

INSTITUTUL POLITEHNIC „TRAIAN VUIA” TIMIȘOARA
FACULTATEA DE MECANICĂ

Ing. ȘERBAN DOMȘA

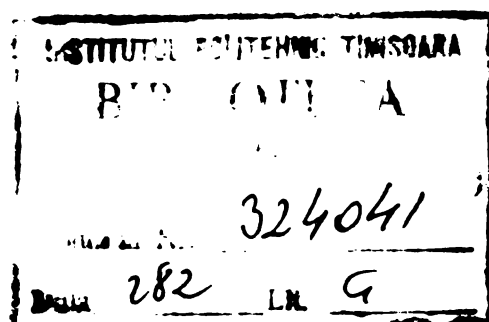
CONTRIBUȚII LA STUDIUL ȘI ELABORAREA
MATERIALELOR DE FRICTIUNE SINTERIZATE

TEZĂ DE DOCTORAT

BIBLIOTECA CENTRALĂ
UNIVERSITATEA "POLITEHNICA"
TIMIȘOARA

CONDUCĂTOR ȘTIINȚIFIC
Prof. dr. doc. ing. AUREL NANU

1977



C U P R I N S

Introducere	1
1. Noi materiale de fricțiune, utilizate în construcțiile de mașini	3
1.1. Evoluția elaborării și utilizării materialelor de fricțiune sinterizate. Tendințe actuale	3
1.2. Stabilirea criteriilor de selectare și analiza critică a metalelor - componenți de bază ai materialelor de fricțiune sinterizate	13
2. Contribuții la studiul frecării-uzării materialelor de fricțiune sinterizate feroase	23
2.1. Incadrarea frecării materialelor de fricțiune sinterizate feroase între tipurile de frecare actualmente acceptate	23
2.2. Metoda de caracterizare la frecare-uzare a materialelor de fricțiune sinterizate feroase elaborate.....	30
2.3. Fenomene la suprafața activă a materialelor de fricțiune sinterizate feroase	36
2.3.1. Fenomene tribomecanice	36
2.3.2. Fenomene tribochimice	44
2.3.3. Frecarea în prezența peliculelor complexe.....	51
3. Influența compoziției asupra proprietăților materialelor de fricțiune sinterizate feroase	58
3.1. Influența compoziției granulometrice a pulberii de fier	58
3.2. Influența adaosurilor de componenți cu caracter lubrifiant	61
3.2.1. Influența adaosului de grafit	63
3.2.2. Influența granulației grafitului	68
3.3. Influența unor elemente de aliere a sinterizatelor de fricțiune feroase	70
3.4. Influența adaosului de plumb	76
3.5. Influența adaosurilor de componenți cu caracter fricțional	80
4. Stabilirea parametrilor procesului de elaborare a materialelor de fricțiune sinterizate feroase	85
4.1. Omogenizarea. Contribuții teoretice și experimentale la omogenizarea amestecurilor de fricțiune.....	85

4.1.1. Stabilirea unei noi metode de determinare a omogenității sistemelor pulverulente polinare complexe	85
4.1.2. Influența duratei de omogenizare și a concentrației componentelor asupra omogenității amestecurilor de fricțiune pe bază de pulbere de fier	98
4.2. Compactizarea. Contribuții teoretice și experimentale la presarea amestecurilor de fricțiune	105
4.2.1. Influența compoziției amestecurilor polinare complexe asupra procesului compactizării.....	105
4.2.2. Stabilirea unor relații privind densificarea prin presare a amestecurilor ternare metal-lubrifiant-ceramic	111
4.2.3. Influența presiunii de compactizare asupra proprietăților materialelor de fricțiune feroase	119
4.3. Sinterizarea materialelor de fricțiune feroase.....	122
4.3.1. Stabilirea parametrilor operației de sinterizare a presatelor fero-grafitice	122
4.3.1.1. Influența atmosferei de sinterizare.....	123
4.3.1.2. Influența temperaturii de sinterizare.....	125
4.3.1.3. Influența duratei de sinterizare.....	127
4.3.2. Formarea cementitei la sinterizarea materialelor fero-grafitice.....	128
5. Comportarea la frecare-uzare a materialelor de fricțiune sinterizate feroase elaborate	133
5.1. Influența condițiilor de încercare asupra proprietăților de frecare-uzare	133
5.2. Domenii de utilizare ale materialelor de fricțiune sinterizate feroase elaborate	137
6. Concluzii și principalele contribuții ale lucrării.....	139
Bibliografie	146

I N T R O D U C E R E

Odată cu dezvoltarea industriei construcțiilor de mașini necesarul de materiale cu proprietăți speciale crește continuu. La asimilarea sau modernizarea unor mașini, utilaje și instalații industriale, în vederea ridicării performanțelor acestora, se impune utilizarea, printre altele, și a unor materiale speciale cu proprietăți de fricțiune ridicate. Pentru echiparea corespunzătoare a unei game tot mai largi de subansamble de frînare sau cuplare pretențioase sau supuse unor condiții grele de lucru este necesar a dispune de materiale de fricțiune cu caracteristici de frecare-uzare superioare.

Directivele Congresului al XI al PCR și documentele de Partid care le-au succedat accentuează necesitatea promovării progresului tehnic prin utilizarea superioară a resurselor de materii prime și asimilarea celor mai moderne tehnologii. Dintre acestea, procedeul metalurgiei pulberilor oferă largi posibilități pentru obținerea de noi materiale de fricțiune, cu proprietăți superioare.

Incepînd cu anul 1970, la Intreprinderea "Sintercom" Cluj-Napoca a început producția la scară industrială, pe bază de licență a unor sorturi de materiale de fricțiune sinterizate, pe bază de pulberi de cupru importate.

În prezenta lucrare se întreprind cercetări pentru elaborarea de materiale de fricțiune sinterizate, pe bază de pulbere de fier de producție indigenă, fabricată la Intreprinderea "Industria Sîrmei" Cîmpia Turzii. S-a urmărit îmbunătățirea caracteristicilor de frecare-uzare, concomitent cu reducerea prețului de cost al materialelor de fricțiune sinterizate, precum și stabilirea unui proces tehnologic de elaborare a materialelor cercetate.

Teza de doctorat este structurată în 6 capitole, însumînd 145 pag., 129 grafice și tabele, 184 referințe bibliografice. Sînt fructificate o serie de cercetări anterioare ale autorului publicate, comunicate sau cuprinse în protocoalele contractului de cercetare cu Ministerul Industriei Construcțiilor de Mașini - Direcția Generală Tehnică - Serviciul Cercetări-Invenții, pe baza căruia s-a efectuat cercetarea. Ea a fost elaborată și

experimentată în Laboratoarele de metalurgia pulberilor aparținând Catedrei de Tehnologia metalelor din Institutul Politehnic Cluj-Napoca și Intreprinderii "Sinterom" Cluj-Napoca.

Autorul exprimă deosebite mulțumiri și recunoștință conducătorului științific Prof.dr.doc.ing.Aurel Manu pentru îndrumarea și sprijinul acordat la elaborarea prezentei lucrări. Mulțumesc, de asemenea tuturor colegilor de la catedră precum și cadrelor didactice de la Catedra de Tehnologie mecanică a Institutului Politehnic Timișoara, pentru sugestiile și încurajările lor.

În mod deosebit îmi exprim recunoștință față de Statul nostru pentru condițiile și posibilitățile care mi le-a pus la dispoziție în realizarea tezei de doctorat.

Mulțumiri aduc Prof.dr.E.Gebhardt și Prof.dr.G.Petzow de la Max.Planck Institut für Werkstoffwissenschaften, Pulvermetallurgisches Laboratorium pentru încurajarea, aprecierea și sprijinul ce mi le-au acordat în cercetările efectuate.

1. NOI MATERIALE DE FRICTIUNE, UTILIZATE IN CONSTRUCTIILE DE MASINI

1.1. Evoluția elaborării și utilizării materialelor de fricțiune sinterizate. Tendințe actuale

Ridicarea continuă a performanțelor și diversificarea unor mașini, utilaje și instalații impune cerințe mereu crescînde materialelor de fricțiune care echipează sistemele de frînare și transmisie (ambrelaje) ale acestora.

Pentru a permite realizarea corespunzătoare a transformării energetice proprii procesului frecării, în speță lucrul mecanic în căldură, materialele de fricțiune trebuie să posede [1, 3]:

- coeficient de frecare suficient de mare (la frecarea uscată $0,2 < \mu < 0,6$, la frecarea lubrifiată cu ulei $0,05 < \mu < 0,15$);
- uzură cît mai redusă;
- rezistență la temperaturi cît mai ridicate;
- stabilitatea primelor două caracteristici, în timp și la variații ale încărcării - implicit temperaturii - în limite cît mai largi;
- angajare lină, rodare rapidă, alunecare uniformă;
- rezistențe mecanice și la coroziune corespunzătoare etc.

Energiile cinetice și puterile utilajelor de ridicat și transportat (excavatoare, buldozere, macarale), vehiculelor (cu șenile, autocamioane, tractoare, locomotive, avioane), mașinilor unelte grele (prese), instalațiilor de foraj etc. au cunoscut o creștere puternică în ultimele trei decenii (tab. 1.1) [4, 5]. Cerința concomitentă a limitării gabaritelor subansamblelor de frînare și transmisie la minimum posibil, a condus la mărirea încărcărilor garniturilor de fricțiune, în unele cazuri, pînă la de 10 ori [6]. În condițiile unei frînări de la viteze de alunecare inițiale de pînă la 80 m/s, la presiuni de contact de pînă la 60 daN/cm², materialelor de fricțiune li se pretinde deseori capacitatea de a absorbi energii specifice de 2 - 5 KJ/cm², respectiv puteri specifice de

0,5-1 kW/cm² [7]. Prin consumarea unor astfel de energii (puteri) ridicate are loc producerea unor mari cantități de căldură, temperaturile apărute la suprafețele de frecare putându-se ridica pînă la 1200°C (fig.1.1) [3,4].

Tabelul 1.1
Creșterea energiei cinetice a unor mașini, utilaje și instalații

Frînarea	Energia cinetică (MJ), anul			Temperatura (°C) apărută prin frecare [4,5]	
	1945 [4]	1955 [4]	1965 [5]	în volum	la suprafață
Avioane	0,8-0,9	6,0-6,5	10-20	400-700	1000-1200
Trenuri de marfă	120-130	420-430	5	-	800
Excavatoare, macarale	-	-	3	320-360	400
Autocamioane	0,45-0,5	1,7-1,8	0,01	170	350-400
Transportoare cu benză	-	-	0,1	-	300
Instalații de foraj	-	-	-	400	600
Strunguri grele	-	-	4	-	600

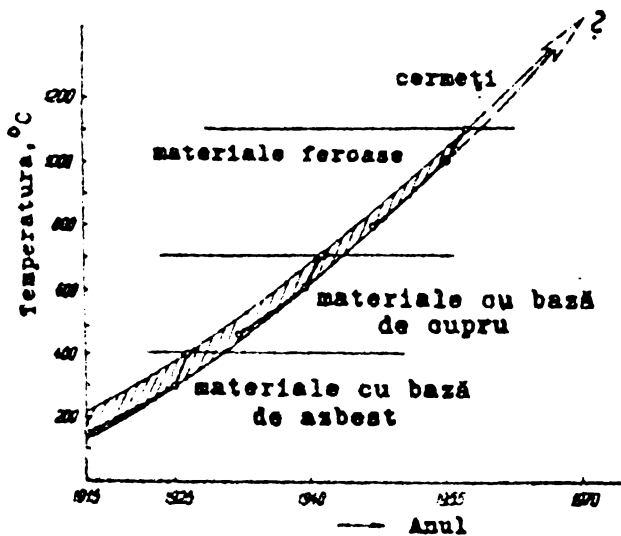


Fig.1.1. Creșterea cerințelor privind stabilitatea termică a materialelor de frecare [3,4].

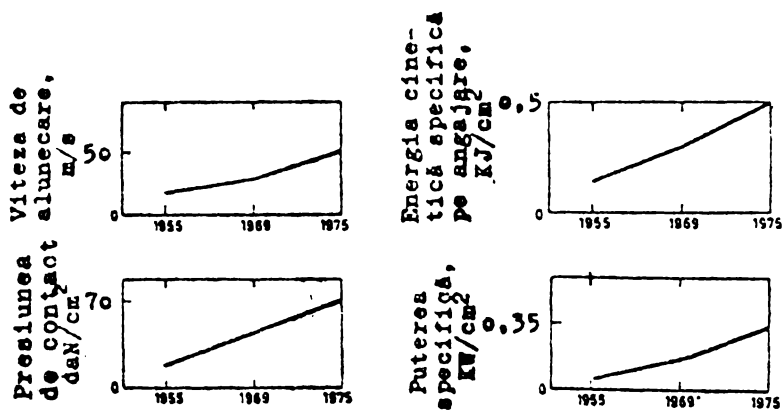


Fig.1.2. Creșterea condițiilor de lucru ale ambreiajelor [8].

Creșterea de asemenea substanțială a cerințelor reclamate discurilor de frecare ale ambreiajelor - în cea mai mare parte a lor lucrând în mediu umed (ulei) - este prezentată în fig.1.2 [8]. În aceste ca-

zuri însă temperaturile apărute prin frecare - sensibil reduse de prezența lubrifiantului și de durata scurtă a angajării (cca 1 sec. față de 1-30 sec. și chiar mai mult în cazul frinelor) - nu depășesc 100°C.

Materialele de frecare pe bază de azbest cu lianți organici (cauciuc, rășini sintetice etc.), materiale "de umplere" (barită etc.) și inserții metalică (așchii, pulberi de alamă, oțel etc.), supuse unor succesive îmbunătățiri în ce privește compoziția și tehnologia de fabricare (țesere, bobinare, presare, laminare), sînt

utilizate în prezent în numeroase domenii de aplicare. Condițiile de încărcare ale acestora însă nu pot depăși limitele indicate în tab.1.2 [6,24], considerate ușoare spre medii. Datorită conductivității lor termice scăzute (0,2-1,2 kcal/m.h.°C față de 5-30 kcal/m.h.°C pentru sinterizatele de fricțiune) materialele cu bază de azbest preiau și conduc numai o mică cotă parte din căldura produsă la interfața de frecare (max. 10% față de 35-40% pentru garnituri sinterizate feroase în cazul unei frâne tip tambur [9]).

Tabelul 1.2

Condițiile de încărcare maxime admisibile (neconcomitent) pentru materiale de fricțiune cu bază de azbest [6,24]

Viteza de alunecare, m/s	15	
Presiunea de contact, daN/cm ²	15	
Temperatura, °C	momentană	450
	de durată	350

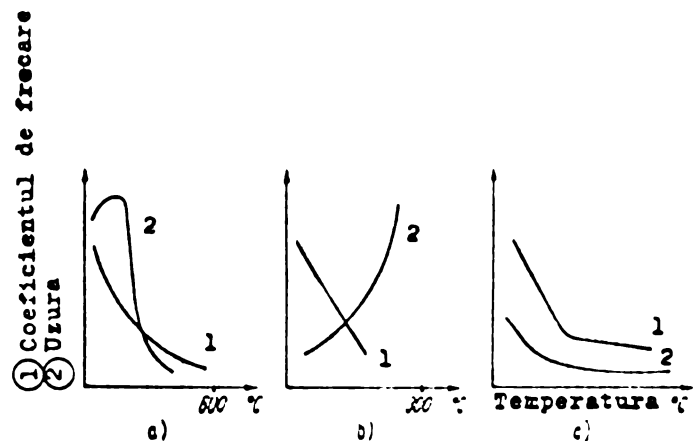


Fig.1.3. Variația caracteristicilor de frecare în funcție de temperatură, pentru diferite materiale de fricțiune (contramaterial: fontă), a) oțel, b) azbocauciuc, c) material sinterizat feros[3].

Ca urmare, în principal, a temperaturilor înalte (deseori mult peste 500°C) apărute prin frecarea uscată în condițiile severe de încărcare arătate, materialele cu bază de azbest devin inutilizabile. Coeficientul lor de frecare scade inacceptabil iar uzura lor (fig.1.3,b) poate deveni intens distructivă prin arderea liantului organic. Materialele metalice compacte pentru frâne (oțeluri, fonte etc.) nu corespund nici ele, datorită micșorării pronunțate a coeficientului de frecare, uzurii intense și tendinței pronunțate de gripare la temperaturi ridicate (fig.1.3,a).

Ca atare, încă din anul 1932 în S.U.A., [10] - utilizându-se experiența câștigată la elaborarea și utilizarea cu bune rezultate a lagărelor sinterizate - cercetările și fabricația de materiale de fricțiune au fost orientate spre posibilitățile oferite de metalurgia pulberilor. S-a plecat de la ideea obținerii prin sinterizare a unor materiale metalice cu caracteristici de frecare-uzare superioare, compuse din mai multe faze, prin exploatarea efectului cumulat al comportărilor diferite la frecare ale mai multor componente.

Astfel, și în prezent, materialele de fricțiune, spre deosebire de alte produse ale metalurgiei pulberilor, au compoziție

complexă fiind elaborate din amestecuri polinare de pulberi metalice și nemetalice. În funcție de rolul pe care îl îndeplinesc în obținerea proprietăților necesare materialelor de fricțiune, componenții se pot grupa în:

- componenți de bază, pentru formarea scheletului metalic (Cu, Fe etc.);
- lubrifianți solizi nemetalici (grafit, sulfuri și sulfatați ai unor metale: MoS_2 , ZnS etc., respectiv BaSO_4 , FeSO_4 etc.) sau metale cu punct de fuziune scăzut (Pb, Bi, Sb etc.);
- componenți cu rol frictional (azbest, oxizi: SiO_2 , Al_2O_3 etc.; carburi: SiC, BC);
- adaosuri de aliere a rețelei metalice de bază (Sn, Zn, Al, Fe, Mn, P, Cu, Ni, Cr, Mo).

De menționat în acest sens că o serie de autori grupează acești componenți în mod diferit, contradictoriu chiar. Astfel, Dufek ș.a. [11] citează considerarea MoS_2 ca stabilizator al frecării, grafitul și Pb ca modificatori, iar BaSO_4 ca material "de umplere", dar apreciază [12] grafitul ca stabilizator al frecării. Ca modificatori ai frecării Jenkins [8] consideră oxizii, carburile.

Scheletul metalic determină în mare măsură comportarea la frecare-uzare a sinterizatelor de fricțiune, fiind cel care asigură rezistența lor termică. În scopul ridicării unor proprietăți de frecare-uzare și de rezistență mecanică, în compoziția materialelor de fricțiune sinterizate se adaugă elemente de aliere. Unele dintre acestea îndeplinesc totodată și rol de fază lichidă la sinterizare.

Componenții lubrifianți solizi sînt singurii capabili a suporta (în măsură diferită) sarcinile și temperaturile ridicate atât din cursul sinterizării cît și a frecării uscate. Adăugați compoziției materialelor de fricțiune sinterizate în cantități de pînă la 40% în greut., ei au rolul de a împiedica contactul metalic nemijlocit, favorizînd astfel o alunecare lină, uniformă, precum și de a micșora uzarea prin împiedicarea tendinței de gripare. În vederea îndeplinirii acestui rol, lubrifianții nemetalici trebuie să posede capacitate mare de lubrifiere (rezistență la forfecare mică), aderență la materialul suport, stabilitate termică cît mai ridicată [13]. Efectul favorabil al metalelor cu punct de fuziune scăzut se bazează, dimpotrivă, pe topirea lor la temperaturile generate prin frecare și formarea unei pelicule lubrifiante lichide la suprafețele active.

Aceste adaosuri ușor fuzibile trebuie să nu reacționeze chimic cu ceilalți componenți ai sistemului și - de altfel ca și elementele de aliere ce formează faza lichidă - să nu exsudeze în cursul sinterizării [14].

Componenții cu efect fricțional sînt, în general, materialele ceramice care, introduse în proporții de 3-15% în greutate, în prezența celorlalți componenți își pierd practic acțiunea lor intens abrazivă. Ei conduc însă la mărirea și stabilizarea coeficientului de frecare și chiar la micșorarea uzurii. Pentru aceasta ei trebuie să aibă stabilitate termică și chimică ridicate, precum și o bună incorporabilitate în rețeaua metalică [13].

Inițial, la elaborarea materialelor de fricțiune sinterizate s-au utilizat în exclusivitate pulberi neferoase (de cupru, bronz) ca și componenți de bază. În prezent, într-o serie de țări industrializate, în care producția de piese sinterizate a cunoscut o dinamică puternic ascendentă, se produce o gamă largă de materiale de fricțiune sinterizate cu bază de cupru [2,4,15]. Acestea prezintă numeroase avantaje față de materialele cu bază de azbest: stabilitate termică superioară, respectiv capacitate mai mare de preluare a energiei, bună conductivitate termică, rezistență la uzare mai ridicată, rezistențe mecanice mai ridicate. Față de materialele de fricțiune metalice compacte, cele sinterizate cu bază de cupru, neavînd tendință de gripare, prezintă stabilitate a coeficientului de frecare, siguranță și durabilitate în lucru.

Utilizarea în condiții severe de încărcare a materialelor de fricțiune sinterizate cu bază de cupru a scos treptat în evidență o serie de dezavantaje ale lor: lipsa de rezistență termică la temperaturi mai mari de 600°C, creșterea inacceptabilă a uzurii la frecarea uscată cu mărirea vitezei de alunecare și a presiunii de contact peste 15 m/s, respectiv 15 daN/cm² și altele.

Ca urmare a acestora, cu începere din anii 1955-1958, dar nu întîmplător atunci (v. tab.1.1 și fig.1.1) - depășindu-se neîncrederea inițială - în unele țări (SUA, URSS, RDG, R.S.Cehoslovacia) s-a trecut la elaborarea și aplicarea industrială cu succes a materialelor de fricțiune sinterizate pe bază de pulbere de fier [4,16,17]. Strobel [18] consideră că interesul pentru utilizarea fierului la producerea de materiale de fricțiune sinterizate s-ar fi datorat rezultatelor obținute cu materialele avînd ca liant cauciuc și conținînd aşchii, pulberi de oțel. A apărut astfel ideea elaborării unor materiale de fricțiune corespunzătoare, renunțîndu-se complet la liant. Dufek [4] susține că apariția materialelor de fricțiune

sinterizate feroase reprezintă o consecință firească a dezvoltării în general a metalurgiei pulberilor. Este interesant de arătat că în această evoluție a materialelor de fricțiune într-o perioadă relativ foarte scurtă de timp, poate fi recunoscută însăși evoluția istorică: epoca de piatră (materialele cu azbest) - epoca bronzului (materialele sinterizate cu bază de cupru) - epoca fierului (materialele sinterizate feroase) care practic durează și în prezent.

Cert este că necesitatea suportării unor temperaturi tot mai ridicate, depășind valori de 600°C, apărute la suprafețele în contact prin frecarea în condiții severe de încărcare, au impus atenției sinterizatele de fricțiune feroase. Un rol major a revenit însă probabil și criteriului economic, reușindu-se astfel evitarea utilizării pulberilor scumpe, deficitare (Sn, Cu). Fierul, datorită proprietăților sale de frecare bune, nu reclamă neapărat alierea cu alte metale [8], în timp ce costul staniului, adăugat în cantitate de 10% de greutate, reprezintă 50% din costul total al materialului de fricțiune sinterizat cu bază de cupru [19].

Sintetic, caracteristicile materialelor de fricțiune sinterizate feroase, în comparație cu ale celor cu bază de cupru și ale materialelor cu bază de azbest, sînt prezentate în tab.1.3 [4,20,21].

Tabelul 1.3
Caracteristicile unor materiale de fricțiune

Caracteristica	Materialele		
	cu bază de azbest	sinterizate cu bază de Cu	sinterizate cu bază de Fe
Densitate(g/cm ³)	1,7-2	5,9-7	5,4-7
Conductibilitate termică 20-500°C (cal/cm.s.°C)	0,002	0,09-0,15	0,038-0,045
Coefficient de dilatare termică 20-500°C (1/°C)	-	(17,5-22,5)10 ⁻⁶	(8-12)10 ⁻⁶
Duritate HB(daN/mm ²)	15-35	35-75	>100
Rezistența la tracțiune (daN/mm ²)	1-2	2-5	6-10
compresiune	5-10	20-30	45-70
încoavolere	7	5-12	6-15
Resiliența(J/cm ²)	0,6-1	3-5	2,5-3
Alungirea relativă(%)	-	0,5-0,6	0,3-0,4
Coefficient de frecare	0,3-0,4	0,2-0,45	0,28-0,6
Usura (mm)	0,3-0,45 (1)	-	0,08-0,09 (2)
(g/k.h) (3)	0,5-0,6	0,88	0,3
Temperatura momentană, ma- ximă admisă (°C)	350	350-650	800-1100
Temperatura de durată, ma- ximă admisă (°C)	150	500	800
Puterea specifică de fre- care(KW/cm ²)	0,2	0,5	0,8

- (1) în 9 min.
- (2) pe o frinare
- (3) p=9daN/cm²; v=10m/s.

Sinterizatele de fricțiune feroase prezintă față de cele cu bază de cupru o stabilitate termică mai ridicată, coeficient de frecare mai ridicat, uzare mai redusă, îndeosebi în condiții severe de încărcare la frecarea uscată și rezistențe mecanice superioare.

Datorită acestora, preocupările privind perfecționarea și diversificarea materialelor de fricțiune sinterizate cu bază de fier s-au intensificat sensibil în ultimii ani în toate țările industrializate. Numai pentru unul din cele trei mari concerne producătoare de autovehicule din SUA, în anul 1962 [16], necesarul de garnituri sinterizate feroase era estimat la peste 3000 t. (cca 68 mil. buc.). În anul 1966, în SUA, ponderea materialelor feroase reprezenta 25% din producția totală de materiale de fricțiune sinterizate și 50% în vânzările de echipament original [22]. În URSS, producția de materiale de fricțiune sinterizate feroase reprezenta în 1961, cca 5% din producția totală de piese sinterizate, iar în anul 1965 era de aproximativ 1000 t. (cca 8 mil. garnituri) [4], volum de producție considerat de același autor ca necesar și realizabil și în R.S. Cehoslovacia. În Japonia, țară aflată în continuu progres tehnic, producția de materiale de fricțiune sinterizate - în mare parte feroase -, reprezentând constant 5% din producția totală de piese sinterizate, a crescut între anii 1965-1971 de la 180 la 750 t. [23]. Aceasta indică cea mai ridicată rată de creștere, după cea a magneților, dintre produsele sinterizate cu utilizări specifice.

Pe baza principiului de alcătuire compozițională arătat, actualmente pe plan mondial se elaborează, prin mai multe variante tehnologice, o serie de materiale de fricțiune sinterizate feroase a căror rețete variază foarte mult (tab.1.4).

Jenicek și colab. [12] consideră că problema de bază a materialelor cărora li se cere rezistență la uzare și stabilitate a unor coeficienți de frecare corespunzători (materialelor anti- și de fricțiune) o constituie elaborarea unui sistem de bază fier-grafit-pori adecvat. Influența celorlalte adaosuri prezintă importanță pentru utilizarea diferită a materialelor sinterizate, fără a avea însă un rol fundamental.

Fără a fi de fapt în discordanță cu această părere, în ce privește alcătuirea compozițională a materialelor de fricțiune

Compoziția unor materiale de fricțiune sinterizate feroase Tabelul 1.4

Producător	Marca	Compoziția														Sursa bibli.		
		Fe	Cu	Pb	Bi	Grafit	MoS ₂	BaSO ₄	FeSO ₄	Ax-best	SiO ₂	Al ₂ O ₃	3Al ₂ O ₃ 2SiO ₂	SiC	BC		Altele	
SUA	S K Wellman	60-64		0-5	11	15						5-14					[4]	
	- " -	50				10					5	30				5Mo	[4]	
	- " -	75				10	15					20					[4]	
	- " -	80				10							10				[25]	
	Bendix Av. Corp.	67,5			7,5												5Si	[26]
	Gen. Motors Corp.	69	3	3		20	5											[4]
	- " -	60-77			3-10	20-30												[4]
	Amer. Brake Shoe Corp.	80		2		4	2					3					5Sn	[4]
	- " -	85				5							10					[27]
	56				18								4			14Zn	[10]	
	63		2,5										6			4,5Sb	[10]	
URSS	TNITMAS	70-72	15	13		9				3	3						[28]	
		75					25										[4]	
	FMK - 11	64	15			9		6		3	3						[29]	
	CMK - 80	53	23				3		10				3,5			7,5BN	[30]	
	CMK - 83	59	22				2						1	10		6BN	[31]	
	JP - 19	50	30							6	6					8Al	[30]	
	MKB - 50A	64	10			8			5	3				5	5		[30]	
RDG	Cosid	70-90				10-30											[32,33]	
RSC	Diafrit F	77-65	3-7			6-8		12-16			2-4						[34]	
		60	15			5	10	5			5						[35]	
Suedia	Höganäs	86-92								6-12						0,5P	[36]	
Italia	Fiat	62	16	8		13,4				0,6							[4]	

sinterizate feroase în general, se pot distinge totuși trei direcții de bază:

- utilizarea sistemului fier-grafit, cu conținuturi ridicate, de 10-20% în greutate de grafit (în SUA) și tendința de mărire a conținutului de grafit până la 30% în greutate. (în R.D.G.);
- menținerea unui conținut mediu (6-10%) de grafit în rețele fier-cupru, înglobând și alți componenți, îndeosebi cu rol fricțional (în URSS, Italia);
- tendința reducerii conținutului de grafit la 4-6% în greutate, în rețele fier-cupru, prin înlocuirea lui cu alte adaosuri ca MoS₂, BaSO₄ (în R.S.Cehoslovacia).

Desigur că diversele compoziții sînt influențate de condițiile de exploatare specifice (încărcare, contramaterial, caracteristica preponderentă urmărită etc.) ale diferitelor aplicații, bine precizate pentru fiecare din aceste materiale. Domeniul de utilizare este acela care în cea mai mare măsură impune nu numai sortul ci și dimensiunile materialelor de fricțiune, implicit și varianta tehnologică de elaborare.

Procedeul metalurgiei pulberilor oferă, pînă în prezent, mai multe variante tehnologice de elaborare a materialelor sinterizate de fricțiune (fig.1.4). În cazul garniturilor de fricțiune de grosime

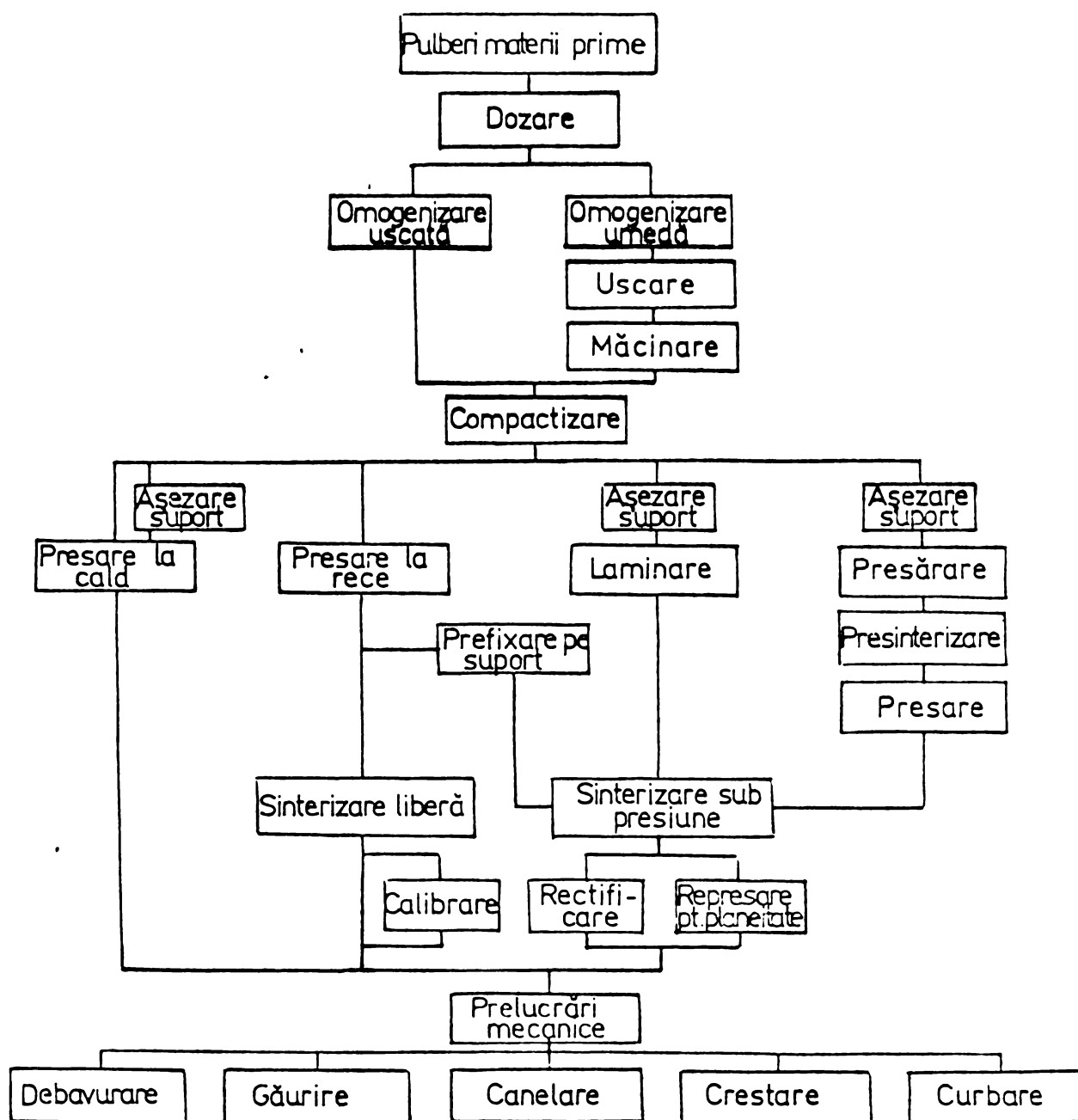


Fig.1.4. Variantele tehnologice de elaborare a materialelor de fricțiune sinterizate.

mică, de regulă, este necesară fixarea lor pe suporturi (table de oțel) în chiar cursul operației de sinterizare, care din acest motiv se realizează sub presiune ($15-25 \text{ daN/cm}^2$) [37]. Pentru realizarea aderenței stratului de fricțiune la suportul în prealabil cuprat sau nichelat pe cale electrolitică, fie compoziția de fricțiune trebuie să conțină cupru, fie se interpune un strat intermediar de Fe + Cu între stratul de fricțiune propriu-zis și tabla suport [5,39].

Dintre tendințele actuale ale preocupărilor în vederea obținerii de noi materiale de fricțiune sinterizate cu caracteristici superioare sînt de amintit cercetările urmărind stabilirea compoziției optime ale acestora pe baza prelucrării statistice a datelor

experimentale. Dufek ș.a. [40] apelează la coeficienții de corelație și la ecuații de regresie pentru a surprinde interdependența reciprocă a componentelor, dintre componente și proprietățile materialelor elaborate, respectiv pentru a stabili legile de variație ale acestor interdependențe.

În scopul evitării efectuării de încercări experimentale laborioase, cu caracter empiric, recent, unii cercetători [41-43] și-au orientat atenția spre elucidarea unor fenomene care au loc la interfața de frecare uscată pentru materiale de fricțiune sinterizate elaborate pe baza unor compoziții de mare complexitate.

A fost stabilită [44,45] comportarea favorabilă la frecare-uzare a unor materiale fero-grafitice cu conținut predominant de grafit. În acest sens, interes prezintă perspectiva măririi cantității de grafit până la 80% în vol. cu menținerea unei rezistențe mecanice satisfăcătoare. Pentru aceasta însă trebuie asigurată umectarea grafitului - ceea ce în condiții normale nu are loc - de către fierul apărând ca fază lichidă la sinterizare [77,78].

Posibilitățile de încorporare corespunzătoare ale componentelor cu rol de lubrifianți solizi, precum și a celor cu rol frictional, reprezintă alte căi de îmbunătățire a proprietăților materialelor de fricțiune sinterizate. S-au făcut încercări de elaborare a unor materiale sinterizate pe bază de nichel, rezistente la uzare, utilizând pulberi de grafit metalizat ("coated") [46]. Se acordă de asemenea atenție realizării unor materiale de fricțiune sinterizate cu rețele metalice aliate, pe bază de Fe, Ni, Co, capabile să reziste unor temperaturi mai înalte (până la 1500°C) apărute prin frecarea în condițiile de încărcare mereu crescînde [47]. Arătînd că rezultatele obținute cu sinterizate de fricțiune pe bază de fier aliat cu 35% Ni și 15% Cr nu depășesc anumite limite, Batchelor [48] prevede pentru viitor utilizarea metalelor refractare (Mo, W) ca și componente de bază pentru materiale de fricțiune cu înaltă stabilitate termică, reclamate de unele domenii de vîrf ale tehnicii. Utilizarea unor componente lubrifianți eficiente, ca BN, MoSi₂, cu stabilitate termică pînă la 1600°C, ar asigura o alunecare corespunzătoare la astfel de temperaturi ridicate [4]. De menționat însă că în aceste cazuri trebuie să fie corespunzător alese și contramaterialele de frecare, fonta și oțelul nemaicorespunzînd. O soluție promițătoare [49] o reprezintă contramaterialul de asemenea sinterizat.

În ce privește tehnologia de elaborare, îndeosebi în cazul sinterizatorilor cu bază de cupru, cercetările actuale se orientează spre noi variante de fixare a garniturilor de fricțiune pe suport (lipire [21]),

presărare [1] etc.). Se urmărește astfel atât obținerea de discuri cu garnituri de fricțiune subțiri, cât și reducerea duratei mari de sinteză staționară și chiar posibilitatea fabricației în flux continuu.

Pentru materialele de fricțiune feroase sinterizate sub presiune s-a constatat însă că comportarea lor la frecare-uzare este inferioară celor sinterizate liber [38]. Rezistența la uzare a acestora poate fi mărită prin presare sau(și) sinterizare repetată (dublă). Avantajoasă și din punct de vedere economic, în cazul garniturilor cu grosime suficientă pentru a putea fi fixate ulterior (prin nituire etc.) pe suporturi, rămâne varianta tehnologică de elaborare constând din omogenizare, presare la rece și sinterizare liberă.

1.2. Stabilirea criteriilor de selectare și analiza critică a metalelor - componente de bază ai materialelor de fricțiune sinterizate

După cum s-a arătat în cap.1.1, din punct de vedere al comportării la frecare-uzare, îndeosebi în condiții mai severe de lucru, sinterizatele de fricțiune cu bază de fier sînt superioare celor cu bază de cupru. Desigur, la aprecierea calității materialelor de fricțiune sinterizate trebuie avute în vedere, între altele, sorto-dimensiunile reperelor precum și posibilitățile tehnologice de obținere a lor. În cadrul tehnologiei de elaborare o primă influență hotărîtoare asupra caracteristicilor specifice ale acestor materiale o are compoziția lor. Totuși, materialul metalic pulverulent destinat constituirii rețelei de bază a sinterizatelor de fricțiune - determinînd tipul materialului - influențează în mare măsură comportarea acestuia la frecare-uzare.

În literatura de specialitate parcursă lipsește o prezentare sintetică a unor fundamentări teoretice, premergătoare influenței parametrilor tehnologici de elaborare (inclusiv compoziției), legate deci numai de natura materialului, ale comportării diferențiate a diferitelor tipuri de materiale de fricțiune sinterizate. În prezenta lucrare s-a reușit găsirea unor astfel de motivații fundamentale, prin stabilirea unor criterii de selectare și analiza complexă prin prisma acestora a proprietăților intrinseci ale metalelor care în stare pulverulentă sînt utilizate ca și componente de bază la elaborarea materialelor sinterizate de fricțiune.

Astfel, autorul tezei consideră că la selectarea materialului pulberii - component de bază al sinterizatelor de fricțiune trebuie luate în considerare următoarele criterii:

a) Compatibilitatea cu solicitarea specifică, implică o cât mai mare rezistență la uzare, indiferent de condițiile de încărcare la frecare a materialului metalic. Rezistența la uzare determină în mod direct durabilitatea în exploatare a materialelor de fricțiune sinterizate în anumite condiții de lucru date. Multitudinea de date experimentale din literatură privind rezistența la uzare a numeroase metale, aliaje compacte și chiar sinterizate, au un caracter neunitar, fiind obținute în foarte variate condiții de producere a uzurii și indicate, în general, pe tipuri de uzare. Aceasta face dificilă sintetizarea și compararea directă a lor.

Proprietățile fizico-chimice și mecanice, care în comportarea la uzare intervin cu diferite ponderi și de care trebuie ținut seamă la selectarea materialului metalic - component de bază al sinterizatelor de fricțiune, sînt: rezistența la oboseală (60%), deformabilitatea elastică și plastică, duritatea (cîte 10%), proprietatea antigripantă, respectiv structura (5-10%), rezistența la coroziune (5%) etc. [50,51].

Deși lipsesc explicații teoretice ale interdependenței dintre rezistența la uzare și proprietățile fizice ale materialelor

metalice, experimental s-a stabilit totuși o corelație satisfăcătoare - variația liniară prezentată în fig.1.5 - între greutatea atomică, greutatea specifică, temperatura de topire și comportarea la uzare (abrazivă) a unor metale și aliaje, conform ecuației [52]:

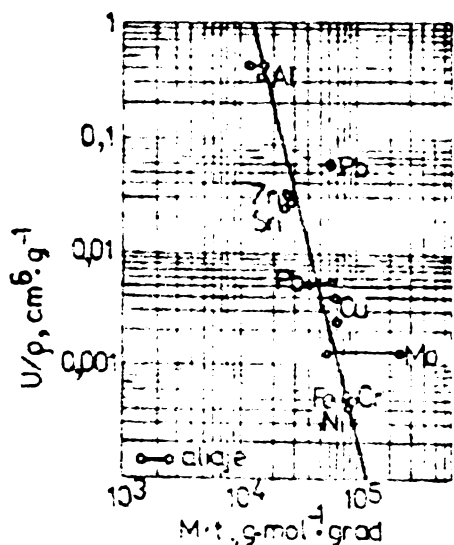


Fig.1.5. Dependenta raportului uzura/densitate de produsul dintre masa molară și temperatură [53].

$$\frac{U}{\rho} = \frac{K}{(M \cdot t)^4}$$

în care: U - uzura (cm^3);
 ρ - densitatea (g/cm^3);
 M - masa molară (g/mol);
 $t = T - T_0$ - diferența dintre temperatura de topire și temperatura încărcării ($^{\circ}\text{K}$);

$$K = \text{const.} = 2,5 \cdot 10^{16} (\text{cm}^6 \cdot \text{g}^3 \cdot \text{grad}^4 \cdot \text{mol}^{-4}).$$

La aprecierea uzării unor metale pe baza celor trei constante fizice rezultă rezistența la uzare mai mare a fierului comparativ cu a cuprului.

Duritatea metalelor intervine, îndeosebi, în procesul de uzare abrazivă, pentru care s-au stabilit dependențe cantitative între rezistența la uzare și unele proprietăți mecanice ale metalelor. Corelarea rezistenței la uzare cu duritatea pentru o serie de metale și aliaje omogene, prezentată în fig.1.6, a [50], b [51] și c [53],

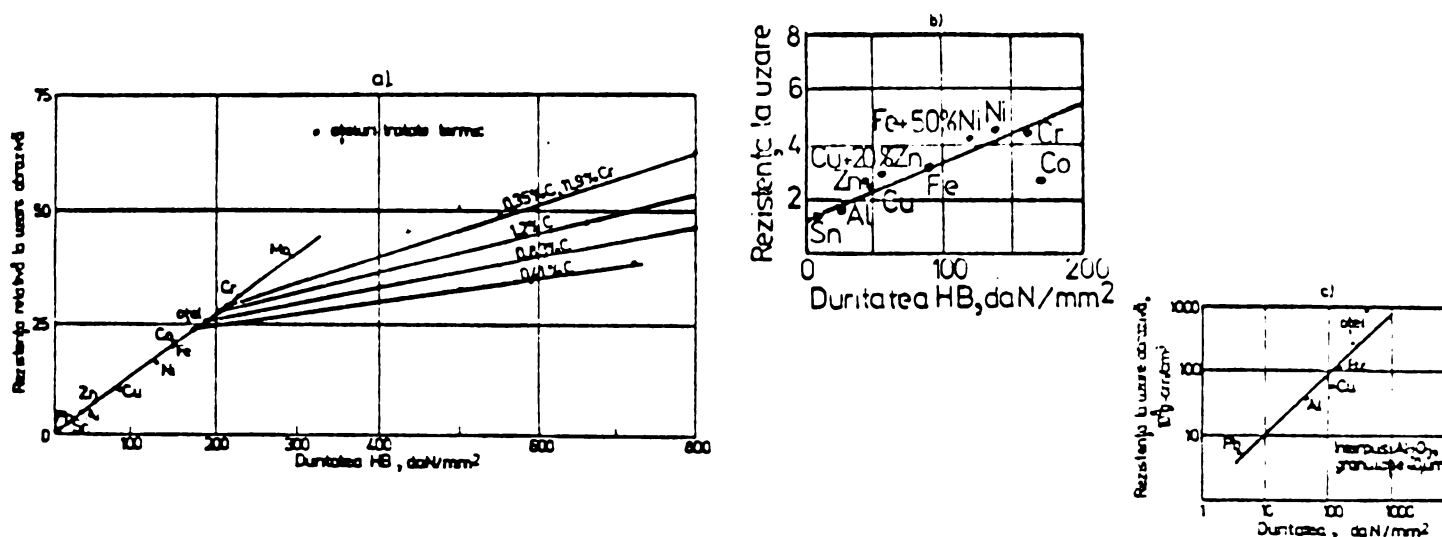


Fig.1.6. Variația rezistenței la uzare în funcție de duritate pentru unele metale și aliaje [50, 51, 53].

conduce la o dependență liniară. Duritatea metalelor controlează deci direct rezistența lor la acțiunea de microzgîriere, tăiere, produsă în cursul uzării abrazive. Din datele prezentate se observă însă concomitent rezistența la uzare sensibil superioară a fierului (oțelului) în raport cu cea a cuprului și aliajelor lui. În acest context, funcție de gradul de acoperire reciproc al suprafețelor elementelor unei cuple de frecare, Pavelescu [50] indică necesitatea de a avea o structură mai moale pentru piesa cu suprafața mai mică.

S-a observat [51] că rezistența la uzare abrazivă este mai curînd legată de deformația elastică a materialului decît de duritatea lui, adică de raportul HB/E (HB - duritate, E - modulul de elasticitate), care poate constitui astfel un criteriu de evaluare și diferențiere a comportării metalelor și aliajelor la uzarea abrazivă (tab.1.5).

La selectarea materialelor metalice prin prisma rezistenței la coroziunea datorată în principal reacției lor chimice cu mediul de frecare - cel mai frecvent, ambiant (predominînd deci O_2) -, trebuie ținut seama de faptul că uzarea prin oxidare constituie o formă de uzare "blîndă" [50]. Peliculele separatoare și protectoare de oxizi îmbunătățesc substanțial proprietatea antigripantă a suprafețelor de frecare. Pentru aceasta însă este necesar ca peliculele de oxizi de la

Tabelul 1.5

Rezistența la uzare (calitativ) a unor metale și aliaje în funcție de raportul duritate/modul de elasticitate [51]

Materialul metalic	Duritatea HB (daN/mm ²)	Modulul de elasticitate E x 10 ⁶ (unit. engleze)	Raportul HB/E	Rezistența la uzare abrazivă (calitativ)
Staniu	6	8,5	0,7	1
Plumb	4	2	2	2
Cupru	40	16	2,5	3
Oțel semi-dur	180	29	6	4
Fontă cenușie moale	150	15	10	5
Oțel dur	600	29	20	6
Fontă cenușie dură	500	15	33	7

suprafețele active să se formeze cât mai rapid, la încărcări cât mai mici și să prezinte stabilitate cât mai mare. Determinantă în acest sens este reactivitatea chimică a metalelor față de oxigen. Activitatea chimică a oxigenului asupra metalelor cu care vine în contact este funcție de variația energiei lor libere la trecerea în stare de ioni (tab.1.6) [51]. Se poate observa că din punct de vedere

termodinamic, fierul are o mai accentuată tendință de a trece sub formă de oxizi decât cuprul.

Tabelul 1.6

Activitatea chimică a oxigenului asupra unor metale [51]

Reacția	Variația energiei libere la trecerea 1 echiv. gram metal în stare de ioni la adsorbția O ₂ , kcal
1/2Al + 3/2OH ⁻ → 1/2Al(OH) ₃ + e	-58,4
1/2Zn + 3/2OH ⁻ → 1/2Zn(OH) ₂ + e	-45,2
1/2Cr + 3/2OH ⁻ → 1/2Cr(OH) ₃ + e	-40,6
1/2Fe + 3/2OH ⁻ → 1/2Fe(OH) ₂ + e	-39,2
1/2Ni + 3/2OH ⁻ → 1/2Ni(OH) ₂ + e	-33,5
1/2Sn + 3/2OH ⁻ → 1/2Sn(OH) ₂ + e	-30,9
1/2Pb + 3/2OH ⁻ → 1/2Pb(OH) ₂ + e	-30,2
1/2Cu + 3/2OH ⁻ → 1/2Cu(OH) ₂ + e	-19,7

În prezența unei peliculei separatoare, anihilatoare a tendinței de aderență, este posibilă exprimarea cifrică a capacității metalelor în frecare de a absorbi în straturile lor de suprafață, fără deteriorare, o anumită energie de deformare.

Ținând seama că are loc un regim dinamic (solicitări alternante), Coubet [54] a propus raportul $\frac{\sigma_{-1}^2}{E}$ pentru exprimarea capacității de frecare-uzare a unei perechi de metale neaderente în frecare. În tab.1.7 sînt prezentate valorile calculate ale raportului $\frac{\sigma_{-1}^2}{E}$ pentru cîteva metale, constatîndu-se și prin prisma acestui criteriu comportarea superioară a fierului în comparație cu a cuprului.

● Tabelul 1.7

Capacitatea de frecare-uzare(calitativ) a unor metale și aliaje în funcție de raportul limita de oboseală / modulul de elasticitate

Materialul metalic	Rezistența de rupere prin oboseală σ_{-1} (daN/mm ²)	Numărul de cicluri	Modulul de elasticitate E (daN/mm ²)	Raportul $\frac{\sigma_{-1}^2}{E} \cdot 10^{-3}$	Capacitatea de preluare a energiei de deformare la frecare (calitativ)
OL (0,55%C)	22,5	10 ⁷	21.140	24,2	1
Fe Armco	18,6			16,4	3
Cu-7,5Sn	14,6	10 ⁸	11.200	19,1	2
Ni	16,6		19.950	14,0	4
80Cu-20Zn	10,4	-	10.060	10,8	5
90Cu-10Zn	8,4			7,0	6
Cu	7,6-10,4	(1-0,2)10 ⁸	12.980	4,5-6,4	7
Zn	4,65	10 ⁸	10.450	2,1	8
Al	3,4	5 x 10 ⁸	7.060	1,7	9
Sn (aliaj)	2,8	10 ⁷	4.990	1,6	10
Pb	0,31		1.610	0,6	11

Desigur, în cazul materialelor sinterizate o serie de caracteristici mecanice de rezistență, printre care și duritatea HB, modulul de elasticitate E și limita de oboseală σ_{-1} , diferă sensibil de cele ale metalelor compacte, datorită în cea mai mare măsură porozității sinterizatelor.

Tabelul 1.8

Stabilitatea peliculelor de oxizi pentru unele metale [55].

Metalul	HV (daN/mm ²)		Încărcarea la care apare un contact metalic apreciabil (g)
	metal	oxid	
Fe	120	150	10
Cu	40	130	1
Zn	35	200	0,5
Al	15	1800	0,2
Sn	5	1650	0,02

Cerința ca materialele metalice alese în vederea elaborării sinterizatelor de fricțiune să nu prezinte susceptibilitate la sudare (tendință de aderență) exagerată, capabilă a duce la griparea suprafețelor în frecare, se impune în măsura în care are loc un contact metalic nemijlocit, predominând uzarea prin aderență (de contact). Uzarea prin aderență este condiționată de in-

existența sau discontinuitatea peliculelor separatoare și protectoare de oxizi sau lubrifianți. Stabilitatea (rezistența) peliculelor separatoare oxidice ale suprafețelor metalice în contact diferă sensibil (tab.1.8) [55], fierul remarcându-se și din acest punct de vedere.

În funcție de sarcină, viteză și temperatură, este admisă în general prezența unor pelicule de oxizi la suprafețele active. Cu toate acestea structurile diferitelor metale în frecare prezintă un

BUPT

interes major, insolubilitatea reciprocă a lor eliminând în proporție de 90% [50] posibilitatea gripării. Kostetki [56] apreciază drept factor cauzal al uzării cantitative diferite a metalelor și aliajelor, tendința diferențiată a acestora de formare a punților de sudură precum și caracterul și proprietățile diferite ale peliculelor de oxizi care se formează concomitent la suprafețele de frecare. În funcție de aderența peliculelor oxidice la materialul metalic-suport, se disting (tab.1.9) metale cu rezistență la uzare ridicată în cazul unei aderențe puternice și redusă, când aderența este slabă, peliculele fragile desprinzându-se și sfărâmându-se ușor.

Tabelul 1.9

Clasificarea metalelor și aliajelor în funcție de tendința de formare a punților de sudură [56].

Grupa	Tendința de formare a punților de sudură	Rezistența la uzare a peliculelor de oxizi față de cea a metalelor	Rezistența la uzare a materialului metalic	Exemple
1	Da	Mai mare (pelicule aderente, duritatea lor mai mare ca a metalelor)	Bună în medii oxidante	Fe, Cu și aliajele lor (la limită: Al)
2	Fu	Mai mare	Bună în toate mediile	Sn, Pb și aliajele lor
3	Fu	Mai mică (pelicule fragile)	Bună numai în medii neoxidante	Sn, Bi, Cd
4	Da	Mai mică	Redusă	Zn, Mg

Este justificată astfel, odată în plus, importanța practică pe care o au fierul, cuprul și aliajele lor la alegerea materialului metalic al componentului de bază al sinterizatelor de fricțiune.

