICATIVA
 VALOAREA MINIMA 48 ESTE SEMNIFICATIVA

ANEXA 3 TABELUL A3-2

 X::
 .15 .3 .5 .7 .9 1.1
 Y::
 18.5 25.3334 33.6 39.46667 44.93334 49.8
 XM= .6083334 YM= 35.27224 (Media valorilor experimentale)
 Sigma de X= .6663958 Sigma de Y= 11.87325 (A val.exp.medii)
 Coef.de corelatie dupa Sachs.var.1 r= .9924679
 Coef.de corelatie dupa Sachs.var.2 r1= .9924876
 Coef.de corelatie dupa Mocanu -relatia din dreapta- r2= .979315
 Dreapta de regresie dupa Sachs: Ycalc=Avx+Bvx*Xi
 Avx= 15.4218 Bvx= 32.63085
 Deci Ycalc= 15.4218 32.63085 *Xi

ANEXA 4 TABELUL A4-1 Delta T=50 Grade
 NUMARUL VALORILOR EXPERIMENTALE N= 30
 VALORILE EXPERIMENTALE ORDONATE :
 32 32 32 32 30 30 30 30 30 30 30 30 30 30 30
 30 30 30 30 30 30 30 28 28 28 28 28 28 28
 MEDIA VALORILOR EXPERIMENTALE M= 29.8
 SIGMA= 1.214851
 KSI(30)= 2.75
 VALDAREA MAXIMA 32 ESTE SEMNIFICATIVA
 VALDAREA MINIMA 28 ESTE SEMNIFICATIVA

ANEXA 4 TABELUL A4-1 Delta T=100 Grade
 NUMARUL VALORILOR EXPERIMENTALE N= 30
 VALORILE EXPERIMENTALE ORDONATE :
 33 33 33 33 31 31 30 30 30 30 30 30 30 30 30
 30 30 30 30 30 30 30 30 30 30 30 29 28 28
 MEDIA VALORILOR EXPERIMENTALE M= 30.3
 SIGMA= 1.235956
 KSI(30)= 2.75
 VALDAREA MAXIMA 33 ESTE SEMNIFICATIVA
 VALDAREA MINIMA 28 ESTE SEMNIFICATIVA

ANEXA 4 TABELUL A4-1 Delta T=150 Grade
 NUMARUL VALORILOR EXPERIMENTALE N= 30
 VALORILE EXPERIMENTALE ORDONATE :
 32 32 32 32 32 32 32 32 32 32 32 32 32 32 31 30
 30 30 30 30 30 30 30 30 30 30 30 30 30 30
 MEDIA VALORILOR EXPERIMENTALE M= 30.96667
 SIGMA= .9994253
 KSI(30)= 2.75
 VALDAREA MAXIMA 32 ESTE SEMNIFICATIVA
 VALDAREA MINIMA 30 ESTE SEMNIFICATIVA

ANEXA 4 TABELUL A4-1 Delta T=200 Grade
 NUMARUL VALORILOR EXPERIMENTALE N= 30
 VALORILE EXPERIMENTALE ORDONATE :
 40 40 40 38 38 38 38 38 38 38 38 38 38 38 38
 38 38 35 35 35 35 35 35 35 35 35 35 35
 MEDIA VALORILOR EXPERIMENTALE M= 37
 SIGMA= 1.761661
 KSI(30)= 2.75
 VALDAREA MAXIMA 40 ESTE SEMNIFICATIVA
 VALDAREA MINIMA 35 ESTE SEMNIFICATIVA

ANEXA 4 TABELUL A4-2

xi:
 50 100 150 200
 Yi:
 29.8 30.3 30.96667 37
 XM= 125 YM= 32.01667 (Media valorilor experimentale)
 Sigma de X= 144.3375 Sigma de Y= 3.35642 (A val.exp.medii)
 Coef.de corelatie dupa Sachs,var.1 r= .8564526
 Coef.de corelatie dupa Sachs,var.2 r1= .8564506
 Coef.de corelatie dupa Mocanu -relatia din dreapta- r2= .9407461
 Dreapta de regresie dupa Sachs: Ycalc=Ayx+Byx*Xi
 Ayx= 26.45 Byx= 4.453336E-02
 Dec: Ycalc= 26.45 4.453336E-02 *Xi