După unii autori [54,57], în toate cazurile, perechile care pot conduce la soluții solide, de ex.: Fe-Cu, Fe-Cr, etc., constituie suprafețe de frecare necorespunzătoare. La alegerea unei cuple de frecare din aliaje feroase trebuie prevăzute varietăți alotropice diferite și structuri eterogene (perechi ca austenită-austenită, ferită-ferită etc., fiind improprii). Astfel, spre exemplu, cuple oțel moale - fontă cenușie nealiată dau bune rezultate în numeroase cazuri, datorită faptului că structurile ferito-perlitice și martensitice oferă puține posibilități de solubilitate reciprocă în cazul unor solicitări moderate [50].

b) Capacitatea de a opune o forță (tangentială) cât mai mare mișcării relative exprimată practic prin valorile coeficientului de frecare. Materialul metalic care în stare pulverulentă, constituie

componentul de bază la elaborarea materialelor de fricțiune sinterizate, trebuie să posede coeficient de frecare cât mai ridicat în condiția simultană a unei cât mai reduse tendințe spre sudare (gripare). Valorile coeficientului de frecare delimitează practic posibilitatea utilizării materialelor sinterizate de fricțiune în diferite aplicații industriale.

În vederea selectării componentului metalic de bază al sinterizatelor de fricțiune, interpretarea și compararea numeroaselor valori indicate în literatura de specialitate este foarte mult îngreunată de faptul că ele nu sînt obținute în condiții de încercare unitare (variind de la frecare în vid pînă la frecarea suprafețelor lubrificate cu diferiți lubrifianți solizi) și nici apropiate de frecarea materialelor de fricțiune. Din multitudinea de date, interes în cazul de față prezintă numai valorile coeficientului de frecare al unor metale în pereche cu fier, oțel sau fontă. Astfel, valorile coeficientului de frecare static (tab.1.10) [55] și cinetic (tab.1.11 și tab. 1.12) [58] pentru unele metale, obținute în aer sau în vid - corespunzînd deci condițiilor cele mai severe de frecare, cînd în lipsa unor pelicule separatoare de oxizi etc. apare la scară mare contactul metalic nemijlocit al suprafețelor active - permit totuși aprecierea orientativă a proprietăților de fricțiune ale acestor materiale.

Valorile coeficienților de frecare ale unor metale [55,58].

Tabelul 1.10

Perechea în frecare	μ_{st} (în aer)	
Fe/Fe	1,0	
Sn	oțel	0,9
Cu	oțel normalizat	0,8
Al	sau moale	0,5
Ni		

Tabelul 1.11

Metalul	μ_{cin} în vid la presiuni	
	mici	mari
Fe/Fe	0,8	1,10
Ni/Fe	0,69	-
Cu/Fe		1,05
Al/Fe	1,28	1,05
Zn/Fe	-	0,85

Tabelul 1.12

Materialul metalic	μ_{cin} la apăsări	
	mici 0,24daN	mari 2,14daN
OL/OL	0,53	0,82
Sn/OL	0,66	0,56
Al/OL	0,71	0,45
Cu/OL	0,37	0,31
Zn/OL	0,41	0,30

Se constată valori mai mari ale coeficientului de frecare pentru fier respectiv oțel, depășite doar de cele ale aluminiului și staniului, dar numai la presiuni de apăsare mici. Concomitent se remarcă scăderea coeficientului de frecare cu creșterea presiunii de contact, excepție făcînd tot aliajele feroase. Din tab.1.13 și 1.14 [55], din valorile $\mu_{oțel/oțel} = 0,50$; $\mu_{oțel/Bz} = 0,25$ [53], ca și din cele anterior arătate, rezultă că valorile coeficientului de frecare, atît static cît și cinetic, ale aliajelor feroase sînt mai mari decît cele ale aliajelor de cupru (sau elementelor de aliere din compoziția acestora).

Valorile coeficienților de frecare ale unor aliaje [55].

Tabelul 1.13

Tabelul 1.14

Aliajul	μ_{st} pe oțel 0,13%C, 3,4%Ni, norm. sau oțel moale
Oțel (0,13%C, 3,4%Ni, norm.)	0,8
Sn 9o Sb 6 Cu 4	0,8
Am 7o	0,5
Bz Al	0,45
Fe	0,40
Bz cu P	0,35
Bz Pb(8o/2o)	0,22

Aliajul	μ_{cin} pe oțel moale (viteză mică)
OL moale, Ni	0,55-0,65
Al, Am 7o	0,40-0,50
Sn 9o Sb 6 Cu 4	0,46
OL dur, Cr	0,4
Bz cu P	0,34
Cu	0,30-0,35
Bz Pb(8o/2o)	0,18

c) Rezistența la solicitări termice. Definitorie pentru aceasta este natura materialului metalic al componentului de bază, printr-o serie de caracteristici ca: temperatura de topire, temperatura de recristalizare, căldura specifică, conductivitatea termică și dilatarea termică. Aceste caracteristici determină în mare măsură comportarea sinterizatelor de fricțiune la solicitările termice și capacitatea de disipare a energiei termice produse la suprafața de frecare.

Valori cât mai mari ale căldurii specifice asigură absorbirea concentrărilor locale mari de căldură ce apar la suprafețele de frecare, de către materiale, fără ca acestea să-și ridice temperatura în mod exagerat.

Conductivitatea termică a metalelor favorizează comportarea lor la frecare, deoarece căldura generată prin frecare este dirijată cu ușurință, evitându-se astfel supraîncălzirea straturilor superficiale în contact. În cazul supraîncălzirii, chiar numai locale, a suprafeței de frecare sînt favorizate procesele de interacțiune chimică și afinitate metalurgică care pot conduce la modificarea naturii materialelor în acele zone.

Dilatarea termică a metalelor poate modifica distanțele și implicit întrepătrunderile neregularităților suprafețelor conjugate în cursul procesului de frecare. Va fi astfel afectată continuitatea (integritatea) peliculelor separatoare oxidice sau lubrifiante, ceea ce deplasează frecarea materialelor de fricțiune către cazul defavorabil al unei frecări - uzări de contact metalic nemijlocit pe suprafețele mai mari.

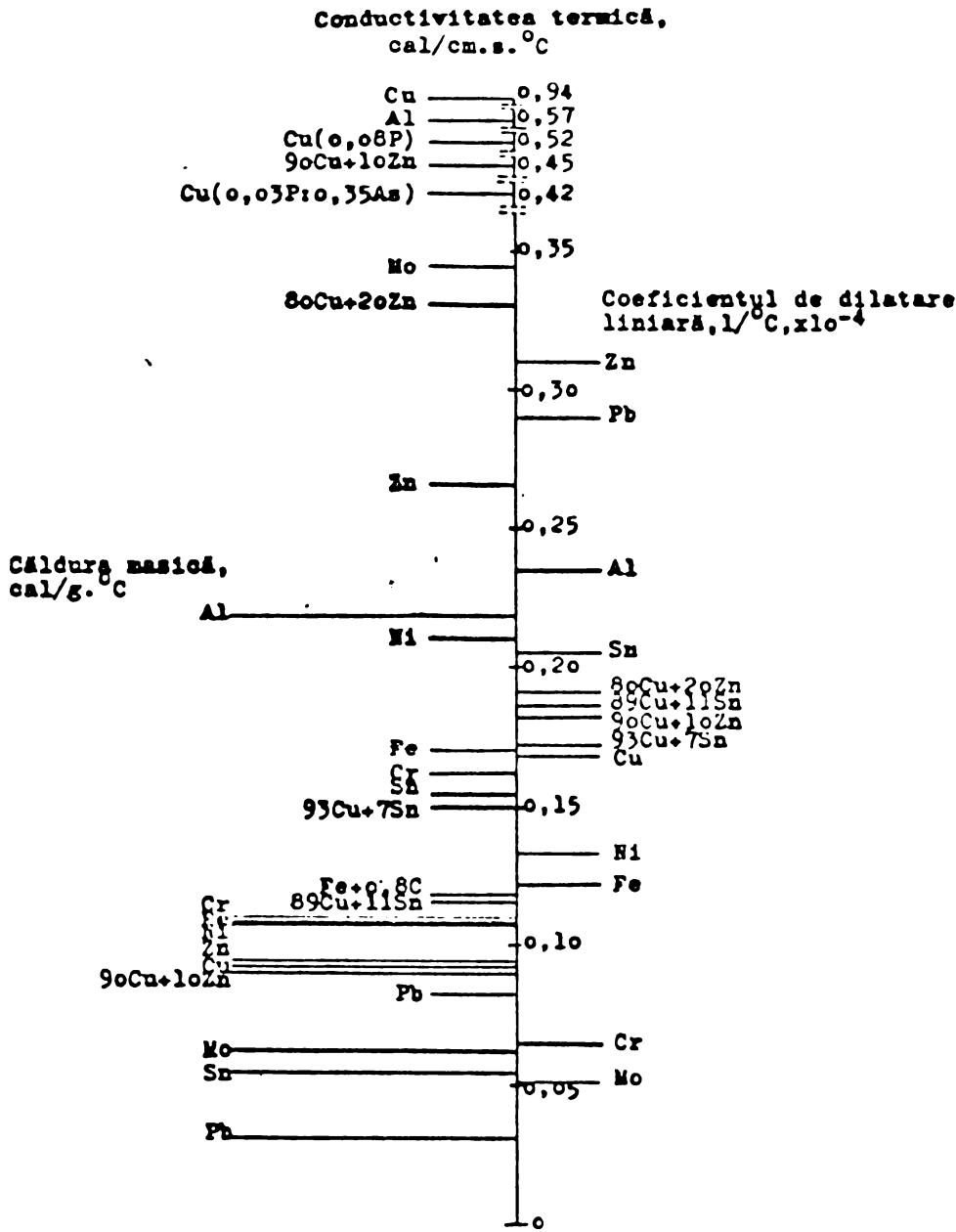


Fig.1.7. Mărimi caracteristice căldurii pentru unele metale și aliaje.

La o analiză globală a valorilor acestor trei caracteristici pentru o gamă de metale intrînd în discuție la elaborarea materialelor sinterizate de fricțiune (fig.1.7), se constată comportarea corespunzătoare la solicitări termice a fierului, superioară în ansamblu celei a cuprului.

d) Prețul de cost al pulberilor materii prime, mai cu seamă al componentului metalic de bază, dar și al celorlalți componenți adăugați compoziției materialelor de fricțiune sinterizate. Primul, intrînd în cantități de 70-85% de greutate în compoziția

amestecurilor de pornire la elaborarea sinterizatelor de fricțiune, contribuie cu pondere mare, pînă la 63% (tab.1.15), la prețul de cost total al acestor produse [59]. Din acest motiv criteriul economic trebuie

Tabelul 1.15
Costul relativ al diferitelor operații ale tehnologiei de fabricare ale unor materiale de fricțiune sinterizate [59].

Operația	Cost relativ al discului de fricțiune cu garnitură sinterizată, %		Cost relativ al garniturii sinterizate, %	
	pe bază de Bi	pe bază de Fe	pe bază de Bi	pe bază de Fe
Ameștec+omogenizare	36	12,7	63,2	24,7
Disc-suport+pregătire	39	41	-	-
Compactizare	4,8	5,5	8,4	10,7
Sinterizare	13,35	27,4	23,4	53,3
Rectificare	2,7	6,5	-	-
Debavurare	1,25	1,2	-	-
Cheltuieli scule-utilaj	2,9	5,7	5	11,4
	100,0	100,0	100,0	100,0

Tabelul 1.16

Costul unor pulberi utilizate la fabricarea materialelor de fricțiune sinterizate

Natura materialului și tipul pulberii	Preț de cost relativ [6e]	Preț de cost absolut* lei/kg
Grafit		9,4 ^{**}
Fier, redusă	1,0	19,7 [*]
Fier, atomizată	1,2	
Fe-Cu-C	1,4	
Plumb		33,4 [*]
Zinc	2,5	
Fier, electrolitică	2,7	
Aluminiu	4,3	
Alamă	5,2	
Cupru		111,8 [*]
Bronz(90Cu-10Sn)	6,8	138,2 ^{**}
Nichel	7	129,7 [*]
Fe, carbonil	7,4	
Staniu		293 [*]

* Preț de achiziție al întreprinderii "SINTEROM" Cluj-Napoca, 1976; proveniență: * indigenă
** import

luat, de fapt, în considerare concomitent cu fiecare dintre celelalte criterii prezentate, putând fi socotit ca fiind, în ultimă instanță, cel care influențează decisiv alegerea componentului de bază al sinterizatelor de fricțiune destinate utilizărilor industriale curente. Din tab.1.16 se constată prețul de cost mult mai scăzut, în raport de pînă la 1:7, al pulberilor de fier față de cel al pulberilor de cupru sau aliajele de cupru precum și costul exagerat al unor pulberi neferoase deficitare (Sn),

adăugate frecvent compoziției materialelor de fricțiune cu bază de cupru. Dintre diferitele sorturi de pulbere de fier se remarcă concomitent costul cel mai scăzut al pulberii obținută prin reducere.

Pe baza selectării materialului metalic al pulberii - component de bază al sinterizatelor de fricțiune prin prisma criteriilor stabilite este posibilă elaborarea unor materiale ieftine și cu caracteristici de frecare-uzare corespunzătoare în cazul unor condiții de lucru (încărcare) mai severe, proprii mai multor domenii de aplicație din industria construcțiilor de mașini.

Luînd în considerare toate aceste criterii de selectare a componentului metalic de bază al sinterizatelor de fricțiune, rezultă avantajele și potențiala comportare favorabilă în scopuri de fricțiune a pulberilor de fier. De asemenea, se justifică din punct de vedere economic utilizarea pulberii de fier redus tip "FREM" (elaborată de colectivul Catedrei de Tehnologia Metalelor și Laboratorului de Cercetări pentru Metalurgia Pulberilor - Institutul Politehnic Cluj-N. și fabricată în prezent la scară industrială la Intr. "Industria Sîrmei" Cîmpia Turzii) în cursul cercetărilor ce fac obiectul prezentei teze de doctorat, urmărind introducerea fabricației de materiale de fricțiune sinterizate feroase în țara noastră.

2. CONTRIBUTII LA STUDIUL FRECARII-UZARII MATERIALELOR DE FRICTIUNE SINTERIZATE FEROASE

2.1. Incadrarea frecării materialelor de fricțiune sinterizate feroase între tipurile de frecare actualmente acceptate

Multiplele fenomene care au loc în procesele de frecare-uzare, ponderea și interdependența lor, deci însăși mecanismele intime ale proceselor, nu sînt în prezent satisfăcător elucidate nici pentru materialele metalice de tip compact (turnate) [50]. Interpretarea corelată a fenomenelor, tratarea lor matematică sînt mult îngreunate de complexitatea mare a proceselor de frecare-uzare. Desfășurarea globală a lor este influențată de numeroși parametri (fig.2.1), reciproc dependenți (cîteva exemplificări sînt făcute prin liniile întrerupte din fig.2.1), care acționează concomitent. De asemenea, există o varietate relativ mare de moduri în care o largă gamă de materiale metalice pot fi supuse frecării-uzării.

În și mai mică măsură sînt cunoscute aceste fenomene în cazul materialelor de fricțiune sinterizate feroase, apărute în tribologie în ultimul timp și destinate lucrului în cel mai sever regim, cel al frecării convențional numită "uscată". Considerarea frecării acestor materiale în mediu ambiant ca "uscată", chiar "reală" - admițînd deci și prezența inevitabilă a unor pelicule adsorbite (sau chemisorbite), superficiale, mono- sau polimoleculare (de oxizi, alte gaze, vapori de apă condensai) - reprezintă un punct de vedere nu numai simplist ci chiar impropriu.

Datorită rugozității și ondulațiilor inerte oricăror suprafețe metalice plane, contactul la frecarea uscată are loc prin intermediul suprafeței reale de contact, A_r (fig.2.2). Ea este determinată de rezistența mecanică a materialului și de sarcină [61], reprezentînd - indiferent de aceasta din urmă - o foarte mică cotă parte din suprafața de contact nominală, A_n (tab.2.1). Mărimea suprafeței reale de contact influențează hotărîtor forța de frecare, respectiv însăși mecanismul procesului de frecare-uzare.

În cazul materialelor de fricțiune sinterizate însă, contactul metalic nemijlocit, presupus de frecarea uscată, este împiedicat

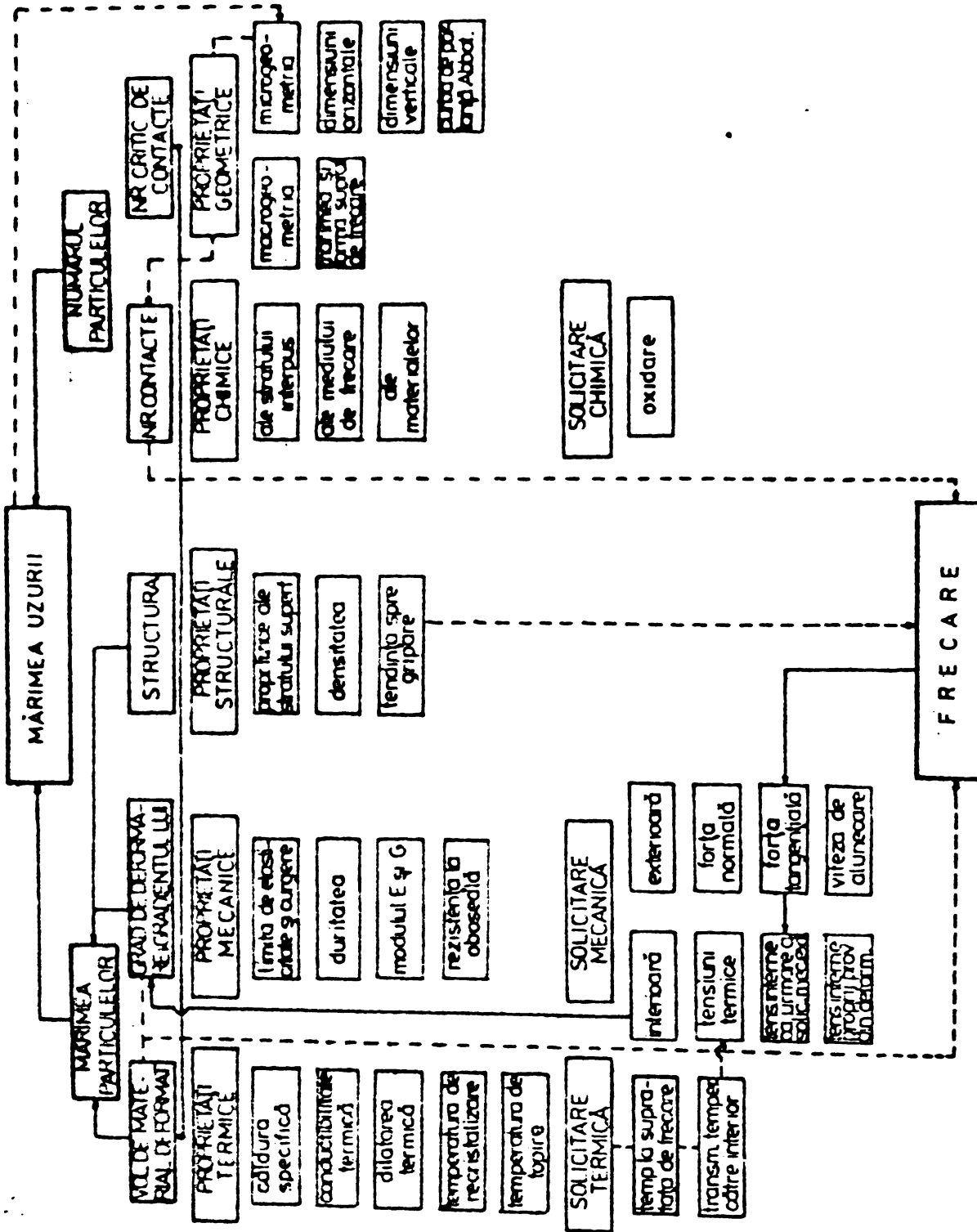


Fig.2.1. Sistematizarea principalilor parametri ai proceselor de frecare-uzare.

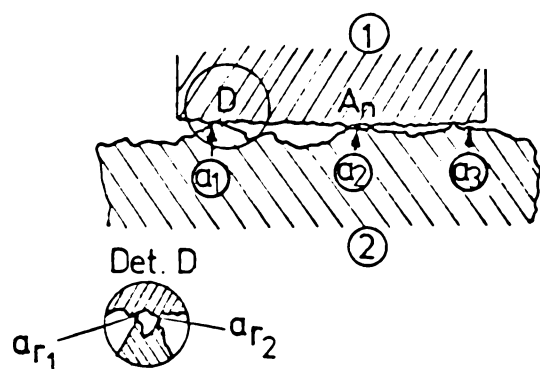


Fig.2.2. Contactul a două suprafețe plane rugoase(50).
1-numai rugozități
2-ondulații și rugozități
($A_n = a_1 + a_2 + a_3$; $A_r = a_{r1} + a_{r2}$)

Tabelul 2.1

Mărimea suprafeței de contact reală.Cupla oțel/oțel

Limita de curgere G_c (daN/cm ²)	Suprafața nominală A_n (cm ²)	Sarcina N (daN)	Suprafața reală $A_r = N/G_c$ (cm ²)	Raportul A_r/A_n
10000	21	500	0,05	1/400
		100	0,01	1/2000
		20	0,002	1/10000
		5	0,0005	1/40000
		2	0,0002	1/100000

În mare măsură din următoarele considerente specifice esențiale:

a) Sistemele pulverulente, cuprinzînd componente de natură diferită, metalici și nemetalici, pe baza cărora sînt elaborate materialele de fricțiune sinterizate feroase (v.cap.1.1), conferă acestora caracter de pseudoaliaje (composite), foarte frecvent polinare.

b) Elaborate prin diferite variante tehnologice, materialele de fricțiune sinterizate au întotdeauna o anumită porozitate, dirijată.

În condiția stabilirii și obținerii în urma tehnologiei de elaborare a unei valori optime, în general 10-20%, porozitatea materialelor sinterizate conferă desfășurării procesului de frecare-uzare premize cu caracter specific și favorizant [4]. În primul rînd, suprafața reală de contact a sinterizatelor este mai redusă decît cea a metalelor compacte (turnate), datorită porozității și conținutului unuia sau mai multor componente nemetalici ai sinterizatelor. Presupunînd prezența a numai doi componente, unul metalic (α , % de volum), celălalt nemetalic (β) și a porozității, γ , ($\alpha + \beta + \gamma = 100\% = 1$) și admitînd, într-un caz general, $\alpha = 0,45$, $\beta = 0,40$ și $\gamma = 0,15$, suprafața de contact nominală este:

$$A_{n_{sint.}} = 1 - \beta - \alpha = 0,45 \cdot A_{n_{comp.}} \quad (2.1)$$

Pentru o presiune de contact medie, $p = 5 \text{ daN/cm}^2$, rezultă (conform tab.2.1) micșorarea suprafeței reale de contact:

$$A_{r_{sint.}} = \frac{0,45}{2000} \cdot A_{n_{comp.}} < \frac{A_{n_{comp.}}}{4000} \quad (2.2)$$

la 1/2 din cea corespunzătoare materialelor compacte. Implicit, se

reduce și numărul potențialelor puncte de contact metalic direct.

Pentru porozități mai mici se diminuează considerabil caracterul specific (poros) cu toate dezavantajele decurgând din aceasta. Pentru valori de peste 20% ale porozității însă, materialele sinterizate prezintă o prea accentuată scădere a rezistenței mecanice, ceea ce duce la o intensificare a uzării.

c) Materialele de fricțiune sinterizate feroase includ în constituția lor unul sau mai mulți componenți lubrifianți solizi nemetalici.

Prezența lor la suprafața de frecare a sinterizatelor, conduce - ca urmare a mișcării relative tangențiale (de alunecare) - la generarea unor pelicule separatoare, mai mult sau mai puțin continue și stabile, care modifică sensibil comportarea acestor materiale la frecare-uzare.

Pavelescu [50] menționează că frecvent se consideră, terminologic, drept "uscată" și frecarea în prezența lubrifianților solizi nemetalici (grafit, MoS_2), dar că acest punct de vedere nu poate fi acceptat. Motivul îl constituie constatarea că valorile mari ale coeficientului de frecare, caracterizând frecarea-uzarea uscată, de contact, scad sensibil în cazul frecării în prezența unor astfel de lubrifianți solizi. Concomitent, în prezența acestora scade și uzura, care are loc prin mecanisme diferite, cel puțin în ceea ce privește ponderea lor în raport cu cazul frecării "uscate" convenționale.

Pe lângă componentul lubrifiant nemetalic, în cele mai multe cazuri, în compoziția materialelor de fricțiune sinterizate feroase, se adaugă și componenți lubrifianți metalici (Pb, Bi etc.) cu punct de fuziune scăzut. Prin topirea lor ca urmare a temperaturilor apărute prin frecare, ei vor acționa practic ca lubrifianți lichizi. Caracterul frecării se deplasează astfel către tipurile convenționalelor frecări-limită și (sau) semifluidă (semiuscată sau mixtă).

Aceste particularități de natură structurală - consecințe directe ale premizelor tehnologice de elaborare ale sinterizatelor de fricțiune - fac puțin probabilă apariția, la aceste materiale, a fenomenelor termofizice de interacțiune (adeziune) moleculară intensă, fenomene ce apar în mod obișnuit la frecarea uscată a materialelor metalice compacte. Neputând fi acceptată cea mai răspândită teorie a frecării uscate - ca având loc prin formarea și distrugerea punților de sudură (microsudurilor), după Bowden și Tabor [61] - acest tip de frecare apare ca impropriu sinterizatelor de fricțiune feroase. În mod corespunzător nu poate fi luată în considerare nici

uzarea prin aderență (caracteristică contactului metalic direct), în general intens distructivă, putînd culmina chiar cu gripare. De asemenea, apariția și desfășurarea unor alte fenomene la frecarea sinterizatelor de fricțiune vor fi substanțial influențate de particularitățile mai sus arătate.

Complexitatea procesului și dificultatea definirii apriorice a tipului frecării materialelor de fricțiune sinterizate feroase rezultă și din variația valorilor coeficientului de frecare al materialelor metalice în general, în funcție de regimul de frecare (fig.2.3) [62].

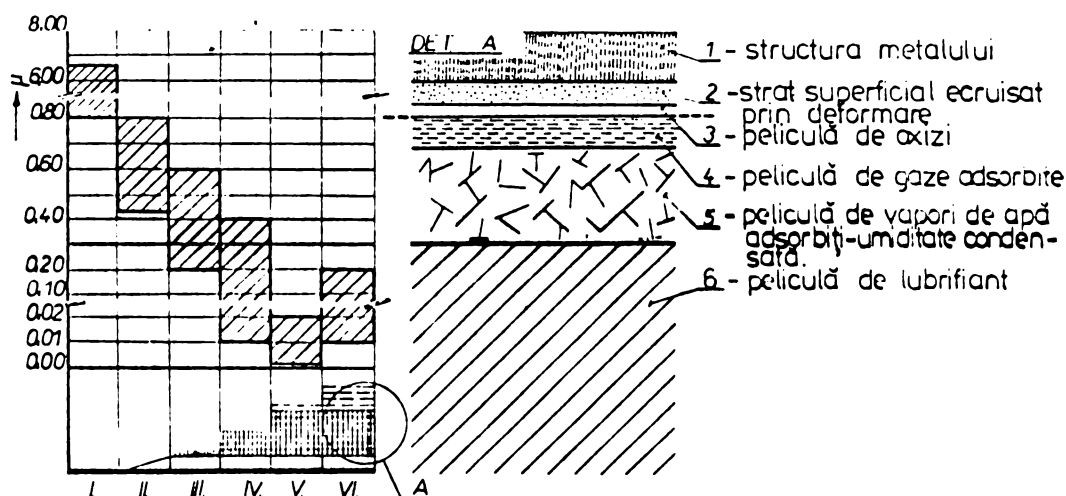


Fig.2.3. Limitele coeficientului de frecare în funcție de regimul de frecare: I-frecarea suprafețelor necontaminate; II-frecarea uscată a suprafețelor oxidate; III-frecare semifluidă (semiuscată sau mixtă); IV-frecare "limită"; V-frecare fluidă (în regim hidrodinamic); VI-idem,cu peliculă groasă. Detaliu A: straturile de adsorbție pe suprafața metalului[62].

Intrucît coeficientul de frecare al materialelor de fricțiune sinterizate feroase trebuie să fie, în general, cuprins între 0,20-0,60, se constată că, urmărind încadrarea frecării-uzării acestora în cadrul tipurilor de frecare actualmente acceptate, este necesară acordarea unei identice atenții regimului de frecare uscată, frecare-limită (semiuscată) și mixtă (semifluidă). Deși, datorită componentilor lubrifianți, depășește limitele unei frecări "uscate reale" în prezența peliculelor oxidice adsorbite, frecarea-uzarea sinterizatelor de fricțiune feroase nu poate fi totuși riguros și deplin încadrată în regimurile convenționale de frecare-limită sau mixtă.

Dealtfel, Kragelski [3] este de părere că împărțirea frecării în "uscată" și "la limită" se dovedește oarecum convențională. Frecarea "exterioară" este posibilă numai în prezența unui gradient pozitiv al proprietăților mecanice în adîncime:

$$\frac{d\tau}{dh} > 0, \quad (2.3)$$

unde τ - efortul de forfecare al contactelor de aderență
în direcție tangențială;

h - direcția normală la suprafața de frecare

și de aceea stratul superficial trebuie să fie diferit de cele situate sub el. Astfel, frecarea "exterioară" este "la limită", deoarece în cazul ei deformațiile sînt concretizate într-un strat superficial (subțire). În caz contrar, de exemplu al suprafețelor metalice proaspăt obținute, "curate", apare întotdeauna o frecare intrametalică (smulgere din adîncime). Pentru a se evita aceasta este necesar ca suprafețele să fie separate printr-o peliculă protectoare (de oxid, de lubrifiant etc.).

Majoritatea cercetărilor asupra materialelor de fricțiune sinterizate feroase, urmărind în cele mai multe cazuri stabilirea pe cale exclusiv experimentală, uneori empirică chiar, a unor aspecte ale tehnologiei de elaborare, se limitează la corelarea caracteristicilor obținute cu parametri variabili studiați, fără a explica sau corela rezultatele cu fenomenele care stau la baza procesului de frecare-uzare.

Autorul prezentei lucrări consideră că abordarea cercetărilor privind elaborarea și caracterizarea materialelor de fricțiune sinterizate feroase trebuie să fie precedată de cercetarea fenomenelor care au loc la frecarea-uzarea acestora (fig.2.4).

Puținele cercetări [41-43,62-66] care abordează sub aspect fundamental, din punct de vedere fenomenologic, frecarea-uzarea sinterizatelor de fricțiune feroase, consideră că ea decurge în prezența unor pelicule separatoare, cu caracter protector. Kragelski [3] definește aceste pelicule ca "al treilea corp al cuplei de frecare", arătînd totodată că cercetările privitoare la ele sînt încă restrîse și nesistematice, iar rezultatele contradictorii. Astfel unii cercetători [42,63] afirmă că astfel de pelicule ar fi constituite în principal din oxizi, în timp ce alții [65,66], negînd importanța fenomenului de oxidare, admit în vederea explicării formării peliculelor, diferite mecanisme, de la dislocări mecanice la procese de difuziune.

În prezenta lucrare aceste pelicule constituie un obiectiv detaliat studiat din punct de vedere al apariției, evoluției și compoziției lor, în funcție de factorii cauzali, respectiv de fenomenele care preced apariția lor.

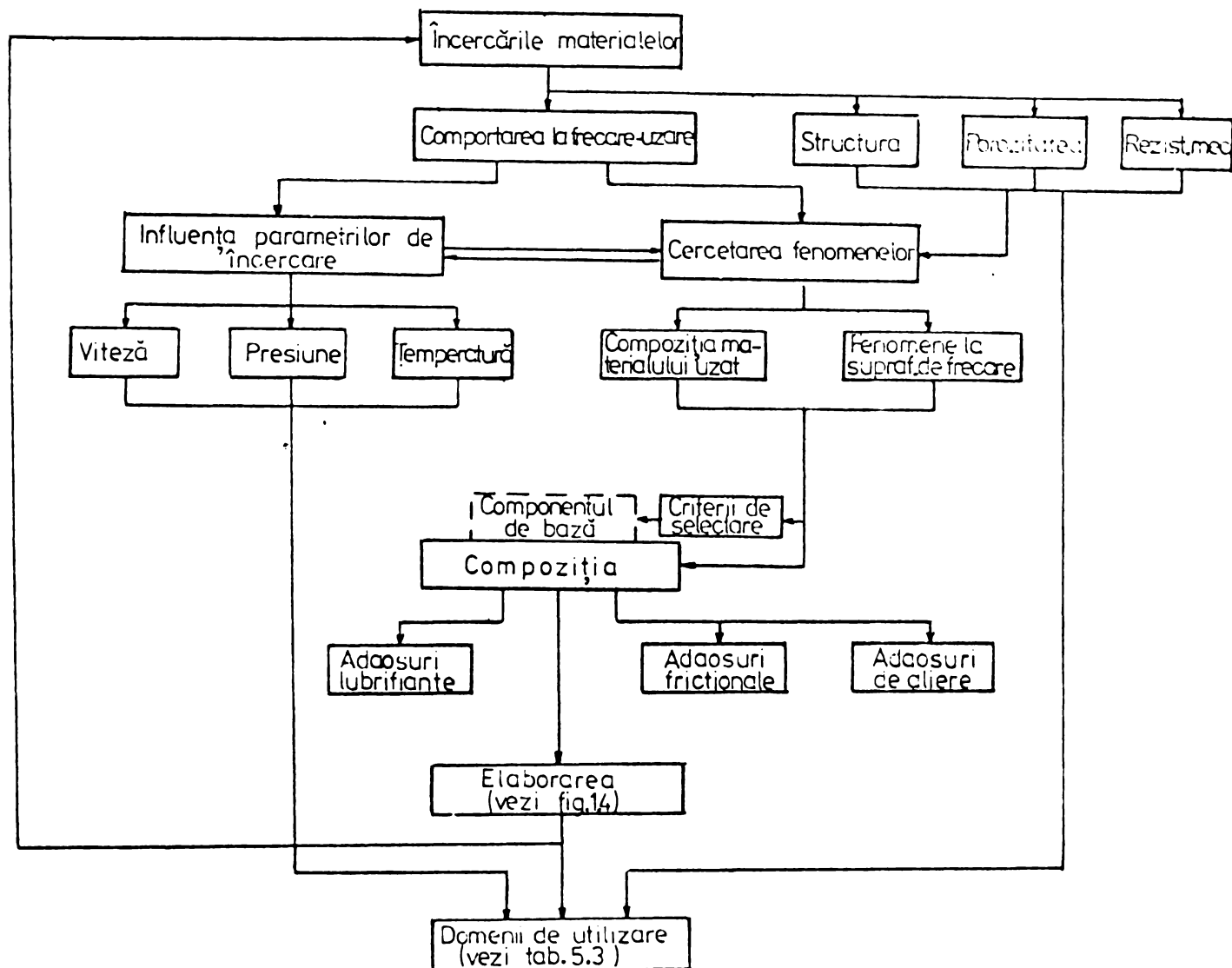


Fig.2.4. Metodica cercetării materialelor de fricțiune sinterizate.

S-a considerat că doar astfel este posibilă conturarea unei imagini reale, corecte asupra tribologiei sinterizatelor de fricțiune feroase. Or, numai pe baza unei astfel de imagini este în cele din urmă posibilă abordarea științifică a cercetărilor privind compoziția precum și alți parametri tehnologici (ai procesului de elaborare) sau funcționali (ai comportării la frecare-uzare) ale acestor materiale. Neținând seamă de acestea, spre exemplu studiul compoziției sinterizatelor de fricțiune feroase ar fi foarte mult îngreunat de extrem de numeroasele posibilități de variere a ei (v. tab.1.4).

În acest scop, pe baza sintetizării concepțiilor și fenomenelor actualmente acceptate pentru frecarea uscată, limită și mixtă în vederea stabilirii premizelor teoretice necesare punerii în evidență și explicării, au fost elucidate fenomenele ce apar la frecarea-uzarea sinterizatelor de fricțiune feroase.

2.2. Metoda de caracterizare la frecare-uzare a materialelor de fricțiune sinterizate feroase elaborate

Determinarea comportării la frecare-uzare a materialelor de fricțiune poate fi realizată prin două metode distincte [18]: încercări de durată și încercări de decelerare (în mod obișnuit, pînă la oprire) sau antrenare (accelerare) ale maselor aflate în mișcare de rotație, respectiv repaos.

În cursul încercărilor de durată (prestabilită) parametrii determinanți ai procesului de frecare: viteza relativă de alunecare, presiunea de contact iar, uneori, chiar și temperatura de frecare, sînt menținuți la valori constante. A doua grupă de încercări, mai apropiate de condițiile practice de exploatare a materialelor de fricțiune, presupun variația vitezei, temperaturii și adeseori a presiunii de contact pe durata efectuării lor. Determinarea caracteristicilor de frecare-uzare intrinseci ale materialelor, în funcție de principalii parametri de influență (viteza, presiunea și temperatura) este posibilă doar în condiția menținerii lor la valori constante, date. Posibilitatea varierii în limite largi a presiunii de contact, dar și considerente de natură constructivă legate de mașina de încercare, impun în cazul acestor încercări de durată, suprafețe nominale (A_p) mai reduse ale probelor de material cercetat. Suprafețele nominale fiind în mod uzual mai mici și decît cele ale contramaterialelor de frecare (A_c), în aceste încercări gradul de acoperire reciproc a celor două elemente ale cuplei de frecare, $G_a = \frac{A_p}{A_c}$, este întotdeauna subunitar. Caracteristicile de frecare-uzare depind sensibil de gradul de acoperire reciproc. La materialele sinterizate de fricțiune s-a stabilit [67] că, cu micșorarea gradului de acoperire reciproc (de la $G_a = 1$ la $G_a = 0,1$) coeficientul de frecare scade continuu, iar uzura crește sensibil, fiind maximă pentru $G_a = 0,5$, pentru ca în continuare să scadă din nou ușor. Încercările sînt astfel "parțiale", în sensul că nu se încearcă garnituri de frecare în ansamblul suprafețelor lor active, ci doar porțiuni de materiale (probe) prelevate din astfel de repere de fricțiune realizate din materiale sinterizate.

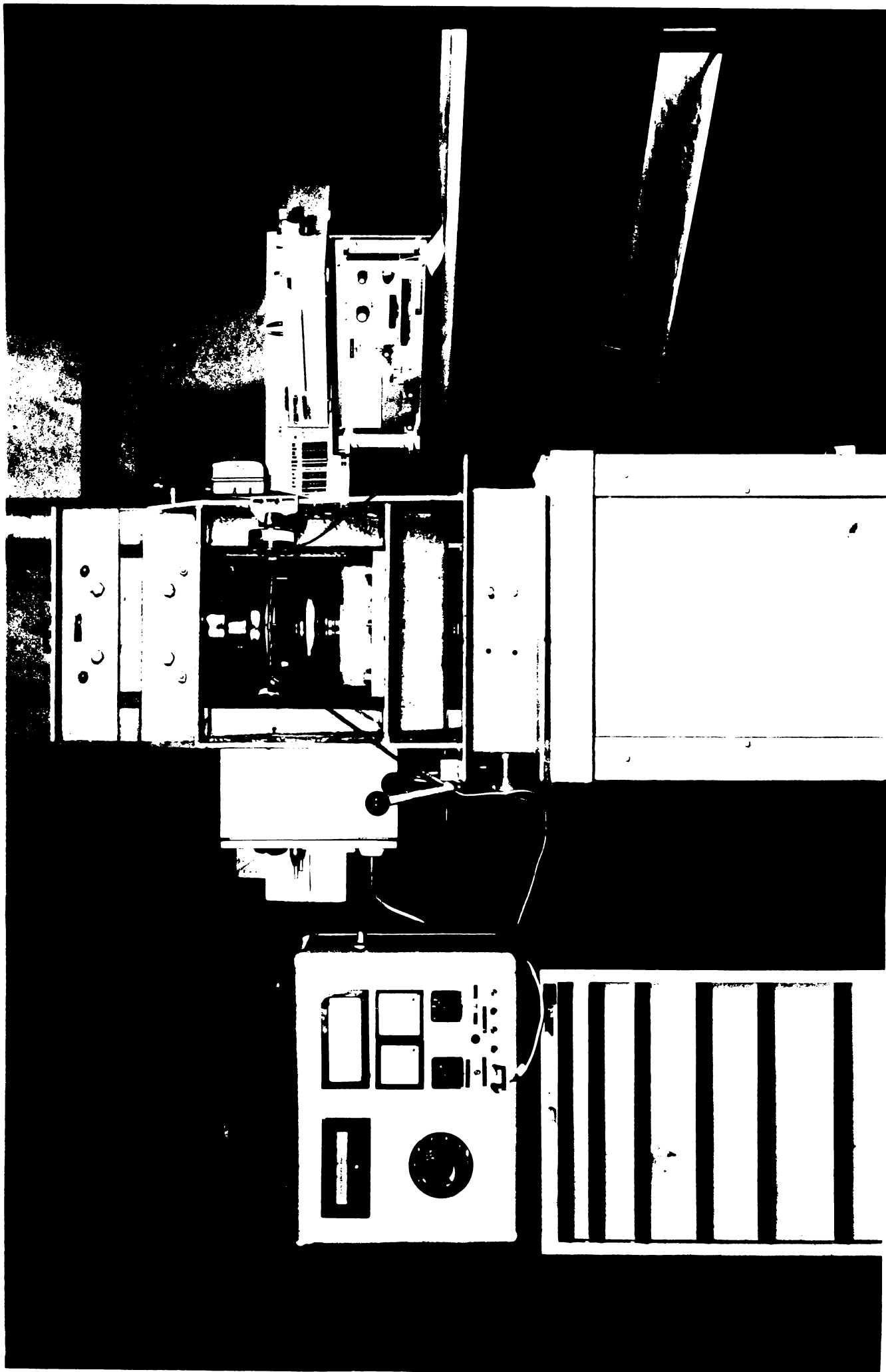


Fig.2.5. Maşina de încercare la frecare-uzare de concepţie proprie.

INSTRUMENTE
CENTRALA

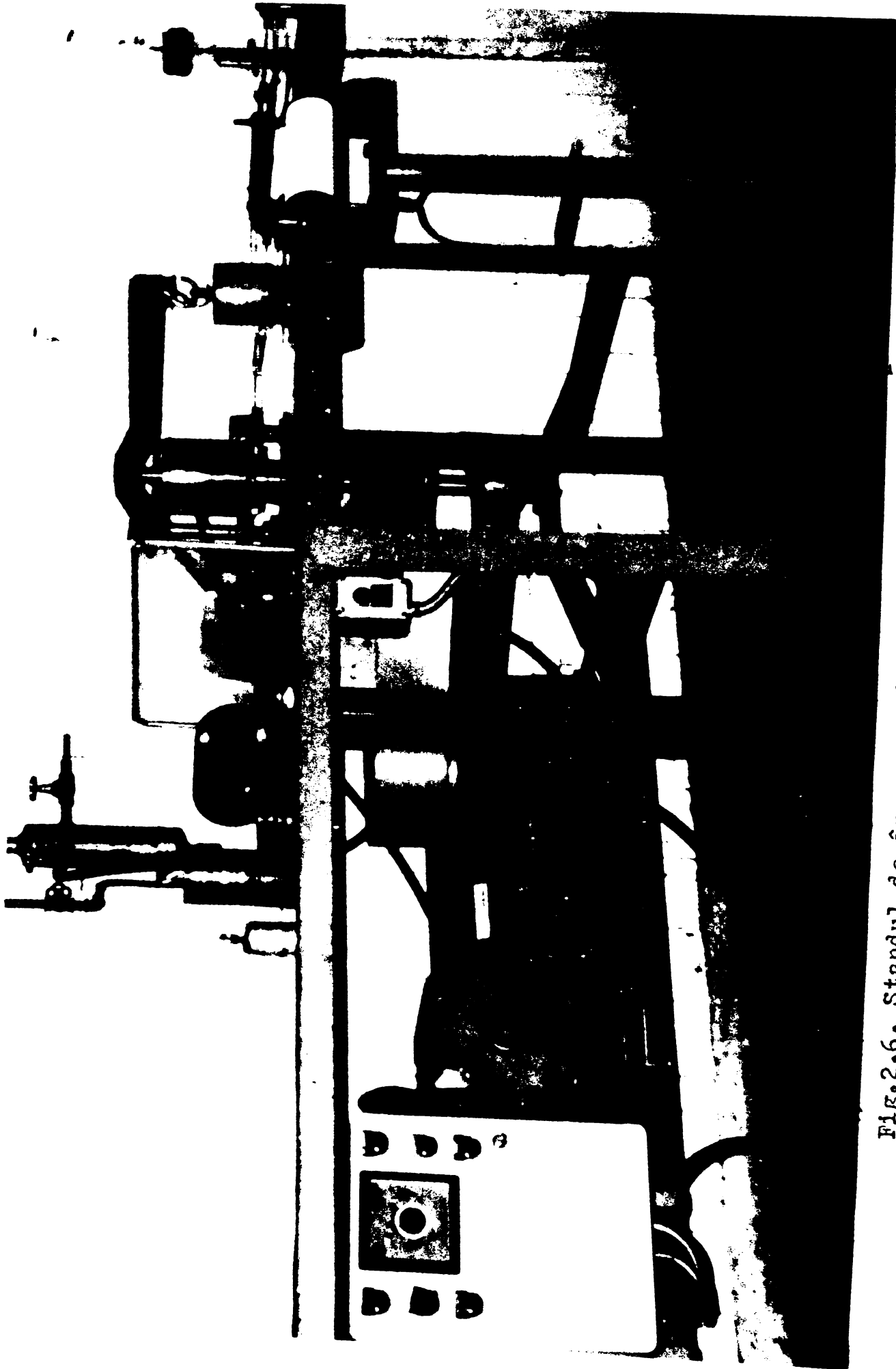


Fig.2.6. Standul de încercare la frecare-uzare "Metafram".

Incercările de durată la frecare-uzare ale materialelor de fricțiune sinterizate elaborate în cadrul prezentei cercetări s-au realizat pe mașina de frecare-uzare prezentată în fig.2.5, concepută și realizată de autorul tezei în acest scop în Laboratorul de uzură (Staatliche Materialprüfungsanstalt) al Universității Tehnice Stuttgart, RFG, precum și pe standul de încercare tip "Metafram" (fig.2.6) din Laboratorul de sinterizate al Intreprinderii "Sinterom" Cluj-Napoca. Ambele standuri sînt de tip placă, cu trei contacte între suprafețe plane.

Mașina de frecare-uzare de concepție proprie permitea varierea vitezei de alunecare în limitele $v=2,3-13,6$ m/s, iar a presiunii de contact între $p=2,8-9,8$ daN/cm². Probele cilindrice ($\varnothing=16$ mm, înălțime=10-12 mm), în număr de trei, confereau o suprafață nominală totală de frecare, $S_p=6$ cm². Contra-

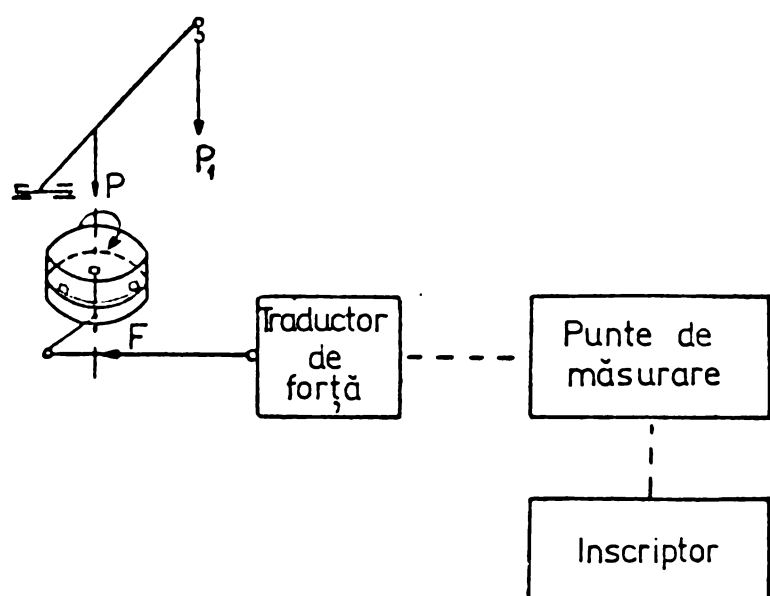


Fig.2.7. Schema sistemului de măsurare-înregistrare a forței de frecare la mașina de încercare la frecare-uzare de concepție proprie.

discul de frecare din material St.60(echiv.STAS 500-68:OL 60) avea diametrul exterior $d_e=208$ mm și raza medie a căii de alunecare la frecare, $r_m=90$ și 40 mm. Gradul de acoperire reciproc era de $G_a=1:15,5$ și 1:6,6. Măsurarea pe cale electrică a forțelor de frecare (fig.2.7) se realiza cu ajutorul unui traductor de forță și a unei punți de măsurare, valorile indicate fiind înregistrate grafic cu ajutorul unui inscriptor.

Temperaturile de frecare se măsurau cu termocuple, Platin/Platin-Rhodium, introduse la 0,5-0,6 mm sub suprafețele de frecare, în orificii practicate în suprafața laterală a probelor sinterizate. Valorile temperaturilor erau indicate de un milivoltmetru înregistrator etalonat în grade de temperatură. Valorile coeficientului de frecare s-au determinat cu ajutorul relației:

$$\mu = \frac{F \cdot k}{P} \quad (2.4)$$

în care: F - valoarea din diagrama înregistrînd forța tangențială de frecare;

k - coeficient de evaluare a forței de frecare în punctul

real al apariției ei ($k = k_1 \cdot k_2 \cdot k_3$; k_1 - coeficient ținând seama de raportul distanțelor forțelor; k_2 - coeficient de etalonare a punții de măsurare; k_3 - coeficient de etalonare a inscriptorului);

P - sarcina aplicată asupra probelor.

Standul de încercare "Metafram" permite varierea vitezelor de alunecare în limitele $v = 2,6-16,4$ m/s, iar a presiunilor de contact în limite largi, valorile considerate normale [68] fiind $p = 2,5-12$ daN/cm². Probele de formă pătrată ($\varnothing 18,25$ mm, înălțime

= 4-6 mm), tot în număr de trei, au suprafața nominală totală de frecare, $S_p \approx 10$ cm². Contradiscul de frecare din OL 60 în stare recoaptă, cu duritatea 218 HB, are diametrul exterior, $d_e = 135$ mm, iar raza medie a căii de alunecare la frecare, $r_m = 50$ mm. Gradul de acoperire reciproc cu care s-a lucrat era $G_a = 1:5,75$.

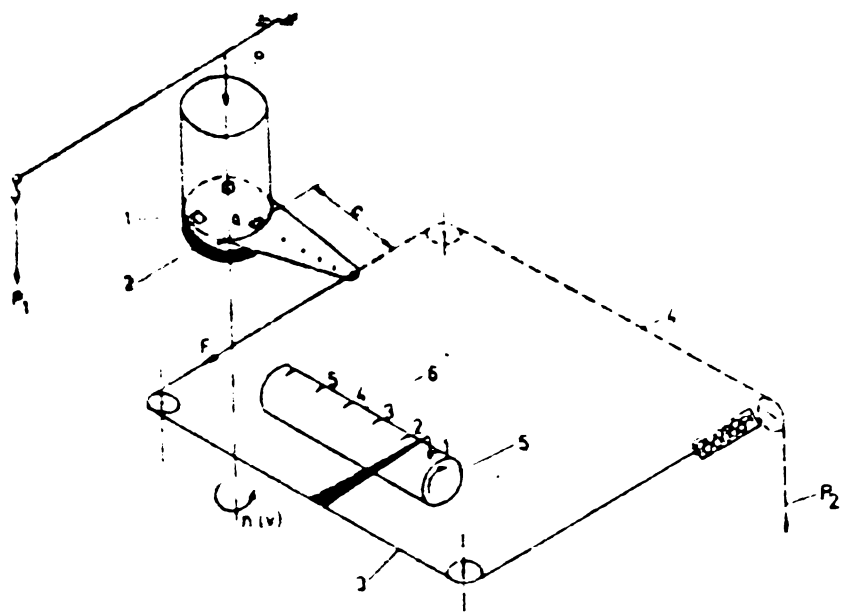


Fig.2.8. Schema dispozitivului de înregistrare a forței de frecare la standul de frecare-uzare "Metafram".

Principiul de măsurare pe cale mecanică a forței de frecare (fig.2.8) conduce, de asemenea, la înscrierea

grafică, cu ajutorul unui tambur rotativ cu cronometru, a valorilor forței tangențiale. Evaluarea coeficientului de frecare s-a făcut cu ajutorul relației (2.4), în acest caz coeficientul de amplificare al forței înregistrate grafic fiind $k = k_1 = \frac{d}{r_m} = 5$.

Uzarea probelor încercate pe aceste mașini s-a determinat volumetric pe baza uzurii liniare absolute, Δh . Măsurînd înălțimile celor trei probe înainte și după încercare, făcînd diferența valorilor măsurate și apoi media aritmetică a celor trei diferențe, a rezultat uzura absolută medie. Uzura produsă prin frecarea de alunecare poate fi exprimată diferit (tab.2.2) [69] :

Tabelul 2.2

Moduri de exprimare a uzurii

	Intensitatea uzurii	Viteza uzurii
Uzură liniară	$\frac{\Delta h}{l}$	$\frac{\Delta h}{t}$
Uzură volumetrică	$\frac{\Delta V}{V} = \frac{\Delta h \cdot S_p}{V}$	$\frac{\Delta V}{t} = \frac{\Delta h \cdot S_p}{t}$
Uzură gravimetrică	$\frac{\Delta G}{G}$	$\frac{\Delta G}{t}$

unde: Δh - pierderea în înălțime prin uzare;
 ΔV - volumul de material uzat;
 S_p - suprafața de frecare a probelor;
 ΔG - pierderea în greutate prin uzare;
 L - distanța de alunecare;
 t - durata frecării.