ANEXA 5

ANEXA 5 TABELUL A5-1 $l=0,35 \text{ mm}$
 NUMARUL VALORILOR EXPERIMENTALE N= 30
 VALORILE EXPERIMENTALE ORDONATE :
 32 31 31 31 30 30 30 30 30 30 30 30 30 30
 30 30 30 30 30 30 30 30 30 30 29 29 29 28
 MEDIA VALORILOR EXPERIMENTALE $\bar{m}= 30$
 SIGMA= .4948083
 KSI(30)= 2.75
 VALOAREA MAXIMA 32 SE ELIMINA CA ERDARE ABERANTA
 VALOAREA MINIMA 28 SE ELIMINA CA ERDARE ABERANTA

ANEXA 5 TABELUL A5-1 cu valoarea 32 eliminata: $l=0,35 \text{ mm}$
 NUMARUL VALORILOR EXPERIMENTALE N= 28
 VALORILE EXPERIMENTALE ORDONATE :
 31 31 31 31 30 30 30 30 30 30 30 30 30 30 30
 30 30 30 30 30 30 30 30 30 29 29 29
 MEDIA VALORILOR EXPERIMENTALE $\bar{M}= 30,03572$
 SIGMA= .5078745
 KSI(28)= 2.66
 VALOAREA MAXIMA 31 ESTE SEMNIFICATIVA
 VALOAREA MINIMA 29 ESTE SEMNIFICATIVA

ANEXA 5 TABELUL A5-1 $l=0,45$
 NUMARUL VALORILOR EXPERIMENTALE N= 30
 VALORILE EXPERIMENTALE ORDONATE :
 36 36 36 36 36 36 36 36 36 36 37 37 37 37 37
 37 37 37 37 37 37 37 37 37 35 35 35 35
 MEDIA VALORILOR EXPERIMENTALE $\bar{M}= 37$
 SIGMA= 1.017095
 KSI(30)= 2.75
 VALOAREA MAXIMA 36 ESTE SEMNIFICATIVA
 VALOAREA MINIMA 35 ESTE SEMNIFICATIVA

ANEXA 5 TABELUL A5-1 $l=0,5 \text{ mm}$
 NUMARUL VALORILOR EXPERIMENTALE N= 30
 VALORILE EXPERIMENTALE ORDONATE :
 55 55 55 55 55 55 55 55 55 55 52 52 52 52 52
 52 52 52 52 52 52 52 52 52 50 50 50 50 50
 MEDIA VALORILOR EXPERIMENTALE $\bar{M}= 51,66667$
 SIGMA= 1.825742
 KSI(30)= 2.75
 VALOAREA MAXIMA 55 ESTE SEMNIFICATIVA
 VALOAREA MINIMA 50 ESTE SEMNIFICATIVA

ANEXA 5 TABELUL A5-1 $l=0,6 \text{ mm}$
 NUMARUL VALORILOR EXPERIMENTALE N= 30
 VALORILE EXPERIMENTALE ORDONATE :
 90 90 85 85 85 85 85 85 85 85 85 85 85 85 85
 80 80 80 80 80 80 80 80 80 80 80 80 80 80
 MEDIA VALORILOR EXPERIMENTALE $\bar{M}= 82,8$
 SIGMA= 3.933149
 KSI(30)= 2.75
 VALOAREA MAXIMA 90 ESTE SEMNIFICATIVA
 VALOAREA MINIMA 80 ESTE SEMNIFICATIVA

ANEXA 5 TABELUL A5¹-1 $r=0.75$ ad
 NUMARUL VALORILOR EXPERIMENTALE N= 30
 VALORILE EXPERIMENTALE ORDONATE :
 25 25 25 25 25 25 22 22 22 22 22 22 22 22 22 22
 22 22 22 22 22 22 22 22 22 22 22 22 22 22 22 22
 MEDIA VALORILOR EXPERIMENTALE M= 22.13333
 SIGMA= 1.676065
 KSI(30)= 2.75
 VALOAREA MAXIMA 25 ESTE SEMNIFICATIVA
 VALOAREA MINIMA 20 ESTE SEMNIFICATIVA

ANEXA 5 TABELUL A5²-1 $r=0.45$ ad
 NUMARUL VALORILOR EXPERIMENTALE N= 30
 VALORILE EXPERIMENTALE ORDONATE :
 30 30 30 30 30 30 30 30 25 25 25 25 25 25 25
 27 27 27 27 27 27 27 27 25 25 25 25 25 25 25
 MEDIA VALORILOR EXPERIMENTALE M= 27.6
 SIGMA= 1.773366
 KSI(30)= 2.75
 VALOAREA MAXIMA 30 ESTE SEMNIFICATIVA
 VALOAREA MINIMA 25 ESTE SEMNIFICATIVA