În cadrul prezentelor cercetări s-a considerat că o apreciere comparativă corespunzătoare a rezultatelor încercărilor de frecare-uzare, realizate în diferite condiții parametrice, este posibilă numai pe baza unei exprimări relative energetice a uzurii volumetrice, care să țină seama de lucrul mecanic, W_f , produs prin frecare. Ca atare, s-a introdus și utilizat uzura energetică determinată cu ajutorul relației:

$$U = \frac{\Delta V}{W_f} = \frac{\Delta h \cdot S_p}{F \cdot L} = \frac{\Delta h \cdot S_p}{\mu \cdot p \cdot v \cdot t} = \frac{\Delta h}{\mu \cdot p \cdot v \cdot t} \left(\frac{\text{cm}^3}{\text{J}} \right) \quad (2.5)$$

unde: Δh - pierderea în înălțime prin uzare, (cm);
 μ - coeficientul de frecare;
 p - presiunea de contact, (daN/cm²);
 v - viteza de alunecare, (m/s);
 t - durata frecării, (s).

Încercările de frecare-uzare s-au realizat după o prealabilă abrazare (rectificare) a probelor cu un contradisc abraziv, în scopul aducerii lor la aceeași înălțime. Prin aceasta s-a urmărit deasemenea, îndepărtarea unui strat superficial de câteva zecimi de mm, care poate diferi întrucîtva (deformare mai accentuată datorită contactului cu poansoanele matriței de presare, defecte la sinterizare etc.) de profunzimea materialelor. Contradiscurile de frecare erau rectificate și ele înaintea fiecărei încercări. După rectificarea probelor, premergător încercării propriu-zise (măsurate), în scopul stabilizării frecării se efectua un rodaj timp de 20 min. în condițiile de încărcare $p \cdot v$ în care urma să se facă încercarea măsurată. Încercările propriu-zise durau, în general, tot 20 minute.

2.3. Fenomene la suprafața activă a materialelor de fricțiune sinterizate feroase

2.3.1. Fenomene tribomecanice

La frecarea-uzarea materialelor compacte Kostețki [56] arată că procesele de degradare sub variate forme ale stării inițiale a suprafețelor depind și se pot clasifica în funcție de fenomenele predominante: mecanice, termofizice sau chimice (fig.2.9). Dintre acestea, la frecarea-uzarea materialelor de fricțiune sinterizate - ținând seama de condițiile specifice în care contactul metalic direct este în mare măsură împiedicat (v.cap.2.1.) - importanță majoră au fenomenele mecanice și chimice.

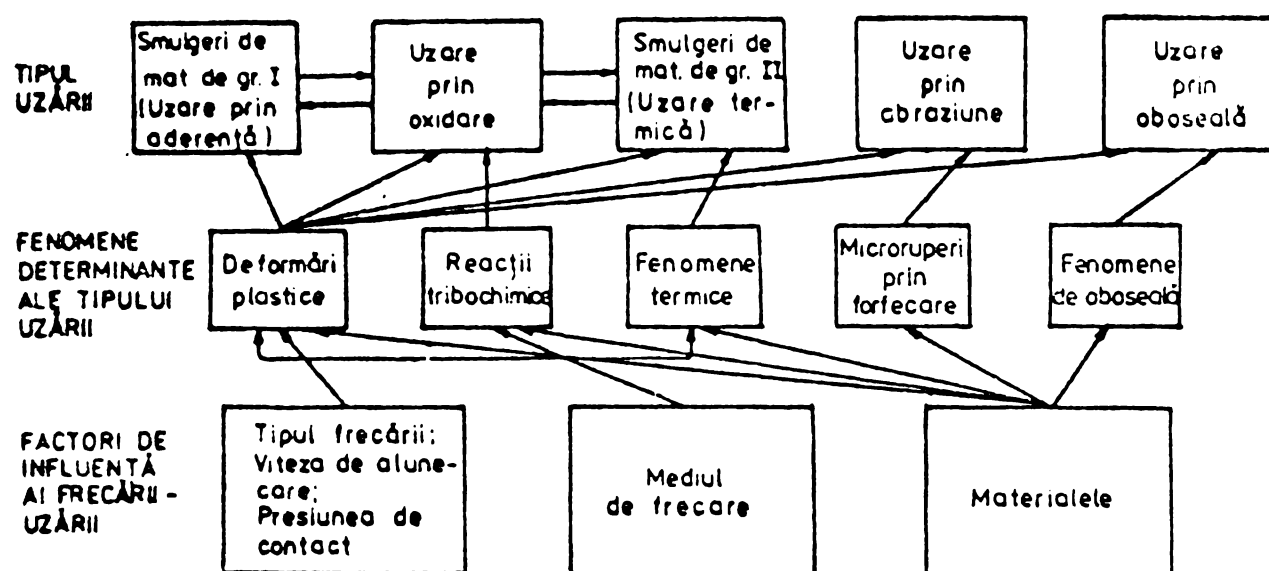


Fig.2.9. Clasificarea tipurilor de uzare [56].

În cadrul teoriei sale mecano-moleculare asupra frecării-uzării în general, Kragelski [3] susține apariția unor deformări elasto-plastice ale volumelor de material de la suprafețele de frecare, dar și posibilitatea apariției unor interacțiuni moleculare (legături de aderență), mai slabe însă, între microsuprafețele de contact acoperite cu pelicule adsorbite de oxizi, etc. Eforturi normale (de compresiune, de întindere) și tangențiale (de forfecare) solicită suprafețele active, provocând deformări elastice și îndeosebi plastice ale punctelor de contact. Dintre acestea, o variabilă dar relativ mare cotă parte (30-70%) ar suferi deformări elastice [58].

Caracterul deformațiilor, care determină uzarea, depinde de sarcină, de natura și proprietățile (modulul de elasticitate, duritatea etc.) materialelor în frecare, dar și de topografia suprafețelor [50]. Astfel, multe contacte pot fi deformatate fie elastic fie plastic chiar și la sarcini medii [70].

La anumite valori ale sarcinii, ca urmare a unei mai mari adâncimi de pătrundere relativă, $\epsilon = \frac{\text{adâncimea de pătrundere}}{\text{înălțimea maximă}}$, a asperității

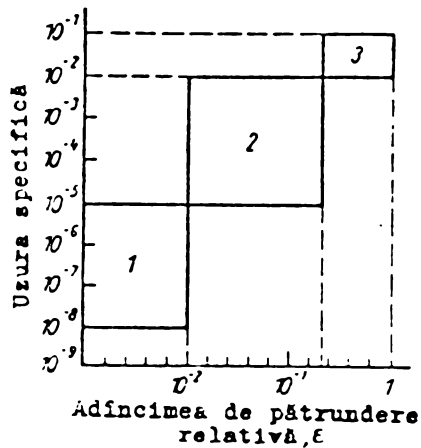


Fig.2.10. Dependența uzurii specifice de adâncimea de pătrundere relativă[3].
1-deformare elastică
2-deformare plastică
3-microruperi prin forfecare

șilor (fig.2.10), ele se pot angaja în acroșări urmate de microruperi prin forfecare (uzare prin abraziune).

La frecarea materialelor compacte în prezența peliculelor metalice moi de Pb,Sn etc. și în cazul lubrifierii cu grafit, Jepivanov [71] a stabilit că forța specifică de frecare este egală cu suma dintre forța specifică de forfecare a peliculelor inter-puse și forța specifică de pătrundere. În cazul unei pelicule de grafit cu grosime de 0,1mm rezistența la pătrundere reprezintă

64-85% din rezistența totală la frecare. Rezultă că astfel de pelicule lubrifiante, inter-puse suprafețelor de frecare, împiedică nu numai contactul metalic direct, ci în mare măsură și întrepătrunderea asperitășilor, deci trecerea din domeniul deformărilor în cel al acroșărilor urmate de microruperi prin forfecare.

Ca proces de bază în cursul frecării este unanim acceptată transformarea celei mai mari părți (82-95%) a energiei mecanice în căldură, fiind cunoscută producerea unor densități mari de energie termică în zonele îngust delimitate ale contactului a două materiale în frecare [61,64,73-75]. Ca mecanisme ale acestei transformări sînt acceptate deformările elastice (pierderi prin histerezis elastic) și plastice (în proporție de pînă la 99,9% după Bikerman [72]), precum și desfășurarea reacțiilor tribochimice exoterme.






Lucrul mecanic consumat pentru deformarea elastică și plastică a straturilor superficiale de material de la suprafețele în contact este, în general, proporțional cu lucrul mecanic de frecare și determină coeficientul de frecare. Bazată pe această premiză, teoria energetică a frecării propusă de Tross [76] prezintă forța de frecare ca produsul dintre volumele de material deformat și rezistența lor la deformare.

Este unanim acceptată constatarea că orice suprafață de frecare comportă repetate solicitări înainte de degradarea ei prin uzare, acordîndu-se astfel majoră importanță explicării uzării prin oboseala straturilor superficiale de material [3].

Kragelski [3], distingînd cinci tipuri de contact, stabilește un număr echivalent de moduri de degradare (uzare) a stării inițiale a suprafețelor de frecare (tab.2.3.).

Comportarea la frecare-uzare (coeficient de frecare, uzură) a materialelor de fricțiune sinterizate va fi determinată în mod direct de tipurile de solicitare, îndeosebi de cel predominant, a suprafețelor de contact.

Caracteristicile contactelor de frecare [3].

Caracteristica	Tipul contactului				
	I	II	III	IV	V
					
Caracterul solicitării	deformare elastică	deformare plastică	ruperea (forfecarea) materialului	distrugerea materialului în profunzime	distrugerea peliculelor de aderență superficiale
Condiția apariției (raportul h/R)	$< 0,01$	-uscăt 0,01-0,1 -lubrifiat < 0,3	-uscăt > 0,1 -lubrifiat > 0,3	$\frac{dz}{dh} < 0$	$\frac{dz}{dh} > 0$
Nr. de cicluri (n_{lim}) care duc la deteriorarea materialului	$n_{lim} \rightarrow \infty$ ($10^6 - 10^8$)	$k n_{lim} < \infty$ ($10^4 - 10^6$)	1	1	$n_{lim} \rightarrow \infty$

h/R - întrepătrunderea asperităților ; h - adâncimea propriu-zisă de pătrundere, R - raza medie a proeminențelor

În cele ce urmează, prin cercetările experimentale efectuate, autorul prezentei lucrări își propune stabilirea tipului predominant de solicitare la frecarea-uzarea materialelor de fricțiune sinterizate feroase. În acest scop pentru început s-a urmărit microgeometria specifică a suprafețelor active ale unor materiale sinterizate feroase. Profilogramele suprafețelor de frecare (fig.2.11, b și c) ale unui material sinterizat feros (100% Fe), respectiv sinterizat de fric-

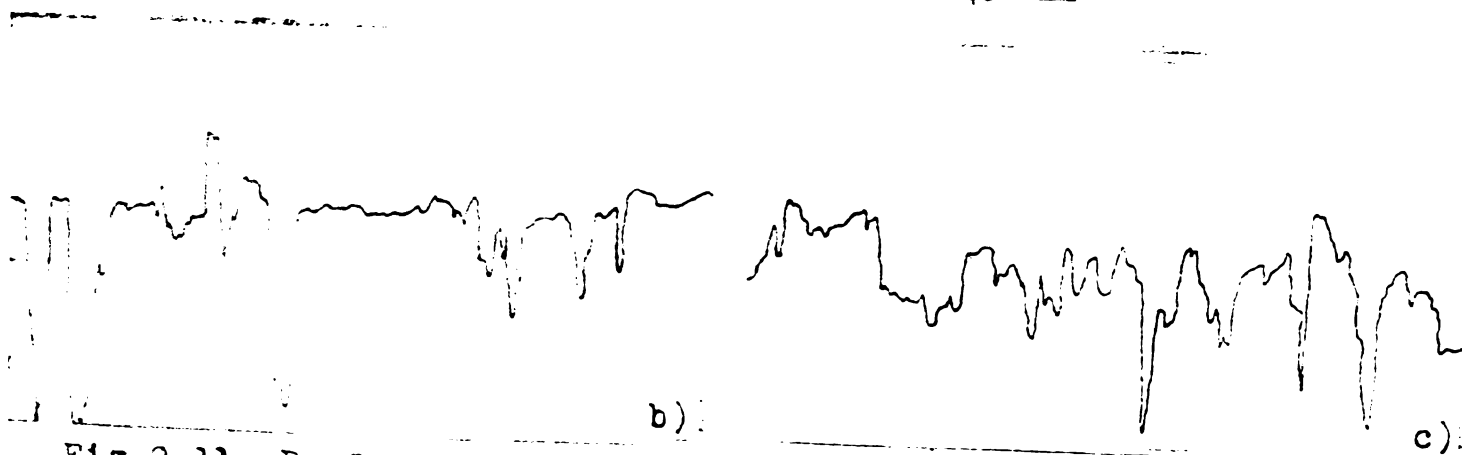
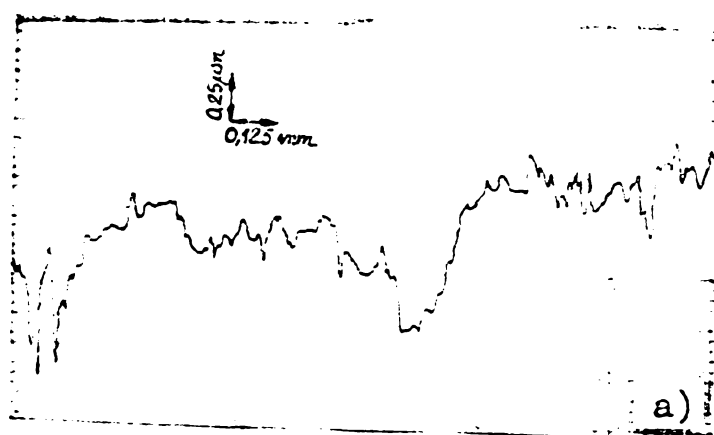


Fig.2.11. Profilogramele suprafețelor materialelor sinterizate feroase a) înaintea frecării b) fier sinterizat c) sinterizat de fricțiune fero-grafitic } după frecare

țiune de compoziție (în % de greutăți): 17,5 grafit, 3,5 plumb, restul fier, s-au înregistrat după direcție perpendiculară pe cea a alunecării, în

urma unei durate de încercare la frecare (pe mașina prezentată în fig.2.5), de 150 sec. la o încărcare p.v=36daN.m/s.cm² (contramaterial: OL 60). Față de starea inițială a suprafețelor (fig.2.11,a) materialelor obținute prin presare la presiunea de compactizare de 4.10³daN/cm² și sinterizare cu N₂, la 1050^oC, timp de 90 min., se constată modificări în sensul deformării asperităților prin aplatizare și rotunjire. Deformarea mai accentuată, pentru aceeași încărcare, o prezintă microgeometria sinterizatului din pulbere de fier. Este de presupus că în cazul acestuia deformarea apărută în urma frecării este plastică, în timp ce asperitățile sinterizatului feros cu adaosuri de grafit și de plumb, mai puțin deformate, pot indica o deformare elasto-plastică a suprafeței de contact.

Stabilirea pe cale experimental-analitică a tipului predominant de solicitare este posibilă cu ajutorul "numărului limită" al solicitărilor contactelor suprafețelor de frecare [3]. Acesta reprezintă numărul maxim de solicitări alternante ale unui contact până la desprinderea prin oboseală a unei particule de uzură. Determinarea "numărului limită", n_{lim}, se poate face utilizând expresia densității de energie, E_f, dată de relația [42,80]:

Tabelul 2.4

Valorile constantei ν a microgeometriei diferitelor suprafețe [3].

Felul prelucrării	ν
Strungire, rabotare, frezare	1,2...2
Rectificare	1,7...3
Polisare (lustruire)	2,5...3
-distribuție normală (Gauss)	3
-distribuție normală aprox. (suprafețe de alunecare rodate)	2

$$E_f = 2(1 + \nu) \cdot n_{lim} \cdot P_r \quad (2.6)$$

unde ν - exponentul curbei de portanță Abbot a microgeometriei suprafețelor (tab.2.4),
P_r - presiunea reală de contact
ca inversul uzurii energetice (rel.2.5):

$$E_f = \frac{1}{U} = \frac{W_f}{\Delta V} = \frac{F_f \cdot L}{\Delta V} = \frac{\mu \cdot P \cdot v \cdot t}{\Delta h \cdot A_n} \quad (2.7)$$

În cazul deformării plastice se admite [3,50] p_r = HB (duritatea Brinell) și astfel, din rel.(2.6) și (2.7) rezultă pentru "numărul critic" relația:

$$n_{lim} = \frac{\mu \cdot P \cdot v \cdot t}{2(1 + \nu) \cdot \Delta h \cdot HB} \quad (2.8)$$

Astfel, caracteristicile de frecare-uzare ale unui material permit stabilirea tipului predominant al fenomenelor tribomecanice care au loc în cursul frecării respectivului material. Pentru un proces de frecare avînd la bază solicitare predominantă prin deformare plastică, punctele de contact comportă un număr de 10⁰-10⁴ [3], iar după Rebsch și Kühnel [42], 10²-10⁴ solicitări alternante înainte ca prin oboseală să ia naștere o particulă de uzură. Pentru solicitarea prin deformare elastică a punctelor de contact "numărul limită" este de 10⁵-10⁸ [42], respectiv 10⁶-10¹⁰ [3].

Pentru a stabili tipul predominant al fenomenelor mecanice, la frecarea materialelor de fricțiune sinterizate de compoziție fier+grafit+plumb anterior arătată, s-au determinat valorile "numărului limită" de solicitare a contactelor în urma efectuării încercărilor la frecare-uzare la diferite presiuni de contact și viteze de alunecare, [100].

Valorile obținute (fig.2.12) s-au comparat cu cele rezultate pentru sinterizatele din pulbere de fier. Rezultă că la frecarea-uzarea sinterizatelor feroase, pentru care s-au obținut $n_{lim} = (0,8-4)10^3$, predominantă este solicitarea de deformare plastică, în timp ce la sinterizatele de fricțiune, pentru care s-au obținut $n_{lim} = (1,5-6)10^4$, se constată, în ce privește solicitarea, un domeniu intermediar între deformarea plastică și cea elastică.

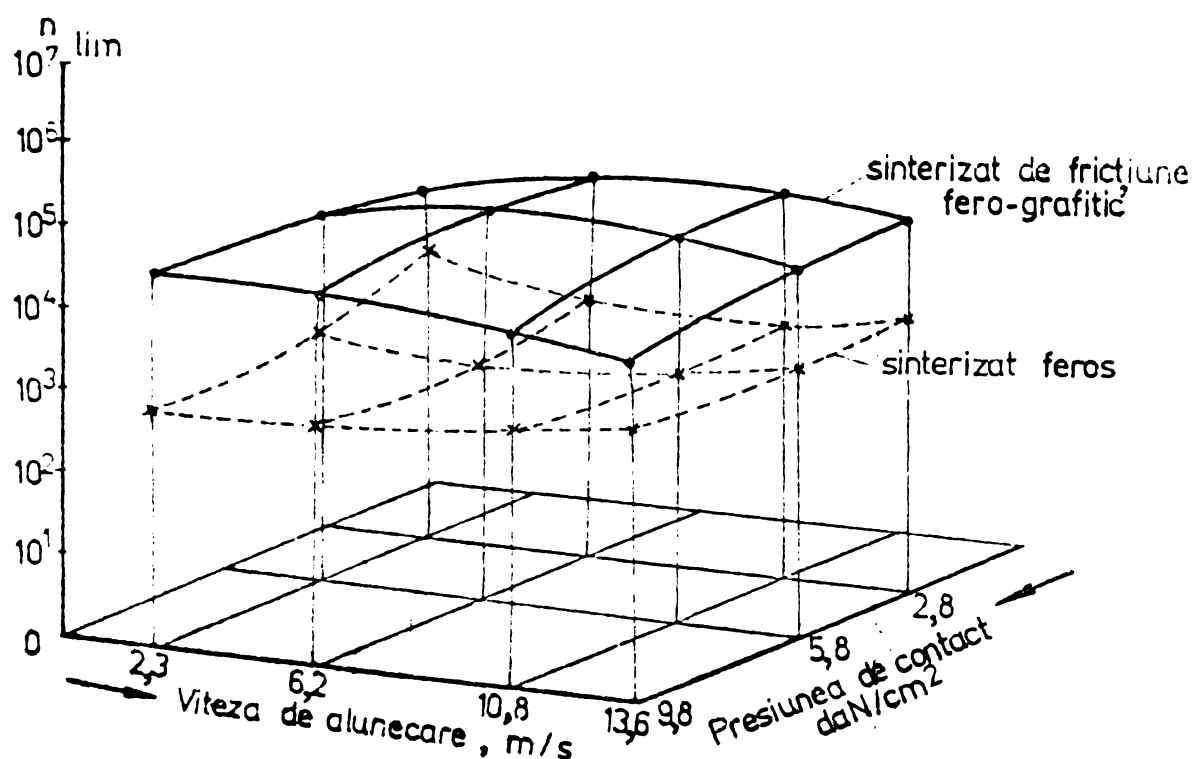
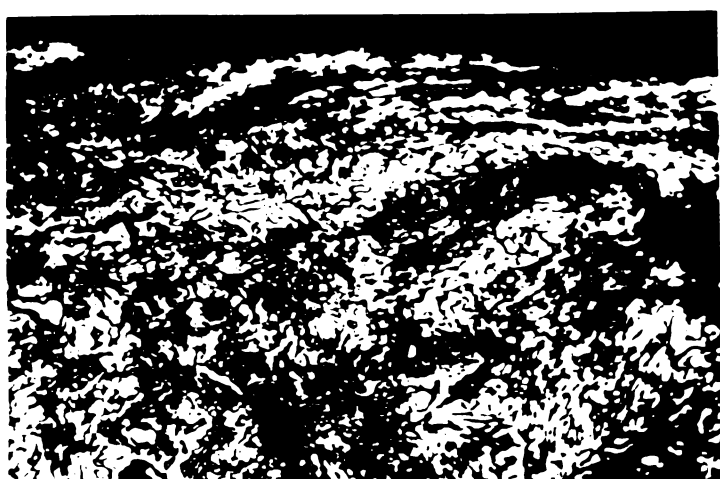


Fig.2.12. Numărul limită de solicitare al contactelor suprafețelor de frecare ale materialelor sinterizate feroase, în funcție de presiunea de contact și viteza de alunecare.

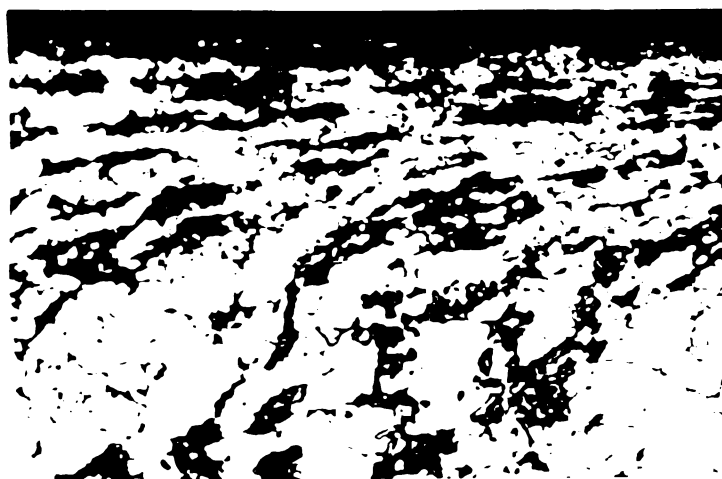
Este de presupus că porozitatea uniform distribuită pe suprafețele de frecare ale materialelor sinterizate, așa cum ea nu apare niciodată la materialele turnate (compacte), permite fenomene de deformare plastică locală a rețelei metalice nu numai pe direcția normală de aplicare a sarcinii ci și perpendicular pe aceasta, spre lateral (la scară microscopică).

Factorii cauzali ai ieșirii din domeniul deformațiilor exclusiv plastice și apropierii de cel favorabil al sollicitării elastice a contactelor suprafețelor de frecare ale sinterizatelor de fricțiune îi constituie prezența, în primul rând, a grafitului și, în mai mică măsură, a plumbului din compoziția acestor materiale.

Pe de o parte, influența hotărâtoare a grafitului se manifestă prin efectul de aliere, rezultând o structură perlito-feritică. (fig.2.13,a), mai tenace, a sinterizatului de fricțiune, față de cea feritică (fig.2.13,b), cu plasticitate ridicată a sinterizatelor din pulbere de fier. Ca urmare, adâncimea stratului deformat plastic la sinterizatele de fricțiune - dificil de evaluat cantitativ datorită



a)



b)

Fig.2.13. Microstructura straturilor superficiale ale materialelor sinterizate feroase. Încărcare la frecare: $p.v = 36 \text{ daN.m/s.cm}^2$. Atac nital.
a) sinterizat de fricțiune fero-grafitic, 500:1
b) fier sinterizat, 320:1.

valorii ei reduse precum și caracterului eterogen al structurii - este mai mică în raport de 1:3 pînă la 1:4 (pentru o încărcare de $p.v = 36 \text{ daN.m/s.cm}^2$) decît a sinterizatului feros, pregnant vizibilă datorită structurii omogene și porozității.

Se confirmă astfel sesizarea unor cercetători [81,42] că datorită neomogenității materialelor în frecare și (sau) modificărilor ce apar în domeniile superficiale sollicitate ca urmare a unor concentrații mari de energie și reacții tribochimice la interfața de frecare, nu întotdeauna sînt posibile aprecieri cantitative asupra mărimii volumelor deformatate și rezistenței lor la deformare.

Pe de altă parte, deformarea plastică pe o adîncime mai redusă a volumelor de material de sub suprafața activă a sinterizatelor de fricțiune fero-grafitice trebuie atribuită rămîinerii unei mari cantități de grafit liber în structura și deci la suprafața de frecare a acestora. Acest deziderat, avansat prezuntiv în

cap.2.1 pct.c, este confirmat de surprinderea (fig.2.14) prin mărire permise de microscopia electronică, a încorporării unei particule de grafit la suprafața de frecare a sinterizatelor de fricțiune cercetate. Astfel de particule de grafit constituie sursele de generare a unei pelicule separatoare și lubrifiante al căror mecanism de formare însă nu este pe deplin elucidat încă [82].

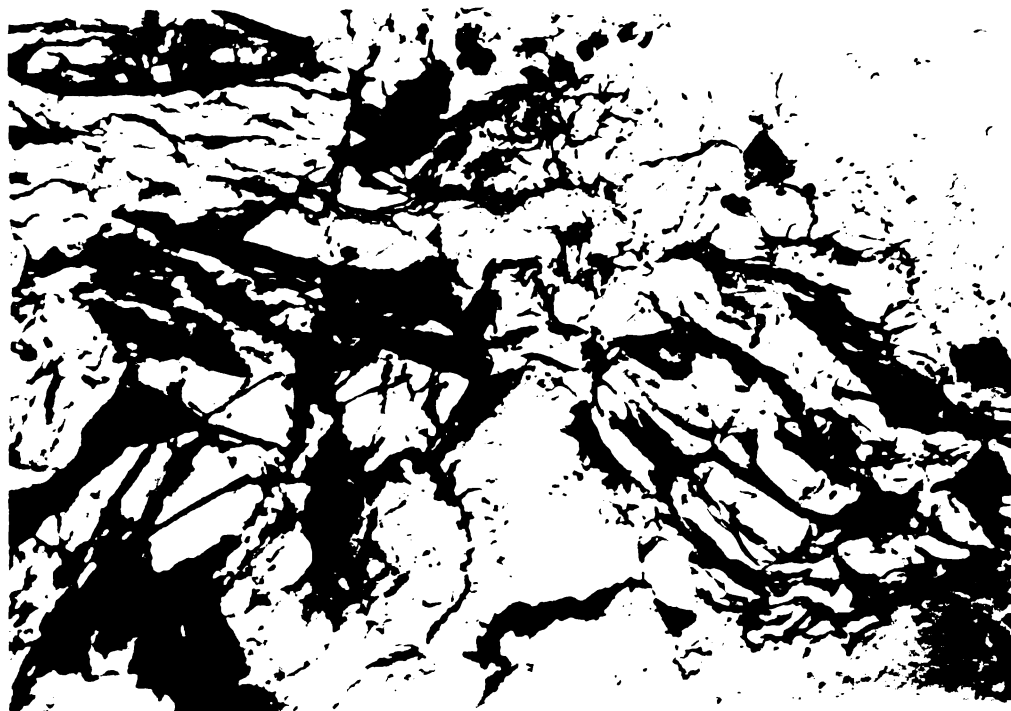


Fig.2.14. Suprafața de frecare a materialului de fricțiune sinterizat fiero-grafitic. Încărcare la frecare: $p.v = 36 \text{ daN.m/s.cm}^2$, $8000:1$.

Accepțiunea că buna comportare a grafitului ca lubrifiant se datorește numai particularităților sale structurale, constituie o simplificare. Grafitul posedă o structură lamelară, cu o rețea

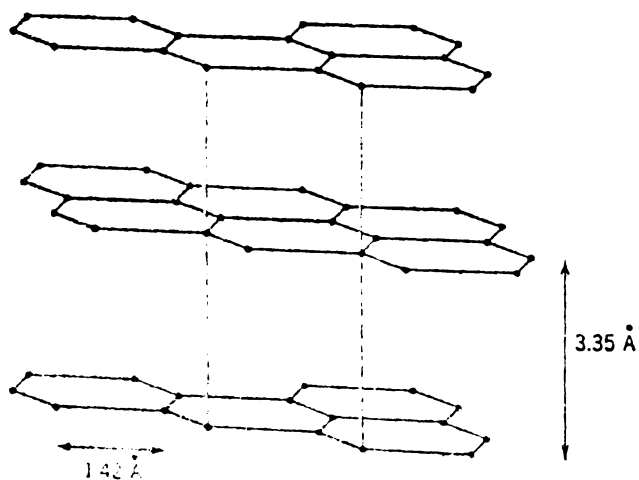


Fig.2.15. Rețeaua cristalină a grafitului.

cristalină hexagonală (fig.2.15), cu legături covalente între atomii aceluiași strat și cu legături Van der Waals, mai slabe, între straturi, ceea ce explică rezistența redusă la forfecare. Astfel, prin alunecare în direcțiile planelor rețelei cristaline, se formează "solizi", lamele subțiri, care vor fi adsorbite la suprafețele de frecare ale materialelor datorită le-

găturilor proaspete, nesaturate, create prin clivarea pachetului de lamele.

S-a constatat însă că în vid grafitul prezintă valori ale coeficientului de frecare și uzurii considerabil mai ridicate decât în aer. În prezența chiar a unor mici cantități de vapori de apă condenșați se micșorează substanțial frecarea și uzura [83]. Prin captarea în anumite centre a unor astfel de atomi și molecule străine, energia rețelei cristaline scade, se declanșează clivarea ei din aceste centre și prin aceasta și rezistența la forfecare a grafitului se micșorează.

După Spredborough [84] acțiunea lubrifiantă favorabilă a grafitului s-ar putea explica însă și prin transformarea mișcării de alunecare în mișcare de rostogolire prin role de grafit formate în strat.

Un rol important în mecanismul lubrifierii cu grafit revine și oxigenului, respectiv oxizilor formați la suprafețele de frecare în mediul ambiant (v.cap.2.3.2). Este de presupus că la desfășurarea fenomenelor descrise, un rol joacă și dislocațiile existente sau nou produse în procesul de clivare în planele straturilor.

Procesul frecării-uzării materialelor de fricțiune sinterizate fero-grafitice decurge așadar, cel puțin parțial, prin intermediul unei pelicule separatoare și protectoare de grafit, care micșorează solicitările în straturile de suprafață ale materialelor în contact. În domeniul de încărcări relativ larg studiat, dintre fenomenele mecanice, determinate ale procesului sînt deci cele de deformare intermediară elasto-plastică.

Din punct de vedere al tehnologiei de elaborare a materialelor sinterizate de fricțiune feroase, rezultă importanța ce trebuie acordată componentilor lubrifianți solizi, în speță grafitului. El trebuie introdus în amestecul de pornire într-o cantitate suficientă pentru a permite atât alierea cu carbon a rețelei de fier, respectiv obținerea unei structuri mai tenace, perlitice, a sinterizatelor, cît și generarea - din cantitatea rămasă liberă în urma sinterizării - a unei pelicule protectoare. Ambele aceste acțiuni au ca efect atenuarea solicitărilor tribomecanice și limitarea adîncimii de material deformat plastic.

2.3.2. Fenomene tribochimice

Prin deformarea plastică a straturilor superficiale ale materialelor metalice supuse frecării crește energia liberă a suprafețelor de contact, mărindu-se sensibil reactivitatea lor față de elementele din mediul de frecare [85]. Au astfel loc declanșarea și desfășurarea accelerată a reacțiilor tribochimice. Ele sînt intens favorizate și de existența unor căi de acces pentru elementele din mediul de frecare, ca: pori, microfisuri, plane de alunecare etc. inevitabil și în mare măsură prezente în materialele de fricțiune sinterizate feroase.

În mediu ambiant în primul rînd oxidarea este acceptată [86] ca fiind aceea care permite reducerea ridicătei energii libere superficiale apărute prin frecare. Nu este exclusă însă posibilitatea formării și a unor carburi, nitruri etc. [82].

Prin urmare, la suprafețele metalice în frecare, deci și la suprafețele active ale materialelor de fricțiune sinterizate feroase, pentru care în cap.2.3.1 au fost puse în evidență fenomene de deformare elasto-plastică, formarea de oxizi are loc preferențial din punct de vedere termodinamic. Fenomenul oxidării decurge treptat, într-o primă etapă, în puncte active singulare ale suprafețelor de frecare formîndu-se un compus ca urmare a chemisorbției atomilor de O_2 . Într-o a doua etapă are loc formarea unei anumite faze cristaline a oxidului, existînd și posibilitatea suprapunerii mai multor oxizi, cu formarea unor pelicule oxidice multifazice (de ex: Fe, FeO, FeO-Fe₃O₄, Fe₃O₄, Fe₂O₃) [3].

După Kostetki [87] uzarea prin oxidare reprezintă un proces de degradare treptată a suprafețelor de frecare, constînd din asocierea complexă a fenomenelor de adsorbție a oxigenului pe suprafețe, difuzia oxigenului în straturile superficiale, desfășurarea simultană a deformării plastice a metalului și formarea peliculelor chemisorbite și a combinațiilor chimice ale metalului cu oxigenul (oxizilor) precum și deprinderea acestora de pe suprafețe în timpul mișcării.

Tabelul 2.5

Efectul peliculelor separat care asupra coeficientului de frecare [3].

Perechea de frecare	Peliculă de	Coeficientul de frecare, suprafață	
		metalică	cu peliculă
OL/OL	lubrifiant	0,70	0,32
	oxizi		0,27
	oxizi-lubrifiant		0,19

Deși frecarea suprafețelor metalelor compacte acoperite cu pelicule subțiri de oxizi, convențional este considerată "uscată reală" (a suprafețelor contaminate) [51], peliculele oxidice au caracter lubrifiant. Ele micșorează pînă la de cîteva ori valorile coeficientului de frecare

(tab.2.5, [3], iar peliculele de FeO și Fe₃O₄ de la $\mu \approx 3,5$ la $\mu \approx 0,6$, [50]).

Grosimea peliculelor, care dealtfel poate varia în decursul procesului de frecare, influențează puternic valorile coeficientului de frecare. Dacă grosimea peliculelor atinge valori mai mari, se manifestă deja proprietățile lor volumice (îndeosebi fragilitatea, duritatea), depinzînd de caracterul specific al structurii lor, care determină și mărimea forțelor de frecare. [3].

O serie de cercetări asupra frecării-uzării aliajelor de tip compact (turnate), îndeosebi feroase, stabilesc o strînsă dependență între comportarea lor la uzare și fenomenul oxidării.

Astfel, la frecarea oțel moale/oțel dur (aliat cu Cr) mărirea presiunii de contact peste o anumită vâloare duce la scăderea intensității uzării ca urmare a formării unei pelicule de Fe₂O₃ (fig.2.16) [90]. La frecarea fontă/oțel, viteza de alunecare determină temperatura produsă, implicit formarea peliculei de oxizi și grosimea ei, în funcție de care uzarea are loc în mod diferit (fig.2.17) [91,92].

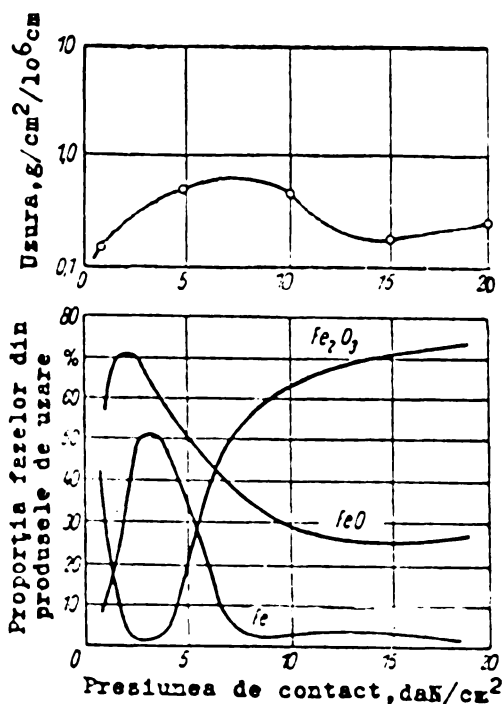


Fig.2.16. Variația uzurii și a compoziției produselor de uzare în funcție de presiunea de contact [90].

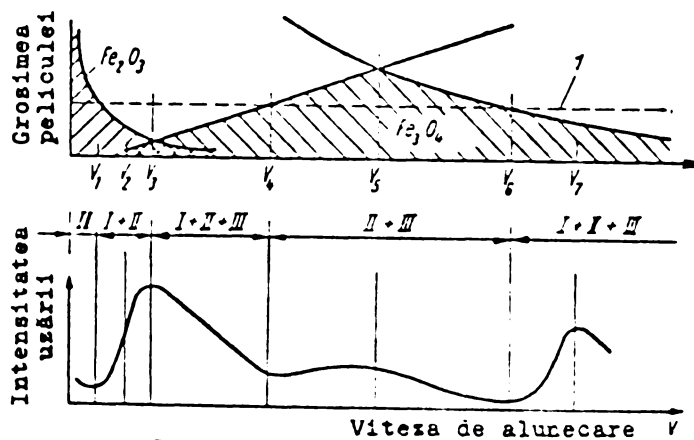


Fig.2.17. Dependența intensității uzării de viteza de alunecare [92]. I-grosimea limită a peliculei oxidice; I-uzarea mecanică; II-uzarea peliculei de Fe₂O₃; III-uzarea peliculei de Fe₃O₄.

Fink [85] afirmă că în atmosferă de O₂ complet lipsită de N₂, suprafețele de frecare la un moment dat pot deveni "oglină", instaurîndu-se un regim de frecare aproape lipsit de uzare. Deși afirmația pare exagerată, pe această bază s-a emis ipoteza că la încărcări mai mari oxidarea ar fi fenomenul care stă la baza procesului de frecare-uzare.

Peliculele de oxizi separatoare nu numai că împiedică contactul metalic direct și astfel uzarea prin aderență, datorată interacțiunilor moleculare intense (punților de sudură), dar atenuează și solicitările tribomecanice de la nivelul suprafețelor metalice active. Aceasta conduce la evitarea întrepătrunderilor (abraziunii) și la reducerea intensității fenomenelor de deformare, în consecință la micșorarea volumelor de material deformat. Efectul protector al peliculelor de oxizi este completat de rezistența lor ridicată la temperaturile înalte apărute în cursul procesului la interfața de frecare. Astfel, deteriorarea materialelor în frecare se limitează la straturile lor superficiale subțiri, avînd loc o frecare "exterioară" ($\frac{d\tau}{dh} > 0$, tipul V în tab.2.3), putînd fi considerată și "la limită" [3].

Deși în general uzarea prin oxidare este considerată ca o formă de uzare "blîndă" [50], ea poate totuși deveni intens distructivă în anumite condiții. Aceasta are loc cînd în cursul frecării predomină distrugerea legăturilor dintre peliculele de oxizi și metalele suport, în cazul unor deformări plastice puternice, la temperaturi de peste 800-900°C, în prezența unor agenți chimici activi (de ex: H₂O), [51].

La frecarea metalelor compacte acoperite cu pelicule de grafit importanță deosebită prezintă și interacțiunea dintre oxizii metalelor și grafit. Buckley și Johnson [94] susțin că peliculele de grafit sînt legate de suprafețele metalice suport prin formarea unui complex carbon-oxizi-metal.

Braithwaite [95] afirmă că după netezirea suprafețelor prin deformare plastică a microasperităților, are loc o orientare a pachetului de cristale cu axa principală în sensul mișcării. Într-o a doua fază, suprafața de frecare s-ar acoperi cu un strat complex, constituit din metal, oxizi metalici și pachete orientate de grafit cu bune proprietăți de alunecare. Deasemenea, s-a stabilit [96] că la temperaturi în jurul a 500°C adaosuri de PbO și CdO susțin efectul lubrifiant și protector al grafitului.

S-ar părea astfel că la solicitări termice mai reduse acțiunea lubrifiantă a grafitului este cauzată de vapori condensați de apă adsorbiți, iar la temperaturi mai ridicate la menținerea ei contribuie, într-o substanțială măsură, oxizii prezenți la interfața de frecare.

Pentru sistemul fier-grafit, pe baza căruia s-au elaborat în cadrul prezentei cercetări materialele de fricțiune sinterizate supuse frecării în mediu ambiant, ca reacții activate de fenomenele tribomecanice de deformare elasto-plastică puse în evidență, trebuie luate în considerare în primul rînd cele dintre fier și oxigen precum și

vapori de apă. Atît O_2 cît și vaporii de H_2O conduc la formarea de Fe_3O_4 și Fe_2O_3 , întrucît $Fe-O$, corespunzător raporturilor de echilibru din sistemul binar $Fe-O_2$ (fig.2.18), se descompune la temperaturi sub $570^\circ C$ în Fe și Fe_3O_4 [97]. La frecare, reacțiile separate din sistemele $Fe-O_2$ și $Fe-H_2O$ dau ca produs final Fe_3O_4 [98]. În prezența concomitentă a O_2 și H_2O se formează Fe_2O_3 care însă, prin acțiunea unui alt "purtător" de O_2 (spre ex: CO_2 sau CO), poate fi redus din nou la Fe_3O_4 . La temperaturi înalte, de peste $570^\circ C$, reacțiile de oxidare vor avea loc în două etape, prin intermediul FeO .

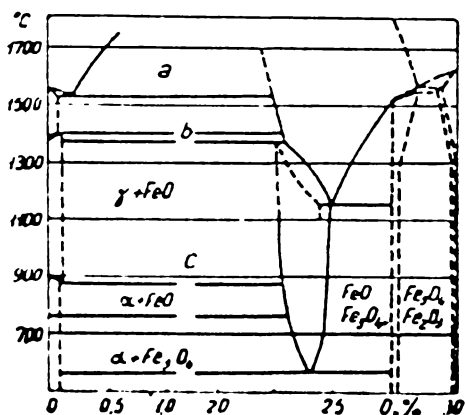


Fig.2.18. Diagrama de echilibru Fe-O₂.

Punerea în evidență a tipului și intensității fenomenelor tribochimice care decurg la suprafața de frecare a materialelor de fricțiune sinterizate feroase studiate s-a realizat prin cercetarea compoziției materialului desprins prin uzare. Compoziția de faze a produselor de uzare s-a determinat calitativ, prin analiză röntgenografică. Probabilitatea mare a particulelor desprinse - avînd o reactivitate sensibil mărită - de oxidare ulterioară celei produse în cursul procesului de frecare-uzare, nu permite concluzii cantitative riguroase asupra uzurii.

Conținutul diferitelor faze identificate în materialul pulverulent desprins prin uzare și colectat în urma încercărilor de frecare ale sinterizatelor de fricțiune de compoziție 79%Fe + 17,5%grafit + 3,5%Pb, în diferite condiții de încărcare, sînt prezentate în tab.2.6. Analiza röntgenografică a fost completată cu determinarea conținutului de carbon și oxigen ale produselor de uzare (fig.2.19). Se constată o legătură directă între conținutul de oxigen, respectiv de oxizi de fier din materialul desprins prin uzare și caracteristicile de frecare determinate (fig.2.20).

La încărcarea $p.v = 36 \text{ daN.m/s.cm}^2$, pentru care s-a determinat valoarea cea mai scăzută a uzurii și căreia de altfel îi corespunde și valoarea maximă a coeficientului de frecare, materialul uzat are conținutul cel mai ridicat de $Fe_2O_3\alpha$ și cel mai scăzut de $Fe\alpha$ și de carbon (grafit). Ridicat este și conținutul de Fe_3O_4 , care însă este maxim la viteze de alunecare ceva mai mari ($v = 10,8 \text{ m/s}$). Rezultă că la încărcări cuprinse între $p.v = 30-60 \text{ daN.m/s.cm}^2$ are loc o atare deformare plastică a straturilor de material de la suprafețele de frecare, încît devine posibilă desfășurarea intensă și la

Tabelul 2.6

Compoziția de faze a produselor de uzare ale sinterizatelor de fricțiune feroase încercate la diferite viteze de alunecare și presiuni de contact

Presiunea de contact, daN/cm ²	2,8	5,8	9,8
Viteza de alunecare, m/s			
2,3	Fe α : ridicat Fe ₂ O ₃ : scăzut	Fe α : mediu Fe ₂ O ₃ : mediu	Fe α : ridicat Fe ₂ O ₃ : mediu Fe ₃ O ₄ : scăzut
6,2	Fe α : mediu Fe ₂ O ₃ : mediu Fe ₃ O ₄ : scăzut	Fe ₂ O ₃ : ridicat Fe ₃ O ₄ : mediu Fe α : scăzut	Fe α : mediu Fe ₂ O ₃ : mediu Fe ₃ O ₄ : mediu
10,8	Fe ₂ O ₃ : ridicat Fe ₃ O ₄ : scăzut Fe α : scăzut	Fe ₃ O ₄ : ridicat Fe ₂ O ₃ : mediu Fe α : mediu	Fe α : ridicat Fe ₃ O ₄ : ridicat Fe ₂ O ₃ : mediu
13,6	Fe ₂ O ₃ : ridicat Fe ₃ O ₄ : mediu Fe α : mediu	Fe α : ridicat Fe ₃ O ₄ : ridicat Fe ₂ O ₃ : scăzut FeO : f. scăzut	Fe α : f. ridicat Fe ₃ O ₄ : mediu Fe ₂ O ₃ : scăzut FeO : scăzut

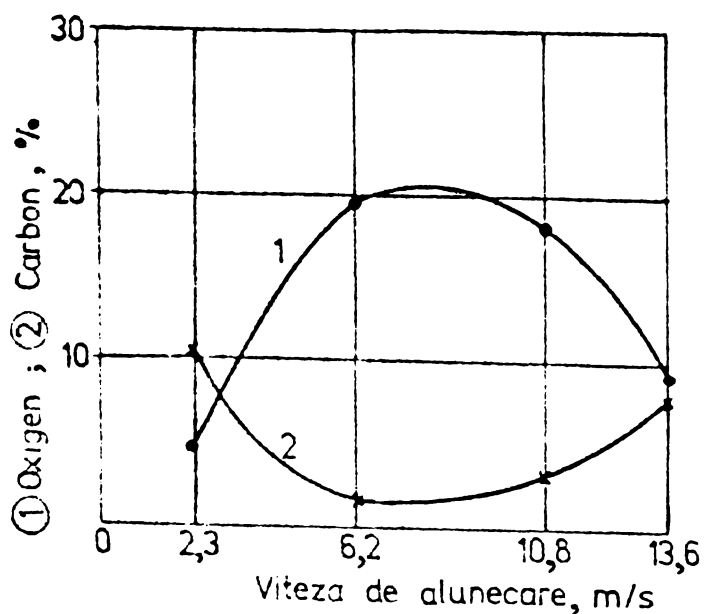


Fig. 2.19. Variația conținutului de oxigen și carbon al produselor de uzare ale materialului de fricțiune sinterizat fero-grafitic, în funcție de viteza de alunecare (presiune de contact: $p = 5,8 \text{ daN/cm}^2$).

scară largă a fenomenului oxidării. Cantitatea redusă de grafit desprins prin uzare indică reținerea peliculei protectoare de grafit la suprafața sinterizatelor de fricțiune, foarte probabil ca urmare a interacțiunii acestuia cu oxizii de fier formați în cursul frecării. Cantitatea mare de oxizi (Fe₂O₃ și Fe₃O₄) apărută la astfel de încărcări la interfața de frecare mărește deci rezistența la uzare a materialului metalic propriu-zis și concomitent, valorile coeficientului de frecare.

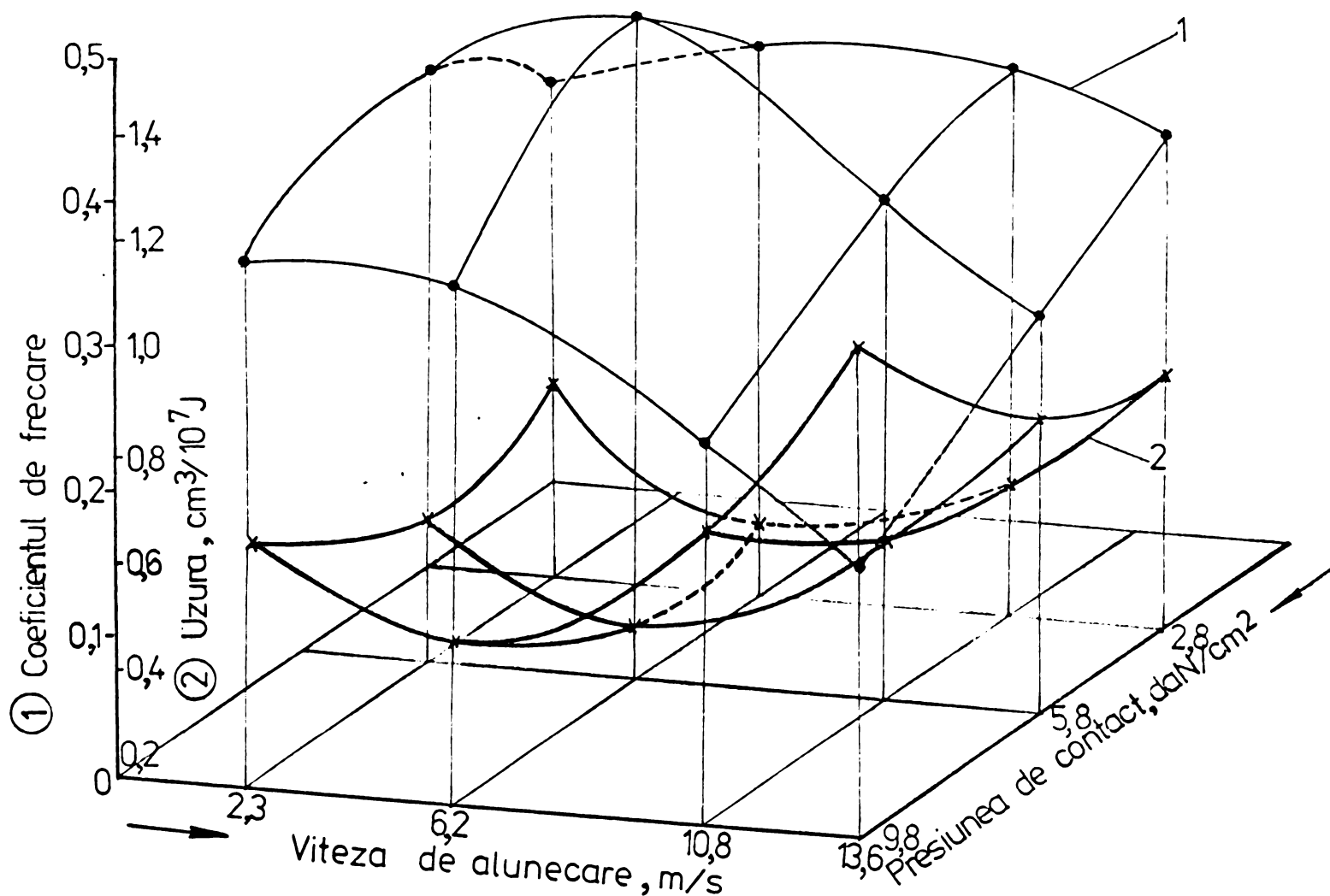


Fig.2.20. Variația caracteristicilor de frecare ale materialului de fricțiune sinterizat fero-grafitic, în funcție de presiunea de contact și viteza de alunecare.

Uzura minimă determinată pentru conținutul maxim de Fe_2O_3 și nu de Fe_3O_4 se poate explica atât prin duritatea mai mare (duritate Mohs = 5,5-6,5) - comparabilă ca ordin de mărime cu a oțelurilor călite - a Fe_2O_3 față de ceilalți oxizi ai fierului, cât și prin solicitarea mai redusă a suprafeței de frecare cauzată de încărcările mai mici la care acesta apare.

În domeniul încărcărilor mai reduse, îndeosebi al vitezelor de alunecare mici, produsele de uzare ale probelor sinterizate feroase încercate conțin în mai mică măsură oxizi de fier. Probabil că energia de "activare" nu se ridică la nivelul necesar declanșării reacțiilor de oxidare la scară largă. Neatingându-se temperatura de recristalizare, deformabilitatea straturilor de material de la suprafața de frecare este mai rapid epuizată. Particulele metalice vor fi mai rapid și intens desprinse prin fenomenul oboselii superficiale, ceea ce explică conținutul mai ridicat de Fe în produsele uzate, respectiv valorile mai mari ale uzurii. Valorile mai re-

duse ale coeficientului de frecare pot fi explicate prin manifestarea caracterului lubrifiant al grafitului. Conținutul mai ridicat de grafit (10,8% C) determinat în compoziția produselor de uzare (fig.2.19) indică limitele efectului protector al peliculei de grafit, ca urmare a înlăturării ei de la interfața de frecare.