ANEXA 5 TABELUL A5³-1 $r=0.6$ ad
 NUMARUL VALORILOR EXPERIMENTALE N= 30
 VALORILE EXPERIMENTALE ORDONATE :
 40 40 40 40 40 38 38 38 38 38 38 38 36 36 36
 38 38 38 38 38 38 35 35 35 35 35 35 35 35 35
 MEDIA VALORILOR EXPERIMENTALE M= 37.53333
 SIGMA= 1.71672
 KSI(30)= 2.75
 VALOAREA MAXIMA 40 ESTE SEMNIFICATIVA
 VALOAREA MINIMA 35 ESTE SEMNIFICATIVA

ANEXA 5 TABELUL A5⁴-1
 NUMARUL VALORILOR EXPERIMENTALE N= 30
 VALORILE EXPERIMENTALE ORDONATE :
 50 50 55 55 55 50 50 50 50 50 50 50 50 50 50
 50 50 50 50 50 50 50 50 48 48 48 48 48 48 48
 MEDIA VALORILOR EXPERIMENTALE M= 50.26667
 SIGMA= 3.722562
 KSI(30)= 2.75
 VALOAREA MAXIMA 60 ESTE SEMNIFICATIVA
 VALOAREA MINIMA 45 ESTE SEMNIFICATIVA

ANEXA 5

Xi:

.35 .45 .6 .8

Yi:

22.13333 27.6 37.53333 50.26667

XM= .55 YM= 34.38333 (Media valorilor experimentale)

Sigma de X= .6350853 Sigma de Y= 12.3596 (A val.exp.medii)

Coef.de corelatie dupa Sachs,var.1 r= .9995933

Coef.de corelatie dupa Sachs,var.2 r1= .9995936

Coef.de corelatie dupa Mocanu -relatia din dreapta- r2= .9999609

Dreapta de regresie dupa Sachs: Ycalc=Ayx+Byx*Xi

Ayx=-.3224716 Byx= 63.10146

Deci Ycalc=-.3224716 63.10146 *Xi

ANEXA 5 TABELUL AS-2

Xi:

.35 .45 .6 .8

Yi:

30.03572 37 52.66667 82.8

$\bar{X} = .55$ $\bar{Y} = 50.4256$ (Media valorilor experimentale)

SiŃa de X= .6350853 SiŃa de Y= 23.44468 (A val.exp.medii)

Coef.de corelatie dupa Sachs,var.1 r= .9895111

Coef.de corelatie dupa Sachs,var.2 ri= .989511

Coef.de corelatie dupa Mocanu -relatia din dreapta- r2= .9954588

Dreapta de regresie dupa Sachs: $Y_{calc} = A_{yx} + B_{yx} \cdot X_i$

$A_{yx} = -14.54313$ $B_{yx} = 118.4686$

Deci $Y_{calc} = -14.54313 + 118.4686 \cdot X_i$

ANEXA 6

ANEXA 6 TABELUL A6-1 $h_d=0,3 \text{ mm}$
 NUMARUL VALORILOR EXPERIMENTALE N= 30
 VALORILE EXPERIMENTALE ORDONATE :
 35 32 30 30 30 30 30 30 30 30 30 30 30 30 30 30
 30 30 28 28 26 26 26 26 26 26 26 26 26 26 26 26
 MEDIA VALORILOR EXPERIMENTALE $\bar{M} = 29,33333$
 SIGMA= 2,012604
 KS(30)= 2,75
 VALOAREA MAXIMA 35 ESTE ELIMINATA LA ERORARE ABERANTA
 VALOAREA MINIMA 26 ESTE SEMNIFICATIVA

ANEXA 6 TABELUL A6-1 $h_d=0,3 \text{ mm}$ cu eroarea aceranta eliminata
 NUMARUL VALORILOR EXPERIMENTALE N= 29
 VALORILE EXPERIMENTALE ORDONATE :
 32 30 30 30 30 30 30 30 30 30 30 30 30 30 30
 30 28 28 28 26 26 26 26 26 26 26 26 26 26 26
 MEDIA VALORILOR EXPERIMENTALE $\bar{M} = 28,93104$
 SIGMA= 1,709857
 KS(29)= 2,66
 VALOAREA MAXIMA 32 ESTE SEMNIFICATIVA
 VALOAREA MINIMA 26 ESTE SEMNIFICATIVA