În domeniul încărcărilor mari, îndeosebi pentru presiuni de contact mari, pentru care valorile uzurii cresc sensibil, în compoziția materialului uzat se regăsește de asemenea o cantitate foarte mare de Fe_2O_3 . Este de presupus că intensitatea fenomenelor de deformare a straturilor superficiale scade în detrimentul întrepătrunderii neregularităților suprafețelor în contact de frecare. Trecându-se din domeniul deformării plastice în cel al acroșă-



Fig.2.21. Microstructura particulelor uzate. Încărcare la frecare: $p.v = 106 \text{ daN.m/s.cm}^2$. Atac nital, 500:1.

rilor urmate de ruperi prin forfecare, desprinderea particulelor de uzură va avea loc mai intens, în urma unei solicitări care durează în timp mai puțin. Particulele vor fi smulse de la suprafețele de frecare, cel mai probabil, prin desfacerea punților de sinterizare. Dawidl și Klinger [99] arată că odată cu creșterea vitezei de alunecare crește și energia de lovire la întâlnirea proeminențelor.

Ca urmare, punțile de sinterizare ale scheletului sinterizatelor de fricțiune vor fi rapid distruse, desprinzându-se particule care parțial ating granulația inițială a pulberii de fier ($\sim 0,1 \text{ mm}$). Caracterul metalic al particulelor uzate este confirmat de structura lor perlito-feritică (fig.2.21), corespunzând în mare măsură structurii rețelei metalice de bază a sinterizatelor fero-grafitice studiate. De menționat, de asemenea, lipsa vreunei deformări a structurii acestor particule uzate.

Concluzionând, rezultă o corelație directă dintre reacțiile tribochimice de oxidare (tipul și cantitatea oxizilor apăruiți la suprafața de frecare și îndepărtați prin uzare) și comportarea la frecare-uzare la diferite încărcări a sinterizatelor de fricțiune fero-grafitice. Pentru aceste materiale, uzarea favorabilă, prin oxidare, este predominantă la încărcări medii, într-un domeniu mai larg, $p.v = 30-60 \text{ daN.m/s.cm}^2$, iar uzura minimă determinată pentru cantitatea maximă de Fe_2O_3 din produsele de uzare s-a obținut pentru

încărcări de p.v = 30-40 daN.m/s.cm².

Conținutul de grafit al sinterizatelor de fricțiune trebuie deci astfel dozat încât să asigure o uzare acceptabilă la încărcările mai reduse la care nu apare încă uzarea prin oxidare. Rezultă, de asemenea, că în cazul sinterizatelor de fricțiune feroase, trebuie să se țină cont, în mod deosebit, în ceea ce privește realizarea operației de sinterizare, ca scheletul metalic să posede o rezistență corespunzătoare. Îndeplinirea acestui deziderat este condiționată însă și de alți parametri tehnologici, ca: selectarea unei compoziții granulometrice optime, îndeosebi a pulberii de fier, dar și a componentelor adăugați. De asemenea, trebuie asigurate realizarea unei omogenizări cât mai intime a componentelor, evitându-se aglomerări de particule, obținerea prin compactizare a cât mai numeroase contacte metalice ale granulelor de pulberi etc. În cazul neîndeplinirii acestor cerințe, în cursul frecării-uzării acestor materiale se poate instaura prematur, ca predominant, un mecanism nedorit de uzare intensă și anume prin desfacerea (ruperea) punților de sinterizare și formarea particulelor de uzură constituite din însăși granulele componentelor metalici ai sinterizatelor de fricțiune.

2.3.3. Frecarea în prezența peliculelor complexe

Studiul produselor de uzare la frecarea materialelor de fricțiune sinterizate fero-grafitice, a permis stabilirea formării de oxizi (Fe_2O_3 , Fe_3O_4 și, în mai mică măsură, FeO) la interfața de frecare.

În prezența peliculelor de oxizi la interfața de frecare a două materiale metalice, procesul poate avea loc numai între pelicule sau, mai frecvent în practică, mixt, prin contacte oxid-oxid, oxid-metal și metal-metal. Aceasta, datorită discontinuității peliculelor ca urmare fie a formării parțiale doar, fie a deteriorării locale a lor [51].

Pentru punerea în evidență a extinderii fenomenului oxidării la suprafața de frecare a materialelor de fricțiune sinterizate fero-grafitice s-au întreprins observări microscopice ale suprafețelor active ale acestora.

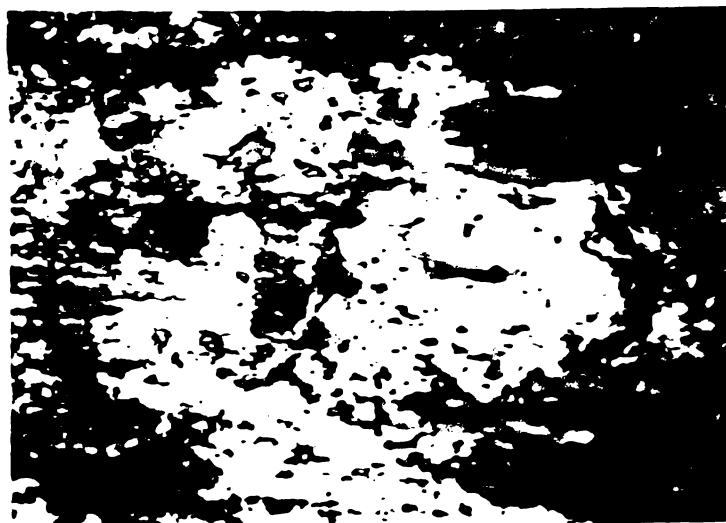
Pentru toate încărcările aplicate în cursul încercărilor de frecare-uzare, se pot observa (fig.2.22), alături de porțiuni de suprafață cu caracter metalic, deschise la culoare și domesii de culoare închisă, reprezentând complexul oxid + grafit. Porțiunile de supra-



a)



b)



c)

Fig.2.22. Suprafața de frecare a materialului de fricțiune sinterizat fero-grafitic la încărcarea de frecare: a)13 daN.m/s.cm²; b)36 daN.m/s.cm²; c)78 daN.m/s.cm², 500:1.

față acoperite cu acest complex sînt însă substanțial mai extinse în urma încărcării la frecare de 36 daN.m/s.cm²(fig.2.22,b). Rezultă că la frecarea materialelor de fricțiune sinterizate fero-grafitice studiate, datorită structurii perlito-feritice mai tenace și acțiunii protectoare a peliculei separatoare de grafit, transformarea energetică proprie procesului frecării se produce în volume de material reduse (v.fig.2.13). Apar astfel densități mari de energie care provoacă accelerarea reacțiilor tribochimice dintre fier și oxigen. Ca urmare, încă de la încărcări de frecare medii, are loc formarea unor cantități mari de oxizi (Fe_2O_3 , Fe_3O_4 , v.tab.2.6) care, interacționînd cu grafitul reținut acum în mai mare măsură la interfața de frecare (v.fig.2.19), generează pelicule complexe oxido-grafitice, separatoare și protectoare. Se explică astfel uzarea mai redusă determinată pentru încărcări la frecare medii, de 30-40daN.m/s.cm²(v.fig.2.20).

Micrografiile din fig.2.22 redau evoluția peliculei oxido-grafitice în funcție de condițiile de încărcare. Caracterul unei astfel de pelicule și modul de deteriorare a ei la încărcări de frecare

severe se pot observa la mărimi mai mari, permise de microscopia electronică. Pelicula complexă apărută la încărcarea $p.v=36 \text{ daN.m/s.cm}^2$ (fig.2.23,a) apare constituită din mai multe faze care au un înalt grad de finețe. Este de presupus că ea se formează ca efect global al interacțiunilor dintre oxizii de fier apăruiți, grafitul din constituția și implicit, de la suprafața activă a sinterizatelor de fricțiune



a)



b)



c)

Fig.2.23. Suprafața de frecare a materialului de fricțiune sinterizat fero-grafitic la încărcarea la frecare: a) 36 daN.m/s.cm^2 ; b) 63 daN.m/s.cm^2 ; c) 106 daN.m/cm^2 , 12.600:1

fero-grafitice și particulele metalice desprinse prin uzare. În generarea unei astfel de pelicule sînt implicate o serie de fenomene: deformări plastice, reacții tribochimice de oxidare, sfărîmări ale particulelor metalice și oxizilor etc., dintre care probabil nici unul nu are loc în mod exclusiv și independent, între ele existînd o interacțiune complexă. O oarecare asemănare poate fi făcută între pelicula complexă pusă în evidență și stratul Beilby a cărui apariție a fost observată la finisarea (polizarea, lepuirea, rodarea) suprafețelor dar și la frecarea în anumite condiții a materialelor metalice [51,101].

Limita pregnantă dintre domeniile de suprafață acoperite cu peliculă complexă și suprafața metalică suport, deformată plastic, se poate observa în fig.2.23,b. La încărcări de frecare mai mari (fig.2.23,c), are loc trecerea de la caracterul oxidic la cel metalic al suprafeței active, acum și mai puternic deformată plastic. Stabilitatea și, prin aceasta, continuitatea peliculei este afectată deci de micșorarea aderenței ei ca urmare a intensificării deformării plastice a materialului metalic suport.

Pelicule asemănătoare apar și la suprafețele active ale contramaterialului (OL 60) cu care au fost supuse frecării sinterizatele de fricțiune fero-grafitice. Fig.2.24,a prezintă o astfel de peliculă care însă, datorită solicitărilor mecanice și termice repe-

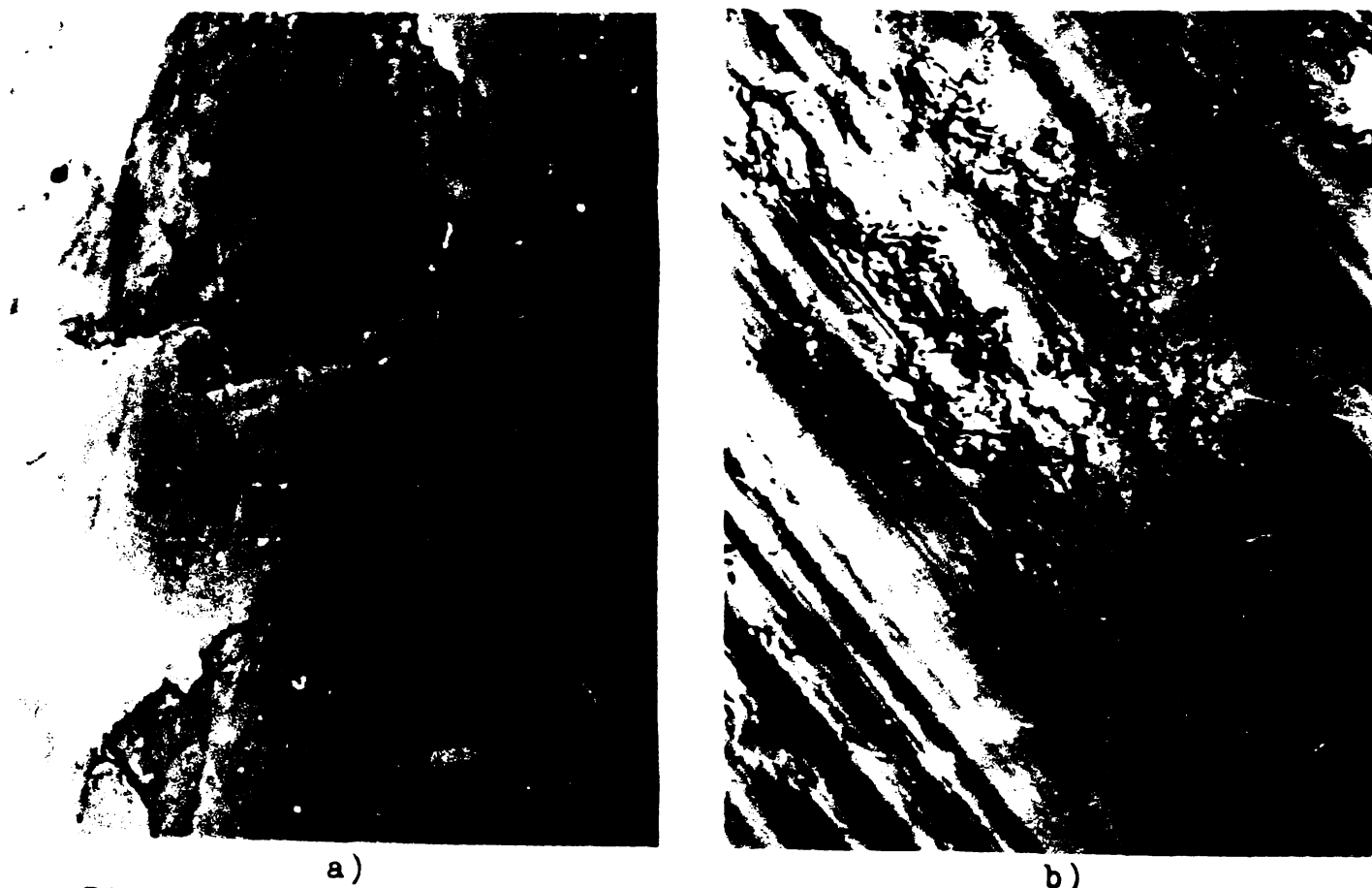


Fig.2.24. Suprafața de frecare a contramaterialului (OL60) pe care s-a încercat materialul de fricțiune sinterizat fero-grafitic la încărcarea la frecare: a)36 daN.m/s.cm²; b)63 daN.m/s.cm², 3.000:1.

tate ale materialului suport ce nu are constituția structurală favorabilă, proprie sinterizatelor fero-grafitice, începe să se fisureze chiar la încărcări medii.

Rezultă că pelicula complexă de la interfața de frecare este mai puternic legată de suprafața materialului sinterizat, formându-se în cea mai mare măsură din însăși stratul superficial al acestuia. Aderența unei astfel de pelicule la suprafața metalică suport este sensibil mai puternică decât aderența proprie peliculelor exclusiv oxidice ce apar la suprafețele de frecare ale materialelor metalice compacte.

Suprafața contramaterialului cu peliculă parțial desprinsă și îndepărtată prin uzare în urma frecării la o încărcare mai mare este redată în fig.2.24,b. Suprafața metalică suport se prezintă rugoasă, cu ciupituri și fisuri fine. Este foarte probabil că aceasta poate favoriza o deteriorare prematură a peliculei mai aderente de la suprafața activă a sinterizatelor de fricțiune.

Energia liberă ridicată a unei pelicule complexe de tipul celei surprinse în fig.2.22,b și fig.2.23,a, corelată cu conținutul multifazic și gradul înalt de dispersie al fazelor componente, conduce la creșterea rezistenței la deformare a materialelor de fricțiune sinterizate fero-grafitice în frecare. Pe baza teoriei energetice a lui Tross [76] poate fi astfel pe deplin explicată comportarea superioară la frecare-uzare a sinterizatelor de fricțiune feroase în domeniul încărcărilor medii (v.fig.2.20). Uzarea minimă determinată pentru încărcări $p.v = 30-40 \text{ daN.m/s.cm}^2$, indică că în prezența peliculelor complexe cvasicontinue procesul frecării decurge în cea mai mare măsură prin intermediul lor. Valorile înalte ale coeficientului de frecare se datoresc, probabil, atât rezistenței la deformare mărite a suprafețelor active cât și unei rezistențe la forfecare mari, determinate de proprietățile volumice ale peliculelor complexe.

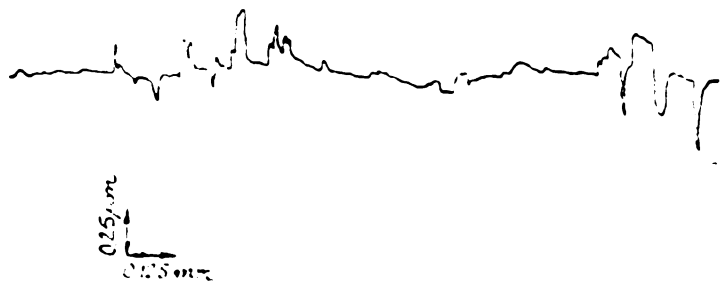


Fig.2.25. Profilograma suprafeței de frecare a materialului de fricțiune sinterizat fero-grafitic în urma formării peliculei complexe.

Profilograma suprafeței active a materialului de fricțiune sinterizat fero-grafitic, în urma frecării și a formării peliculei complexe (fig.2.25) indică o suprafață sensibil mai puțin neregulată decât cea inițială a aceluiși material (fig.2.11,a). Aceasta explică, de asemenea, valorile mai mari ale coeficientului de frecare în prezența peliculei complexe.

Nivelarea suprafețelor active de către astfel de pelicule complexe, separatoare, împiedică din momentul apariției lor contactul metalic nemijlocit al asperităților suprafețelor în frecare.

Rezultă că pentru încărcări medii, procesul frecării-uzării materialelor de fricțiune sinterizate fero-grafitice se localizează în interiorul peliculelor complexe. Este astfel evitată apariția unor solicitări termofizice (moleculare) și tribomecanice periculoase în profunzimea acestor materiale. Prin prezența unei pelicule complexe aderente, cu proprietăți diferite de ale straturilor de materiale între care apare, este îndeplinită cerința unui gradient pozitiv al proprietăților mecanice în adâncime (rel.2.3). Frecarea sinterizatelor de fricțiune feroase studiate este astfel neîndoielnic "exterioară", putând fi definită ca "uscată în prezența peliculelor complexe" și asimilată cu o frecare "la limită" sau (și) mixtă, evident mai favorabile decât frecarea uscată convențională.

În cazul materialelor de fricțiune sinterizate fero-grafitice nu poate fi deci acceptată decât în mică măsură frecarea uscată cu modelele ei teoretice, în speță contactul suprafețelor active prin intermediul asperităților. La frecarea acestor materiale un rol hotărâtor revine peliculelor complexe, consistente și separatoare, care se formează la interfața de frecare. Apare astfel un nou model teoretic - al contactului la scara întregilor suprafețe active - de care teoriile actuale ale frecării-uzării nu țin seama. În cadrul acestuia este posibilă atingerea unei "stări de echilibru", încât după formarea peliculei complexe, protectoare, ca urmare a stabilizării procesului de frecare, să nu aibe loc o creștere sensibilă a uzurii cu durata frecării. Aceasta se apropie întrucâtva de "frecarea fără uzare" observată de Fink [85].

În practica exploatării materialelor de fricțiune însă, valabilitatea unui astfel de model este limitată de faptul că peliculele complexe se formează numai la un anumit grad de încărcare la frecare (p.v). De asemenea, trebuie ținut seamă de faptul că în exploatare o astfel de "stare de echilibru" poate apare doar intermitent, datorită caracterului repetat al intrării în lucru a materialelor cuplelor, respectiv deselor variații bruște ale temperaturii de frecare.

Cercetările efectuate permit explicarea, din punct de vedere fenomenologic, a frecării-uzării materialelor de fricțiune sinterizate feroase. Pe această bază pot fi stabilite premisele tehnologice de elaborare a lor, în măsură a conduce la apariția cât mai rapidă, pe întinderi cât mai mari ale suprafețelor active și la stabilitatea cât mai ridicată în cursul procesului de frecare-uzare a unor

pelicule complexe, separatoare. Ca atare, pentru elaborarea unor materiale de fricțiune sinterizate feroase cu o comportare cât mai bună la frecare-uzare este necesară găsirea de combinații ale componentilor, din punct de vedere al unui conținut optim de componente lubrifiante (grafit, plumb), capabil a forma pelicule separatoare la încărcări de frecare reduse. De asemenea, pentru exploatarea corespunzătoare în condiții de încărcare mai severe, este necesară sporirea rezistenței sinterizatelor de fricțiune la solicitările mecanice și termice produse prin frecare. Aceasta este posibilă prin alierea (cu crom, molibden) a rețelei feroase sau prin adăugarea unei anumite cantități de oxizi (spre ex: Al_2O_3), componente dure, nedeformabile. În același timp, se impune respectarea unor parametri (v. și concluziile cap.2.3.2) ai tehnologiei de elaborare, în măsură să concure la realizarea acestor deziderate. Pe aceste căi este posibilă reducerea uzării pentru încărcări mici și deplasarea uzării mai intense spre încărcări de frecare cât mai mari.

3. INFLUENȚA COMPOZIȚIEI ASUPRA PROPRIETĂȚILOR MATERIALELOR DE FRICTIUNE SINTERIZATE FEROASE

3.1. Influența compoziției granulometrice a pulberii de fier

Atât proprietățile de rezistență mecanică cât și cele specifice de frecare-uzare (coeficientul de frecare și rezistența la uzare) ale materialelor sinterizate feroase sînt sensibil influențate de tipul și compoziția granulometrică a pulberii de fier, ce constituie componentul de bază al acestora [102,103].

În privința tipului pulberii de fier utilizate la elaborarea produselor sinterizate de fricțiune, a fost stabilită comportarea superioară la frecare-uzare a sinterizatelor din pulberi spongioase, cu granulație mai fină, de fier redus comparativ cu cele din pulberi de fier măcinate în mori cu vîrtej (Hametag), avînd granulația mai grosolană [104]. Inconveniențele pulberii măcinate mecanic sînt atât de natură tehnologică cât și economică (preț de cost ridicat). Acest din urmă considerent împrătează și asupra utilizării pulberilor de fier de tip electrolitic și carbonil. Dufek [102], determină valori de uzură ușor mai scăzute ale sinterizatelor de fricțiune din pulberi de fier pulverizate din fază lichidă (RZ) și valori mai ridicate ale coeficientului de frecare pentru materialele elaborate pe bază de pulberi de fier reduse (Hoganäs).

Ținînd seama de cele arătate în cap. 1.2, îndeosebi pct.d), precum și ca urmare a disponibilității de pulbere de fier fabricată la Întreprinderea "Industria Sîrmei" Cîmpia Turzii, autorul tezei s-a orientat spre valorificarea pulberii de fier redus tip FREM ca materie primă de bază la elaborarea de materiale de fricțiune sinterizate.

În vederea stabilirii influenței granulației pulberii de fier asupra proprietăților sinterizatelor de fricțiune s-au realizat amestecuri 80% de greut.fier + 20% grafit, în care pulberea de fier avea compozițiile granulometrice prezentate în tab.3.1. Îmbogățirea în fracțiune fină a pulberilor de fier nr. 2-4 s-a făcut prin adăugarea a diferite cantități (gravimetrice) de fracțiune $> 63 \mu\text{m}$

la 100 gr. pulbere de fier FREM S 160-24 de compoziție granulometrică integrală (nr.5), considerată "standard". Pulberea de grafit

Tabelul 3.1
Compoziția granulometrică a pulberilor de fier utilizate

Nr. crt.	Frațiunea granulometrică(μm), % de greutate			
	+160	-160 +100	-100 +63	-63
1.	-	-	-	100
2.	15			85
3.	30			70
4.	50			50
5.	1	27	40	32
6.	-	-	100	-
7.	100		-	-

Tabelul 3.2
Caracteristicile pulberii de grafit utilizate

Densitatea aparentă (de umplere)	0,4-0,45 g/cm ³
Compoziția granulometrică	0-200 μm 98,7
	0-125 " 95
	0-100 " 93 %
	0-80 " 79
	0-50 " 60
Gradul de grafitizare	83-85%
Cenușă	15-17%

folosită (de proveniență franceză, marcă 53 MC), utilizată cvasicurent și de Intreprinderea "Sinterom" Cluj-Napoca la fabricarea discurilor de fricțiune pe bază de cupru (bronz), avea caracteristicile arătate în tab.3.2.

Atît amestecurile heterogranulare de pulberi de fier cît și amestecurile fier-grafit au fost omogenizate timp de 30 min. Din considerente tehnice și economice, presarea amestecurilor s-a realizat la presiunea de compactizare de $4 \cdot 10^3$ daN/cm² iar comprimatele au fost sinterizate în atmosferă protectoare neutră de N₂ (debit 160 l/h), la temperatura de 1050°C, timp de 90 min.

Rezultatelor încercărilor la frecare-uzare realizate pe mașina prezentată în fig. 2.5, evidențiază (fig.3.1) că atît fracțiunile fine ($> 63 \mu\text{m}$), cît și cele grosolane (160-100 μm) ale pulberii de fier conduc la valori mai reduse ale coeficientului de frecare și mai mari ale uzurii, în comparație cu cele obținute pentru sinterizatele din pulberi de fier de granulație standard sau medie.

Valorile mai mari ale uzurii materialelor din pulbere de fier de granulație grosolană pot fi explicate prin desprinderea din scheletul metalic al sinterizatelor, ca urmare a acroșării și ruperii prin forfecare, a unor particule de dimensiuni mai mari, apropiate de granulația inițială a pulberii de fier. Aceasta întrucît la încărcarea aplicată ($p = 5,8$ daN/cm² și $v = 10,8$ m/s) întrepătrunderile neregularităților suprafețelor în contact la frecare se fac

deja simțite, ca urmare a începerii deteriorării și înlăturării peliculelor complexe de la interfața de frecare.

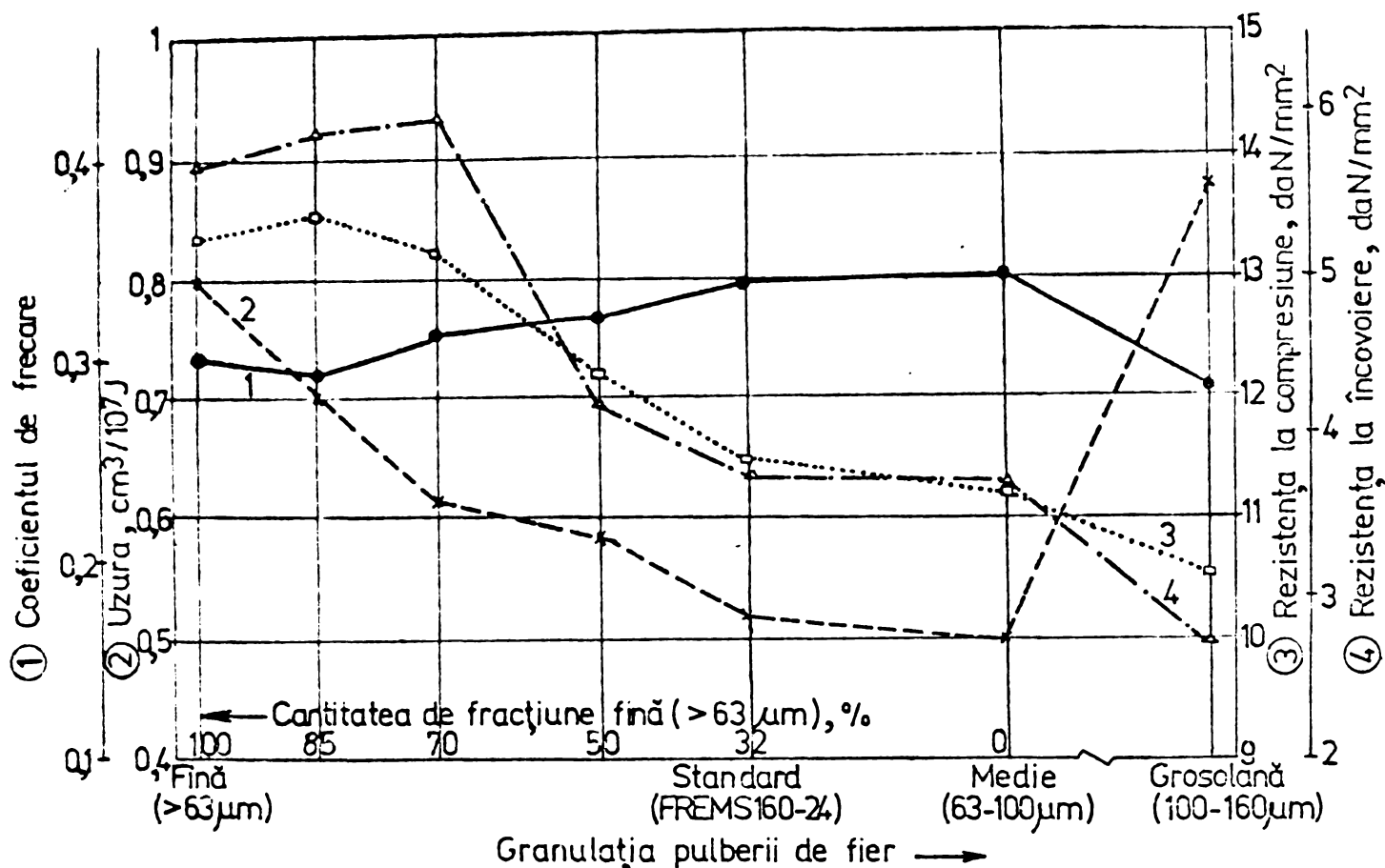


Fig.3.1. Caracteristicile de frecare-uzare (presiune de contact: 5,8daN/cm²; viteză de alunecare:10,8m/s) și de rezistență mecanică ale materialelor de fricțiune sinterizate fero-grafitice (80% de greut.Fe), în funcție de granulația pulberii de fier.

În cazul sinterizatelor elaborate din pulbere fină de fier, valorile relativ mari ale uzurii se datoresc probabil numărului mare de punți de sinterizare dintre granulele de fier de dimensiuni mai mici. Aceste limite ale granulelor constituie germenii apariției a numeroase microfisuri. Ca urmare, atât fenomenul de oboseală cât și, îndeosebi, cel de acroșare și rupere prin forfecare, vor fi favorizate. Numărul secțiunilor de slabă rezistență, opuse acestor sollicitări intensificate, fiind mai mare și numărul particulelor - chiar de dimensiuni mai mici - desprinse prin uzare va fi mare.

Cu mărirea cantității de fracțiune fină pînă la 70%, concomitent cu creșterea uzurii, cresc și valorile rezistențelor mecanice (fig.3.1), mai accentuat ale rezistenței de rupere la încovoiere. Acestea pot fi puse pe seama unei "activități" mărite a pulberii de fier de granulație fină, avînd - ca urmare a unei mai mari suprafețe specifice - o energie superficială și, implicit, o capacitate de deformare a rețelei cristaline, mai înalte. Pulberile de

fier de granulație fină asigură o suprafață de contact mare la presare, precum și intensificarea fenomenelor de difuziune la sinterizare, conducând în ultimă instanță la proprietăți de rezistență mecanică mai ridicate.

Rezistența la încovoiere a sinterizatelor de fricțiune indică într-o măsură satisfăcătoare fragilitatea acestora, respectiv posibilitatea realizării eventualei fixări a garniturilor sinterizate de fricțiune pe suporturi (cel mai frecvent din tablă de oțel). Din practică [105] s-a constatat că în vederea realizării operației de fixare prin nituire a reperelor de fricțiune pe table-suport este necesară o rezistență la încovoiere de $3,5-4 \text{ daN/mm}^2$. Rezultă că sinterizatele de compoziție 80% Fe + 20% grafit în care pulbera de fier FREM S 160-24 are granulația standard (nr.5, tab.3.1), ating limita inferioară a valorilor de rezistență impuse de practică. În cazul în care se reclamă sinterizatelor de fricțiune rezistențe mecanice superioare acestor valori, ele pot fi obținute-chiar în condiția unui conținut ridicat de grafit (20% greut.)-și prin alegerea unei proporții de compromis între granulația fină și restul fracțiunilor granulometrice ale pulberii de fier.

Rezultă că urmărindu-se prioritar proprietăți specifice de frecare cât mai bune, la o rezistență mecanică satisfăcătoare, pentru elaborarea de materiale de fricțiune sinterizate, este corespunzătoare utilizarea pulberii de fier FREM S 160-24 de compoziție granulometrică standard obținută în instalațiile industriale de la ISCT. Apelarea la pulberi de fier de granulație sortată medie ($63-100 \mu\text{m}$) nu este justificată din considerente de ordin economic.

3.2. Influenta adaosurilor de componente cu caracter lubrifiant

Caracterul metalic nemijlocit, cu toate dezavantajele aferente lui (uzare intensă, posibilitatea apariției gripării), nu este decât parțial împiedicat la frecarea "uscată reală", în prezența peliculelor de oxizi protectoare, cu caracter lubrifiant. Aceasta atât datorită faptului că oxidarea la o scară largă este declanșată doar la atingerea unor temperaturi mai ridicate, produse prin frecarea la anumite încărcări (v.cap.2.3.2), cât și, în general, redusei stabilități a peliculelor de oxizi, care au accentuată tendința de fisurare și desprindere prin uzare. Ca urmare a interacțiunilor moleculare încă intense între straturile superficiale ale metalelor acoperite doar parțial sau cu grosimi prea mici de pelicule de

oxizi, coeficientul de frecare și îndeosebi uzura pot avea valori mari, uneori inacceptabile. În scopul reducerii frecării-uzării materialelor de fricțiune sinterizate soluția cea mai corespunzătoare s-a dovedit a fi utilizarea lubrifianților solizi (v.cap.1.1).

Tabelul 3.3

Condiții de frecare	Comportarea lubrifianțului solid	
	grafit	MoS ₂
Condiții normale	satisfăcătoare	satisfăcătoare
Via	-	acceptabilă
Temper. ridicate	bună	slabă
Temper. medii	bună	bună
Temper. joase	bună	bună
Sarcini ridicate	slabă	bună
Sarcini medii	bună	bună
Sarcini joase	bună	bună
Viteze mari	bună	bună
Viteze medii	bună	bună
Viteze joase	slabă	slabă

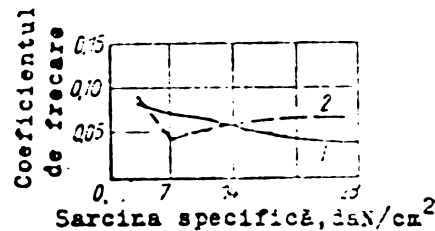


Fig.3.2. Dependenta coeficientului de frecare a MoS₂(1) și grafitului(2), în funcție de sarcina specifică. [3]

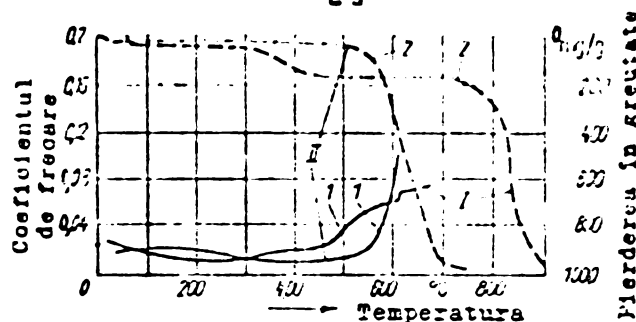


Fig.3.3. Variația coeficientului de frecare(1) și a pierderii în greutate(2), în funcție de temperatură. [3]

În ce privește comportarea la frecare a celor mai utilizați lubrifianți solizi - grafitul și bisulfura de molibden (tab.3.3 [51], fig.3.2 și fig.3.3 [3]) - indicațiile literaturii de specialitate parcurse nu sînt în deplină concordanță.

În mediu ambiant (aer) atât grafitul cît și MoS₂ pot fi utilizați în condiții foarte bune pînă la 350°C, la temperaturi superioare MoS₂ trecînd în MoO₃, compus abraziv [50]. După Dufek [4] însă, grafitul începe să se oxideze numai la temperaturi de peste 450°C și doar sortul "carbon amorf" de la 350°C, în timp ce MoS₂ începe să se oxideze doar la peste 500°C. Bowen [106] stabilește trecerea aproape integrală la 540°C a MoS₂ în MoO₃, dar Jenicek ș.a. [66] nu confirmă descompunerea sau oxidarea MoS₂ pînă la aproape 1000°C. Aceiași autori afirmă însă că MoS₂ nu mai are vreun efect lubrifiant deosebit la atingerea temperaturilor de formare a unor interstraturi (pelicule) lubrifiante, cvasifluide, datorate în cea mai mare măsură altor componente din constituția sinterizatelor de fricțiune feroase studiate de autori. Alte cercetări [12] stabilesc scăderea uzurii sinterizatelor de fricțiune feroase la mărirea adaosurilor de grafit și MoS₂, dar și micșorarea coeficientului de frecare cu mărirea cantității de MoS₂, față de creșterea dorită a lui cu ridicarea conținutului de grafit.

Rezultă comportarea corespunzătoare la frecare a grafitului, al cărui preț de cost este net inferior celui al bisulfurii de molibden. În plus, utilizarea grafitului la elaborarea materialelor de fricțiune sinterizate pe bază de pulberi de fier prezintă și avantajul alierii cu carbon a rețelei metalice de bază a sinterizatelor. Din aceste considerente, în cadrul prezentelor cercetări, ca principal component cu caracter lubrifiant adăugat compoziției materialelor de fricțiune sinterizate din pulberi de fier, s-au utilizat pulberi de grafit.

3.2.1. Influența adaosului de grafit

La utilizarea lubrifianților solizi în general, și deci și a grafitului, o problemă de importanță majoră o reprezintă atât apariția unor pelicule separatoare, lubrifiante, cât și menținerea (stabilitatea) cât mai îndelungată a lor. Este evident că asemenea pelicule de aderență vor exista (dura) atât timp cât este asigurată alimentarea cu lubrifiant solid. S-a constatat [107] că o peliculă dată de grafit se menține relativ scurt timp de la începerea frecării (câteva sute de treceri). Continua regenerare a unor astfel de pelicule este asigurată în cazul sinterizatelor de fricțiune de înglobarea lubrifiantului, în speță a grafitului, în însăși scheletul metalic, posibilă prin procedeul metalurgiei pulberilor.

Contribuția grafitului la formarea unor pelicule separatoare și protectoare complexe, având ridicată stabilitate, la frecarea sinterizatelor de fricțiune fero-grafitice, a fost pusă în evidență în cap.2.3. În cadrul acestor pelicule, a căror rezistență la forfecare este mare (dovadă valorile maxime ale coeficientului de frecare odată cu formarea lor), acțiunea pur lubrifiantă a grafitului se modifică substanțial. La încărcări mai mici însă, la care nu se atinge încă frecarea în prezența peliculelor complexe, grafitul își păstrează în mare măsură efectul său lubrifiant.

În ambele cazuri, importanță deosebită prezintă stabilirea conținutului de grafit în compoziția materialelor sinterizate la un atare nivel încât cantitatea lui liberă, desprinsă prin uzare să fie suficientă pentru menținerea pe toată durata procesului a unei frecări în regim lubrifiat, pe cât posibil independent de condițiile de încărcare.

Numai puține din publicațiile de specialitate parcurse conțin cercetări urmărind stabilirea, din punct de vedere al comportării la frecare-uzare, a conținutului optim de grafit adăugat sinterizatelor feroase iară alte adaosuri cu caracter lubrifiant.

Dependența uzurii specifice de conținutul de grafit variind între 1 și 60% de greut., indică (în condiții de frecare neprecizate însă) valori ale uzurii foarte mici (0,003) pentru 15% grafit (față de 4,14 pentru 6,6% grafit), cea minimă (0,001) fiind obținută pentru materialele fier + 60% grafit, sinterizate sub presiune [30]. Eisenkolb [17] stabilește pentru sinterizatele fier-grafit o uzură redusă încă de la 7,4% grafit, dar variația minimă a valorilor coeficientului de frecare la diferite viteze ($v=3-9\text{m/s}$; $p=9\text{daN/cm}^2$) numai la un conținut de peste 15,2% grafit, pentru care și valorile uzurii sînt minime. Strobel ș.a. [108], precum și Rebsch și Kühnel [82] - care studiază comportarea la frecare-uzare la diferite viteze a unor materiale sinterizate metal-grafit obținute prin presare la cald, al căror conținut de grafit varia din 10 în 10% între 0-100% - stabilesc, pentru sistemul Fe-grafit, valori reduse ale uzurii și mari ale coeficientului de frecare la peste 20% grafit.

De menționat însă că la astfel de aprecieri - avînd în vedere decarburarea variabilă care are loc în cursul elaborării (sinterizării), realizată în diferite moduri - trebuie ținut seama și de condițiile de răcire ale sinterizatelor și în ultimă instanță de structurile rezultate pentru aceste materiale fero-grafitice. În acest sens, Prochazka și Miskovic [109] stabilesc la $p = 9 \text{ daN/cm}^2$ și $v = 10 \text{ m/s}$, scăderea valorilor coeficientului de frecare și îndeosebi a uzurii pentru un conținut de peste 16% grafit. Valorile optime au fost determinate pentru 24% grafit adăugat sinterizatelor fero-grafitice a căror răcire le conferea o structură perlitică lamelară, fină.

În cele ce urmează se urmărește - în condiții de sinterizare constante - influența conținutului, ca și de altfel a granulației pulberii de grafit, doar prin prisma efectului lubrifiant al acestui component. Aspecte legate de structura materialelor de fricțiune sinterizate fero-grafitice, respectiv de efectul de aliere al grafitului se vor trata în cap.4.3.

Cerința asigurării unei rezistențe mecanice - în primul rînd la încovoiere - satisfăcătoare din punct de vedere tehnic (permițînd și eventuala fixare a garniturilor pe suport, prin nituire etc.), limitează însă conținutul de componente lubrifiante îndeosebi nemetalice, ca grafit, din constituția sinterizatelor de fricțiune. Din variația rezistenței de rupere la încovoiere și a durității materialelor sinterizate în funcție de conținutul de grafit (fig.3.4), se constată accentuata scădere a ambelor caracteris-

tici cu mărirea - pentru duritate peste 10% de greut. - a adaosului de grafit.

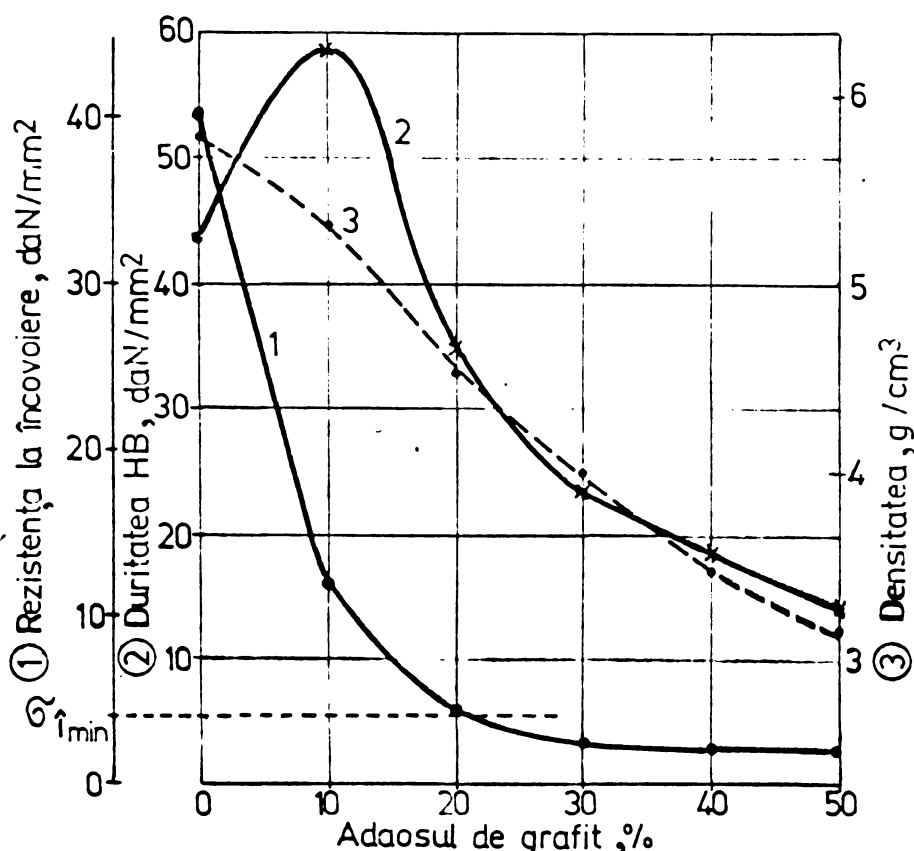


Fig.3.4. Influența adaosului de grafit asupra unor rezistențe mecanice ale materialelor de fricțiune sinterizate feroase.

Influența conținutului de grafit asupra caracteristicilor de frecare-uzare s-a urmărit la sinterizate fero-grafitice elaborate din amestecuri de pulbere de fier FREM S 160-24 de granulație integrală (standard) cu conținuturi de pînă la 30% în greut. (60% în vol.) pulbere de grafit 53 MC. Din amestecurile omogenizate timp de 30 min. s-au presat compacte la presiunea de $4 \cdot 10^3$ daN/cm² care au fost sinterizate în N₂ la 1050°C, timp de 90 min.

Cu mărirea adaosului de grafit se constată

(fig.3.5) o creștere inițială a coeficientului de frecare independent de viteza de alunecare. Aceasta se explică prin existența la interfața de frecare a unei cantități de grafit din ce în ce mai îndestulătoare pentru formarea unei pelicule separatoare, respectiv pentru participarea lui la apariția unei pelicule complexe de tipul celei a cărei evoluție a fost pusă în evidență în cap.2.3.3. La viteze de alunecare mici, prin mărirea cantității de grafit și formarea unei pelicule preponderent grafitice la suprafețele în frecare, rugozitatea acestora se micșorează prin "netezire". Creșterea coeficientului de frecare cu cît suprafețele în frecare sînt mai puțin rugoase este unanim acceptată [110-112]. De asemenea, este acceptat faptul că deformarea plastică a suprafețelor în frecare, în prezența lubrifianților solizi, în anumite condiții de încărcare, poate să se accentueze local ca urmare a intensificării transformării energetice și astfel valorile coeficientului de frecare cresc. La depășirea unor anumite grosimi ale peliculelor lubrifiante, micșorîndu-se deformarea plastică a suprafețelor de frecare, scad și valorile coeficientului de frecare.

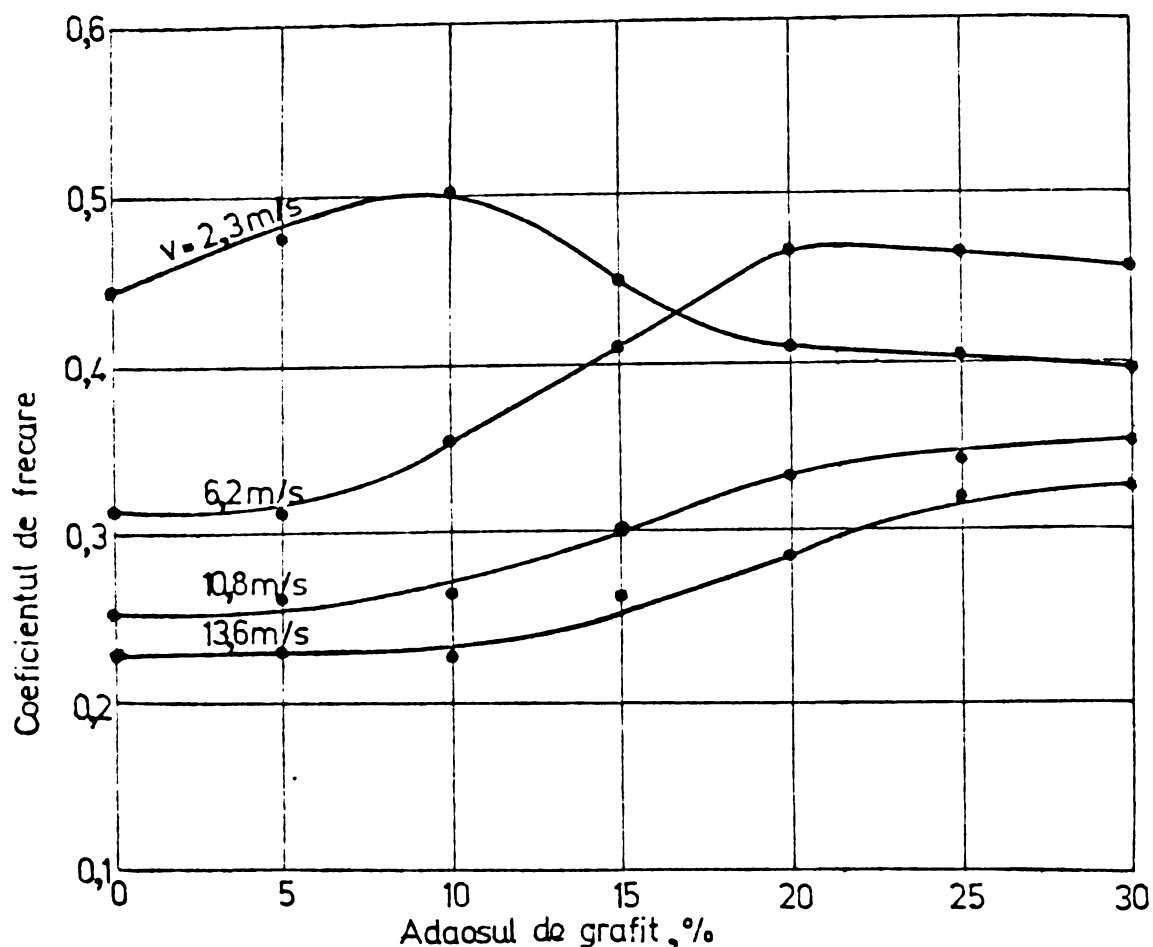


Fig.3.5. Variația coeficientului de frecare al materialelor de fricțiune sinterizate feroase în funcție de adaosul de grafit și viteza de alunecare (presiune de contact: $5,8 \text{ daN/cm}^2$).

Prin formarea la interfața de frecare a unei peli-
cule complexe constituită din grafit, oxizi de fier și particule
metalice (pentru $v = 6,2 \text{ m/s}$), ca urmare a măririi rezistenței la
deformare a suprafețelor conjugate, se constată creșterea cea mai
pronunțată a coeficientului de frecare.

Așadar, conținutul de grafit pentru care se obține valo-
rea maximă a coeficientului de frecare, crește odată cu mărirea vi-
tezei de alunecare de la 10% pentru $v = 2,3 \text{ m/s}$ la cca 30% pentru
 $v = 10,8 - 13,6 \text{ m/s}$.

Pentru conținuturi de grafit inferioare celor pentru care
- în funcție de viteza de alunecare - s-au obținut valorile maxime
ale coeficientului de frecare, se constată scăderea valorilor coefi-
cientului de frecare cu mărirea vitezei. Constatări similare au
fost făcute și la alte metale [3,113] și sisteme metal-grafit
(Cu-grafit, Bz-grafit), [82].

Fig.3.6 prezintă scăderea accentuată a valorilor uzurii
cu mărirea conținutului de grafit, pentru viteze de alunecare medii
și îndeosebi mari. Se constată și în acest caz că adaosul de grafit

corespunzător uzurii minime crește ușor cu mărirea vitezei de alunecare, 20% greut. grafit conferind însă deja uzură redusă chiar și la viteze mai mari. Este de presupus că la această compoziție se atinge concentrația de grafit suficientă apariției peliculei complexe, cvasi-continue, lucioase, a cărei prezență a fost observată la terminarea încercării, pe ambele suprafețe de frecare.

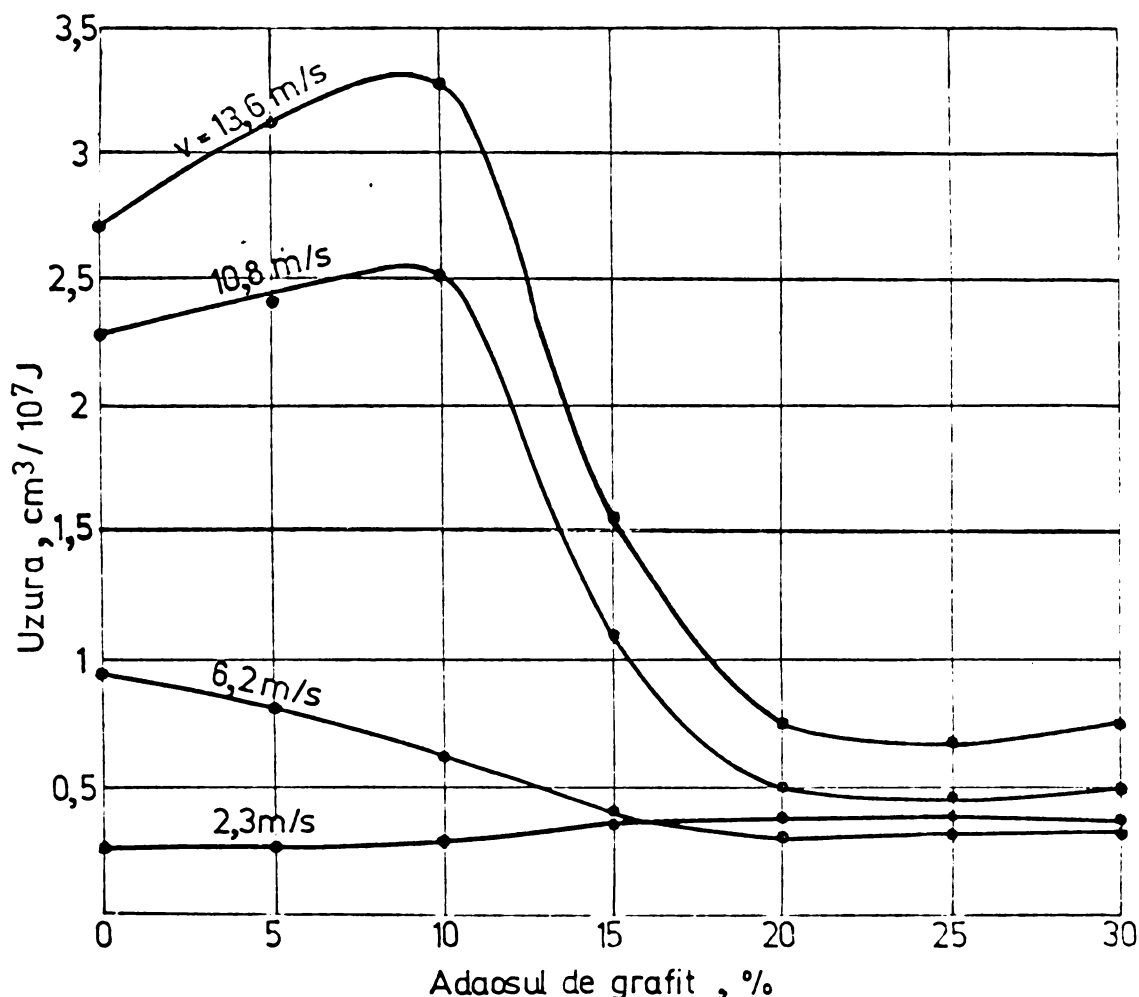


Fig.3.6. Variația uzurii materialelor de fricțiune sinterizate feroase în funcție de adaosul de grafit și viteza de alunecare (presiune de contact: 5,8 daN/cm²).

La viteze mari de alunecare ($v = 10,8 - 13,6$ m/s) pentru un conținut mai mic de 10% grafit, datorită inconsistenței peliculei separatoare precum și rezistenței micșorate a sinterizatelor, valorile uzurii sînt superioare chiar celor ale sinterizatelor feroase, fără adaos de grafit. Doar la conținuturi de peste 10% grafit începe să se formeze la interfața de frecare pelicula protectoare, al cărei efect este rapida micșorare a uzurii. În această situație, din punct de vedere al comportării la frecare-uzare importanța rezistenței mai reduse a sinterizatelor cu conținut ridicat de component nemetalic, în speță grafit, se diminuează. Totuși la micșorarea și pe mai departe a rezistenței scheletului metalic al sinterizatelor, cauzată de mărirea în continuare a conținutului de grafit, are loc din nou o ușoară creștere a valorilor uzurii.

Tinând seamă de comportarea la frecare-uzare precum și de limitele inferioare impuse rezistențelor mecanice ($\sigma_{i_{min}} = 4 \text{ daN/mm}^2$,

fig.3.4) se poate concluziona că sinterizatele din pulbere de fier FREM S 160-24 cu conținuturi de 17,5-20% în greutate grafit prezintă caracteristicile de frecare-uzare cele mai favorabile, putând fi utilizate corespunzător ca materiale de fricțiune.

3.2.2. Influența granulației grafitului

În ce privește granulația recomandabilă a grafitului în vederea obținerii unor materiale de fricțiune sinterizate cu proprietăți optime, referințele bibliografice sînt, în cea mai mare parte, contradictorii. După Biță [51], calități lubrifiante superioare are grafitul coloidal. Ca avantajos este indicat însă [114] și grafitul lamelar cu granulație 20-30 mesh (cca. 0,5-0,8 mm). Bowden și Tabor [61] stabilesc experimental granulația optimă a grafitului la 1-2 μm , arătînd totodată necesitatea ca straturile cristaline de grafit să fie distribuite paralel cu direcția de alunecare la frecare. După Dufek [102], prin prisma coeficientului de frecare maxim obținut pentru sinterizate de fricțiune, favorabilă ar fi o granulație cu 2/3 între 40-100 μm a pulberii de grafit. Același autor arată [115] că din punct de vedere al unei uzuri relative (exprimate procentual) cît mai reduse, indicat este grafitul - al cărui conținut însă nu-l precizează - de granulație 60-90 μm .

Influența granulației pulberii de grafit asupra unor proprietăți de rezistență mecanică și a celor de frecare-uzare ale materialelor de fricțiune sinterizate fero-grafitice cu un conținut de 17,5% grafit, s-a urmărit utilizînd diferite pulberi de grafit cu compozițiile granulometrice arătate în tab.3.4.

Tabelul 3.4
Compoziția granulometrică a pulberilor de grafit utilizate

Nr. crt	Pulberea	Frațiunea granulometrică (μm) % de greutate				
		+160	-160 +100	-100 +63	-63 +40	-40
1.	VE 400	-	-	-	-	100
2.	53 MC	2	5	23	21	49
3.	Granulația sortată	-	-	100	-	-

După omogenizarea amestecurilor timp de 30 min., s-au presat la presiunea de $4 \cdot 10^3 \text{ daN/cm}^2$ compacte care au fost apoi sinterizate în N_2 , la 1050°C , timp de 90 min.

Valorile rezistenței de rupere la încovoiere și compresiune ale sinterizatelor fier-grafit cresc cu mărirea granulației grafitului (fig.3.7), în timp ce duritatea maximă se obține pentru

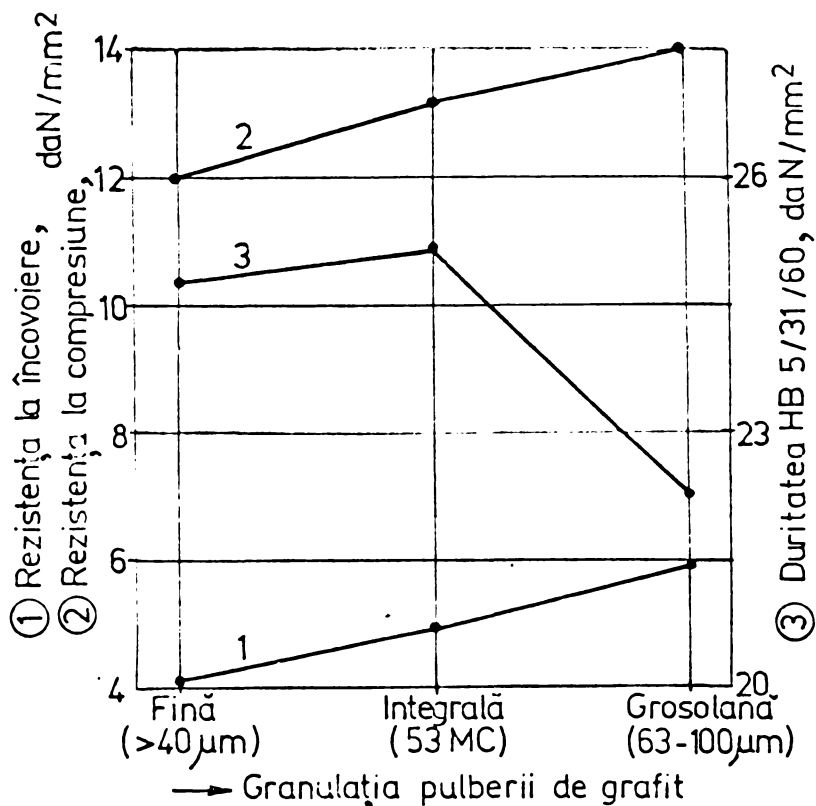


Fig.3.7. Rezistențele mecanice ale materialelor de fricțiune sinterizate fero-grafitice (17,5% de grafit), în funcție de granulația pulberii de grafit.

tensificare a autodifuziei fierului, formându-se punți de sinterizare mai rezistente între granulele de fier.

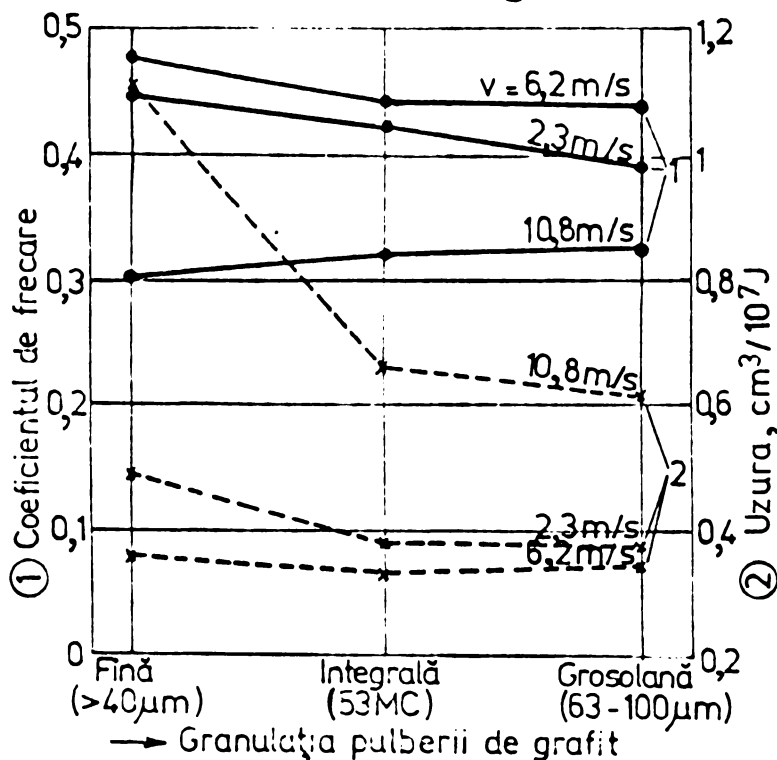


Fig.3.8. Caracteristicile de frecare-uzurare ale materialelor de fricțiune sinterizate fero-grafitice (17,5% grafit) în funcție de granulația pulberii de grafit și viteza de alunecare (presiune de contact: 5,8 daN/cm²).

sinterizatele conținând grafit de granulație integrală (nr.2, tab.3.4). Creșterea rezistențelor mecanice este determinată de micșorarea suprafeței specifice a pulberii de grafit, odată cu mărirea granulației ei. Micșorarea suprafeței specifice, respectiv volumului grafitului, are efect favorabil atât asupra densităților în stare presată, care cresc ușor cu mărirea granulației grafitului, cât îndeosebi la sinterizarea materialelor, când se produce o in-

Granulația pulberii de grafit are influență mai mică asupra valorilor coeficientului de frecare (fig.3.8), care doar la viteze mici scade ușor cu mărirea granulației.

Influența granulației grafitului asupra valorilor uzurii este mică pentru viteze sub medii ($v \leq 6,2$ m/s), fiind însă puternică în cazul vitezelor mari ($v = 10,8$ m/s). Explicația constă în aceea că granulații mai fine ale pulberii de grafit, deși cauzează micșorarea rezistenței sin-

terizatelor, asigură condiții mai favorabile de formare a structurii perlito-feritice corespunzătoare procesului de frecare. Probabil aceste efecte contradictorii se compensează reciproc. In cazul vite-

zelor de alunecare mai mari însă, uzura sinterizatelor elaborate cu grafit de granulație mai grosolană și limite ale distribuției granulometrice mai restrânse, este mai scăzută, crescând sensibil odată cu micșorarea granulației pulberii de grafit. Cauza trebuie văzută în rolul preponderent, în acest caz, al rezistenței legăturilor între granulele de fier ale sinterizatelor. De asemenea, întrucât prin însăși procesul frecării are loc o fărâmițare a particulelor de grafit, este de presupus că la viteze mari, granulele fine de grafit nu vor putea asigura, în aceeași măsură ca și la viteze medii, generarea unei pelicule separatoare, protectoare și astfel uzura crește.

Rezultă că la elaborarea unor materiale de fricțiune sinterizate fero-grafitice cu caracteristici superioare este favorabilă utilizarea unor pulberi de grafit cu granulație medie, de tipul pulberii 53 MC.

3.3. Influența unor elemente de aliere a sinterizatelor de fricțiune feroase

Proprietățile de rezistență mecanică, ca și cele de frecare-uzare, ale materialelor de fricțiune sinterizate depind sensibil nu numai de tipul și conținutul unor componente cu caracter lubrifiant sau fricțional, ci și de structura scheletului metalic al sinterizatelor. Grafitul, introdus în principal ca și component lubrifiant, are și rol de aliere a componentului de bază în cazul materialelor feroase. În cazul supunerii materialelor de fricțiune unor încărcări la frecare mai mari însă, se impune îmbunătățirea structurii rețelei de bază prin ridicarea proprietăților ei de rezistență mecanică și termică. Aceasta este realizabilă prin adăugarea unor elemente metalice de aliere propriu-zisă. Este astfel posibilă obținerea unor materiale sinterizate cu caracteristici de frecare-uzare cel puțin egale sau chiar superioare sinterizatelor nealiate, în regimuri de lucru mai severe, îndeosebi sub aspectul unor temperaturi mai ridicate produse prin frecare.

Dintre elementele de aliere a sinterizatelor de fricțiune pe bază de fier cele mai frecvent utilizate sînt cuprul și bronzul [4,102,116]. Cercetările lui Bebnov [104] privind influența cuprului (pînă la 15% Cu) asupra proprietăților sinterizatelor de fricțiune feroase, au stabilit pe lîngă ridicarea considerabilă a proprietăților de rezistență mecanică, mărirea coeficientului de frecare dar și a uzurii. Prochazka [117] arată că un adaos de 5% Cu în compoziția materialelor sinterizate conținînd SiO_2 ridică dura-

bilitatea termică, dar adaosurile de cupru în prezența Al_2O_3 nu numai că nu măresc rezistența la uzare termică dar, la peste 3% Cu, o coboară. Strobel [118] determină ca efect al unor adaosuri de peste 7,5% Cu uşoara mărire a valorilor coeficientului de frecare a sinterizatelor fier-grafit, dar numai la viteze mici.

În urma adăugării unor conținuturi de pînă la 12,5% Ni [118] s-a reușit modificarea doar în mică măsură, numai la viteze de alunecare reduse, a proprietăților de frecare-uzare ale sinterizatelor fier-grafit, deși proprietățile de rezistență mecanică și-au dublat valorile.

Din aceste motive în cadrul prezentei cercetări, atenția autorului s-a îndreptat spre acțiunea altor elemente de aliere a rețelei de fier, selectîndu-se cromul și molibdenul.

Cromul îngustează domeniul γ al fierului, care dispăre complet la aliajele cu peste 13% Cr. Fierul și cromul formează soluții solide. La răcirea lentă de la $1000^\circ C$ sau menținere îndelungată între $600-900^\circ C$ se formează compusul intermetalic FeCr (faza G). Ca urmare a formării soluției solide Fe-Cr, duritatea și rezistența mecanică a acestei ferite crește, spre exemplu, de la 60 la 85 HB pentru 4% Cr și la 110 HB pentru 10% Cr [119].

În sistemul fier-grafit, cromul coboară concentrația eutectoidă la 0,53% C, pentru 4% Cr și la 0,47% C, pentru 6% Cr. Cromul formează cu carbonul numeroase carburi și poate alia cementita ($[FeCr]_3C$; $[CrFe]_7C_3$; $[CrFe]_4C$ respectiv $[CrFe]_{23}C_6$, iar în cazul aliajelor cu conținut ridicat de carbon îndeosebi $[CrFe]_3C_5$) [119]. În materialele sinterizate fier-grafit de tipul celor elaborate în prezenta lucrare, datorită conținutului ridicat de grafit sînt posibile reacții directe între crom și carbon. Apar astfel, la temperaturi de peste $900^\circ C$, cel puțin următoarele carburi: $Cr_{23}C_6$, Cr_7C_3 , și Cr_3C_2 , cu microdurități cuprinse între HV 0,050=1650-2280 daN/mm² [120,121].

În scopul studierii influenței adaosurilor de crom, ca și de altfel a celor de molibden, asupra proprietăților mecanice și de frecare-uzare ale materialelor de fricțiune sinterizate feroase, s-au realizat amestecuri cu compoziția de bază: pulbere de fier FREM S 160-24 + 17,5% grafit (53 MC) la care s-au adăugat conținuturi pînă la 10% în greutate pulberi de Cr, respectiv Mo, cu granulație $> 63 \mu m$ [79].

Compactizarea amestecurilor omogenizate timp de 30 min. s-a efectuat prin presare la $p = 4 \cdot 10^3$ daN/cm², iar sinterizarea presatelor s-a realizat în atmosferă de N_2 , la temperatura de $1050^\circ C$, timp de 90 min.

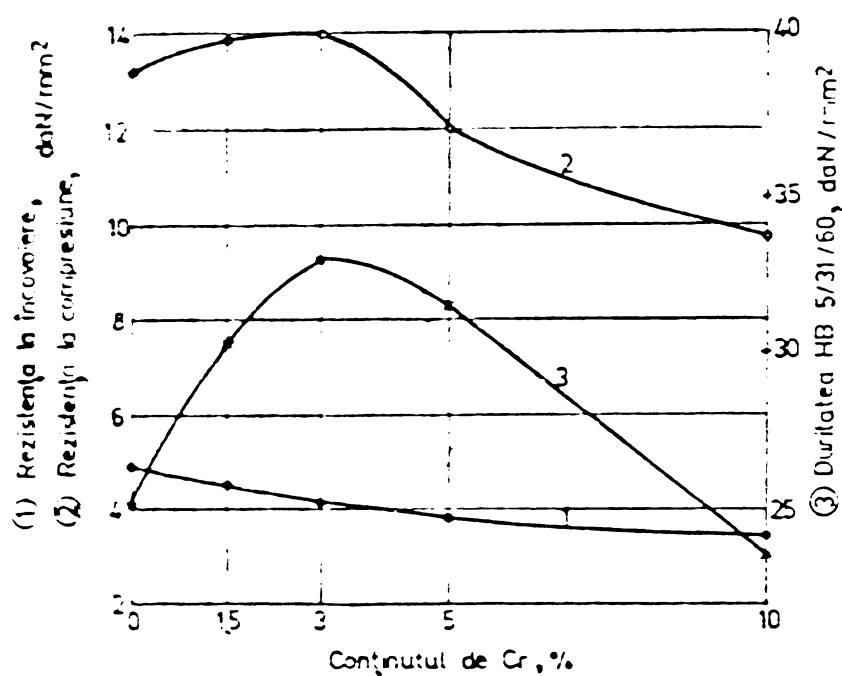


Fig.3.9. Influența conținutului de crom asupra rezistențelor mecanice ale materialelor de fricțiune sinterizate fero-grafitice (17,5% grafit).

Pentru adaosuri de pînă la cca 3% Cr valorile rezistenței la compresiune și, în deosebi, ale durității sinterizatelor fier-grafit elaborate cresc (fig.3.9), datorită formării carburilor de crom. La depășirea unui conținut de 3% Cr ambele caracteristici scad din nou, ca urmare a accentuării fragilității materialelor. Rezistența de rupere la încovoiere, ca cel mai sensibil indicator al fragilității sinterizatelor, scade continuu cu mărirea adaosului de crom.



a)



b)



c)

Fig.3.10. Microstructura materialelor de fricțiune sinterizate fero-grafitice cu: a) 0% Cr; b) 5% Cr; c) 10% Cr. Atac nital. 500:1.

Studiul metalografic al sinterizatelor de fricțiune fier-grafit cu adaosuri de Cr, (fig.3.10) indică creșterea cantității de ferită și scăderea cantității de perlită, odată cu mărirea conținutului de crom. Pentru un conținut de 10% Cr în structură apar numeroase carburi.

Determinarea microdurității HV 0,050 a constituenților structurali a pus în evidență creșterea durității atât a feritei, de la cca 195 pentru 0% Cr, la 310-550 pentru 10% Cr, cât și a perlitei, de la 230-280 pentru 0% Cr la 310-350 pentru 10% Cr. Aceasta indică că Cr se dizolvă în oarecare măsură și în fazele perlitei. Microduritatea carburilor, oricum ridicată, variază între limite largi, HV 0,050 = 1000-2000.

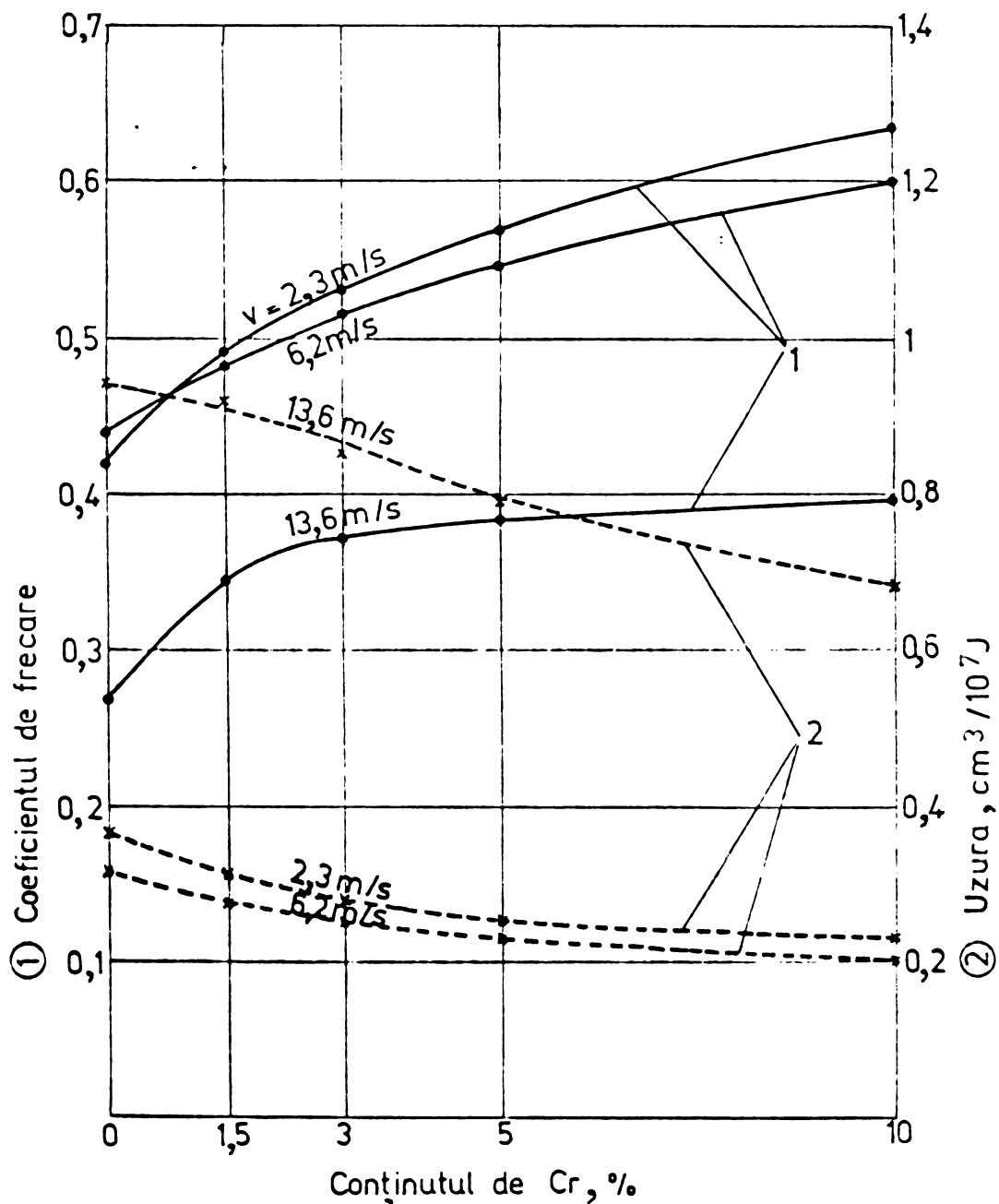


Fig.3.11. Influența conținutului de crom asupra caracteristicilor de frecare-uzare ale materialelor de fricțiune sinterizate fero-grafitice la diferite viteze de alunecare (presiune de contact: 5,8 daN/cm²).

Adaosul de Cr mărește sensibil valorile coeficientului de frecare al sinterizatelor de fricțiune fero-grafitice (fig.3.11), independent de viteza de alunecare. Explicația trebuie văzută în prezența carburilor ce apar în structura sinterizatelor cu conținuturi de pînă la 10% Cr. Adaosurile de crom au astfel un real efect frictional.

În mai mică măsură este influențată uzura, care se micșorează totuși cu mărirea conținutului de crom al sinterizatelor. Pentru 10% Cr, ea rămâne la valori acceptabile chiar și la viteze de alunecare mari ($v = 13,6$ m/s).

Molibdenul, aparținând aceleiași grupe al sistemului periodic ca și cromul, are comportare asemănătoare acestuia din urmă atât în sistemul binar cu fierul, cât și în cel ternar cu Fe-C. Prin creșterea conținutului de Mo în aliaj, duritatea feritei crește de la 60 la 105 HB pentru 4% Mo și la 145 HB pentru 10% Mo [119].

În sistemul Fe-C-Mo transformarea austenitică este deplasată din domeniul perlitic în domeniul bainitic. Concentrația eutectoidă scade la 0,23% C pentru 2% Mo și la 0,17% C pentru 4% Mo. Concomitent, se formează carburile $MoFe_{23}C_6$ respectiv $MoFe_6C$, $Fe_{21}Mo_2C_6$ și Fe_3Mo_3C [119]. În materiale sinterizate cu conținut ridicat de grafit, încă de la temperatura de $600^{\circ}C$, apare posibilitatea formării Mo_2C , având microduritatea $HV_{0,050} = 1950$.

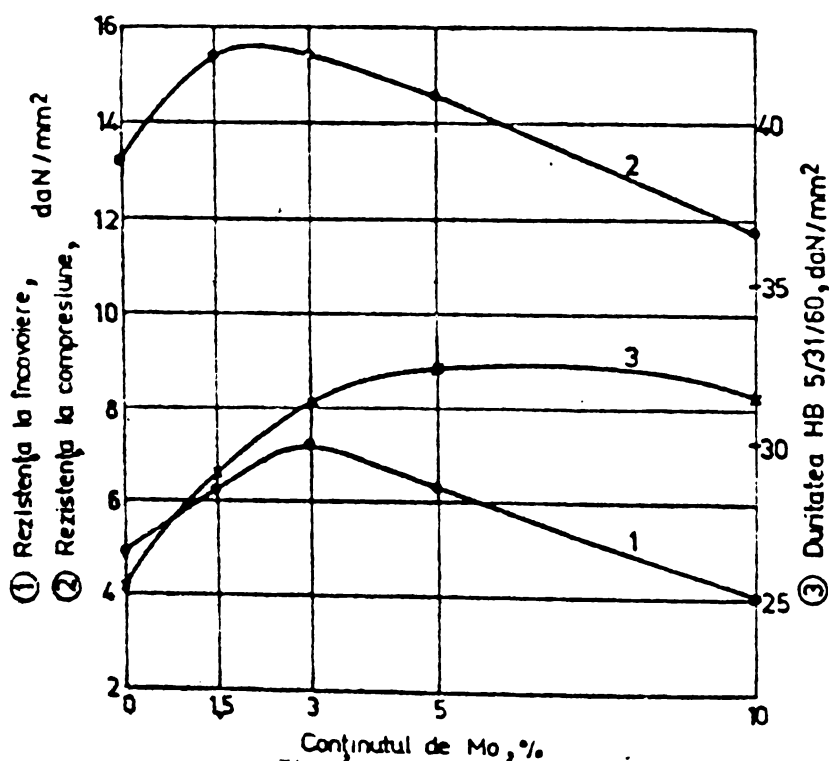


Fig. 3.12. Influența conținutului de molibden asupra rezistențelor mecanice ale materialelor de fricțiune sinterizate fero-grafitice.

Pentru adaosuri de pînă la 3% Mo rezistențele mecanice ale sinterizatelor fier-grafit elaborate cresc (fig. 3.12), mai accentuat decît ale celor cu adaosuri de crom. Remarcabilă este creșterea rezistenței de rupere la încovoiere pentru adaosuri de pînă la 3% Mo, ceea ce indică o fragilitate - ca urmare a formării carburilor - evident mai redusă a materialelor cu conținuturi mici de Mo în comparație cu a celor cu adaosuri de Cr.

Molibdenul modifică structura inițială perlito-feritică a sinterizatelor de fricțiune fier-grafit într-o structură ferito-bainitică (fig. 3.13).

Microduritatea ($HV_{0,050}$) feritei crește odată cu conținutul de Mo, de la cca 195 pentru 0% Mo la cca 275 pentru numai 3% Mo. Bainita ridică microduritatea la 570-780, valori superioare durității feritei aliate cu Cr ($HV_{0,050} < 550$).

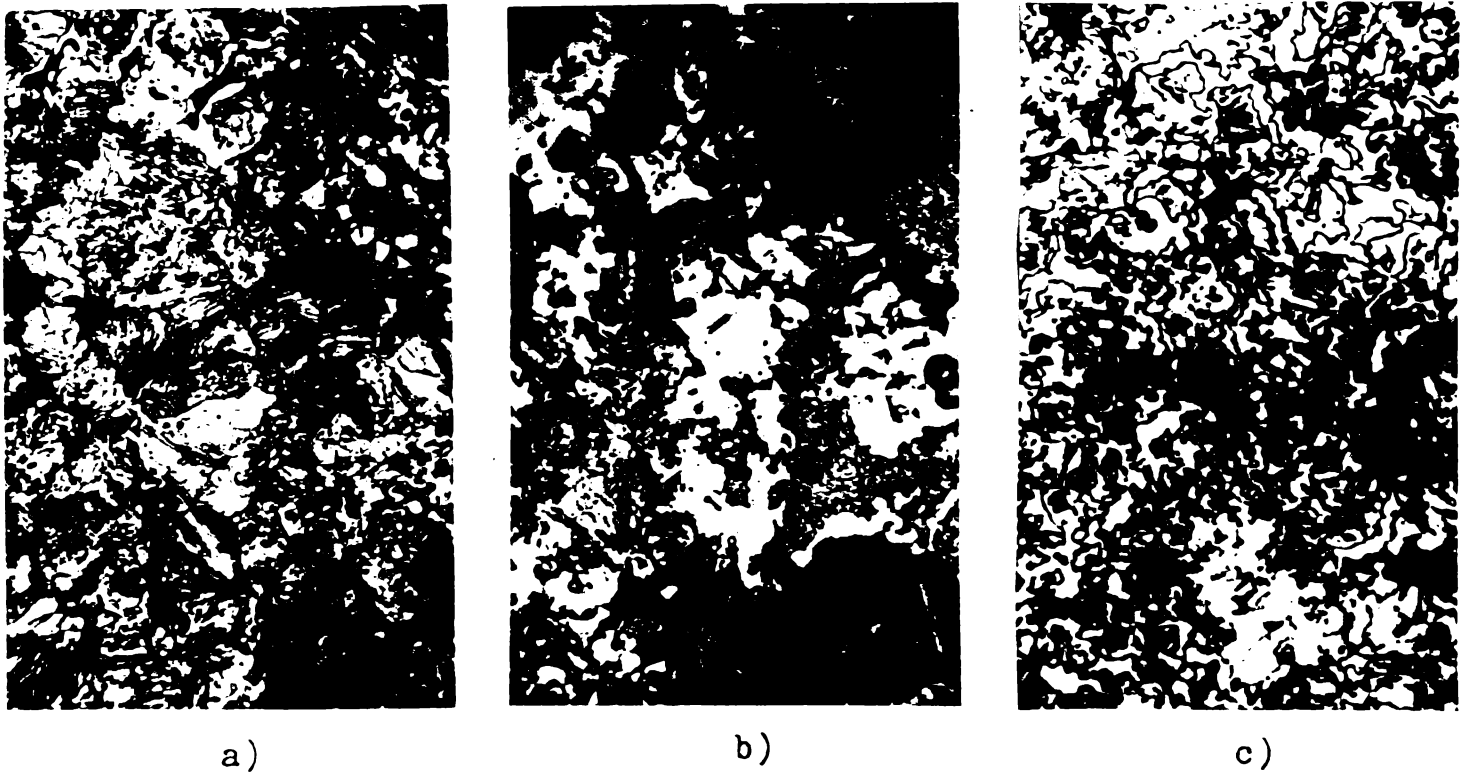


Fig.3.13. Microstructura materialelor de fricțiune sinterizate fero-grafitice cu: a)0%Mo; b)5%Mo; c)10%Mo. Atac nital. 320:1.

În consecință, valorile coeficientului de frecare ale sinterizatelor fero-grafitice cu molibden (fig.3.14) cresc cu mărirea adaosului de Mo, în general pînă la 5%, dar în mai mică măsură decît în cazul materialelor sinterizate fier-grafit cu adaosuri de crom. Probabil efectul predominant asupra coeficientului de frecare îl au carburile formate într-o cantitate mai redusă în prezența adaosurilor de Mo, creșterea rezistenței la deformare a celorlalți constituenți structurali intervenind într-o măsură mai mică. Apariția bainitei, mai dură și mai rezistentă la deformare, explică însă rezistența la uzare mai mare a sinterizatelor cu adaosuri de Mo în comparație cu aceea a sinterizatelor cu crom. Pentru un conținut de pînă la 5% Mo uzura scade substanțial indiferent de viteză, fiind relativ foarte mică și la viteze mari de alunecare ($v = 13,6$ m/s).

În concluzie, prin adaosuri mici, de 3-5% în greutate, de Mo sau Cr, proprietățile de frecare-uzare ale sinterizatelor de fricțiune fero-grafitice pot fi îmbunătățite sensibil, îndeosebi în cazul unor încărcări la frecare mai severe. Cromul ridică în mai mare măsură valorile coeficientului de frecare, în timp ce molibdenul reduce mai accentuat uzura. În cazul ambelor adaosuri, creșterea rezistenței la deformare și la solicitări termice a rețelei de fier aliat a sinterizatelor constituie factorul decisiv în mărirea rezistenței

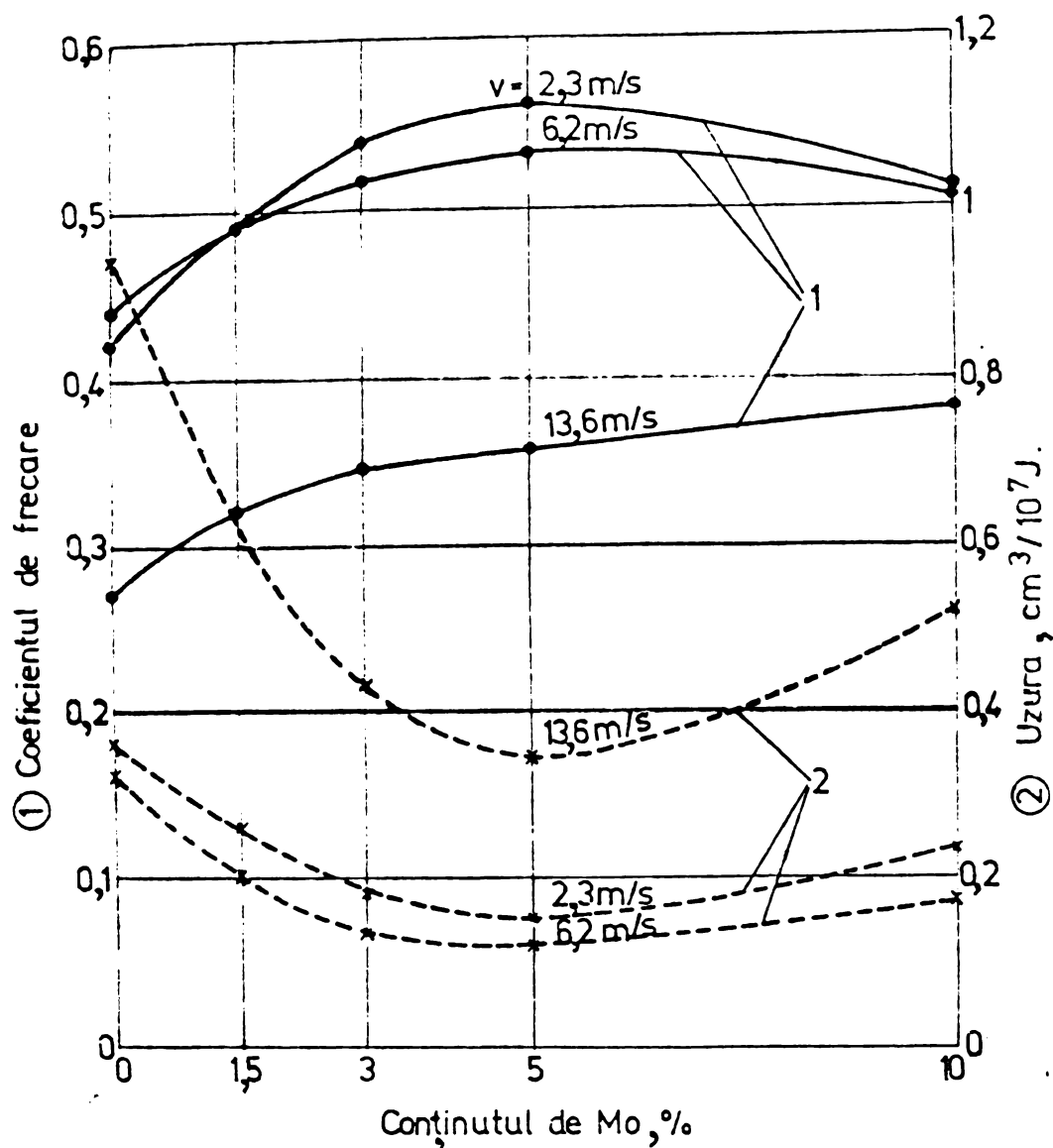


Fig.3.14. Influența conținutului de molibden asupra caracteristicilor de frecare-uzare ale materialelor de fricțiune sinterizate fero-grafitice, la diferite viteze de alunecare (presiune de contact: 5,8 daN/cm²).

la uzare. Apariția unor constituenți structurali duri, cu efect fricțional, cum sînt carburile, conduce la creșterea valorilor coeficientului de frecare.

3.4. Influența adaosului de plumb

Alături de grafit sau alți lubrifianți solizi de același tip (nemetali), deseori în compoziția materialelor sinterizate antifricțiune [6,12,122] sau de fricțiune [104,116,123], se introduc adaosuri de metale moi, cu punct de fuziune scăzut, îndeosebi pulberi de Pb. Uneori se apelează la Bi [4,124], Sb [118] sau aliaje ale acestora [19,125].

Scopul introducerii lor este îmbunătățirea comportării la alunecare prin conferirea unui caracter lin, uniform frecării și micșorarea uzării. Caracteristic tuturor acestor componenți lubrifianți

metalici este formarea prin topirea lor la suprafețele în frecare a unor pelicule lubrifiante lichide care ajută sensibil alunecarea. Lubrifiții metalici sînt eficienți îndeosebi la frecarea în condiții de încărcare mai severe, producînd temperaturi mai ridicate, la care efectul unor lubrifiții solizi nemetalici se diminuează, iar rolul lubrifiant, protector este preluat parțial de peliculele lubrifiante lichide [108].

O serie de cercetări [61,126,127] se ocupă de acțiunea lubrifiantă a peliculelor de plumb depus, stabilind că comportarea lor la frecare-uzare este determinată de: mărirea suprafeței reale de contact la frecare, lipsa tendinței de ecrusare (Pb avînd temperatura de recristalizare $\sim 0^{\circ}\text{C}$), rezistența la forfecare scăzută, grosimea peliculelor, temperatura ce apare prin frecare la suprafețele conjugate etc.

Plumbul este insolubil într-o serie de metale - cu fierul formînd un sistem cu insolubilitate totală atît în stare solidă cît și lichidă - ceea ce îi asigură lipsa vreunei tendințe de interacțiune cu alți componenți ai sinterizatelor, atît în cursul sinterizării cît și al frecării. Mai mulți cercetători [108,116] semnaleză însă la elaborarea materialelor conținînd plumb, exsudarea ("transpirarea") lui în cursul operației de sinterizare. Evitarea acestui fenomen nedorit este posibilă prin introducerea de oxid de plumb, acesta urmînd a fi redus la plumb metalic în cursul sinterizării în atmosferă reductoare [128].

În ce privește influența adaosurilor de Pb asupra proprietăților materialelor de fricțiune sinterizate pe bază de fier, în literatura de specialitate apar unele rezultate contradictorii. Astfel, Bebnov [104] indică ca efect favorabil doar micșorarea uzurii pentru un conținut de 3% Pb, valorile coeficientului de frecare nefiind influențate de adaosuri de pînă la 13% Pb. Strobel [118] însă, afirmă scăderea sensibilă a uzurii cu mărirea adaosului de Pb pînă la 10% Pb, în cazul vitezelor medii, respectiv pînă la 5-6% Pb la viteze mari (21 m/s), la care temperatura produsă prin frecare depășește 350°C . Concomitent, în ambele cazuri, valorile coeficientului de frecare scad continuu.

Prezentele cercetări urmărind influența conținutului de plumb asupra proprietăților de frecare-uzare și mecanice ale sinterizatelor fero-grafitice s-au realizat pe amestecuri de pulberi de fier FRL S 160-24 + 17,5% grafit VE 400 (disponibilă la Întreprinderea "Sinterom"), la care s-au adăugat diferite conținuturi de plumb

atit sub formă de pulbere de Pb metalic, cu granulație $> 80 \mu\text{m}$, cât și de PbO (litargă), avînd temperatura de descompunere 550°C [88].

După omogenizarea timp de 30 min. într-un omogenizator cu mișcare spațială, s-au presat la $p = 4 \cdot 10^3 \text{ daN/cm}^2$ compacte care au fost sinterizate în NH_3 disociat, timp de 90 min., la 1050°C . Probele au fost încălzite cu o viteză de $30\text{-}35^\circ\text{C/min.}$, răcirea de la temperatura de palier a sinterizării pînă la 700°C făcîndu-se lent, odată cu cuptorul, durînd 105-110 min. (viteză de răcire medie: $\sim 3,3^\circ\text{C/min.}$), iar de la 700°C pînă la temperatura ambiantă, în tunelul de răcire al cuptorului, timp de 30 min. (viteză de răcire medie: $\sim 22^\circ\text{C/min.}$). În aceste condiții de sinterizare, probele cu pînă la 8,5% Pb nu au prezentat, la observarea la microscopul binocular, picături solide de plumb exsudat pe suprafața lor [105.129].

Caracteristici de frecare-uzare întrucîtva mai bune au prezentat sinterizatele în care plumbul s-a adăugat ca pulbere metalică. Cauza a fost pusă pe seama faptului că deși pulberea de PbO avea granulație foarte fină ($10\text{-}20 \mu\text{m}$) și a fost uscată în etuvă timp de 60 min. la 120°C , pînă la introducerea ei în amestec se reaglomera datorită puternicului caracter higroscopic. De asemenea în cursul omogenizării, aglomerarea particulelor fine de PbO este favorizată de forțele de adeziune. Acestea pot conduce la un grad de omogenitate mai scăzut al componentului PbO în amestec, respectiv sinterizat, cu efect direct asupra comportării acestor materiale în procesul frecării-uzării.

Încercările preliminare au condus la alegerea modului de introducere a adaosurilor de plumb sub formă de pulbere metalică. Ca atare, materiale fier + 17,5% grafit cu conținuturi de C-8,5% Pb au fost sinterizate în H_2 în aceleași condiții cu cele arătate mai sus.

În urma încercărilor de frecare-uzare, realizate pe standul tip "Metafram" (fig.2.6), se constată că valorile coeficientului de frecare (fig.3.15) în intervalul de viteze de alunecare $v = 2,6 - 10,4 \text{ m/s}$, diferă în mai mică măsură pentru adaosuri de 3,5-5,5% Pb, ceea ce evidențiază efectul acestora de "uniformizare" a frecării. La viteze mici coeficientul de frecare are ușoară tendință de creștere cu mărirea peste 5,5% a adaosului de plumb. Aceasta se poate explica similar creșterii inițiale a coeficientului de frecare cu mărirea conținutului de grafit (v.fig.3.5), și anume pe seama micșorării rugozității suprafețelor de frecare prin "nivelarea" lor. Este, de asemenea, probabilă mărirea lucrului mecanic de frecare prin deformarea

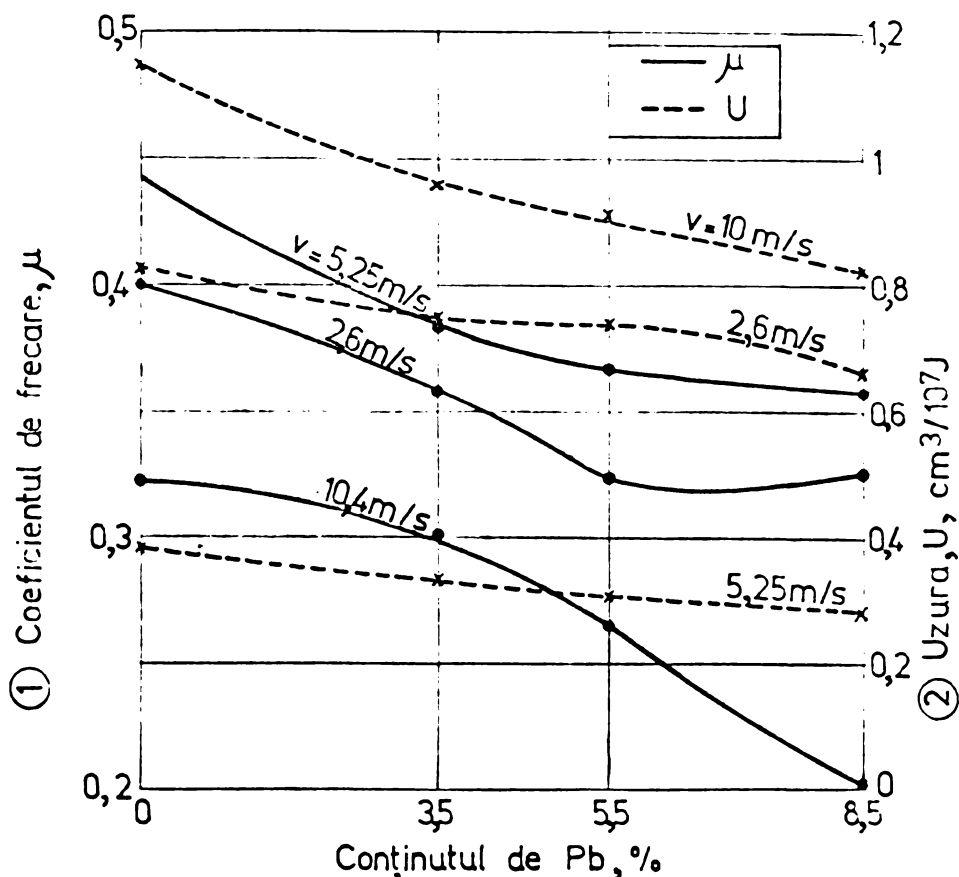


Fig.3.15. Influența conținutului de plumb asupra caracteristicilor de frecare-uzare ale materialelor de fricțiune sintetizate fero-grafitice (17,5% grafit), la diferite viteze de alunecare (presiune de contact: 4,2 daN/cm²).

peliculei de plumb, necruisabile, de la interfața de frecare. Variație contrară prezintă valorile coeficientului de frecare la viteze mari de alunecare ($v = 10,4$ m/s) la care se ating temperaturi de frecare de peste 330° (v. cap. 5.1). Ca urmare a atingerii unor temperaturi depășind punctul de topire al plumbului, la interfața de frecare apare o peliculă de plumb topit, care cauzează scăderea accentuată a valorilor coeficientului de frecare odată cu mărirea adaosului de Pb. Această variație concordă cu ramura descendentă a curbelor Stribeck [4], reprezentând variația coeficientului de frecare la suprafețe lubrificate cu lubrifianți lichizi.

În ce privește variația uzurii cu mărirea adaosului de plumb (fig. 3.15), la viteze medii, valorile minime acum ale uzurii sînt influențate în mai mică măsură de conținutul de plumb. Sensibil coboară însă uzura cu creșterea conținutului de plumb la viteze mari, datorită caracterului protector al peliculelor lichide de plumb ce apar la interfața de frecare.

Din fig. 3.16, redînd variația caracteristicilor mecanice în funcție de adaosul de plumb, se constată că pînă la 8,5% Pb, rezistența de rupere la compresiune și duritatea nu se modifică prea mult, iar rezistența de rupere la încovoiere-maximă pentru 3,5% Pb-scade ușor cu mărirea în continuare a conținutului de plumb.

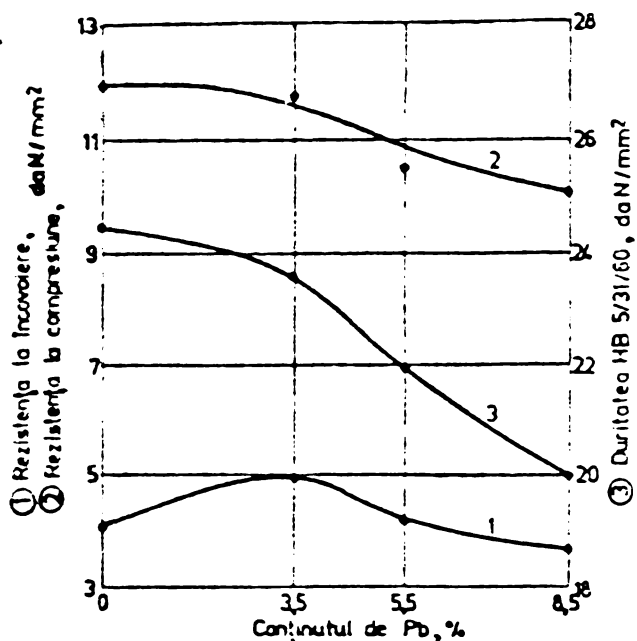


Fig. 3.16. Influența conținutului de plumb asupra rezistențelor mecanice ale materialelor de fricțiune sinterizate fero-grafitice.

Pe baza celor stabilite se poate concluziona că un adaos de 3,5-5,5% Pb în sinterizatele de fricțiune feroase cu conținutul de grafit optim stabilit, susținând efectul lubrifiant și protector al grafitului, îndeosebi la încărcări de frecare mai mari, este în măsură a îmbunătăți com-

portarea la frecare-uzare a acestor materiale.

3.5. Influența adaosurilor de componente cu caracter frictional

În scopul ridicării și stabilizării ca atare a valorilor coeficientului de frecare, în compoziția materialelor de fricțiune sinterizate se introduc componente cu rol frictional, de obicei materialele ceramice pulverulente ca oxizi, carburi, combinații între acestea [4,104,130].

În ce privește natura și conținutul optim al unor astfel de componente, datele din literatura de specialitate sînt restrînse și în dezacord. În timp ce Migunov [130] susține că adaosuri de pînă la 2% Al_2O_3 duc la mărirea uzurii, Prohazka și Navara [131] stabilesc că conținuturi de 2-10% Al_2O_3 măresc stabilitatea termică (rezistența la uzare) a materialelor de fricțiune sinterizate feroase. În vederea elaborării de materiale de fricțiune cu înaltă stabilitate termică (pe bază de Co, Ni, Fe), Dufek [4] întrevide bune perspective ca agenți frictionali unor carburi, nitruri, boruri, siliciuri.

Dezideratul creării premizelor de formare a peliculelor complexe (v. cap. 2.3.3) și a măririi coeficientului de frecare al sinterizatelor de fricțiune feroase - ale cărui valori scad odată cu adăugarea de componente cu efect lubrifiant ca grafit (la viteze de alunecare mici, v. fig. 3.5) și plumb (mai accentuat la viteze mari, v. fig. 3.15) - a impus cercetarea influenței unor astfel de adaosuri

fricționale asupra proprietăților materialelor elaborate în cadrul prezentei lucrări.

Din diversitatea mare de materiale ceramice utilizate de diferiți producători la elaborarea materialelor sinterizate de fricțiune, dintre care Al_2O_3 , SiO_2 , SiC și azbestul sînt cele mai frecvente, s-a selectat oxidul de aluminiu pulverulent. Unul din motivele alegerii Al_2O_3 l-a constituit sesizarea [131] că SiO_2 la temperaturi de sinterizare în jurul a 1000°C , se reduce parțial în siliciu, care se dizolvă în fier. În comparație cu SiO_2 , oxidul de aluminiu prezintă deplină stabilitate chimică pînă la temperaturi superioare celor de sinterizare (max. $1120-1150^\circ\text{C}$) a materialelor ferro-grafitice. Pe de altă parte, între Al_2O_3 și ceilalți componenți ai materialului sinterizat nu apare nici o interacțiune chimică sau metalurgică, astfel încît efectul componentului ceramic cu rol fricțional poate fi urmărit fără a avea loc suprapunerea altor factori de influență.

În acest scop conținuturi de pînă la 9% de greutăți Al_2O_3 s-au adăugat amestecurilor de pulberi de fier FRES S 160-24 + 17,5% grafit + 5,5% plumb [132]. Pulberile de Al_2O_3 de tip VERAL din producția curentă a Întreprinderii "Carbochim" Cluj-Napoca, - aveau granulațiile: 25, 60 și $80\ \mu\text{m}$ și un conținut de peste 98% Al_2O_3 .

Încercările preliminare de frecare-uzare (fig.3.17) ale materialelor obținute prin omogenizare timp de 30 min. în omogenizatorul cu mișcare spațială, presare la rece la presiunea de compactizare de $4 \cdot 10^3\ \text{daN/cm}^2$ și sinterizate

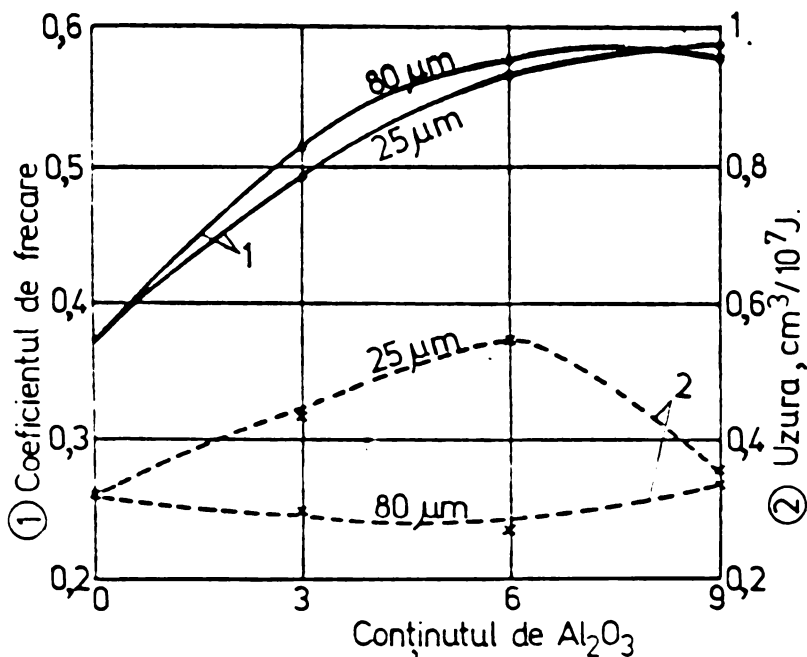


Fig.3.17. Variația caracteristicilor de frecare-uzare ale materialelor de fricțiune sinterizate fier+17,5% grafit+5,5%plumb în funcție de granulația și conținutul de oxid de aluminiu (presiune de contact: $4,2\ \text{daN/cm}^2$; viteză de alunecare: $5,25\ \text{m/s}$).