ANEXA 6 TABELUL A6-1 $h_d=0,3 \text{ mm}$
 NUMARUL VALORILOR EXPERIMENTALE N= 30
 VALORILE EXPERIMENTALE ORDONATE :
 32 32 32 32 32 32 30 30 30 30 30 30 30 30 30
 30 30 30 30 30 30 30 30 30 30 30 30 30 30 30
 MEDIA VALORILOR EXPERIMENTALE $\bar{M} = 30,4$
 SIGMA= ,8136763
 KS(30)= 2,75
 VALOAREA MAXIMA 32 ESTE SEMNIFICATIVA
 VALOAREA MINIMA 30 ESTE SEMNIFICATIVA

ANEXA 6 TABELUL A6-1 $h_d=0,8 \text{ mm}$
 NUMARUL VALORILOR EXPERIMENTALE N= 30
 VALORILE EXPERIMENTALE ORDONATE :
 40 40 38 38 35 35 35 35 35 35 35 35 35 35 35
 35 35 35 35 35 35 35 35 35 33 33 33 33 33
 MEDIA VALORILOR EXPERIMENTALE $\bar{M} = 35,1$
 SIGMA= 1,936047
 KS(30)= 2,75
 VALOAREA MAXIMA 40 ESTE SEMNIFICATIVA
 VALOAREA MINIMA 33 ESTE SEMNIFICATIVA

ANEXA 6 TABELUL A6-1 $h_d=1 \text{ mm}$
 NUMARUL VALORILOR EXPERIMENTALE N= 30
 VALORILE EXPERIMENTALE ORDONATE :
 40 40 40 39 38 38 38 38 38 38 38 38 38 38 38
 38 38 38 38 38 38 38 38 38 38 38 38 38 38
 MEDIA VALORILOR EXPERIMENTALE $\bar{M} = 38,5$

ANEXA 6 TABELUL A61-1 $nd=0,5 \text{ mm}$
 NUMARUL VALORILOR EXPERIMENTALE N= 30
 VALORILE EXPERIMENTALE ORDONATE :
 50 50 50 50 50 50 50 50 50 50 50 50 50 50 48 48
 48 48 48 48 48 48 48 48 48 48 48 48 48 48 48 48
 MEDIA VALORILOR EXPERIMENTALE $M= 48,43334$
 SIGMA= 1,813424
 KSI(30)= 2,75
 VALDAREA MAXIMA 50 ESTE SEMNIFICATIVA
 VALDAREA MINIMA 45 ESTE SEMNIFICATIVA

ANEXA 6 TABELUL A61-1 $nd=0,5 \text{ mm}$
 NUMARUL VALORILOR EXPERIMENTALE N= 30
 VALORILE EXPERIMENTALE ORDONATE :
 60 60 55 55 55 55 50 50 50 50 50 50 50 50 50 50
 50 50 50 50 50 50 50 50 45 45 45 45 45 45
 MEDIA VALORILOR EXPERIMENTALE $M= 50,33333$
 SIGMA= 3,924577
 KSI(30)= 2,75
 VALDAREA MAXIMA 60 ESTE SEMNIFICATIVA
 VALDAREA MINIMA 45 ESTE SEMNIFICATIVA

ANEXA 6 TABELUL A61-1 $nd=0,5 \text{ mm}$
 NUMARUL VALORILOR EXPERIMENTALE N= 30
 VALORILE EXPERIMENTALE ORDONATE :
 55 55 55 55 55 55 55 55 55 55 55 55 55 52 52 52
 52 52 52 52 50 50 50 50 50 50 50 50 50 50
 MEDIA VALORILOR EXPERIMENTALE $M= 52,63334$
 SIGMA= 2,235811
 KSI(30)= 2,75
 VALDAREA MAXIMA 55 ESTE SEMNIFICATIVA
 VALDAREA MINIMA 50 ESTE SEMNIFICATIVA

ANEXA 6 TABELUL A61-1 $nd=1 \text{ mm}$
 NUMARUL VALORILOR EXPERIMENTALE N= 30
 VALORILE EXPERIMENTALE ORDONATE :
 60 60 60 60 60 60 60 60 60 60 60 60 60 58 58 58
 58 58 58 58 55 55 55 55 55 55 55 55
 MEDIA VALORILOR EXPERIMENTALE $M= 57,9$
 SIGMA= 2,10664
 KSI(30)= 2,75
 VALDAREA MAXIMA 60 ESTE SEMNIFICATIVA
 VALDAREA MINIMA 55 ESTE SEMNIFICATIVA