în N_2 , la temperatura de 1050°C , timp de 90 min., au permis stabilirea unei comportări superioare a sinterizatelor cu adaosuri de Al_2O_3 avînd granulația mai grosolană ($80\ \mu\text{m}$). Asupra adaosurilor cu această granulație s-au continuat cercetările. Cunoscut fiind efectul de discontinuitate conferit de acest tip de componenți nemetalici rețelei metalice a sinterizatelor [131], cercetările s-au efectuat atît cu adaosuri de Al_2O_3 , cît și

de aceeași pulbere de Al_2O_3 acoperită (metalizată) cu o peliculă micronică ($1-3\mu m$) de fier. Adaosul de Al_2O_3 metalizat conținea 3,0-3,5%Fe.

Rezistența la încovoiere - ca cel mai sensibil indicator al fragilității sinterizatelor, accentuată de efectul de discontinuitate exercitat de granulele de Al_2O_3 asupra rețelei metalice - scade rela-

tiv substanțial de la 4,2 la 3,3 daN/mm², cu mărirea pînă la 9% a adaosului de Al_2O_3 (fig.3.18). Valorile rezistenței la încovoiere a sinterizatelor cu adaosuri de Al_2O_3 metalizat, superioare celor cu Al_2O_3 , scad într-o măsură mai mică cu mărirea conținutului de Al_2O_3 , pentru 6% Al_2O_3 menținându-se încă la 4 daN/mm². Faptul se explică ca urmare a unei mai bune încapsulări a granulelor de Al_2O_3 în scheletul metalic al sinterizatului, care cîștigă astfel în continuitate.

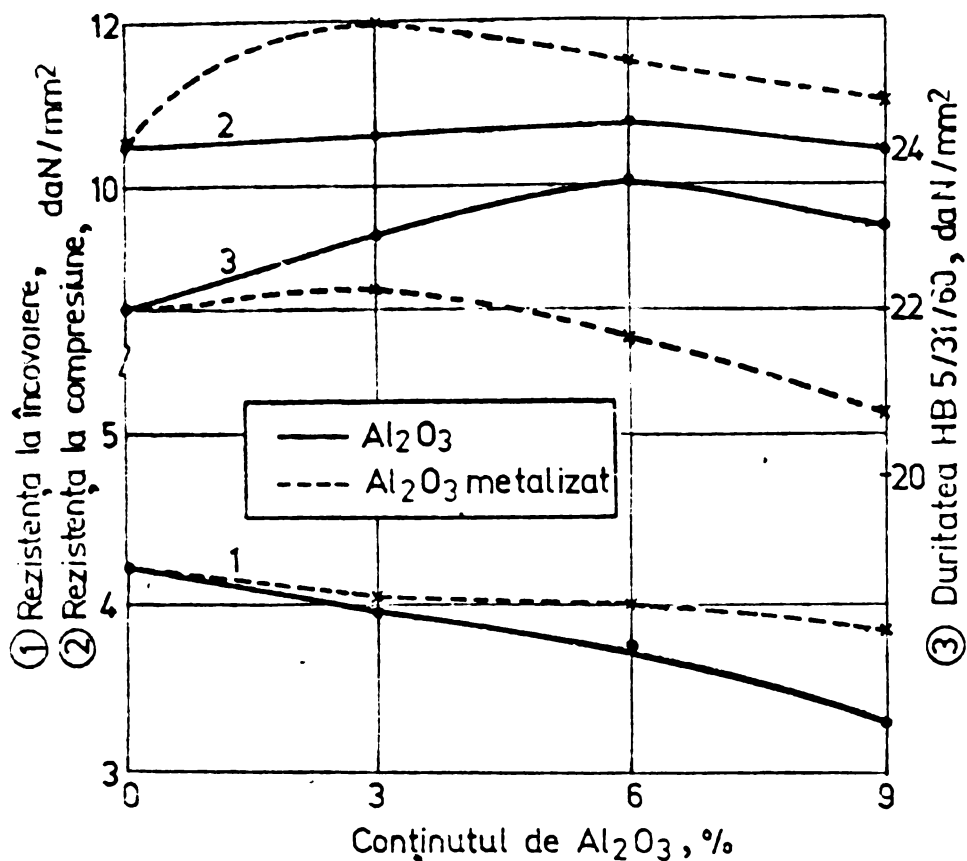


Fig.3.18. Influența conținutului de oxid de aluminiu asupra rezistențelor mecanice ale materialelor de fricțiune sinterizate feroase.

Valorile rezistenței la compresiune prezintă inițial o ușoară creștere cu mărirea conținutului de Al_2O_3 , atît ne-cît și metalizat. Valoarea maximă și tendința ulterioară de scădere se deplasează de la 6% pentru Al_2O_3 la 3% pentru Al_2O_3 metalizat. La aceleași conținuturi de adaos frictional s-au determinat și valorile maxime ale durității sinterizatelor elaborate.

Din fig.3.19 se constată creșterea sensibilă a valorilor coeficientului de frecare cu mărirea adaosului de Al_2O_3 la toate vitezele de alunecare. Creșterea este foarte accentuată îndeosebi în domeniul vitezelor mici și mai redusă la viteze mari.

Conținuturi crescînde de component de tip frictional ridică valorile coeficientului de frecare ca urmare a unei "angrenări" mai dure a materialelor în procesul frecării, sesizabilă și prin zgomotul caracteristic amplificat. Mai cu seamă la viteze mici și, în mai mică măsură, la viteze medii, așadar la temperaturi de frecare

mai scăzute, procesul de frecare se desfășoară, în mare parte, între granulele dure de component ceramic și suprafața contramaterialului.

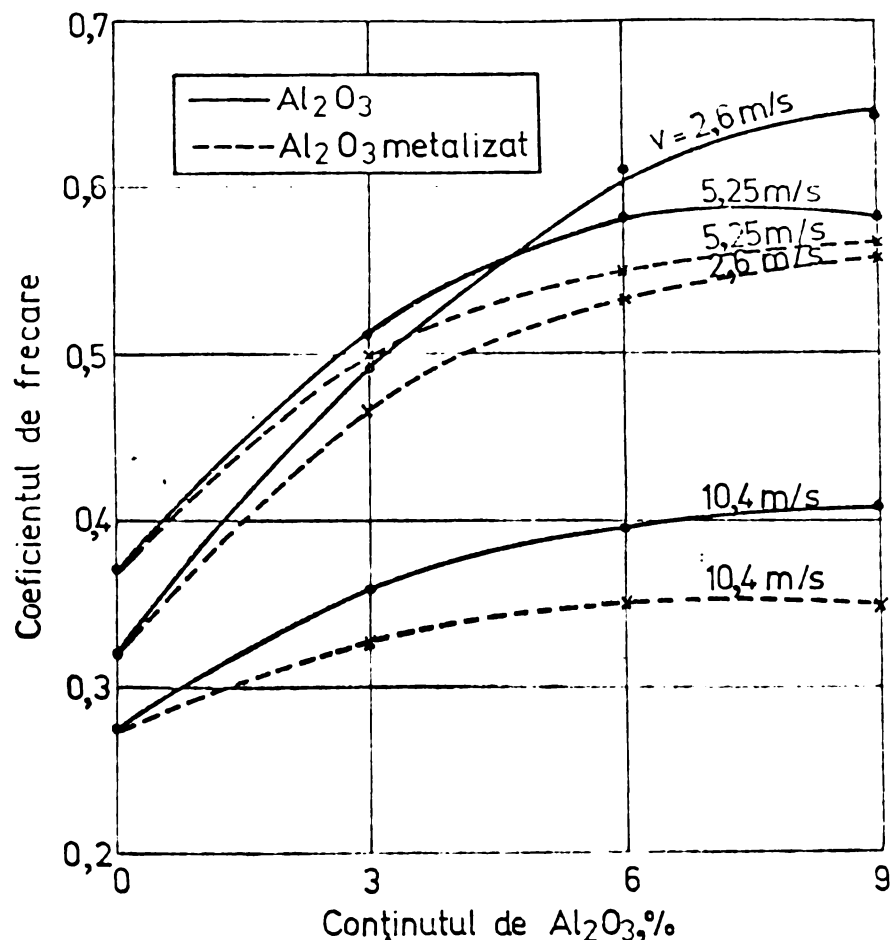


Fig.3.19. Influența conținutului de oxid de aluminiu asupra coeficientului de frecare la diferite viteze de alunecare (presiune de contact: 4,2 daN/cm²).

Astfel, procesul frecării-uzării va fi determinat în mod predominant de fenomene de microzgâriere și deformare plastică [133,134]. Degradarea prin uzare abrazivă a contramaterialului nu este exagerată, cel puțin în măsura așteptată, datorită prezenței acțiunii lubrifiante a grafitului și plumbului. În schimb, se produce intensificarea deformării plastice a suprafețelor de frecare și astfel mărirea coeficientului de frecare. În domeniul vitezelor mari, cărora le corespund și temperaturi ridicate, efectul se diminuează, ca urmare a scăderii rezistenței la deformare a materialului.

Sinterizatele cu adaosuri de Al₂O₃ metalizat prezintă valori mai scăzute ale coeficientului de frecare, îndeosebi la viteze mici și mari, ca urmare a reținerii mai puternice a granulelor cu rol frictional în constituția sinterizatelor. Prin aceasta se reduce efectul frictional al Al₂O₃ la nivelul interfeței de frecare. La viteze medii (v = 5,25 m/s), la care coeficientul de frecare este determinat în mod preponderent de pelicula complexă formată, influența metalizării particulelor de Al₂O₃ este mai redusă.

Valorile uzurii sinterizatelor fero-grafitice cu adaosuri de componenți fricționali (fig.3.20) scad sensibil cu mărirea conținutului de Al_2O_3 , mai pregnant la viteze de alunecare mici. Această constatare pare oarecum surprinzătoare, fiind în contradicție cu cele anterior arătate. Ea este totuși explicabilă ținând seama de exprimarea energetică a uzurii, în funcție de valorile coeficientului de frecare, care cresc, mai mult la viteze mici, îndeosebi în cazul adaosurilor de Al_2O_3 nemetalizat.

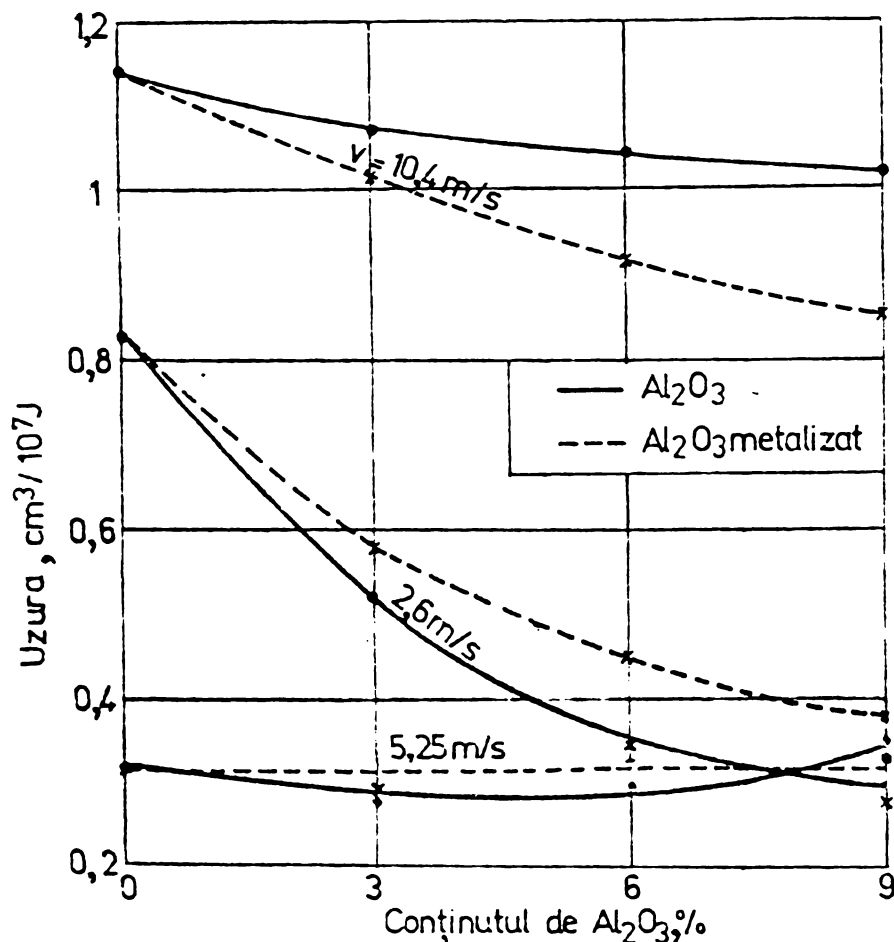


Fig.3.20. Influența conținutului de oxid de aluminiu asupra uzurii la diferite viteze de alunecare (presiune de contact: $4,2 daN/cm^2$).

La viteze mari, la care uzarea are loc prin desprindere de particule datorită ruperilor prin forfecare, valorile uzurii scad cu mărirea adaosurilor de Al_2O_3 , mai accentuat însă acum pentru sinterizatele cu adaosuri de Al_2O_3 metalizat. Uzarea la viteze medii confirmă mai redusă influență a metalizării particulelor ceramice asupra desfășurării procesului în prezența peliculei complexe.

Luând în considerare ansamblul proprietăților urmărite, rezultă că adaosuri de 3-6% pulbere de Al_2O_3 metalizată sau nemetalizată conferă sinterizatelor fier + grafit + plumb, în funcție de cerințele preponderente impuse (uzură mai redusă, coeficient de frecare mai ridicat, rezistență mecanică satisfăcătoare), o comportare superioară ca materiale de fricțiune.

4. STABILIREA PARAMETRILOR PROCESULUI DE ELABORARE A MATERIALELOR DE FRICTIUNE SINTERIZATE FEREOASE

Dintre variantele tehnologice de obținere a materialelor de fricțiune sinterizate (fig.1.4), la elaborarea celor feroase, destinate lucrului ca atare sau în urma fixării ulterioare (prin nituri, șuruburi etc.) a garniturilor pe discuri-suport, autorul tezei s-a oprit asupra variantei: omogenizare uscată, presare la rece și sinterizare liberă, corespunzătoare din punct de vedere tehnologic și economic.

În continuare, s-au efectuat cercetări asupra acestor trei operații tehnologice de bază ale variantei alese. Prin acestea s-a urmărit însă nu numai elucidarea unor probleme cu caracter practic, ridicate de elaborarea materialelor de fricțiune sinterizate feroase de compoziție stabilită pe baza cercetărilor prezentate în cap.3, ci și a unor aspecte teoretice, generalizabile la amestecuri pulverulente de tipul sistemului polinar complex studiat.

4.1. Omogenizarea. Contribuții teoretice și experimentale la omogenizarea amestecurilor de fricțiune

4.1.1. Stabilirea unei noi metode de determinare a omogenității sistemelor pulverulente polinare complexe

Omogenizarea prezintă deosebită importanță realizând o uniformă distribuție a componentelor amestecurilor pulverulente binare sau polinare. O astfel de distribuție este necesară în vederea obținerii unei uniformități corespunzătoare a proprietăților tehnologice ale amestecurilor și, în ultimă instanță, a proprietăților finale ale materialelor sinterizate. Constanța proprietăților finale ale acestora se poate asigura numai prin constanța omogenității amestecurilor de pulberi materii prime. De aici și importanța majoră a controlului calității omogenității. Pentru realizarea lui însă este necesară stabilirea unei corespunzătoare metodologii de determinare a omogenității unui sistem pulverulent dat. Pentru exprimarea cantitativă a omogenității (gradului de omogenitate) se impune folosirea unei expresii adecvate care, ținând seama de caracteristicile fiecărui amestec de pulberi, să permită obținerea unor valori com-

parabile pentru diferite amestecuri. Gradul de omogenitate - parametru tehnologic caracteristic și bine determinat pentru fiecare amestec-trebuie foarte riguros respectat, fiind de fapt mai important decât mulți parametri tehnologici urmăriți cu strictețe.

Compozițiile utilizate la elaborarea materialelor de fricțiune sinterizate în general, cât și cele asupra cărora s-au efectuat cercetările care fac obiectul prezentei lucrări sînt de mare complexitate. Amestecurile în general policomponente, includ atît componente metalice cât și nemetalice. Aceștia sînt introduși în mari cantități volumetrice, au greutatea specifice mult diferite, în raport de pînă la 1:5 ($\rho_{\text{grafit}}: 2,2 \text{ g/cm}^3$, $\rho_{\text{Pb}}: 11,34 \text{ g/cm}^3$), precum și sensibil diferite granulații și forme ale particulelor. Din aceste motive în cadrul tehnologiei de elaborare a materialelor de fricțiune sinterizate, operației de omogenizare a amestecurilor de pulberi materii prime trebuie să i se acorde o atenție sporită.

Cu toată preocuparea mai intensă din ultima vreme, în ce privește omogenizarea sistemelor pulverulente [135-138], puține cercetări [139,140] se ocupă de omogenizarea amestecurilor polinare complexe pentru materiale de fricțiune.

Studiul proceselor de omogenizare ridică două aspecte principale:

- a) urmărirea și evaluarea compoziției amestecurilor;
- b) exprimarea cifrică a calității omogenizării.

În ce privește primul aspect, nu există încă o metodică generală acceptată pentru determinarea experimentală a compoziției amestecurilor pulverulente multicomponente. Numeroase cercetări [141-143] efectuate asupra omogenizării se limitează nu numai la modele ale unor sisteme binare, ci în mod deosebit, la acelea în măsură a asigura condiții ușoare de urmărire și evaluare a compoziției în cursul procesului de omogenizare. Metodele folosite la controlarea calității omogenizării amestecurilor de pulberi cu caracteristici (culoare, granulație, proprietăți magnetice etc.) diferite, constau în observări macroscopice și microscopice, numărarea particulelor, separarea magnetică sau prin cernere și cîntărirea fracțiilor separate etc. Aceste metode, pe lîngă faptul că au un domeniu de aplicabilitate limitat, sînt și subiective, puțin precise. În cazul sistemelor pulverulente polinare complexe poate fi utilizată analiza chimică, precisă, dar necesitînd un mare volum de muncă și timp. Alte metode de ridicată precizie ca absorbția atomică, spectrofotometria, colorimetria, a luminii reflectate,

prin fluorescență la iradierea cu raze X, etc., reclamă aparatură costisitoare. O metodă mai frecvent utilizată de urmărire a procesului omogenizării [139] constă în determinarea unor proprietăți tehnologice ale amestecurilor, cum sînt densitatea aparentă (liber vărsată) sau fluiditatea. Un inconvenient principal al acestor metode, care permit doar o apreciere relativă, de ansamblu, a omogenității, rezidă din aceea că ele promovează fenomenul segregării amestecurilor omogenizate, introducînd astfel apreciable erori de măsurare.

În cadrul prezentelor cercetări a fost elaborat un procedeu de determinare a calității omogenizării amestecurilor prin urmărirea și evaluarea concentrațiilor componentelor marcați radioactiv (trașori) [144,145]. Interes prezintă, în general, componentii în cele mai mici cantități sau aceia care determină preponderent o anumită caracteristică finală, a cărei constanță este în mod deosebit dorită la materialul sinterizat. Înainte de realizarea amestecului urmînd a fi supus omogenizării, componentul al cărui grad de omogenitate s-a urmărit a fost îmbibat cu soluție de iodură de sodiu - NaJ^{131} -, doză de 5-10 μC , după care a fost uscat cu ajutorul unui aparat pentru uscare rapidă.

Concentrația componentului marcat radioactiv din probele luate corespunzător diferiților parametri ai procesului de omogenizare (durata, concentrația amestecurilor) s-a evaluat prin măsurarea numărului de impulsuri al probelor. Nivelul radioactivității probelor de amestec este determinat în mod direct de cantitățile componentului marcat radioactiv din masa lor. Instalația de determinare a omogenității amestecurilor pulverulente omogenizate, care face obiectul unei inovații a autorului [146], este arătată în fig.4.1.

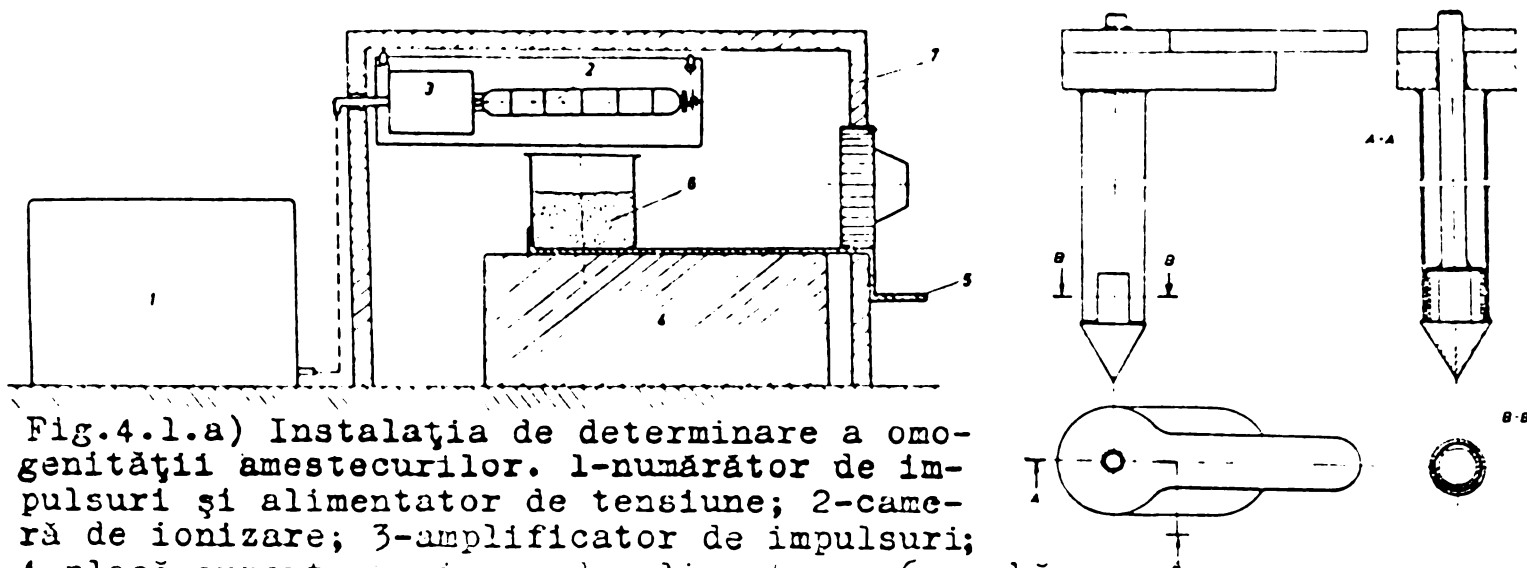


Fig.4.1.a) Instalația de determinare a omogenității amestecurilor. 1-numărător de impulsuri și alimentator de tensiune; 2-cameră de ionizare; 3-amplificator de impulsuri; 4-placă suport; 5-sistem de alimentare; 6-probă; 7-carcasă de protecție; b) Sondă de inerție pentru extragerea probelor.

Pe baza indicării numărului de impulsuri al probei cercetate, făcându-se referința la numărul de impulsuri (nivelul radioactivității) al componentului marcat radioactiv pur, rezultă concentrația acestuia în proba de amestec scoasă. Procedul permite determinarea cu o precizie de $\pm 1\%$ a concentrației componentului urmărit.

În ceea ce privește exprimarea cifrică a omogenității amestecurilor omogenizate, deși s-au făcut peste 50 de propuneri [138], multe dintre ele fiind însă asemănătoare, nu există încă un consens privind exprimarea gradului de omogenitate ca parametru unic de caracterizare a omogenizării.

Majoritatea propunerilor pentru exprimarea cifrică a calității omogenizării apelează - datorită naturii statistice a procesului însăși - la prelucrarea statistică a datelor experimentale obținute prin urmărirea și evaluarea concentrației unuia sau mai multor componente dintr-un număr "n" de probe extrase din spațiul de omogenizare, după o anumită durată a procesului. Astfel, relațiile gradului de omogenitate au la bază parametrii statistici: media aritmetică (\bar{X}_e) a valorilor experimentale ale conținutului unui component în probele singulare și abaterea medie pătratică:

$$s = \sqrt{\frac{\sum_{i=1}^n (X_i - \bar{X}_t)^2}{n}} \quad (4.1)$$

Aceasta caracterizează împrăștierea valorilor observate pentru conținutul unui component în probele singulare în raport cu conținutul teoretic \bar{X}_t , introdus în amestec prin cântărire prealabilă exactă.

Se cunoaște din practică că realizarea unei anumite calități impuse a omogenizării amestecurilor depinde și de concentrația componentelor. O ridicată omogenitate este cu atât mai ușor de obținut cu cât concentrația unui component în amestec este mai mare. Pentru a ține seama de faptul că, spre exemplu, la abateri egale, pentru probe din amestecuri de compoziții diferite, amestecul cu un conținut mai mare al componentului urmărit este de fapt mai ușor de omogenizat, calitatea omogenizării trebuind să rezulte astfel superioară, se utilizează coeficientul de variație:

$$C_v = \frac{s}{\bar{X}_t} \quad (4.2)$$

care descrie abaterea probelor singulare în raport cu valoarea conținutului teoretic.

Semnificativă este compararea valorilor - fie ale abaterii medii pătratice, fie ale coeficientului de variație - determinate experimental la diferite durate de omogenizare, cu valorile corespunzătoare stării inițiale complet neomogenizate (segregate) $s_0 = \sigma_0$, respectiv C_{v_0} și mai cu seamă cu ale stării ideal (perfect) omogenizate, $s_\infty = \sigma_\infty$, respectiv C_{v_∞} , realizabilă pentru amestecul dat. Astfel, în vederea exprimării cifrice a omogenității amestecurilor supuse omogenizării se poate utiliza parametrul (gradul de omogenitate) propus de Charlier [147]:

$$G.O. = \frac{s^2 - \sigma_\infty^2}{\bar{X}^2} = C_{v_t}^2 - C_{v_\infty}^2 = C_v^* \quad (4.3)$$

avînd semnificația unui coeficient de variație cu următoarele valori corespunzătoare stării inițiale neomogenizate (complet segregate), respectiv stării ideal (perfect) omogenizate a amestecurilor:

$$C_{v_0}^* = \frac{\sigma_0^2 - \sigma_\infty^2}{\bar{X}^2} \quad ; \quad C_{v_\infty}^* = 0 \quad (4.4)$$

Abaterea medie pătratică în stadiul inițial (amestec complet neomogenizat sau segregat) corespunde unei distribuții binomiale și se poate calcula cu relația:

$$\sigma_0 = \sqrt{A(1 - A)} \quad (4.5)$$

unde A reprezintă concentrația unui element într-un amestec binar. Pentru un amestec polinar $A + B + \dots + Z$ ($A + B + \dots + Z = 1 = 100\%$), avem în mod similar:

$$\begin{aligned} \sigma_{0_A} &= \sqrt{A(1 - A)} \\ \sigma_{0_Z} &= \sqrt{Z(1 - Z)} \end{aligned} \quad (4.6)$$

În vederea exprimării cifrice a calității omogenizării amestecurilor polinare se impune găsirea unei relații practic utilizabilă pentru determinarea abaterii medii pătratică minime realizabilă, σ_∞ , corespunzătoare stării ideal (perfect) omogenizate. În cazul amestecurilor binare, a doi componenți A și B ($A + B = 1 = 100\%$), Stange [148] stabilește relația:

$$\sigma_\infty = \sqrt{\frac{A \cdot B}{g} [A \cdot g_B (1 + c_B^2) + B \cdot g_A (1 + c_A^2)]} \quad (4.7)$$

în care:

σ_∞ - abaterea medie pătratică a amestecului ideal omogenizat;

g_A, g_B - greutatea medii ale particulelor componenților A, respectiv B, caracterizînd gradul lor de finețe;

$c_A = \frac{\sigma_{g_A}}{g_A}$; $c_B = \frac{\sigma_{g_B}}{g_B}$ - coeficienții de variație ale abaterilor medii pătratice ale greutateților particulelor componentelor A respectiv B, caracterizînd uniformitatea gradului lor de finețe;
 g - greutatea probelor singulare.

Pornind de la rel. (4.7) se poate stabili relația similară pentru cazul unui amestec ternar, și prin generalizare, pentru amestecuri polinare din A + B + ... + Z componente. Presupunem un amestec format din trei componente A, B, C ($A + B + C = 1 = 100\%$). Formăm componentul fictiv B + C = D avînd greutatea medie a particulelor g_D , abaterea medie pătratică a greutateții particulelor σ_{g_D} respectiv coeficientul de variație al acesteia din urmă, $c_D = \frac{\sigma_{g_D}}{g_D}$.

Dacă numerele particulelor componentelor sistemului sînt N_A pentru componentul A, N_B pentru B și N_C pentru C, componentul fictiv D va avea un număr de particule $N_D = N_B + N_C$. Rezultă greutatea medie a particulelor componentului D:

$$g_D = \frac{N_B}{N_D} \cdot g_B + \frac{N_C}{N_D} \cdot g_C \quad (4.8)$$

iar abaterea medie pătratică a greutateților particulelor componentului D în raport cu valoarea medie a greutateții particulelor (rel. 4.8), va fi:

$$\sigma_{g_D}^2 = \frac{N_B}{N_D} \sigma_{g_B}^2 + \frac{N_C}{N_D} \sigma_{g_C}^2 + \frac{N_B}{N_D} (g_B - g_D)^2 + \frac{N_C}{N_D} (g_C - g_D)^2$$

sau, înlocuind pe g_D din rel.4.8:

$$\sigma_{g_D}^2 = \frac{N_B}{N_D} \sigma_{g_B}^2 + \frac{N_C}{N_D} \sigma_{g_C}^2 + \frac{N_B \cdot N_C}{N_D^2} (g_B - g_C)^2 \quad (4.9)$$

Pentru amestecuri binare expresia dispersiei componentelor unui amestec (P + Q) ideal omogenizat, în funcție de frecvența p și q ($p+q=1$) a particulelor amestecului, greutatețile medii g_P și g_Q ale particulelor și coeficienții de variație $c_P = \frac{\sigma_{g_P}}{g_P}$ și $c_Q = \frac{\sigma_{g_Q}}{g_Q}$, numărul total de particule n dintr-o probă, precum și de greutatea medie g_m a particulelor amestecului, este [148]:

$$\sigma_{\infty}^2 = \frac{p \cdot q}{n} \left(\frac{g_P \cdot g_Q}{g_m^2} \right)^2 (1 + q \cdot c_P^2 + p \cdot c_Q^2). \quad (4.10)$$

Aplicând rel.(4.10) pentru amestecul binar "fictiv" A + D și ținând seama că: $p = N_A$, $q = N_D$, $n = N$, iar $N_A + (N_B + N_C) = N_A + N_D = 1$ rezultă:

$$\sigma_{\infty(A)}^2 = \frac{N_A \cdot N_D}{N} \left(\frac{g_A \cdot g_D}{g_m^2} \right)^2 \left[N_D(1 + c_A^2) + N_A(1 + c_D^2) \right] \quad (4.11)$$

în care:

$$g_m = N_A \cdot g_A + (N_B \cdot g_B + N_C \cdot g_C) = N_A \cdot g_A + N_D \cdot g_D \quad (4.12)$$

este greutatea medie a particulelor amestecului.

Este necesar a înlocui g_D dat de rel.(4.8) și $c_D = \frac{\sigma_{g_D}}{g_D}$, σ_{g_D} fiind dat de rel.(4.9), în relația (4.11). În acest scop rel.(4.11) se scrie în forma:

$$\sigma_{\infty(A)}^2 = \frac{1}{N \cdot g_m} \left[\underbrace{\left(\frac{N_A \cdot g_A}{g_m} \right) \left(\frac{N_D \cdot g_D}{g_m} \right)^2 g_A (1 + c_A^2)}_{I.} + \underbrace{\left(\frac{N_A \cdot g_A}{g_m} \right)^2 \frac{1}{g_m} N_D (g_D^2 + \sigma_{g_D}^2)}_{II.} \right] \quad (4.13)$$

Intrucât $A = \frac{N_A \cdot g_A}{g_m}$, din rel.(4.8) și rel.(4.12) rezultă că:

$$\frac{N_D \cdot g_D}{g_m} = \frac{N_B \cdot g_B + N_C \cdot g_C}{g_m} = \frac{(N_A \cdot g_A + N_B \cdot g_B + N_C \cdot g_C) - N_A \cdot g_A}{g_m} = 1 - A$$

Atunci termenul I al rel.(4.13) este: $A(1-A)^2 g_A (1+c_A^2)$, iar în termenul II, ținând seamă de rel.(4.8) și rel.(4.9):

$$N_D (g_D^2 + \sigma_{g_D}^2) = N_B (g_B^2 + \sigma_{g_B}^2) + N_C (g_C^2 + \sigma_{g_C}^2)$$

Ținând cont și că greutatea probei este: $g = N \cdot g_m$, în urma înlocuirii rezultă că:

$$\sigma_{\infty(A)}^2 = \frac{A^2}{g} \left[\left(\frac{1-A}{A} \right)^2 A \cdot g_A (1+c_A^2) + B \cdot g_B (1+c_B^2) + C \cdot g_C (1+c_C^2) \right] \quad (4.14)$$

Deci coeficientul de variație al abaterii corespunzătoare stării ideal omogenizate pentru componentul A din amestecul ternar A+B+C = 1 = 100%, este:

$$C_{v\infty(A)}^2 = \left[\frac{\sigma_{\infty(A)}}{A} \right]^2 = \frac{1}{g} \left[\left(\frac{1-A}{A} \right)^2 A \cdot g_A (1+c_A^2) + B \cdot g_B (1+c_B^2) + C \cdot g_C (1+c_C^2) \right] \quad (4.15)$$

Prin permutarea ciclică a componentelor A,B,C se obține:

$$C_{v\infty(B)}^2 = \left[\frac{\sigma_{\infty(B)}}{B} \right]^2 = \frac{1}{g} \left[A \cdot g_A (1+c_A^2) + \left(\frac{1-B}{B} \right)^2 B \cdot g_B (1+c_B^2) + C \cdot g_C (1+c_C^2) \right] \quad (4.16)$$

iar prin generalizare la un sistem de A+B+...+Z componente rezultă:

$$c_{v\infty}^2(Z) = \left[\frac{\tilde{G}_\infty(Z)}{Z} \right]^2 = \frac{1}{g} \left[A \cdot g_A (1+c_A^2) + B \cdot g_B (1+c_B^2) + \dots + \left(\frac{1-Z}{Z} \right)^2 Z \cdot g_Z (1+c_Z^2) \right] \quad (4.17)$$

Utilizarea efectivă a rel.(4.17) impune însă exprimarea într-o manieră convenabilă din punct de vedere practic a termenilor: $g_A(1+c_A^2)$, $g_B(1+c_B^2)$, ..., $g_Z(1+c_Z^2)$.

Intrucît, uzual, pulberile sînt caracterizate prin mărimea particulelor (granulația, respectiv compoziția granulometrică) este necesară trecerea de la caracteristicile legate de greutatea lor (g , σ_g , c) la cele legate de dimensiunile lor geometrice (volum, factor de formă).

Dacă particulele unui component au diametrul „d” (variabil) și greutatea g^* (deasemenea variabilă), admitînd forma particulelor neregulată, avem:

$$g^* = \lambda \cdot d^3, \quad (4.18)$$

în care $\lambda = \rho \cdot f$ este un factor care ține seamă de densitatea ρ a materialului particulelor precum și de forma (factorul de formă, f) acestora.

Pe baza analizei de cernere a unei pulberi se poate trasa curba trecerii cumulate $T(d)$, în % de greut., corespunzătoare fiecărei mărimi „d” a particulelor (fig.4.2). Determinînd, corespunzător

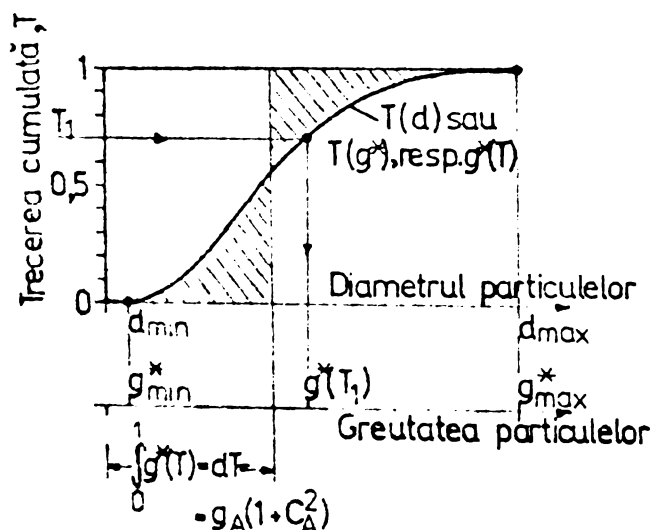


Fig.4.2. Curba trecerii cumulate la analiza de cernere a unei pulberi.

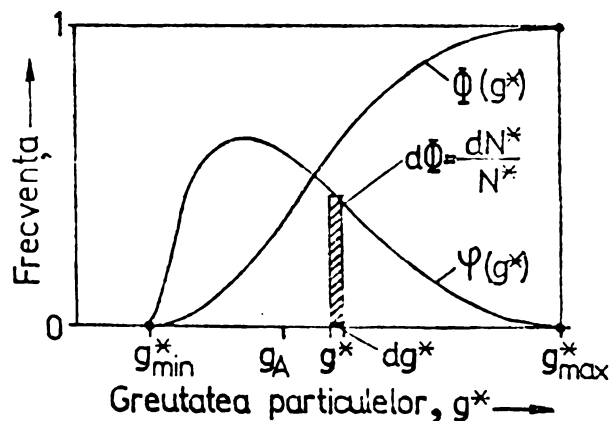


Fig.4.3. Distribuția frecvenței (φ) și frecvența cumulatã (Φ) a greutăților particulelor unui component pulverulent.

fiecărei valori „d” a mărimii particulelor, greutatea g^* conform rel.(4.18), se poate trasa pe abscisă o nouă scară pentru greutatea g^* . Se obține astfel interdependența dintre greutatea particulelor, g^* , și trecerea cumulatã, T , devenind astfel cunoscută și funcția $T(g^*)$, respectiv funcția $g^*(T)$.

Distribuția frecvenței greutăților g^* variabile ale particulelor unui component purverulent A (fig.4.3) este definită de media

aritmetică g_A a greutateților g^* și de dispersia acestora în raport cu media aritmetică:

$$\sigma_A^2 = \mathcal{H}[(g^* - g_A)^2] = \int_{\phi=0}^{\phi=1} (g^* - g_A)^2 d\phi \quad (4.19)$$

care pe baza teoremei translației pentru dispersie [149] se poate scrie:

$$\sigma_A^2 = \int_{\phi=0}^{\phi=1} g^{*2} d\phi - g_A^2 \quad (4.20)$$

O cantitate G^* din componentul pulverulent va consta dintr-un număr N^* de particule. Urmărind câte particule dN^* dintre acestea au greutatea între limitele g^* pînă la $g^* + dg^*$ se poate scrie numărul relativ de particule din domeniul de greutate dg^* :

$$\frac{dN^*}{N^*} = d\psi. \quad (4.21)$$

Greutatea dG^* a acestor dN^* particule de component A, este:

$$dG^* = g^* \cdot dN^* = \frac{g^*}{g_A} (g_A \cdot N^*) \frac{dN^*}{N^*} \quad (4.22)$$

Cum $N^* \cdot g_A = G^*$, g_A fiind greutatea medie a particulelor în număr de N^* , din rel.(4.21) și (4.22) rezultă:

$$\frac{dG^*}{G^*} = \frac{g^*}{g_A} d\psi = dT. \quad (4.23)$$

Inlocuind $g^* d\psi = g_A \cdot dT$ din rel.(4.23) în rel.(4.20) rezultă:

$$\sigma_A^2 + g_A^2 = g_A \int_{T=0}^{T=1} g^* dT$$

și împărțind cu g_A^2 :

$$1 + \left(\frac{\sigma_A}{g_A}\right)^2 = \frac{1}{g_A} \int_{T=0}^{T=1} g^* dT$$

respectiv :

$$g_A(1 + c_A^2) = \int_{T=0}^{T=1} g^* dT \quad (4.24)$$

Pentru ușurarea se notează:

$$\int_{T=0}^{T=1} g^* dT = I \quad (4.25)$$

În rel.(4.24) g^* este dat de rel.(4.18) iar dT se poate calcula cu ajutorul legii lui Rosin-Rammler-Bennet [150] care stă la baza reprezentării - avantajoase și apropiate de realitate - în diagrame dublu-logaritmice ale distribuțiilor granulometrice pentru cele mai multe pulberi utilizate practic. Avînd astfel:

$$T = 1 - R = 1 - e^{-\left(\frac{d}{d'}\right)^n}$$

unde d' - constantă care caracterizează finețea pulberii, denumită și "grad de finețe" și n - constantă denumită "cifra de uniformitate", sînt ușor de determinat din aceste diagrame, rezultă:

$$dT = \frac{n}{d'} \left(\frac{d}{d'}\right)^{n-1} e^{-\left(\frac{d}{d'}\right)^n} d(d). \quad (4.26)$$

Înlocuind rel(4.18) și rel.(4.26) în rel.(4.25):

$$I = n \cdot \lambda \cdot d'^3 \int_{d_{\min}}^{d_{\max}} \left(\frac{d}{d'}\right)^{n+2} e^{-\left(\frac{d}{d'}\right)^n} d\left(\frac{d}{d'}\right)$$

și notînd $\left(\frac{d}{d'}\right)^n = \psi$, rezultă:

$$I = \lambda \cdot d'^3 \int_{\psi_1}^{\psi_2} \psi^{\frac{3}{n}} e^{-\psi} d\psi. \quad (4.27)$$

Dar greutatea particulelor de mărime d' ale componentului A este, conform rel.(4.18):

$$g'_A = \lambda \cdot d_A'^3 = \rho_A \cdot f_A \cdot d_A'^3 \quad (4.28)$$

și astfel rel.(4.27) se poate scrie:

$$\frac{I}{g'_A} = \int_{\psi_1}^{\psi_2} \psi^{\frac{3}{n}} e^{-\psi} d\psi. \quad (4.29)$$

Notînd $\frac{3}{n} = \nu$, integrala din rel.(4.29), devenită $\int_{\psi_1}^{\psi_2} \psi^\nu e^{-\psi} d\psi$, se poate nota cu $I(\nu, \psi_1, \psi_2)$.

Așadar

$$\frac{I}{g'_A} = I(\nu, \psi_1, \psi_2) \quad (4.30)$$

iar din rel.(4.24), (4.25) și (4.30) rezultă:

$$g_A(1 + c_A^2) = g'_A \cdot I(\nu, \psi_1, \psi_2) \quad (4.31)$$

Limitele ψ_1 și ψ_2 sînt date de:

$$\psi_1 = \left(\frac{d_{\min}}{d'}\right)^n; \quad \psi_2 = \left(\frac{d_{\max}}{d'}\right)^n \quad (4.32)$$

Cînd diametrele d_{\min} este mic, iar d_{\max} mare în raport cu diametrul d' , rel.(4.32) devin:

$$\psi_1 = \left(\frac{d_{\min}}{d'}\right)^n \ll 1 \approx 0 \quad \text{și} \quad \psi_2 = \left(\frac{d_{\max}}{d'}\right)^n \gg 1 \approx \infty$$

Atunci

$$I(\nu, \psi_1, \psi_2) \approx I(\nu, 0, \infty) = I(\nu) = \int_0^\infty \psi^\nu \cdot e^{-\psi} d\psi = \nu! = \Gamma(\nu+1) \quad (4.33)$$

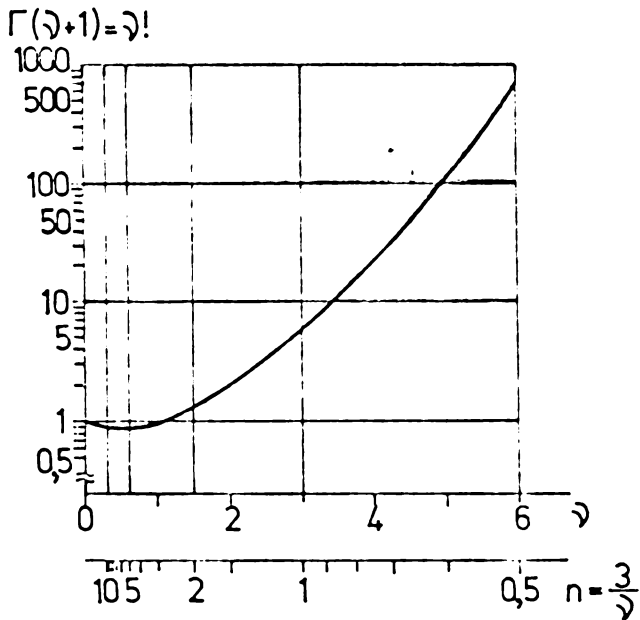


Fig.4.4. Nomogramă pentru determinarea funcției $\Gamma(\nu+1)$.

unde $\Gamma(\nu+1)$ este funcția gama ale cărei valori sînt date tabelar [151], sau pot fi luate, cu corespunzătoare aproximație, din fig.4.4. Din rel. (4.31) și rel.(4.33) rezultă așadar:

$$g_A(1+c_A^2) = g'_A \cdot \nu! = g'_A \left(\frac{3}{n^A}\right)! \quad (4.34)$$

Înlocuind rel.(4.28) în rel.(4.34) iar apoi relațiile analoage rel. (4.34) pentru toți componenții sistemului $A + B + \dots + Z$, în relația (4.17), rezultă în final spre exemplu, pentru componentul Z:

$$C_{v_\infty(Z)}^2 = \left[\frac{\zeta_\infty(Z)}{Z}\right]^2 = \frac{1}{\varepsilon} \left[A \cdot \rho_A \cdot f_A \cdot d_A^3 \left(\frac{3}{n^A}\right)! + \dots + \left(\frac{1-Z}{Z}\right)^2 Z \cdot \rho_Z \cdot d_Z^3 \left(\frac{3}{n^Z}\right)! \right] \quad (4.35)$$

în care ζ_∞ -abaterea medie pătratică în stare ideal (perfect) omogenizată a unui component al amestecului;

A, B, \dots, Z - concentrațiile componenților amestecului;

$\rho_A, \rho_B, \dots, \rho_Z$ - densitățile materialelor componenților A, B, \dots, Z ai amestecului;

f_A, f_B, \dots, f_Z - factorii de formă a particulelor componenților A, B, \dots, Z ai amestecului, conf. tab. 4.1;

d'_A, d'_B, \dots, d'_Z - gradele de finețe ale componenților pulverulenți A, B, \dots, Z ai amestecului;

n^A, n^B, \dots, n^Z - cifrele de uniformitate ale componenților pulverulenți A, B, \dots, Z ai amestecului;

g - greutatea probei.

Tabelul 4.1

Forma particulelor pulberii	Factorul de formă
sferică	$\frac{\pi}{6}$
elipsoidală	$\frac{\pi}{6}$
cubică	1
alungită	1-4
aciculară	4-8

Relația (4.35) exprimă coeficientul de variație în stare ideal (perfect) omogenizată al unui component dintr-un amestec polinar. Se observă că C_{∞} este invers proporțional cu greutatea g a probelor luate din amestec. Prin urmare, probe de greutate mai mare, în condiția egalității celorlalți parametri, vor fi mai omogene din punct de vedere a compoziției lor. Probele foarte mici, redând mai fidel omogenitatea amestecurilor la scara microvolumelor, respectiv micro-greutăților, vor prezenta compoziții (concentrații) care variază în mai mare măsură decât în probele mari.

Este necesar deci ca din amestecurile omogenizate să fie luate - în vederea determinării cât mai precise a gradului de omogenitate - probe cât mai mici. Numărul de particule al probelor trebuie să fie cât mai mic în raport cu numărul total al particulelor amestecului. În contextul acestei concluzii se ridică însă problema: cât de mici să fie probele luate din amestec, întrucât la mărimi exagerate de mici există riscul de a nu se scoate o probă reprezentativă pentru compoziția amestecului ci doar particulele unora dintre componentii amestecului.

În cele ce urmează se stabilește mărimea minimă admisibilă g_{\min} a unei probe dintr-un amestec, pentru ca ea să reprezinte corespunzător amestecul urmărit din punct de vedere al omogenității. Pentru început se va determina numărul minim de particule într-o probă în funcție de eroarea relativă admisă. Se notează cu: a_n, b_n concentrațiile componentilor probei exprimate în % număr de particule și cu n_a, n_b numerele de particule ale componentilor în probă. Eroarea absolută (minimă) la extragerea și analiza unei probe este de o particulă. Pentru o eroare de o particulă eroarea relativă este:

$$\Delta a_n = \frac{(n_a \pm 1) - n_a}{n_a} = \pm \frac{1}{n_a} \quad (4.36)$$

Dacă ε ($0 \leq \varepsilon \leq 1$) este eroarea relativă admisă va trebui ca $\Delta a_n \leq \varepsilon$ sau $\frac{1}{n_a} \leq \varepsilon$, de unde rezultă numărul de particule n_a pe care trebuie să le conțină proba pentru eroarea relativă dată ε :

$$n_a \geq \frac{1}{\varepsilon} \quad (4.37)$$

Numărul total al particulelor într-o probă este:

$$n = n_a + n_b = \frac{n_a}{a_n},$$

sau ținând seama de rel.(4.37):

$$n \geq \frac{1}{a_n \cdot \varepsilon} \quad (4.38)$$

Intrucît însă probele se iau de obicei gravimetric este necesar a exprima concentrația componentilor în % număr de particule în funcție de concentrația în % de greutate. Pentru aceasta să notăm cu a, b - concentrațiile componentilor probei în % de greutate; g_A, g_B - greutățile medii ale particulelor componentilor; g_a, g_b - greutățile parțiale ale componentilor în probă.

Vom avea:

$$a = \frac{g_a}{g_a + g_b} = \frac{g_A \cdot n_a}{g_A \cdot n_a + g_B \cdot n_b} = \frac{g_A \cdot n_a}{g_A \cdot n_a + g_B (n - n_a)} \quad (4.39)$$

Inlocuind rel.(4.37) și rel.(4.38) în rel.(4.39) și simplificînd cu $\frac{1}{\varepsilon}$ rezultă:

$$a = \frac{g_A}{g_A + g_B \left(\frac{1}{a_n} - 1 \right)}$$

de unde

$$\frac{1}{a_n} - 1 = \frac{g_A}{g_B} \left(\frac{1}{a} - 1 \right) \quad (4.40)$$

Greutatea probei este:

$$g = g_A \cdot n_a + g_B \cdot n_b = g_A \cdot n_a + g_B (n - n_a) \quad (4.41)$$

Inlocuind acum rel.(4.37) și rel.(4.38) în rel.(4.41) se obține

$$g = \frac{1}{\varepsilon} \left[g_A + g_B \left(\frac{1}{a_n} - 1 \right) \right]$$

și prin înlocuirea rel.(4.40) rezultă în final:

$$g = \frac{g_A}{\varepsilon} \left(1 + \frac{1-a}{a} \right) = \frac{g_A}{\varepsilon \cdot a} \quad (4.42)$$

Presupunînd particulele de formă apropiată de cea sferică, greutatea lor se poate exprima:

$$g_A \cong \frac{\pi \cdot d_{mA}^3}{6} \rho_A \quad (4.43)$$

în care: $d_{mA}, d_{mB}, \dots, d_{mZ}$ - diametrele medii ale particulelor componentilor, ușor de determinat din diagramele dublu logaritmice;

$\rho_A, \rho_B, \dots, \rho_Z$ - densitățile materialelor componentilor.

Astfel, din rel.(4.42) și rel.(4.43) rezultă:

$$g \geq \frac{\pi \cdot d_{mA}^3 \cdot \rho_A}{6 \cdot \varepsilon \cdot a} \quad (4.44)$$

relație care permite calcularea greutății minime admisibile a unei probe dintr-un amestec pentru ca ea să reprezinte, corespunzător erorii relative admise, amestecul urmărit din punct de vedere al omogenității unui anumit component de o concentrație dată.

4.1.2. Influența duratei de omogenizare și a concentrației componentilor asupra omogenității amestecurilor de fricțiune pe bază de pulbere de fier

Cercetările privind procesul de omogenizare s-au efectuat asupra unor amestecuri de compoziții reprezentative în practica elaborării sinterizatelor de fricțiune feroase și anume pe baza sistemului Fe-grafit-[Pb,Cu]-[Al₂O₃,SiO₂,azbest] (tab.4.2), pe baza căruia au fost elaborate materialele de fricțiune abordate în cadrul prezentei lucrări.

Tabelul 4.2
Compoziția amestecurilor cercetate

Ames- tec nr.	Component în % de greutate						
	Fe	Pb	Cu	Gra- fit	Al ₂ O ₃	SiO ₂	Az- best
I	74	-	12	9	-	3	2
II	82	5	-	9	4	-	-
III	84	5	-	9	2	-	-
IV	77	5	-	9	9	-	-

S-a urmărit și evaluat calitatea omogenizării amestecurilor în funcție de durata procesului și de concentrația unor componente.

Unele caracteristici ale componentilor introduși în amestecurile supuse omogenizării sînt prezentate în tab.4.3,

din care rezultă complexitatea deosebită a amestecurilor polinare cercetate. Repartițiile granulometrice ale componentilor amestecurilor, reprezentate în diagrama dublu logaritmică, sînt arătate în fig.4.5.

Tabelul 4.3
Unele caracteristici ale componentilor amestecurilor cercetate

Caracteristica	Componentul pulverulent						
	Fe	Pb	Cu	Gra- fit	Al ₂ O ₃	SiO ₂	Az- best
Densitatea teoretică, g/cm ³	7,86	11,34	8,92	2,20	3,85	2,60	2,75
Densitatea aparentă (liber vărsată), g/cm ³	2,72	3,63	2,66	0,30	1,42	0,51	0,16
Fluiditatea - Ø2,54mm, g/s	1,45	1,92	1,40	nu curge	0,54	0,49	nu curge
Forma particulelor	polie- drică	sfe- rică	sfe- rică	lame- lară	polie- drică	acicu- lară	fibri- lară
Calitatea suprafeței particulelor	ruoa- să	ne- tedă	ruoa- să	ne- tedă	ne- tedă	-	-

Înainte de realizarea amestecurilor urmînd a fi supuse omogenizării, componentii urmăriți (pentru amestecul I: succesiv azbest și grafit, pentru amestecul II: succesiv Al₂O₃ și grafit, pentru amestecurile III și IV: Al₂O₃) s-au marcat radioactiv conform metodei descrise în cap.4.1.1.

Omogenizarea s-a efectuat cu ajutorul unui omogenizator cu mișcare spațială, cu viteza de omogenizare determinată de turația n = 58 rot/min a arborilor de ieșire ai omogenizatorului.

Amestecurile uscate s-au introdus într-un vas de formă cilindrică, cu capacitatea 500 cm³, amestecurile ocupînd 85% din volu-

mul vasului, fiind determinat volumul optim de 80-90% pentru care eficiența omogenizării este maximă.

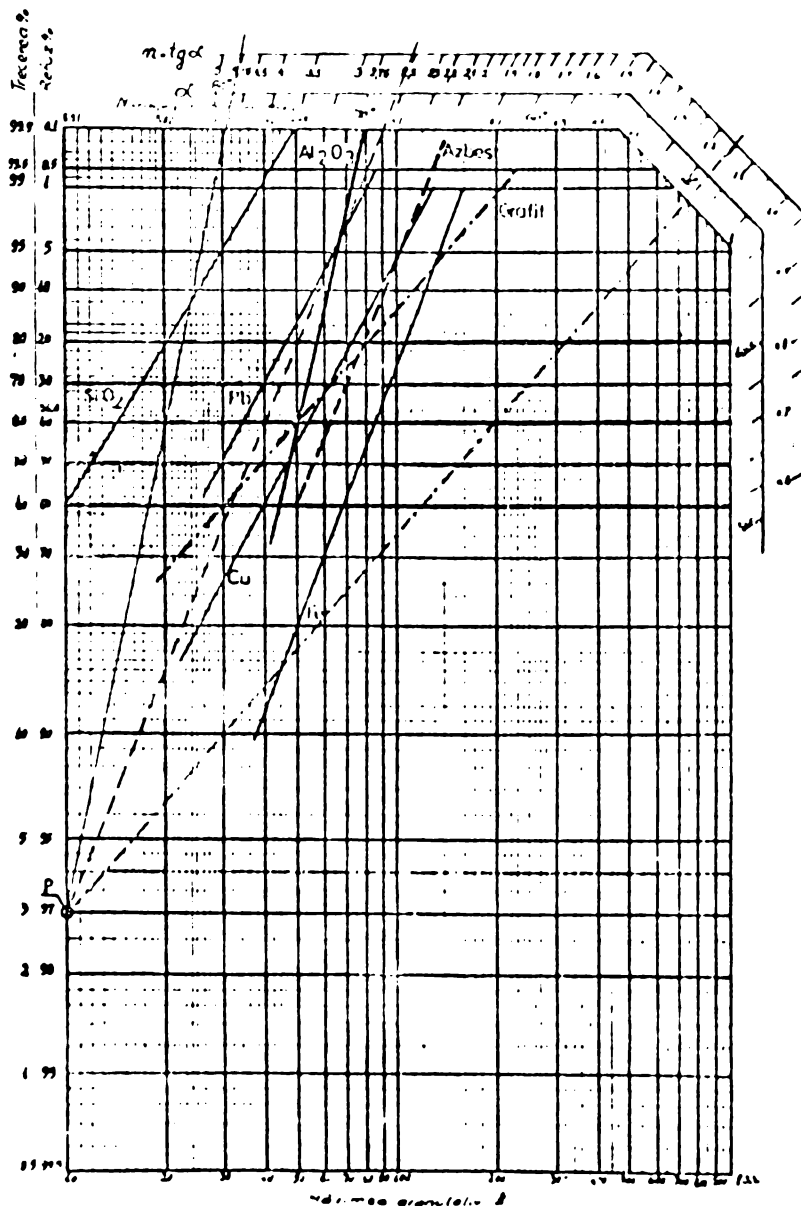


Fig.4.5. Compoziția granulometrică a pulberilor componente ale amestecurilor cercetate.

De menționat că pentru omogenizarea corespunzătoare a unor astfel de sisteme pulverulente polinare complexe în diferite utilaje uzual utilizate se indică ca necesară o durată de 4-6 h în tamburii cilindrici, orizontali [116], 1-1,5 h în omogenizatoare dublu conice [135]. În omogenizatorul de tip spațial, amestecul omogenizat, observat macroscopic, pare omogen numai după 30 sec. Nici observarea microscopică (la stereomicroscop) nu permite însă urmărirea particulelor fine de azbest, Al_2O_3 , SiO_2 și nici chiar de Pb sau Cu, datorită conținutului de grafit care conferă întregii mase a amestecurilor o culoare gri-închis spre negru.

Corespunzător diferitelor durate ale procesului de omogenizare din masa amestecurilor s-au extras, direct din vasul de omogenizare, cu ajutorul sondei de imersie din fig.4.1,b, după metoda

"bitetraedrică" (fig.4.6), probe de 0,2 g. Această valoare este acoperitoare față de greutatea minime teoretice, rezultate din calculul cu rel.(4.44) pentru ca probele să fie reprezentative pentru compozițiile cercetate. Cu ajutorul instalației din fig.4.1, a s-au evaluat concentrațiile componentelor marcați radioactiv. Omogenitatea amestecurilor I și II exprimată prin valorile mediei aritmetice și coeficientului de variație (rel.4.2), exprimat în procente, ale conținutului componentelor urmărite, în funcție de durata omogenizării este prezentată în fig.4.7 și fig.4.8. Într-o primă etapă gradul de omogenitate al amestecurilor s-a exprimat [144,145] cu ajutorul relației:

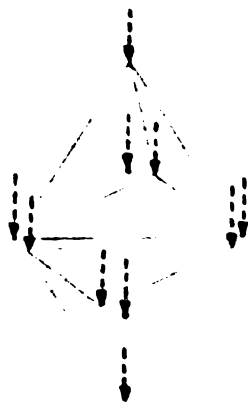


Fig.4.6. Metoda de extragere a probelor.

$$G.O. = (1-k).100 (\%) \quad (4.45)$$

în care parametrul k - utilizat și ca atare pentru exprimarea calității omogenizării de unii autori [152] - ține seamă de starea inițială, neomogenizată a amestecului, fiind:

$$k = \frac{C_{vt}}{C_{v0}} = \frac{s}{G_0} \quad (4.46)$$

unde: s - abaterea medie pătratică a probelor la o anumită durată de omogenizare;

G_0 - abaterea medie pătratică a amestecului complet neomogenizat (segregat).

Din fig.4.9 se remarcă gradul de omogenitate ridicat (peste 97,5%) obținut pentru toți componentii urmăriți (azbest, oxid de aluminiu și grafit din amestecurile

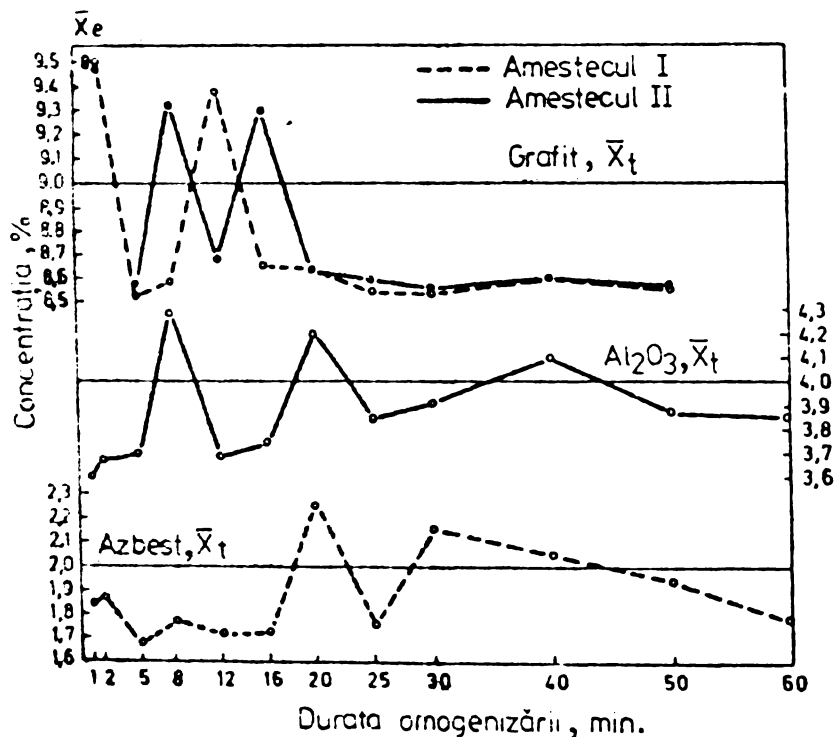


Fig.4.7. Variația concentrației medii de azbest, oxid de aluminiu și grafit în probe, în funcție de durata omogenizării.

I și II), după numai aprox. 2 min. de omogenizare în omogenizatorul cu mișcare spațială. Valorile maxime obținute după 30-40 min. pentru azbest (G.O. = 99,4% respectiv $C_v = 4,5\%$) și oxid de aluminiu (G.O. = 99,2% respectiv $C_v = 3,8\%$) sînt remarcabile. Pînă la această durată

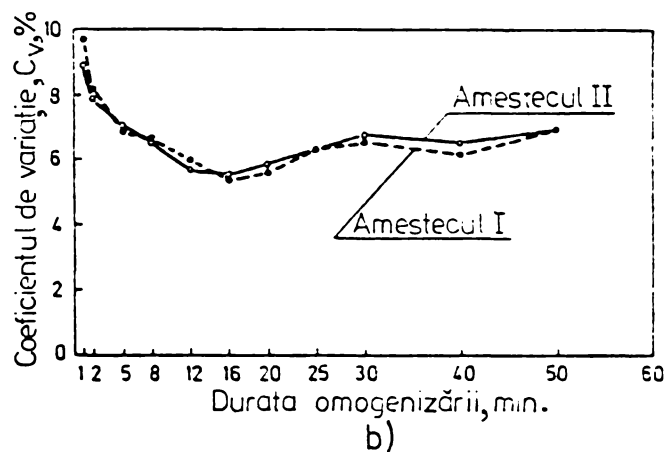
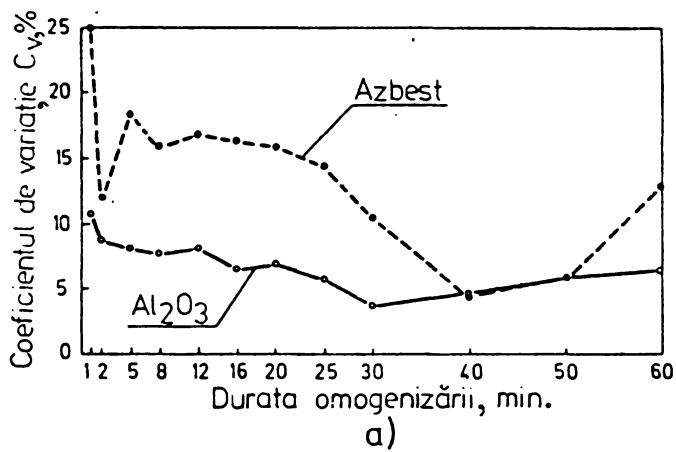


Fig.4.8. Dependența coeficientului de variație al conținutului de azbest și oxid de aluminiu(a), respectiv grafit(b), de durata omogenizării.

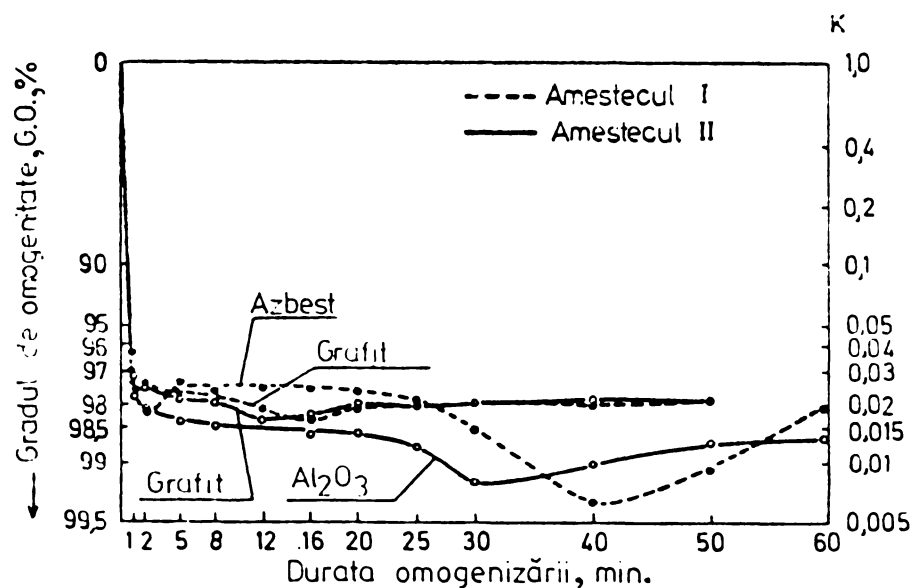


Fig.4.9. Variația gradului de omogenitate al azbestului,oxidului de aluminiu și grafitului în funcție de durata omogenizării.

de omogenizare, grafitul se găsește în amestecuri într-o stare de cvasiechilibru, definită printr-un înalt grad de omogenitate, G.O. = 97,8-98%. Acest din urmă component atinge înă gradul de omogenitate maxim (G.O. = 98,3% respectiv $C_v = 5,4-5,6\%$) după o durată de omogenizare mai scurtă, de 12-16 min. Deși conținutul de grafit este mai mare, gradul lui de omogenitate este inferior celor ale azbestului și Al_2O_3 , probabil ca urmare a granulației mai grobe și densității mai mici ai grafitului.

După atingerea unor anumite valori ridicate, gradele de omogenitate ale componentelor urmărite nu prezintă variații liniare

cu durata omogenizării, ci o serie de fluctuații în raport cu valoarea "de echilibru" a sistemului. Adeseori, se consideră că aceste fluctuații ale gradului de omogenitate ar reprezenta erorile de determinare sau de exprimare cifrică a concentrației unui component [138]. Este însă mai plauzibilă acceptarea unor astfel de fluctuații - puse în evidență și de alți autori [152-154] - ca datorându-se fenomenelor de segregare ce însoțesc întotdeauna procesul de omogenizare. Segregarea este cauzată de adeziunea provocată de către forțele de atracție moleculare (Van der Waals), de valență precum și de forțele de atracție electrostatice. Datorită acestora, pot apare aglomerări ale unuia sau altuia dintre componentii unui sistem pulverulent. Adeziunea depinde de natura materialului, de calitatea suprafeței, mărimea și forma particulelor precum și de distanțele dintre particulele unui component, respectiv de concentrația lui în amestec. Segregare pronunțată poate apare și la folosirea unui utilaj de omogenizare necorespunzător sau la depășirea unor durate ale procesului de omogenizare, considerate optime [153].

Segregarea componentilor urmăriți din amestecurile I și II, omogenizate cu ajutorul omogenizatorului de tip spațial, nu atinge valori inacceptabile. Explicația constă în cinematica particulelor amestecului în interiorul vasului de omogenizare. Ca urmare a mișcării de tip spațial a vasului, particulele amestecului efectuează o mișcare pulsatorie tridimensională, turbionară care, contrar altor tipuri de mișcări la omogenizare, nu realizează o ordine "deranjată" a particulelor ci o ordine aleatoare de înalt grad. Se poate totuși afirma că și în cazul omogenizării în omogenizator cu mișcare spațială a amestecurilor cercetate apare o durată optimă de omogenizare, de 30 min. Depășind-o, pe lângă faptul că unul sau mai mulți componenți ai amestecurilor de acest tip se pot îndepărta de gradul de omogenitate "de echilibru", scade și economicitatea operației.

Din fig.4.8 a s-ar părea că pentru Al_2O_3 din amestecul II se obține o omogenitate superioară celei a azbestului din amestecul I, în timp ce din fig.4.9 rezultă contrariul. Deși în discuție sînt două amestecuri diferite, totuși astfel se ridică problema modului în care atât concentrația componentilor pulverulenți cît și caracteristicile lor influențează gradul de omogenitate.

În scopul verificării acestei neconcordanțe și a elucidării influenței concentrației componentului urmărit asupra calității

Tabelul 4.4

Amestec nr.	Componentul	$C_{v\infty}^2$
I	Azbest	0,00076
II	Grafit	0,00087
II	Al ₂ O ₃	0,00013
III		0,00032
IV		0,00007

omogenizării unui amestec, s-a apelat la parametrul dat de rel.(4.3). Acesta permite exprimarea cifrică mai reală a omogenității direct dependentă de concentrația componentului [138], ținând totodată seama de omogenitatea maximă realizabilă teoretic pentru un component dat. În acest scop, cu rel.(4.35), s-au calculat coeficienții de variație corespunzători stării ideal(perfect)omogenizate a

componentelor urmăriți din cele patru amestecuri (tab.4.4).

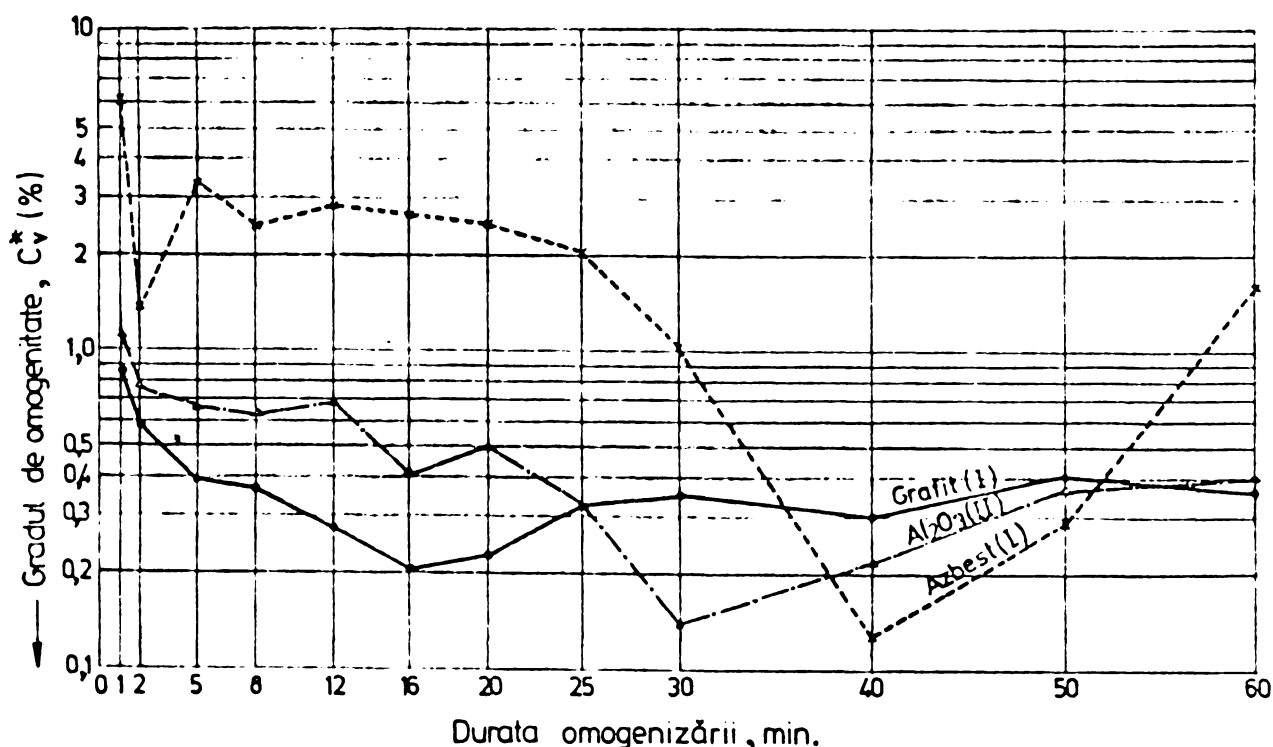


Fig.4.10. Dependența coeficientului de variație al azbestului, oxidului de aluminiu și grafitului de durata omogenizării.

Cu ajutorul acestora, pe baza rel.(4.3), exprimată în procente:

$$G.O. = (C_{v_t}^2 - C_{v_\infty}^2) \cdot 100 = C_v^* \cdot 100 (\%)$$

s-au calculat gradele de omogenitate ale azbestului, grafitului din amestecul I și Al₂O₃ din amestecul II. Ținând cont de omogenitatea maximă realizabilă a componentelor urmăriți, calitatea omogenizării celei mai avansate (după o durată de 30 min.) a componentului Al₂O₃ din amestecul II este în realitate inferioară celei a azbestului (după 40 min.) din amestecul I (fig.4.10), în pofida coeficientului de variație mai mic (fig.4.8 a). Aceasta se explică prin faptul că

la calcularea lui $C_{v\infty}^2$ s-au luat în considerare o serie de caracteristici ale celor doi componenți, între care pondere mare au gradul de finețe și cifra de uniformitate. Astfel, datorită gradului de finețe superior ($d' = 50\mu\text{m}$) și cifrei de uniformitate mai mari ($n = 4,75$) ale pulberii de Al_2O_3 față de aceleași caracteristici ale pulberii de azbest ($d' = 63\mu\text{m}$, $n = 2,50$, v.fig.4.5), pentru oxidul de aluminiu s-a obținut un $C_{v\infty}^2$ mai mic decât pentru azbest (v.tab.4.4).

Influența concentrației componentului urmărit asupra omogenității s-a cercetat pe amestecurile II, III, și IV, în care conținutul de Al_2O_3 s-a variat între 2 și 9 % (de greu.).

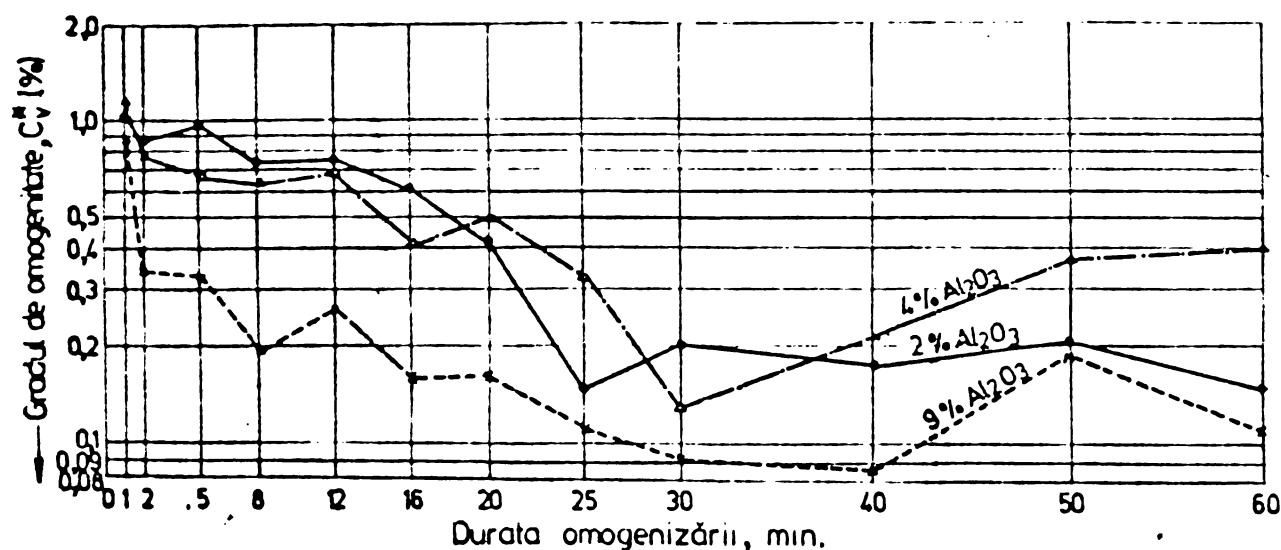


Fig.4.11. Influența concentrației oxidului de aluminiu și duratei de omogenizare asupra coeficientului de variație.

Din fig.4.11 rezultă atât creșterea gradului de omogenitate al amestecului - din punct de vedere al componentului urmărit - cât și deplasarea valorii maxime a omogenității spre durate de omogenizare mai lungi (de la 25 la 40 min.), odată cu mărirea conținutului de Al_2O_3 . De asemenea, până la aceste durate optime de omogenizare, calitatea omogenizării este cu atât mai bună cu cât conținutul de Al_2O_3 este mai ridicat.

În concluzie, datorită valorilor ridicate ale gradului de omogenitate precum și a celei mai reduse influențe a conținutului componenților asupra omogenității, cca 30 min. reprezintă o durată optimă la omogenizarea în omogenizatorul cu mișcare spațială a amestecurilor polinare complexe cu bază de pulbere de fier pentru materialele de fricțiune sinterizate.

4.2. Compactizarea. Contribuții teoretice și experimentale la presarea amestecurilor de fricțiune

4.2.1. Influența compoziției amestecurilor polinare complexe asupra procesului compactizării

Compactizarea amestecurilor omogenizate, are drept scop obținerea unor comprimate de formă, dimensiuni și densitate prescrise. Densitatea după presare a compactelor - care conturează într-o anumită măsură proprietățile finale, realizabile ale sinterizatelor - depinde de natura și proprietățile fizico-tehnologice ale componentelor pulverulenți (granulația, forma, suprafața și structura internă a particulelor etc.), de compoziția amestecurilor precum și de presiunea de compactizare utilizată.

Pentru materialele de fricțiune sinterizate fero-grafitice, elaborate în condiții tehnologice constante (v. cap. 3.2.1), la mărirea adaosului de grafit până la 10% de greutate, se constată o interdependență directă între scăderea densității (v. fig. 3.4) și creșterea valorilor - și așa ridicate - ale uzurii la încărcări de frecare mai severe, p.v > 60 daN.m/s.cm², (v. fig. 3.6). Aceasta confirmă corelația, stabilită de Dufek ș.a. [11], între valorile ridicate ale uzurii și densitatea unor materiale de fricțiune sinterizate feroase de compoziție complexă și variabilă, obținute într-un același regim tehnologic.

Prin cercetări anterioare [93], autorul tezei a stabilit de asemenea o certă interdependență între creșterea compactității, obținută prin mărirea presiunii de compactizare și micșorarea uzurii unor materiale de fricțiune sinterizate feroase de compoziție constantă, elaborate în condițiile varierii unor parametri tehnologici.

Aceste constatări au atras atenția asupra necesității aprofundării studiului procesului de compactizare al amestecurilor de fricțiune. Utilizarea largă a sistemelor polinare de componente metalici, lubrifianți și ceramici la elaborarea materialelor sinterizate de fricțiune (v. cap. 1.1, respectiv cap. 3, în ce privește prezentele cercetări), iar prin particularizare ca binare - și a materialelor antifricțiune, abrazive, refractare etc., justifică cercetările efectuate de autorul tezei asupra compactizării prin presare a unor astfel de sisteme pulverulente [164-168].

În ce privește fenomenele și descrierea lor cu ajutorul unor relații matematice, utilizabile practic, la compactizarea prin presare la rece în forme rigide, cele mai multe cercetări [155-158]

se limitează la presarea pulberilor metalice, în cele mai multe cazuri monocomponente. Există puține date asupra procesului de compactizare a unor amestecuri formate din două sau chiar mai multe tipuri de pulberi. Ele se referă la cazul când ambele sau toate tipurile de pulberi participă la realizarea legăturii între particulele amestecului presat [159]. Unele cercetări [160,161] privind compactizarea amestecurilor binare de pulberi metalice cu pulberi ceramice, utilizate la elaborarea materialelor abrazive cu lianți metalici, urmăresc stabilirea relației dintre proprietățile de presare ale amestecului în funcție de proprietățile de presare ale componentului metalic (liantului). Studii asupra compactizării amestecurilor de pulberi metalice cu componenți cu caracter lubrifiant [162,163], se limitează însă la conținuturi reduse (0,5-3%) ale ultimilor, cel mai adesea introduși în amestec ca adaosuri de lubrifiere a presării sau ca elemente de aliere în limitele de solubilitate ale elementelor de bază.

Mai puțin abordate sînt sistemele pulverulente polinare complexe cum sînt amestecurile de pulberi metalice care - comportînd în cursul presării deformări plastice -, participă la realizarea legăturilor presatului, cu componenți de tip lubrifiant și componenți ceramici. Astfel de amestecuri se diferențiază sensibil de cele frecvent abordate de literatura de specialitate, prin comportarea contradictorie a ultimilor două tipuri de componenți.

Componenții nemetalici, friabili, de tip lubrifiant, adăugați amestecurilor în proporții ridicate, împiedică formarea legăturilor cu caracter metalic în presate. Concomitent însă, datorită caracterului lor lubrifiant, promovează densificarea, modificînd substanțial compresibilitatea amestecurilor.

Componenții de tip ceramic, nedeformabili, introduși și ei în concentrații variînd între limite largi, nu contribuie la realizarea legăturilor proprii presării pulberilor metalice. Dimpotrivă, ei reprezintă discontinuități în matricea metalică a presatelor.

Dintre orientările cercetărilor privind compactizarea prin presare a pulberilor monocomponente [156], în cazul acestor amestecuri s-a acordat atenție modului în care densificarea este influențată de compoziția amestecurilor și îndeosebi de presiunea exercitată de poanson. Problema legilor după care se distribuie presiunea în masa pulverulentă nu prezintă interes prea mare în cazul garniturilor de fricțiune a căror grosime este în general redusă.

Experiențele s-au efectuat asupra amestecurilor ternare Fe-grafit- Al_2O_3 și comparativ asupra unui alt sistem de același tip: Cu-grafit-SiC. Unele caracteristici ale pulberilor utilizate sînt prezentate în tab.4.5, iar curbele de presabilitate în fig.4.12.

Tabelul 4.5
Unele caracteristici ale componentelor amestecurilor cercetate

Pulberea	Granulația (μm)	Densitatea teoretică, g/cm^3	Densitatea aparentă, g/cm^3		Compactitatea, %		Forma particulelor	Calitatea suprafeței
			liber vărsată	tusată	liber vărsată	tusată		
Fe	>160	7,86	2,42	3,24	30,8	41,2	poliedrică	rugosă
Grafit	>40	2,20	0,28	0,68	12,7	30,8	lamelară	netedă
Al_2O_3	63-100	3,90	1,53	2,41	39,2	61,8	poliedrică	netedă
Cu	>125	8,92	1,54	2,64	17,2	29,6	dendritică	rugosă
SiC	57-65	3,20	1,27	1,98	39,7	62,0	poliedrică	netedă

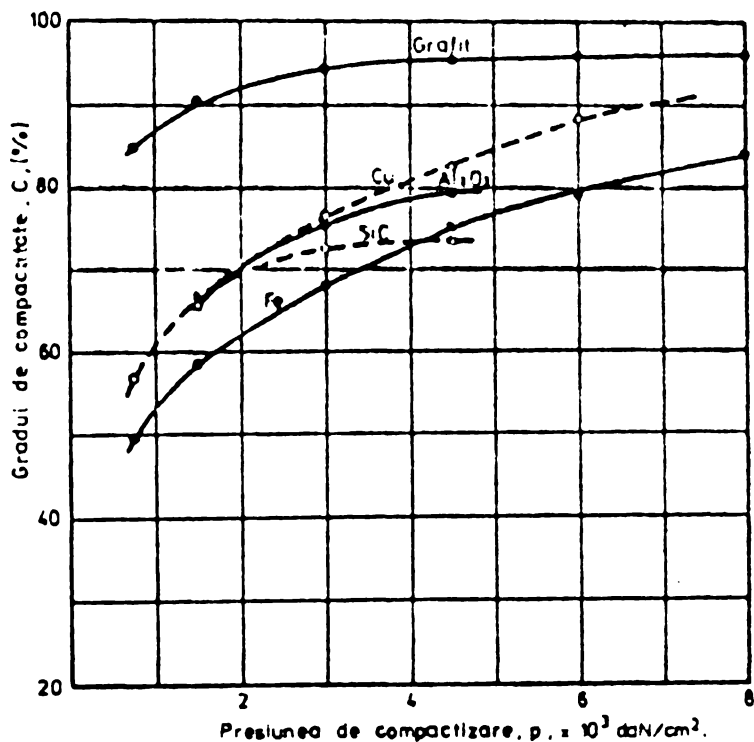


Fig.4.12. Curbele de presabilitate ale pulberilor componente ale sistemelor cercetate.

Compozițiile s-au realizat variind concentrația fiecărui component în limitele 0-100% din 10 în 10% de greutate. Omogenizarea amestecurilor s-a făcut în omogenizatorul cu mișcare spațială, timp de 30 min., durată determinată ca optimă (v. cap.4.1.2). Compactizarea s-a făcut prin presare bilaterală la rece, cvasistatic, într-o matriță rigidă, cu viteza de aplicare a forței de presare 20 mm/min. și 5 sec. durată de menținere la valoarea maximă a forței. Preecatele obținute în urma compactizării la presiuni cuprinse între $(1,5-8) \cdot 10^3 \text{ daN}/\text{cm}^2$, au avut secțiunea de 1 cm^2 iar raportul înălțime/diametru = 1.

Pe baza densității epruvetelor s-a determinat gradul de compactitate, C , definit ca raportul, exprimat procentual, dintre densitatea amestecului la o presiune dată, p și densitatea teoretică în stare compactă a aceluiași amestec:

$$C = \frac{\rho_p}{\rho_c} \cdot 100 (\%) \quad (4.47)$$

Pentru sistemele polinare densitatea în stare compactă a unui amestec din n componente 1, 2, ..., n , se determină cu relația:

$$\rho_c = \frac{100}{\frac{x_1}{\rho_1} + \frac{x_2}{\rho_2} + \dots + \frac{x_n}{\rho_n}} \quad (\text{g/cm}^3) \quad (4.48)$$

în care: $\rho_1, \rho_2, \dots, \rho_n$ - densitățile materialelor compacte ale pulberilor componentilor 1, 2, ..., n , (g/cm^3);

x_1, x_2, \dots, x_n - conținuturile (în % de greutăți) ale componentelor în amestec.

Relația (4.47) exprimă gradul de compactitate al amestecului 1+2+ ... + n în stare omogenă, la diferite presiuni de compactizare la care s-au determinat ρ_p .

Comparînd gradul de compactitate, C , al amestecului omogen cu gradul de compactitate, C_s , obținut pentru același amestec, dar complet segregat:

$$C_s = \frac{\rho_{p_s}}{\rho_c} \cdot 100 (\%) \quad (4.49)$$

se poate urmări influența în parte a componentelor asupra compactizării sistemului. În relația (4.49) ρ_{p_s} , densitatea amestecului în stare complet segregată la presiunea p se obține cu ajutorul relației:

$$\rho_{p_s} = \frac{100}{\frac{x_1}{\rho_{1_p}} + \frac{x_2}{\rho_{2_p}} + \dots + \frac{x_n}{\rho_{n_p}}} \quad (\text{g/cm}^3) \quad (4.50)$$

în care: $\rho_{1_p}, \rho_{2_p}, \dots, \rho_{n_p}$ - densitățile comprimatelor obținute din componentii 1, 2, ..., n ai sistemului polinar, presate pentru fiecare component în parte la presiunea p .

Reprezentarea grafică spațială a gradelor de compactitate a sistemelor ternare s-a făcut pe baza triunghiului echilateral (triunghiul concentrațiilor) al lui Gibbs. Pentru simplificarea reprezentării, suprafețele spațiale de variație ale gradelor de compactitate s-au redat doar prin intersecțiile lor cu planele amestecurilor binare.

Influența concentrației componentelor, la diferite presiuni de compactizare, asupra densificării amestecurilor poate fi pusă în

evidență prin compararea suprafețelor spațiale de variație ale grade-
lor de compactitate C și C_s pentru amestecurile cercetate. La compri-
matele presate din amestecul Fe-grafit- Al_2O_3 (fig.4.13) la presiuni

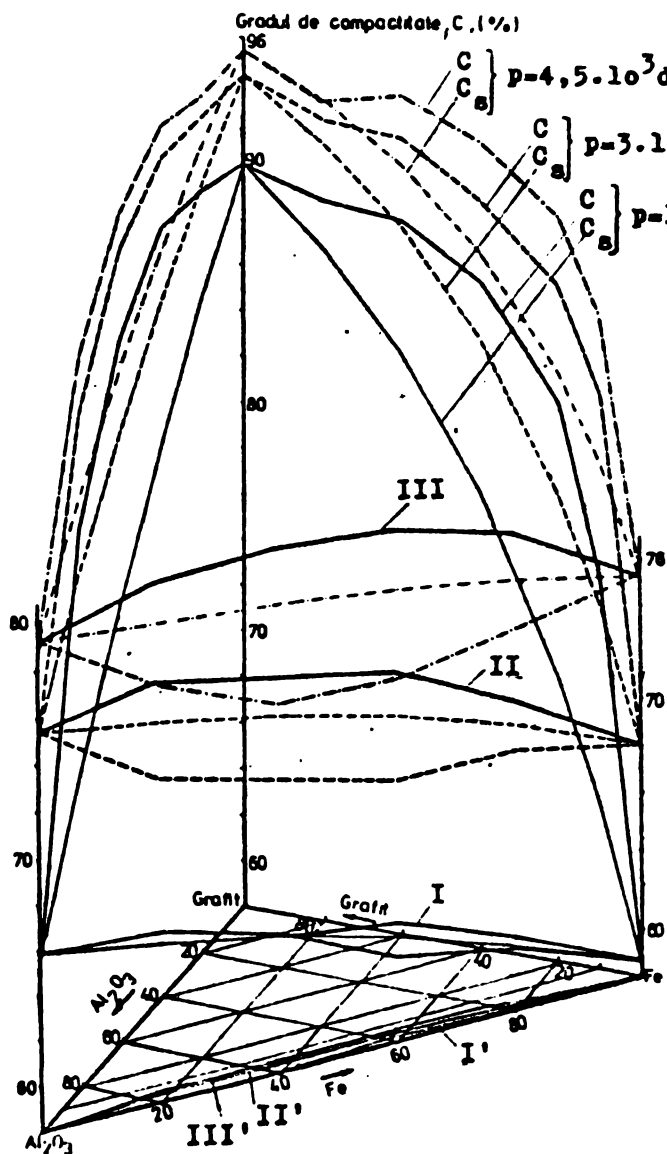


Fig.4.13 Curbele spațiale de in-
tersecție dintre suprafețele de
variație ale gradului de compac-
titate în stare presată omogenă
și complet segregată pentru sis-
temul Fe-grafit- Al_2O_3 :

- I - la $p = 1,5 \cdot 10^3 \text{ daN/cm}^2$
- II - la $p = 3,0 \cdot 10^3 \text{ daN/cm}^2$
- III - la $p = 4,5 \cdot 10^3 \text{ daN/cm}^2$

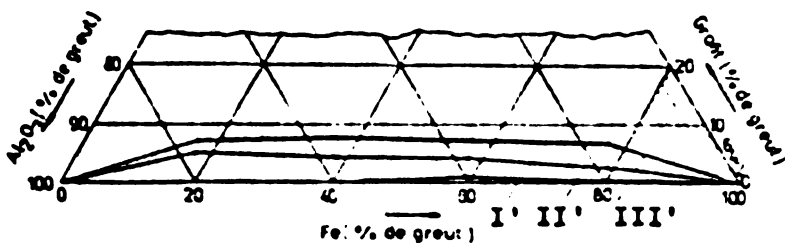


Fig.4.14 Proiecțiile curbelor spa-
țiale în planul concentrațiilor
sistemului Fe-grafit- Al_2O_3 :

- I' - la $p = 1,5 \cdot 10^3 \text{ daN/cm}^2$
- II' - la $p = 3,0 \cdot 10^3 \text{ daN/cm}^2$
- III' - la $p = 4,5 \cdot 10^3 \text{ daN/cm}^2$

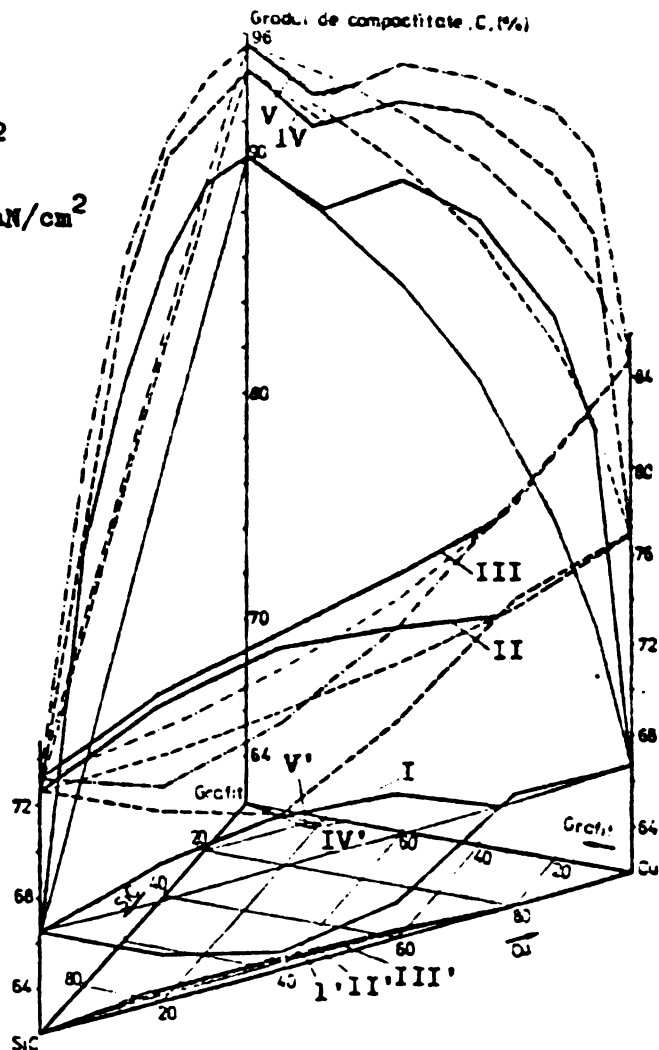


Fig.4.15. Curbele spațiale de inter-
secție dintre suprafețele de varia-
ție ale gradului de compactitate în
stare presată omogenă și complet se-
gregată și proiecțiile acestor curbe
în planul concentrațiilor sistemului
Cu-grafit-SiC:

- I și I' - la $p = 1,5 \cdot 10^3 \text{ daN/cm}^2$
- II, IV și II', IV' - la $p = 3,0 \cdot 10^3 \text{ daN/cm}^2$
- III, V și III', V' - la $p = 4,5 \cdot 10^3 \text{ daN/cm}^2$

de $(3-4,5) \cdot 10^3 \text{ daN/cm}^2$ (curbele II
și III) și parțial la presiunea de
 $1,5 \cdot 10^3 \text{ daN/cm}^2$ (curba I), suprafețe-
le de variație ale gradelor de
compactitate în stare omogenă se
intersectează în spațiu, în apro-
pierea planului amestecului binar
Fe- Al_2O_3 , cu cele de variație ale
gradelor de compactitate în stare
segregată. Același fenomen începe
să se manifeste la presiuni de com-
pactizare de peste $4,5 \cdot 10^3 \text{ daN/cm}^2$

și pentru compozițiile bogate în grafit (peste 80% de greutate), cu conținuturi foarte mici de Al_2O_3 și diferența pînă la 100%, pulbere de fier. Așadar, pentru anumite valori ale concentrațiilor celor trei componente ai sistemului, valori care depind de presiunea de compactizare, gradul de compactitate în stare omogenă este mai mic decît cel în stare segregată.

Proiecțiile curbelor spațiale de intersecție în planul concentrațiilor (curbele I', II' și III') și amestecul binar Fe- Al_2O_3 delimitează un domeniu din triunghiul concentrațiilor sistemului ternar (fig. 4.14), care se extinde cu creșterea presiunii de compactizare. Deci amestecurile ternare cu pînă la 8-9% de greutate grafit (la presiuni de compactizare de pînă la $4,5 \cdot 10^3 \text{ daN/cm}^2$) și avînd variabile, dar ridicate, conținuturi de Fe și Al_2O_3 , prezintă în urma compactizării grade de compactitate mai scăzută în stare omogenă decît în stare segregată. Peste aceste procentaje critice situația se schimbă.

În ce privește compozițiile cercetate în lucrarea de față (v. cap. 3), fenomenul constatat prezintă interes la amestecurile bogate în pulbere de fier (triunghiul hașurat în fig. 4.14), presate la presiuni de compactizare de peste $3 \cdot 10^3 \text{ daN/cm}^2$ utilizate practic. Rezultă că la compactizarea prin presare la rece a materialelor de fricțiune pe bază de pulbere de fier cu adaosuri de componente lubrifiante și ceramici, la mărirea presiunii de compactizare, în scopul obținerii unor compactități superioare ale amestecurilor omogene, este necesară fie limitarea conținutului de componente ceramici, fie mărirea conținutului de componente lubrifiante. Prin efectul negativ al componentelor ceramici asupra densificării poate fi explicată tendința de creștere - odată cu mărirea la 9% de greutate adaos de Al_2O_3 (v. fig. 3.20) - a uzurii la încărcări medii ($p \cdot v = 36 \text{ daN} \cdot \text{m/s} \cdot \text{cm}^2$), așadar chiar în prezența peliculelor complexe la interfața de frecare, a materialelor de fricțiune sintetizate feroase cu conținut optim stabilit de componente lubrifiante.

Fenomenul semnalat pentru sistemul Fe-grafit- Al_2O_3 apare și la sistemul Cu-grafit-SiC (fig. 4.15), dar se manifestă diferit în acest caz.

Amestecurile cu conținut de grafit tot de pînă la cca 8% de greutate, dar acum compozițiile deplasate spre colțul componentului ceramic (SiC), prezintă în urma compactizării prin presare la rece grade de compactitate în stare omogenă mai coborîte decît gradele de compactitate în stare complet segregată. Pe măsura creșterii presiunii de compactizare, fenomenul se atenuează, în schimb el se manifestă din ce în ce mai pregnant pentru compozițiile ternare din colțul componentului grafit, la presiuni de compactizare crescînde, peste $3 \cdot 10^3 \frac{\text{daN}}{\text{cm}^2}$.

Așadar, pentru acest sistem, la compactizarea prin presare a amestecurilor de compoziții în care predomină componentul metalic (Cu) nu apar probleme de genul celor semnalate la amestecurile pe bază de fier.

Fenomenele constatate, în fond anomii, evidențiază astfel și comportarea întrucâtva diferită a unor amestecuri polinare de același tip (metal-lubrifiant-ceramic), conținând componenți diferiți. Ele se pot atribui naturii diferite a materialelor pulberilor, îndeosebi a celor metalice din sistemele de tipul cercetat, proprietăților fizico-mecanice ale materialelor pulberilor: densitatea, limita de curgere, deformabilitatea plastică, friabilitatea, coeficientul de frecare, precum și forma și calitatea suprafeței particulelor, granulației etc.

4.2.2. Stabilirea unor relații privind densificarea prin presare a amestecurilor ternare metal-lubrifiant-ceramic

Influența presiunii de compactizare, în funcție și de concentrația sistemului, asupra densității amestecurilor presate, rezidă din compararea suprafețelor spațiale de variație ale densităților ρ_p în stare omogenă la presiunile de compactizare utilizate, cu suprafața de variație a densității aceluiași amestec în stare compactă, prezentate în fig.4.16 pentru amestecul Fe-grafit- Al_2O_3 și fig.4.17 pentru Cu-grafit-SiC.

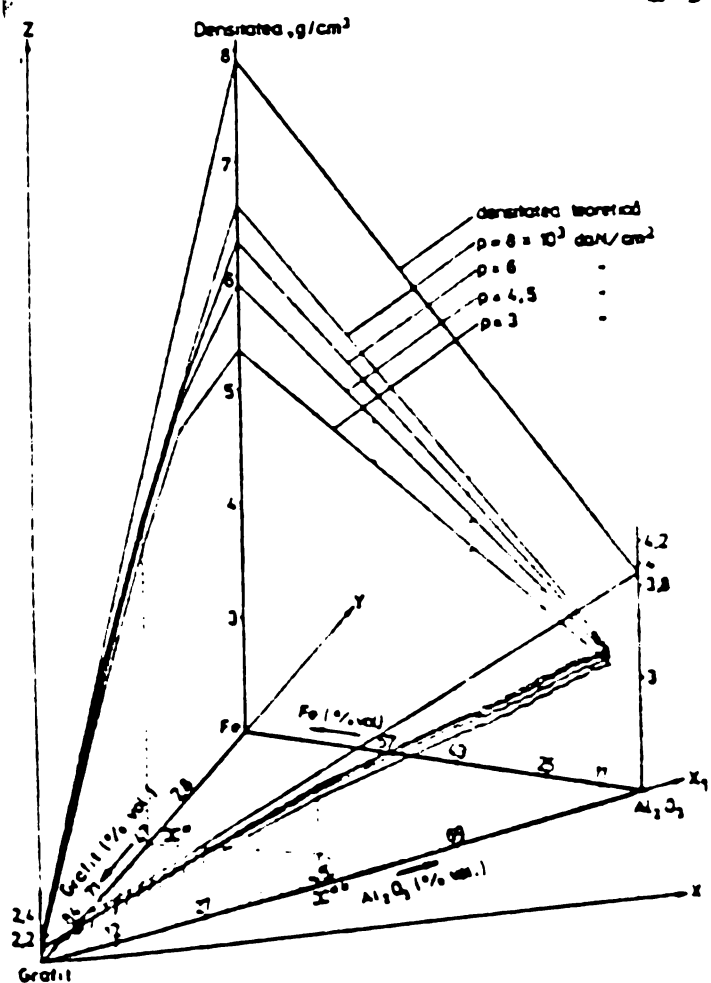


Fig.4.16 Suprafețele de variație ale densității după presare în funcție de presiunea de compactizare și concentrația sistemului Fe-grafit- Al_2O_3 .

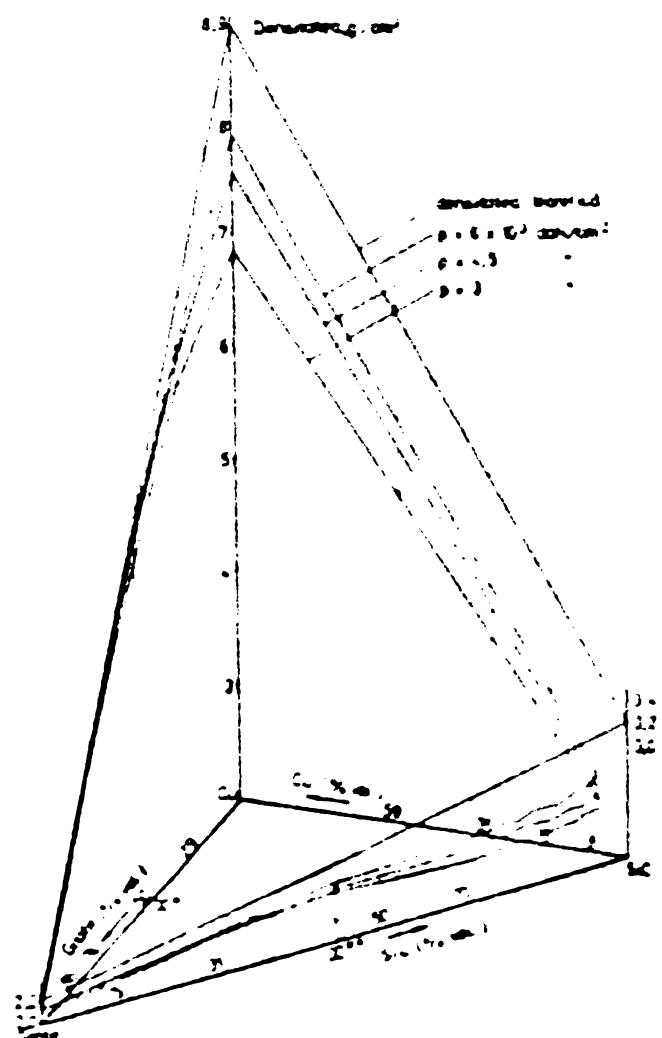


Fig.4.17 Suprafețele de variație ale densității după presare în funcție de presiunea de compactizare și concentrația sistemului Cu-grafit-SiC.

La ambele sisteme, pentru domeniile de concentrație hașurate, se constată variația aprox. plană-cu abateri de $\pm 5\%$, acceptabile în practică-a densității după presare, în funcție de compoziția amestecului. Pe măsura creșterii presiunii de compactizare, suprafețele spațiale - reprezentate, simplificat tot numai prin intersecțiile lor cu planele amestecurilor binare - tind în tot mai mare măsură să devină suprafețe plane. Intrucât însă presiunile de compactizare practic utilizabile la presarea materialelor de fricțiune, materialelor abrazive cu liant metalic, etc., nu pot depăși $(5-6) \cdot 10^3$ daN/cm², se impune precizarea unor concentrații "critice" (x^* , x^{**}) ale componentilor nemetalici peste, respectiv pînă la care, variația densității este aproximativ plană (liniară pentru amestecurile binare). Pe baza datelor experimentale aceste concentrații "critice", pentru presiuni de compactizare cuprinse între $(3-6) \cdot 10^3$ daN/cm², pot fi acceptate la $x^* \geq 47\%$ de vol. (20% de greut.) pentru componentul de tip lubrifiant și $x^{**} \geq 45\%$ de vol. (60% de greut.) pentru cel de tip ceramic.