ANEXA 6 TABELUL A6-2

Xi:
 .3 .5 .8 1
 Yi:
 26.93104 30.4 35.1 36.6
 XM= .65 YM= 32.75776 (Media valorilor experimentale)
 Sigma de X= .7505553 Sigma de Y= 3.672043 (A val.exp.medii)
 Coef.de corelatie dupa Sachs.var.1 r= .9895131
 Coef.de corelatie dupa Sachs.var.2 r1= .9895221
 Coef.de corelatie dupa Mocanu -relatia din dreapta- r2= .9561384
 Dreapta de regresie dupa Sachs: Ycalc=Ayx+Byx*Xi
 Ayx= 25.16141 Byx= 11.6867
 Deci Ycalc= 25.16141 11.6867 *Xi

ANEXA 6 TABELUL A6'-2

Xi:
 .3 .5 .8 1
 Yi:
 48.43534 50.3333 52.63334 57.9
 XM= .65 YM= 52.3255 (Media valorilor experimentale)
 Sigma de X= .7505553 Sigma de Y= 4.093573 (A val.exp.medii)
 Coef.de corelatie dupa Sachs.var.1 r= .9579402
 Coef.de corelatie dupa Sachs.var.2 r1= .9579363
 Coef.de corelatie dupa Mocanu -relatia din dreapta- r2= .9465383
 Dreapta de regresie dupa Sachs: Ycalc=Ayx+Byx*Xi
 Ayx= 44.12734 Byx= 12.61254
 Deci Ycalc= 44.12734 12.61254 *Xi

COMPARAREA REZULTATELOR EXPERIMENTALE (Y_{exp})
 CU CELE CALCULATE (Y_{calc})

n	Y_{exp}	Y_{calc}	$Y_{exp} - Y_{calc}$
1	55,13462	49,39411	5,74051
2	42,76667	42,32131	0,44536
3	38,76667	37,60611	1,16056
4	30,3	30,53331	- 0,23331
5	27,76667	25,81811	1,94856
6	24,96667	21,10291	3,86376
7	22,06667	14,03011	8,03656
8	18,5	21,61726	- 3,11726
9	25,33334	26,966689	- 1,63335
10	33,6	34,09973	- 0,49973
11	39,46667	41,23257	- 1,7659
12	44,93334	48,36541	- 3,43207
13	49,8	55,49825	- 5,69825
14	30,3	30,53331	- 0,23331
15	30,96667	34,3959	- 3,42923
16	30,03572	33,81858	- 3,78286
17	37	40,82883	- 3,82883
18	52,66667	51,34836	1,31831
19	82,8	65,3744	17,4256
20	22,1333	23,40041	- 1,26711
21	27,6	30,41349	- 2,81349
22	37,5333	40,93302	- 3,39972
23	50,26667	54,95906	- 4,69239
24	28,93104	29,37313	- 0,44209

ANEXA 7 (continuare)

n	Y _{exp}	Y _{calc}	Y _{exp} - Y _{calc}
25	30,4	30,53331	- 0,13333
26	35,1	35,55608	- 0,045608
27	36,6	36,71626	- 0,11625
28	48,43534	53,79888	- 5,36354
29	50,3333	54,95906	- 4,62576
30	52,63334	56,69933	- 4,06599
31	57,9	57,88951	0,01049
32	67,58334	56,40713	11,17621
33	51,62963	49,33433	2,2935
34	44,18334	44,61913	- 0,43579
35	34,05	37,54633	- 3,49633
36	34,01667	32,83112	1,18555
37	30,38333	28,11593	2,2674
38	26,7	17,53662	9,16338

INSTITUTUL POLITEHNIC "TRAIAN VUIA"

TIMISOARA

Nr. 12848 / 2.12.1991

C ă t r e,

BIBLIOTECA CENTRALA I.P.T.

In conformitate cu instrucțiunile privind acordarea titlurilor științifice în R.S.România, aprobate de Ministerul Educației și Învățămîntului cu ordinul nr.18 din 19.I.1968, vă trimitem alăturat pentru păstrare și documentare un exemplar din teza de doctorat cu titlul

~~"Studii și cercetări asupra materialelor amorfe feroase cu proprietăți magnetice deosebite"~~

, elaborată de ing. SERBAN VIOTEL AUREL

De asemenea vă trimitem alăturat 3 exemplare din rezumatul tezei de doctorat pentru a fi trimise institutelor celebratelor din țară și străinătate.

R E C T O R,

CONF.DR.ING. RĂDU VLADEA

SEF SERVICIU,

ATIM PAVEL