Tinînd seamă de triunghiul echilateral al concentrațiilor cuprins în planul de bază Ox_1y (v. fig. 4.16), s-a apelat la un sistem de coordonate tridimensional oblic, axele Ox_1 și Oy formînd un unghi de 60° . Rabatînd punctele reprezentînd densitățile după presare ale amestecurilor binare grafit- Al_2O_3 , respectiv grafit-SiC de concentrație x^{**} a componentului ceramic din planul Ox_1z în planul Oxz se pot scrie coordonatele rectangulare ale punctelor care definesc planele spațiale de variație ale densităților amestecurilor. Astfel, pentru sistemul Fe-grafit- Al_2O_3 coordonatele vor fi: $(0, 0, \rho_{\text{grafit}})$; $(\frac{\sqrt{3} \cdot x^{**}}{2}; \frac{x^{**}}{2}; \rho_{x^{**}})$; $(0, 1-x^*, \rho_{x^*})$. Înlocuind aceste coordonate în ecuația (4.51) a unui plan care trece prin trei puncte de coordonate (x_1, y_1, z_1) ; (x_2, y_2, z_2) ; (x_3, y_3, z_3) plasate într-un sistem rectangular tridimensional $OXYZ$:

$$\begin{vmatrix} x - x_1 & y - y_1 & z - z_1 \\ x_2 - x_1 & y_2 - y_1 & z_2 - z_1 \\ x_3 - x_1 & y_3 - y_1 & z_3 - z_1 \end{vmatrix} = 0 \quad (4.51)$$

dezvoltînd determinantul și notînd componenții acestui tip de sisteme ternare cu M - componentul metalic, cu L - componentul de tip lubrifiant și cu C - cel ceramic se poate scrie relația:

$$\rho = \rho_L + \frac{x_C}{x^{**}} (\rho_{x^{**}} - \rho_L) + \frac{x_M}{1-x^*} (\rho_{x^*} - \rho_L) \quad (4.52)$$

în care: ρ - densitatea amestecului ternar după presare la presiunea p , (g/cm³);

- ρ_L - densitatea componentului de tip lubrifiant după presare la presiunea p , (g/cm^3);
- X_M, X_C - conținuturile componentului metalic, respectiv ceramic în amestecul ternar, (%);
- x^*, x^{**} - conținuturile critice ale componentului lubrifiant, respectiv ceramic, (%);
- $\rho_{x^*}, \rho_{x^{**}}$ - densitățile amestecului binar critic metal-lubrifiant, respectiv lubrifiant-ceramic, după presare la presiunea p , (g/cm^3).

Relația (4.52) permite calcularea densității amestecurilor ternare pentru o presiune de compactizare dată, constantă, în funcție de concentrație. Sînt necesare doar trei măsurători pentru determinarea valorilor densității componentului de tip lubrifiant și a amestecurilor binare de componenți: 80% metalic + 20% lubrifiant și 40% lubrifiant + 60% ceramic (în greut.).

Relația stabilită nu acoperă însă în întregime domeniul compozițiilor bogate în component metalic. Ea este cu atît mai exactă cu cît concentrația componentului lubrifiant este mai mare, în nici un caz sub 20% de greut. Un atare conținut poate depăși practic, într-o serie de cazuri, adaosul de grafit și (sau) alți componenți lubrifianți din amestecurile utilizate pentru elaborarea unor materiale de fricțiune sinterizate.

Reprezentînd în coordonate logaritmice densitatea după presare a unor amestecuri de tipul metal-lubrifiant-ceramic din cadrul sistemelor ternare studiate, în funcție de presiunea de compactizare (fig.4.18), se constată o variație liniară, similară cu variația densității după presare a componentilor metalici ai aceluiași sisteme. Se pot scrie astfel relațiile pentru densificarea componentilor metalici (rel.4.53) precum și a amestecurilor de pulberi metalice cu componenți lubrifianți și (sau) ceramici (rel.4.54):

$$\log \rho_M = \alpha_0 \log p + \lambda_0 \quad (4.53)$$

$$\log \rho = \alpha \log p + \lambda \quad (4.54)$$

- unde: ρ_M, ρ - densitățile după presare a componentului metalic, respectiv a amestecului, (g/cm^3);
- p - presiunea de compactizare, (daN/cm^2);
- $\alpha_0 = \text{tg}\theta_0, \alpha = \text{tg}\theta$; θ_0 și θ fiind unghiurile de înclinare ale relațiilor liniare dintre ρ_M , respectiv ρ și p ;
- λ_0, λ - coeficienți de presabilitate a componentului metalic, respectiv a amestecului.

Pentru determinarea parametrilor α_0 și α sînt necesare

valorile densităților după presare pentru doar două valori ale presiunii. Ele sînt date de curbele de presabilitate ale pulberilor metalice. In lipsa curbei de presabilitate, precum și în cazul amestecurilor ternare, ele pot fi determinate experimental, prin măsurarea densităților după presare pentru două valori ale presiunii, suficient de depărtate pentru a evita erori inadmisibile. Din rel.(4.53) și (4.54) se vor calcula apoi λ_0 și λ .

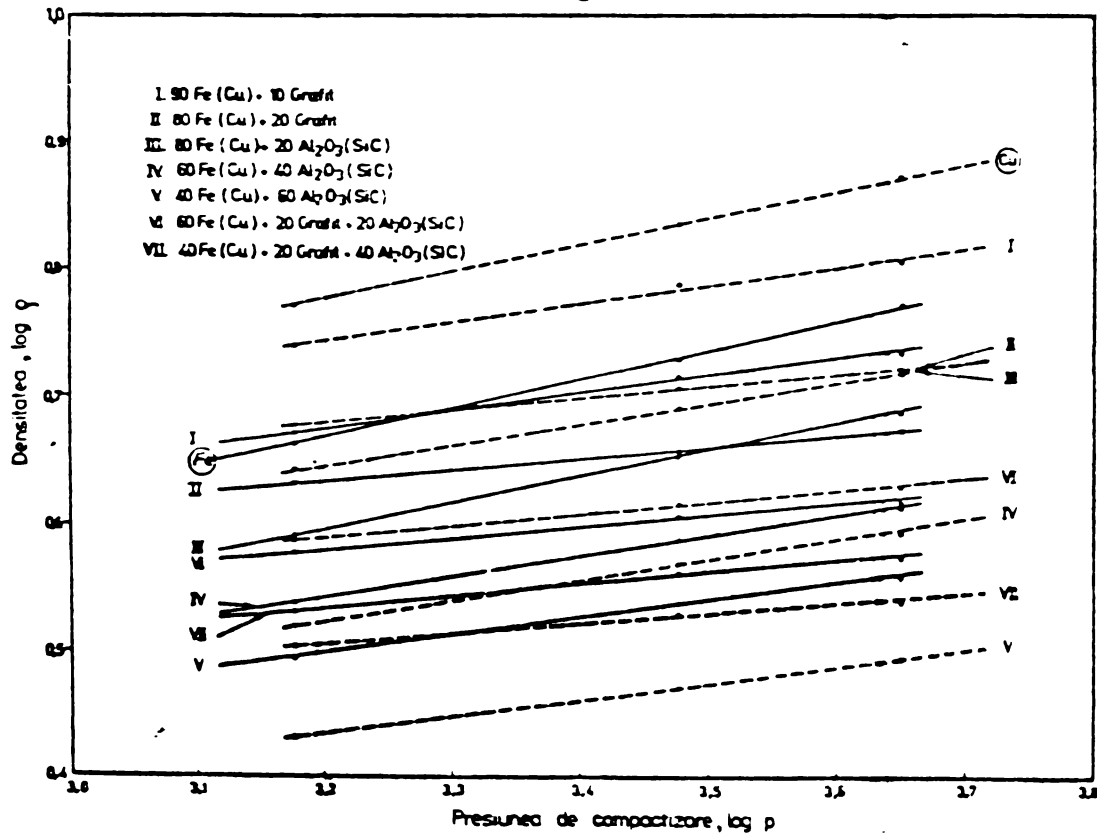


Fig.4.18. Dependența dintre densitatea după presare ($\log \rho$) și presiunea de compactizare ($\log p$) pentru pulberi metalice și amestecuri de pulberi metalice, lubrifiante și (sau) ceramice.

Relațiile (4.53) și (4.54) sînt valabile pentru stadiul al doilea al compactizării, cînd densificarea se produce prin deformarea plastică, eventual sfărîmarea particulelor, respectiv pentru presiunea $p \geq p_t$ (p_t - presiunea necesară precomprimării pulberii la densitatea de tasare). Astfel ecuația de densificare se poate corela cu densitatea de tasare, ρ_t :

$$\log \rho_M = \log \rho_{t_M} + \alpha_0 (\log p - \log p_{t_M}) \quad (4.55)$$

Acum α_0 se poate determina pe baza densității de tasare, constantă pentru o pulbere dată, și a unei valori a densității după presare la o presiune oarecare precum și a presiunii necesare precomprimării pulberii la densitatea de tasare. Toate acestea sînt date de curba de presabilitate a pulberii, iar în lipsa ei pot fi ușor determinate experimental.

Analog relației (4.55), pentru amestecurile de pulberi metalice cu componenți lubrifiante și ceramici se poate scrie:

$$\log \rho = \log \rho_t + \alpha (\log p - \log p_t) \quad (4.56)$$

Densitatea de tasare, ρ_t , a amestecurilor ternare se poate calcula cu relația:

$$\rho_t = \frac{1}{\frac{X_M}{\rho_{tM}} + \frac{X_L}{\rho_{tL}} + \frac{X_C}{\rho_{tC}}} \quad (4.57)$$

în care:

X_M, X_L, X_C - proporțiile componentului metalic, lubrifiant, respectiv ceramic în amestec, ($0 < X < 1$);

$\rho_{tM}, \rho_{tL}, \rho_{tC}$ - densitățile de tasare a componentului metalic, lubrifiant, respectiv ceramic, (g/cm^3).

Presiunea p_t necesară precomprimării amestecurilor ternare la densitatea ρ_t calculată cu rel.(4.57) este ușor de determinat experimental. Parametrul α poate fi calculat acum prin măsurarea densității amestecurilor după presare numai la o singură valoare a presiunii de compactizare.

Pentru a evita și această singură presare a amestecurilor ternare s-au determinat experimental valorile parametrului α pentru amestecurile Fe-grafit- Al_2O_3 și Cu-grafit-SiC (fig.4.19). Se observă o liniaritate a variației parametrului α pînă la cca 50% de volum component lubrifiant în cazul amestecurilor binare metal-lubrifiant și pînă la cca 70% de volum component ceramic pentru amestecurile metal-ceramic. Rezultatele sînt în concordanță cu datele obținute pentru unele amestecuri binare și de alți autori [160-162]. Astfel, parametrul α pentru cele două tipuri de amestecuri binare se poate scrie:

$$\begin{aligned} \alpha' &= \alpha_0 (1 + \lambda' \cdot x_L) \\ \alpha'' &= \alpha_0 (1 + \lambda'' \cdot x_C) \end{aligned} \quad (4.58)$$

unde: x_L, x_C - conținuturile componentului lubrifiant, respectiv ceramic, în amestec cu componentul metalic ($0 < x_L \leq 0,7$, $0 < x_C \leq 0,7$).

Variația parametrului α în domeniul hașurat din fig.4.19 al concentrației amestecurilor ternare de tip metal-lubrifiant-ceramic poate fi redată prin ecuația planelor spațiale descrise de valorile determinate pentru α :

$$\alpha = \alpha_0 + \frac{(\alpha'_{lim} - \alpha_0) X_L}{X_{Llim}} + \frac{(\alpha''_{lim} - \alpha_0) X_C}{X_{Clim}} \quad (4.59)$$

unde: $\alpha'_{lim}, \alpha''_{lim}$ - valorile parametrului α corespunzător amestecului binar "limită" metal-lubrifiant, respectiv metal-ceramic;

$X_{L_{lim}}, X_{C_{lim}}$ - conținuturile "limită" de component lubrifiant, respectiv ceramic.

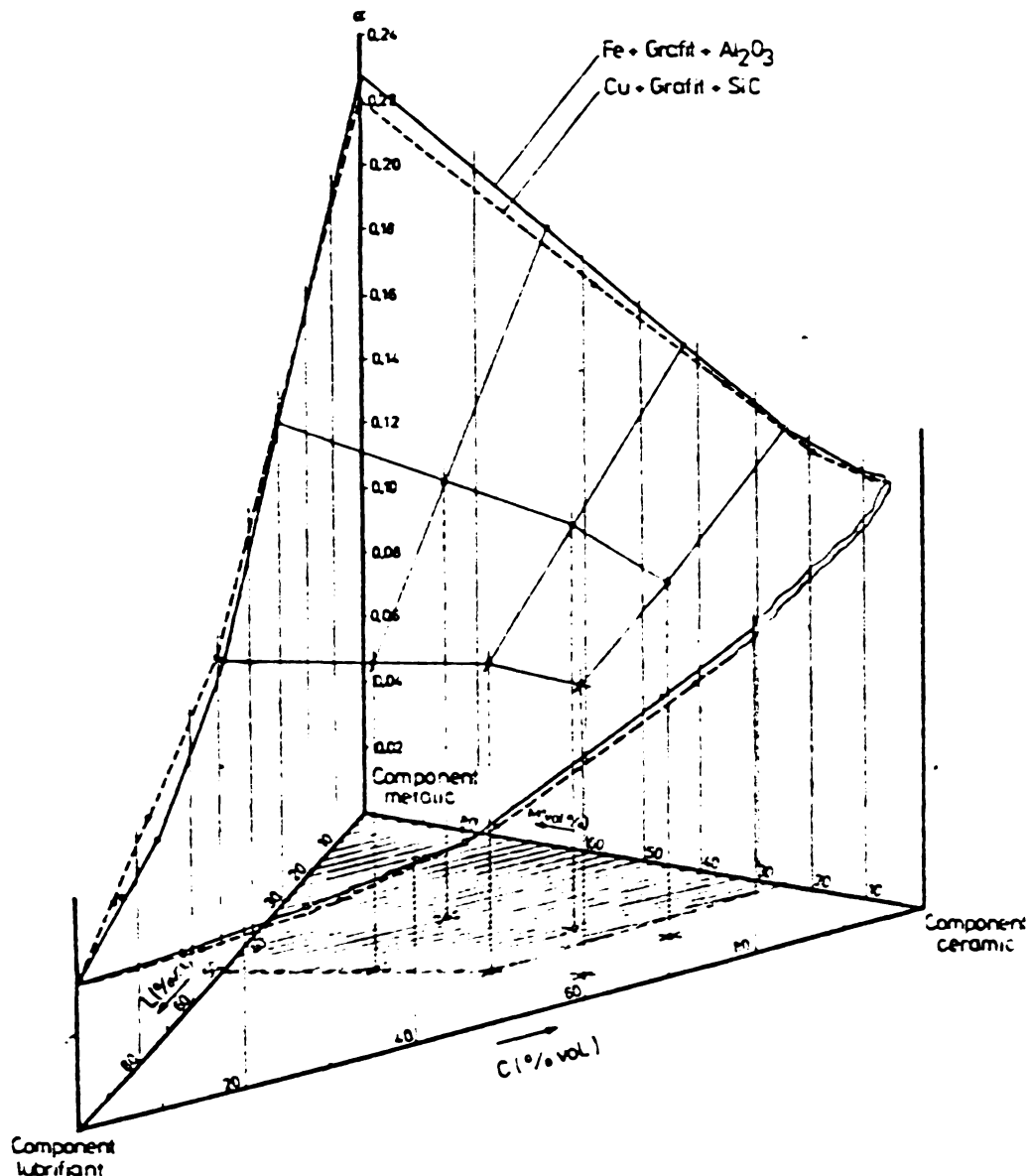


Fig.4.19. Variația parametrului α în funcție de concentrația amestecurilor de pulberi metalice, lubrifiante și ceramice.

Pentru $x_L = 0,5 = X_{L_{lim}}$ și $x_C = 0,7 = X_{C_{lim}}$, pe baza rel.(4.58) valorile α' și α'' se pot scrie:

$$\alpha'_{lim} = \alpha_0 (1 + \lambda' X_{L_{lim}}) \text{ și } \alpha''_{lim} = \alpha_0 (1 + \lambda'' X_{C_{lim}}) \quad (4.60)$$

Inlocuind rel.(4.60) în rel.(4.59):

$$\alpha = \alpha_0 (1 + \lambda' X_L + \lambda'' X_C) \quad (4.61)$$

iar rel.(4.61) și rel.(4.57) în rel.(4.56), rezultă ecuația finală:

$$\log p = \alpha_0 (1 + \lambda' X_L + \lambda'' X_C) (\log p - \log p_t) - \log p_t \quad (4.62)$$

care descrie densificarea sistemelor ternare complexe de tip metal-lubrifiant-ceramic cu pînă la 50% de volum component lubrifiant și pînă la 70% de volum component ceramic.

Coeficienții λ' și λ'' din ec.(4.62) se pot determina cu rel.(4.58):

$$\lambda' = \frac{\alpha' - \alpha_0}{\alpha_0 \cdot x_L}; \quad \lambda'' = \frac{\alpha'' - \alpha_0}{\alpha_0 \cdot x_C} \quad (4.63)$$

Valorile parametrilor α' și α'' din rel.(4.63) se pot determina cu ajutorul rel.(4.56) aplicată sistemelor binare metal-lubrifiant și metal-ceramic. Sînt necesare în acest caz doar cîte o valoare a densității după presarea la o presiune de compactizare oarecare, pentru cîte unul din cele două tipuri de amestecuri binare.

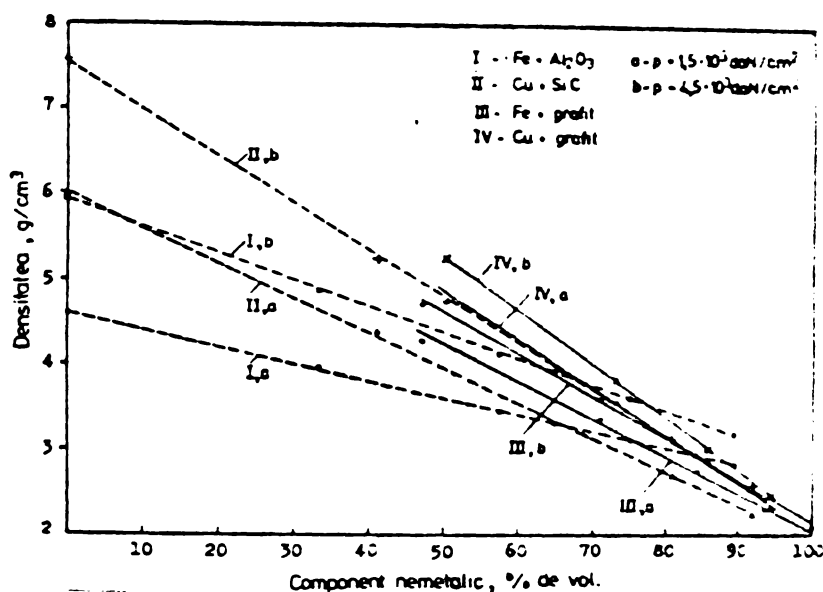


Fig.4.20. Dependența dintre densitatea de presare la diferite presiuni de compactizare și conținutul de component nemetalic al unor amestecuri de pulberi metalice cu pulberi lubrifiante sau ceramice.

Presarea necesară a unicului amestec binar metal-ceramic poate fi, de asemenea evitată. Variația în funcție de concentrație a densității amestecurilor binare metal-lubrifiant și metal-ceramic după presarea la presiune constantă, este redată în fig.4.20, (v. și fig.4.16 și fig.4.17). Se poate observa variația liniară, cu abateri de pînă la $\pm 2,5\%$, sub cele impuse curent în practică, a densității ambelor tipuri de amestecuri, pentru cele

metal-lubrifiant însă pentru un conținut de peste 50% de vol. lubrifiant. Este astfel posibilă determinarea pe cale analitică a valorilor densității după presare a acestor amestecuri binare:

$$\rho' = \rho_{0,5} - \frac{x_L}{0,5} (\rho_{0,5} - \rho_L) \quad (4.64)$$

$$\rho'' = \rho_M - x_C (\rho_M - \rho_C) \quad (4.65)$$

unde: ρ', ρ'' - densitățile amestecului metal-lubrifiant, respectiv metal-ceramic după presare la $p = \text{const.}$ (g/cm^3);
 ρ_M, ρ_L, ρ_C - densitățile componentului metalic, lubrifiant, respectiv ceramic după presare la $p = \text{constant}$;
 $\rho_{0,5}$ - densitatea amestecului 50% de vol. metal+50% de vol. lubrifiant (g/cm^3).

Avînd în vedere domeniul limitat de valabilitate a relației liniare 4.65 ($0,5 \leq x_L < 1$), rezultă că în vederea utilizării rel. (4.62) este necesară determinarea densității după presare numai pentru un amestec metal-lubrifiant cu un conținut de pînă la 50% de

vol. component lubrifiant.

Veridicitatea exprimării analitice a densității după presare a amestecurilor de tip metal-lubrifiant-ceramic, dată de ec. (4.62), este confirmată de tab. 4.6 care redă atât valorile densității calculate în maniera descrisă mai sus cât și cele determinate în urma presării pentru câteva compoziții ternare și presiuni. S-a constatat apropierea, în limitele unor erori de $\pm 3\%$, dintre datele determinate analitic și cele măsurate experimental.

Tabelul 4.6

Densitatea după presare la diferite presiuni de compactizare a unor amestecuri ternare metal-lubrifiant-ceramic

Tipul amestecului	Compoziția		Presiunea de compactizare $\cdot 10^3 \text{ daN/cm}^2$	Densitatea după presare, g/cm^3	
	%de greut.	%de vol.		măsurată	calculată
Fe + grafit + Al ₂ O ₃	70+	47,9+	1,5	3,88	3,77
	10+	24,5+	4,5	4,49	4,40
	20	27,6			
Fe + grafit + Al ₂ O ₃	60+	34,8+	1,5	3,78	3,67
	20+	41,8+	4,5	4,16	4,05
	20	23,4			
Fe + grafit + Al ₂ O ₃	50+	30,0+	1,5	3,40	3,31
	10+	21,5+	4,5	3,93	3,83
	40	48,5			
Cu + grafit + SiC	60+	30,3+	1,5	3,87	3,76
	20+	41,2+	4,5	4,26	4,17
	20	28,5			
Cu + grafit + SiC	40+	17,2+	1,5	3,19	3,10
	20+	34,9+	4,5	3,50	3,42
	40	47,9			

Relația (4.62) stabilită, permite determinarea densității după presare, a presiunii necesare obținerii unei anumite densități sau eventual chiar a compoziției de ales în condiții de presiune și densitate impuse, pentru o gamă largă de concentrații și presiuni de compactizare, fără a efectua propriu-zis presarea amestecurilor ternare de tip metal-lubrifiant-ceramic. Este acoperit domeniul de compoziții ale amestecurilor frecvent utilizate în practica elaborării materialelor sinterizate de fricțiune, abrazive, refractare etc. Pentru calculul densității după presare a amestecurilor sînt necesare: densitățile de tasare și de presare la o presiune oarecare ale componentilor metalic, lubrifiant și ceramic, valorile presiunii corespunzătoare densităților de tasare a componentului metalic, ale cîte unui amestec binar metal-lubrifiant cu pînă la 50% de vol. lubrifiant, metal-ceramic cu pînă la 70% de vol. component ceramic și a amestecului ternar cercetat, precum și densitatea după presare a unui amestec binar metal-lubrifiant cu pînă la 50% de vol. component lubrifiant. Valoarea aplicativă a rel. (4.62) este astfel evidentă, utilizarea ei reducînd substanțial numeroasele operații, altfel necesare, de presare ale amestecurilor de tipul celor studiate.

4.2.3. Influența presiunii de compactizare asupra proprietăților materialelor de fricțiune ferosee

Operația de compactizare trebuie să asigure din punct de vedere tehnologic o stabilitate a comprimatelor formate, respectiv o rezistență minimă necesară manipulării presatelor de la extragerea lor din forme (matrițe) pînă la introducerea în cuptorul de sinterizare. Din punct de vedere funcțional se urmărește obținerea unei anumite compactități (porozități) care în urma operațiilor următoare, modificatoare ale porozității (sinterizare, eventual represare) să asigure materialelor de fricțiune sinterizate porozitatea finală optimă.

Stabilitatea presatelor din amestecuri fero-grafitice, pe baza cărora s-au elaborat materialele de fricțiune în cadrul prezentei lucrări, s-a apreciat prin coeficientul de rezistență a muchiilor comprimatelor și prin rezistența la încovoiere în stare presată. Mărimea stabilității (rezistenței în stare presată) este determinată, printre alți factori, de densitatea comprimatelor după presare, așadar - pentru o anumită compoziție dată - de presiunea de compactizare aplicată. În consecință, s-a urmărit influența presiunii de compactizare asupra rezistenței muchiilor și rezistenței la încovoiere ale comprimatelor obținute prin presarea cu $(1,5-8) \cdot 10^3 \text{ daN/cm}^2$ a amestecului de compoziție: 74% Fe + 17,5% grafit + 5,5% Pb + 3%Al₂O₃ a cărui curbă de presabilitate este prezentată în fig.4.21.

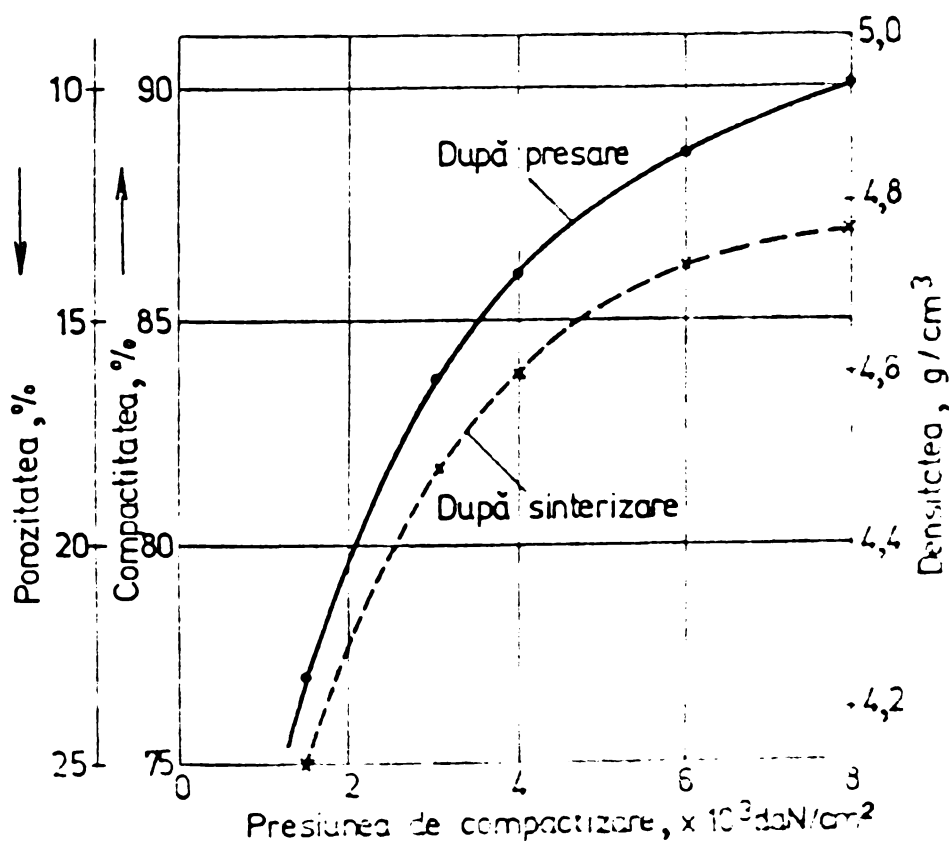


Fig.4.21. Variația compactității materialului de fricțiune feros cercetat, în funcție de presiunea de compactizare.

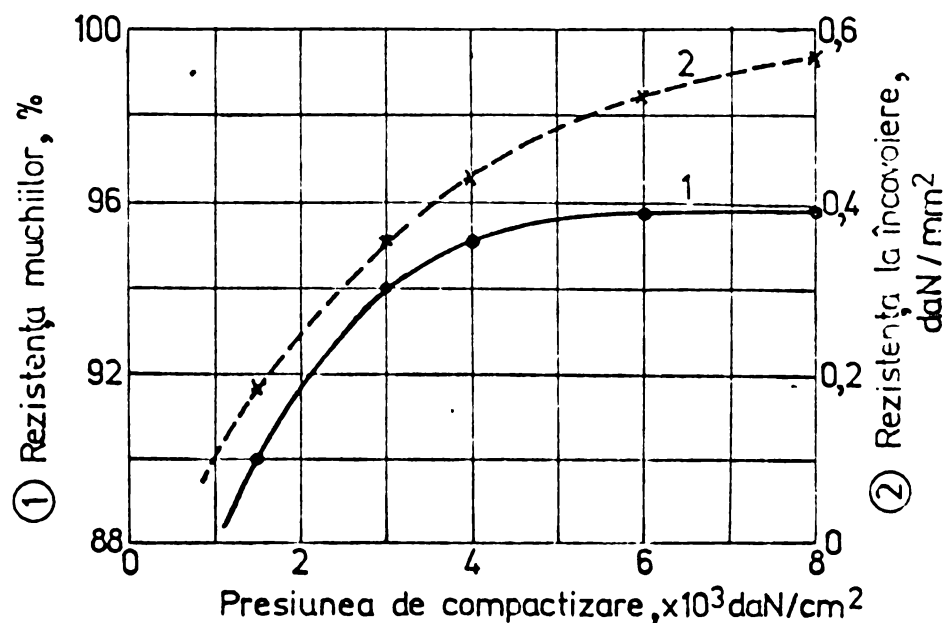


Fig.4.22. Variația rezistențelor în stare presată în funcție de presiunea de compactizare.

Datorită componentelor adăugați pulberii de fier, rezistența muchiilor (fig.4.22) este relativ scăzută, $M < 96\%$, chiar și pentru comprimatele presate la $p = 8 \cdot 10^3$ daN/cm². Dacă pentru creșterea presiunii de compactizare de la $1,5 \cdot 10^3$ la $4 \cdot 10^3$ daN/cm², coeficientul de rezistență a muchiilor crește cu 5%, peste $4 \cdot 10^3$ daN/cm² nu mai are loc o creștere sensibilă a rezistenței muchiilor. Rezistența la încovoiere a presatelor crește odată cu presiunea de compactizare, mai sensibil tot pînă la $p = 4 \cdot 10^3$ daN/cm².

Presiuni de compactizare mai mari de $4 \cdot 10^3$ daN/cm², deși conferă comprimatelor rezistență la încovoiere mai mare ($\sigma_{\frac{1}{2}} = 0,57$ daN/mm² pentru $p = 8 \cdot 10^3$ daN/cm² față de $\sigma_{\frac{1}{2}} = 0,43$ daN/mm² pentru $p = 4 \cdot 10^3$ daN/cm²), nu justifică pe deplin utilizarea lor practică. Desigur aceasta poate fi luată în discuție numai în cazul în care este posibilă din punct de vedere tehnologic (în funcție de suprafața, în general, mare a semifabricatelor presate pentru materiale de fricțiune și mărimea utilajelor de presare disponibile).

În vederea stabilirii presiunii de compactizare optime la presarea amestecurilor de fricțiune de tip fero-grafitic s-au elaborat probe de diferite porozități (densități) prin presarea la aceleași presiuni de compactizare ($1,5-8 \cdot 10^3$ daN/cm²) a unor comprimate din amestecul de compoziție 74% Fe + 17,5% grafit + 5,5% Pb + 3% Al₂O₃ și sinterizarea lor într-un regim constant, la 1050°C, în N₂, timp de 90min. După sinterizare s-a constatat o pierdere în densitate a probelor, respectiv o creștere a porozității lor cu 1,8-3,0% (v.fig.4.21) datorită efectului cumulat al pierderii în greutate ca urmare a "plecării" în cursul sinterizării a unei mici părți din

grafitul liber, precum și unor variații dimensionale în sensul măririi volumului (umflare).

Din variația caracteristicilor de frecare-uzare în funcție de presiunea de compactizare (fig.4.23), se poate observa ușoara creș-

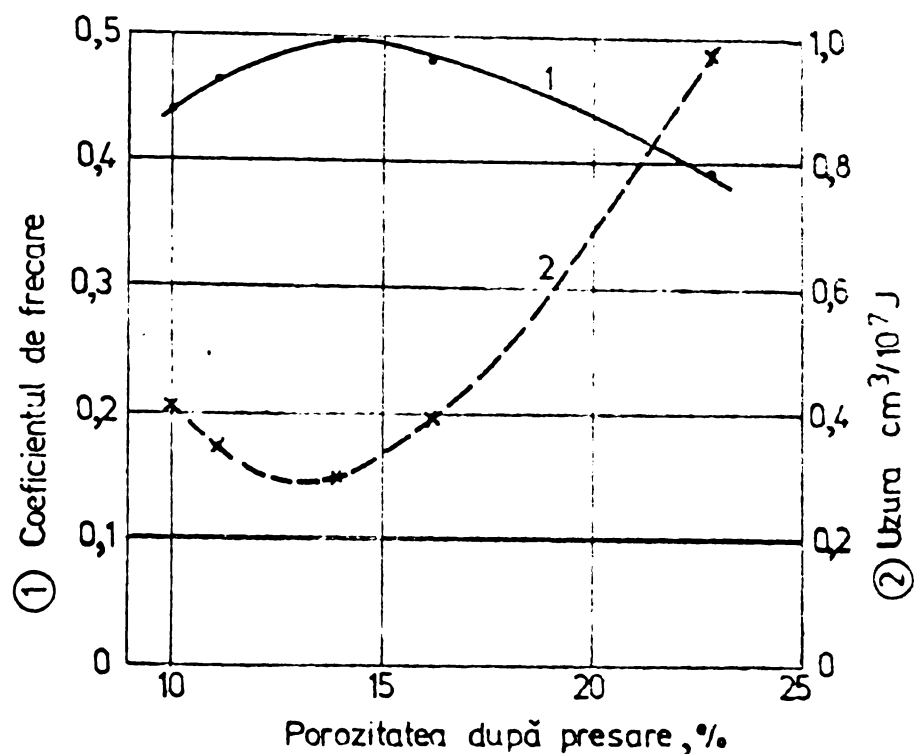


Fig.4.23. Influența porozității de presare asupra caracteristicilor de frecare-uzare ale materialului de fricțiune sinterizat teros cercetat (presiune de contact: $4,2 \text{ daN/cm}^2$; viteză de alunecare: $5,25 \text{ m/s}$).

tere a valorilor coeficientului de frecare pînă la porozitatea de $\sim 14\%$ (16% după sinterizare), corespunzătoare presiunii de compactizare de $4 \cdot 10^3 \text{ daN/cm}^2$. Odată cu creșterea în continuare a porozității valorile coeficientului de frecare scad din nou. Mai accentuată este scăderea uzurii tot pînă la porozitatea după presare de 14% , deci pînă la presiuni de compactizare de $4 \cdot 10^3 \text{ daN/cm}^2$ a presatelor sinterizate, urmată de asemenea de o creștere sensibilă a valorilor ei la porozități superioare, obținute în urma presării la presiuni de compactizare de $1,5 \cdot 10^3 \text{ daN/cm}^2$.

Rezultă pentru materialul de fricțiune de compoziția cercetată, o porozitate optimă de $P = 14-16\%$ obținută în urma compactizării amestecului la $p = 4 \cdot 10^3 \text{ daN/cm}^2$ și a sinterizării în condițiile constante indicate (creșteri ale porozității cu ~ 25). Nu este așadar justificată nici din punct de vedere funcțional depășirea unei anumite presiuni de compactizare - în cazul studiat de cca $4 \cdot 10^3 \text{ daN/cm}^2$ -, respectiv a unei limite inferioare a porozității în stare presată a materialelor fero-grafitice de fricțiune.

4.3. Sinterizarea materialelor de fricțiune feroase

4.3.1. Stabilirea parametrilor operației de sinte- rizare a presatelor fero-grafitice

Importanța de prim ordin pe care o au componentii cu rol de lubrifianti solizi, ca grafitul, din compoziția materialelor sinterizate feroase de fricțiune asupra proprietăților fizico-mecanice și de frecare-uzare ale acestora a fost relevată în cap. 2.3 și 3.2 ale prezentei lucrări.

În urma stabilirii conținutului de grafit minim necesar a fi introdus în amestecul inițial, completat sau nu cu alte adao-suri lubrifiante (Pb), în tehnologia de elaborare a sinterizateelor de fricțiune intervine operația de sinterizare ca regulator final al cantităților de carbon liber și carbon legat (ca Fe_3C) care rămân în structura acestor materiale.

În cazul materialelor de fricțiune fero-grafitice cu conținuturi de 5-20% grafit, sinterizarea trebuie astfel condusă încît pierderile de grafit să fie evitate și produsul final să cuprindă cît mai mult carbon liber [103]. În sensul primului din aceste două deziderate, autorul prezentei lucrări a urmărit influența condițiilor de sinterizare: atmosferă, temperatură și durată, asupra proprietă-ților materialelor de fricțiune elaborate pe baza amestecului de

Tabelul 4.7
Variantele operației de sinterizare a materialelor
de fricțiune sinterizate fier+17,5%grafit+5,5%plumb

Atmosfera	Debit de gaz l/h	Temperatura °C	Durata min.
Endogaz	180	1050	90
NH ₃ disociat	180	1050	90
3/4NH ₃ disociat + 1/4CH ₄	180	1050	90
Azot	180	900	90
		975	90
		1050	45
			90
			180
1100	90		

compoziție: 77% pulbere de fier (FREM S 160-24) + 17,5% pulbere de grafit (VE 400) + 5,5% pulbere de plumb [105,169]. Amestecul de pulberi s-a omogenizat timp de 30 min. în omogenizatorul cu mișcare spațială. Compactizarea s-a realizat prin presare la $p = 4 \cdot 10^3 \text{ daN/cm}^2$. Presatele astfel obținute au fost sinterizate în condițiile varierii succesive a atmosferei, temperaturii și duratei de sinterizare, conform variantelor tehnologice din tab.4.7. Incălzirea epruvetelor s-a realizat cu o viteză de $30-35^\circ\text{C/min}$, iar răcirea cu o viteză medie de cca $3,3^\circ\text{C/min}$ de la temperatura de palier a sinterizării până la 700°C și de cca 22°C/min sub 700°C până la temperatura ambiantă. Incercările de frecare-uzare au fost efectuate la o încărcare constantă, de severitate medie, dată de $p = 4,2 \text{ daN/cm}^2$ și $v = 5,25 \text{ m/s}$.

4.3.1.1. Influența atmosferei de sinterizare

Privitor la mediul protector în care trebuie condusă sinterizarea materialelor de fricțiune feroase, indicațiile literaturii de specialitate sînt contradictorii. O serie de cercetători [171,185,186] apelează la atmosfere reducătoare (H_2). La sinterizarea presatelor feroase cu conținut ridicat de grafit, pentru începutul sinterizării, pînă la $700-750^\circ\text{C}$, este indicată [4,38,89] posibilitatea utilizării H_2 , CO sau chiar a unei atmosfere neutre (N_2) avînd în vedere apariția de CO și CO_2 prin reacția dintre grafit și peliculele de oxizi ale pulberii de fier precum și urmele de O_2 din N_2 . La temperaturi mai înalte însă este recomandată absența deplină a H_2 , favorabilă fiind o atmosferă neutră conținînd și CO , CO_2 [18, 32].

În condițiile unei temperaturi și durate constante au fost efectuate sinterizări în diferite medii protectoare (v.tab.4.7), a căror efect asupra sistemului fier-grafit diferă sensibil [60,150]. Endogazul folosit (în Laboratorul de sinterizate, ca și în hala de producție a Intreprinderii "Sinterom" Cluj-Napoca) avea punctul de rouă $+6^\circ\text{C}$.

Efectul atmosferelor utilizate asupra coeficientului de frecare și a uzurii sinterizatelor este arătată în fig.4.24. Se remarcă o constanță a coeficientului de frecare a probelor sinterizate în N_2 și $3/4 \text{ NH}_3 + 1/4 \text{ CH}_4$, în timp ce în urma sinterizării în NH_3 sau endogaz, valorile lui cresc ușor. Pentru aceste atmosfere încă și uzura este mai mare (fig.4.24,b). Valoarea minimă a uzurii se prezintă materialele sinterizate în N_2 . Pentru explicarea acestor

constatări s-au determinat pierderile relative în densitate ale materialelor sinterizate în cele patru atmosfere utilizate (tab.4.8).

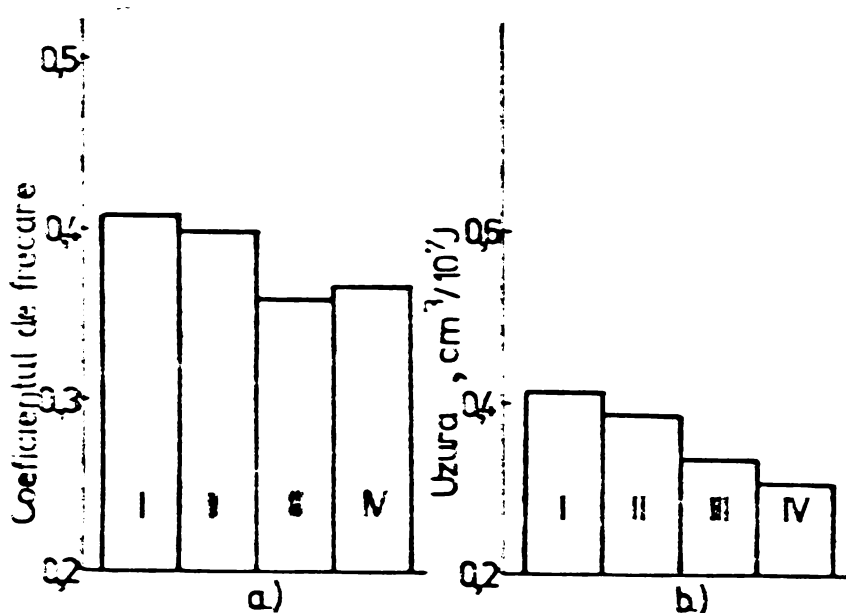


Fig.4.24. Caracteristicile de frecare-uzură (presiune de contact: 4,2daN/cm²; viteză de alunecare: 5,25m/s) ale materialelor de fricțiune fier+17,5%grafit+5,5%plumb sinterizate în: I-endogaz; II-NH₃; III-3/4NH₃+1/4CH₄; IV-N₂.

sinterizării în N₂. Explicația constă în modificările dimensionale mai mari ΔV = +1% ale epruvetelor sinterizate în 3/4 NH₃ + 1/4 CH₄.

Tabelul 4.8

Atmosfera de sinterizare	ρ _p g/cm ³	ρ _s g/cm ³	Δρ %	ΔG %	ΔV %
Endogaz	4,93	4,66	-5,48	-5,15	+0,436
NH ₃	4,93	4,69	-4,88	-4,00	+0,971
3/4NH ₃ +1/4CH ₄	4,93	4,79	-2,84	-1,94	+0,933
Azet	4,93	4,81	-2,43	-2,38	+0,130

Pentru H₂ și NH₃+ 1/4 CH₄ s-au obținut cele mai mici pierderi în densitate (2,4-2,8%). Pentru H₂, modificările dimensionale fiind neglijabile (ΔV = = 0,13%), pierderea în densitate se datorește aproape integral pierderii în greutate, în cea mai mare măsură ca urmare a decarburării presatelor în cursul sinterizării. La sinterizarea în 3/4 NH₃+ 1/4 CH₄, deși decarburarea este minimă datorită efectului carburant compensator al adaosului de gaz metan, pierderea în densitate este superioară celei rezultate în urma

sinterizării în N₂. Explicația constă în modificările dimensionale mai mari ΔV = +1% ale epruvetelor sinterizate în 3/4 NH₃ + 1/4 CH₄. Modificările dimensionale în sensul măririi volumului (umflării) își au explicația în transformările în fază solidă α → γ ale fierului, în fenomenele de dilatare termică precum și în formarea gazelor care nu pot fi evacuate, măbind porozitatea în urma sinterizării. La sinteriza-

rea în NH₃ și endogaz pe lângă modificările dimensionale care apar, accentuată este pierderea în greutate de grafit din compoziția materialelor. Ca urmare și pierderile relative în densitate sînt mari, pînă la 5,5%. Creșterea efectului decarburant pentru adaosuri mici, de pînă la 1,5% grafit, al aceluiași endogaz odată cu urcarea punctului de rouă doar pînă la +3°C deci sub cel prezent, de +6°C, este semnalată și de alte cercetări conduse în uzina "Sinterom" [170]. Se explică astfel valorile mai ridicate ale coeficientului de frecare și uzurii sinterizatorilor elaborate în aceste ultime două atmosfere.

Rezistența la încovoiere cea mai mare (fig.4.25,a), depășind 4 daN/mm², rezultă în urma sinterizării în N₂. Modificarea

atmosferei între NH_3 , $3/4 \text{ NH}_3 + 1/4 \text{ CH}_4$ și endogaz nu influențează decît în mică măsură valorile rezistenței la încovoiere, care de altfel sînt sub limita minimă (cca 4 daN/mm^2), reclamată de eventuala fixare a garniturilor de fricțiune pe tabla-suport a discului.

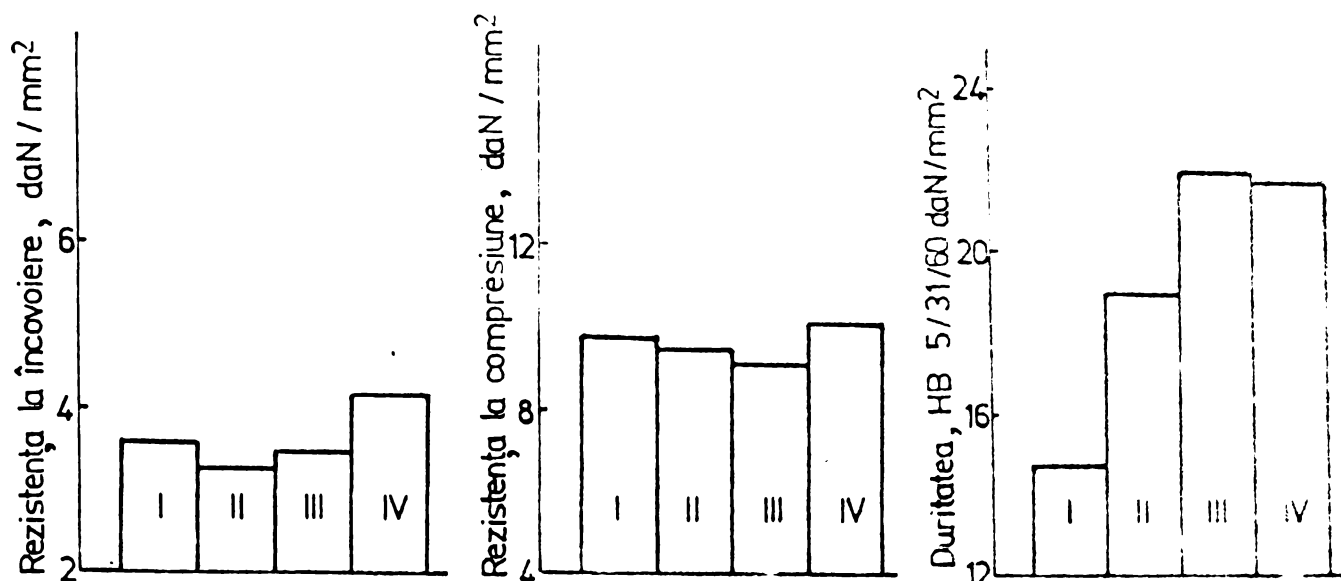


Fig.4.25. Rezistențele mecanice ale materialelor de fricțiune fero-grafitice sinterizate în: I - endogaz; II - NH_3 ; III - $3/4 \text{ NH}_3 + 1/4 \text{ CH}_4$; IV - N_2 .

Rezistența la compresiune (fig.4.25,b) este nesemnificativ influențată de diferitele atmosfere de sinterizare. Duritatea (fig.4.25,c), în schimb, variază sensibil cu atmosfera de sinterizare, scăzînd de la 22 HB pentru sinterizatele în N_2 și $3/4 \text{ NH}_3 + 1/4 \text{ CH}_4$ la 14 HB pentru cele elaborate în endogaz. Aceasta se explică prin pierderile de grafit și implicit prin formarea unei structuri predominant feritice a materialelor sinterizate în endogazul avînd punctul de rouă ridicat [170]. Astfel nu este surprinzătoare uzura maximă (v.fig.4.24,b) determinată pentru probele sinterizate în endogazul cauzator al acestei micșorări a durității, avînd în vedere că între cele două caracteristici s-a stabilit o anumită interdependență [79].

Corelînd caracteristicile determinate, rezultă ca atmosfera protectoare corespunzătoare sinterizării materialelor fero-grafitice de fricțiune, azotul sau amoniacul disociați în amestec cu gaz metan, în care pierderile de grafit sînt cele mai mici.

4.3.1.2. Influența temperaturii de sinterizare

Lipsînd cercetări detaliate asupra temperaturii - ca și de altfel a duratei - de sinterizare a materialelor fero-grafitice, din literatura de specialitate [12,103] s-a desprins clar necesitatea stabilirii acestor parametri ai operației de sinterizare trebuie ast-

fel făcută încît să se obțină o rezistență maximă, fără a avea loc o prea puternică difuzie a carbonului în austenita ce se formează la sinterizare. Strobel ș.a. [14,103] recomandă în acest sens temperaturi de sinterizare în jurul a 1000°C.

Sinterizînd în N₂, timp de 90 min. presatele de compoziția arătată, s-a urmărit influența temperaturii de sinterizare, variată între 900-1100°C, asupra proprietăților materialelor de fricțiune elaborate.

În ce privește coeficientul de frecare (fig.4.26), se constată o ușoară scădere a valorilor acestuia odată cu mărirea temperaturii de sinterizare.

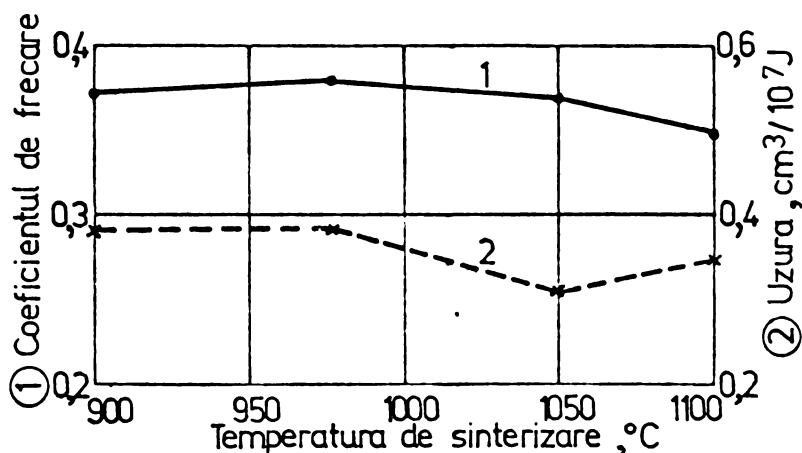


Fig.4.26. Influința temperaturii de sinterizare (în N₂, timp de 90 min.) asupra caracteristicilor de frecare-uzare ale materialelor de fricțiune fero-grafitice. Presiune de contact: 4,2daN/cm²; Viteză de alunecare: 5,25m/s.

se constată o ușoară scădere a valorilor acestuia odată cu mărirea temperaturii de sinterizare. Valoarea minimă a uzurii s-a obținut în urma sinterizării la 1050°C.

Rezistențele mecanice (fig.4.27) cresc în mod firesc odată cu mărirea temperaturii de sinterizare. Valori ale rezistenței la încovoiere de peste 4 daN/mm² s-au obținut în urma sinterizării la 1050-1100°C.

Pentru aceste temperaturi de sinterizare și duritatea crește mai accentuat decît pînă la 1050°C.

Urmărind pierderea relativă în densitate a presatelor sinterizate la diferite temperaturi (tab.4.9) s-a observat creșterea continuă a lui Δρ odată cu mărirea temperaturii de sinterizare.

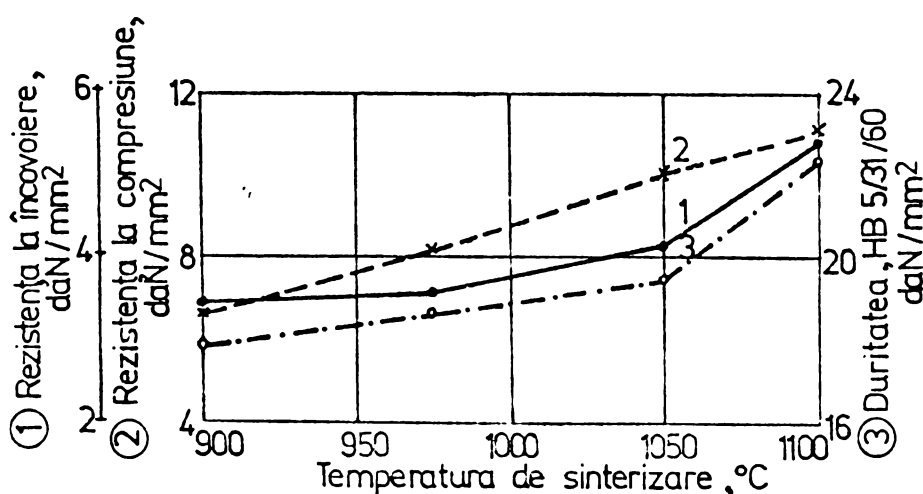


Fig.4.27. Variația rezistențelor mecanice ale materialelor de fricțiune fero-grafitice în funcție de temperatura de sinterizare (în N₂, timp de 90 min).

Pierderea în densitate apare cauzată, în principal, de pierderea în greutate de grafit, de asemenea crescătoare cu temperatura de sinterizare. Trebuie totuși sesizată o oarecare scădere a umflării presatelor, odată cu creșterea temperaturii.

La temperaturi de peste 975°C modificările de volum devin atît de

Tabelul 4.9

Temperatura de sinterizare °C	ρ_p g/cm ³	ρ_s g/cm ³	$\Delta\rho$ %	ΔG %	ΔV %
900	4,94	4,86	-1,62	-1,14	+0,44
975	4,94	4,85	-1,82	-1,60	+0,26
1050	4,93	4,81	-2,43	-2,38	+0,13
1100	4,95	4,79	-3,23	-2,86	+0,20

optimă, la sinterizarea în N₂ timp de 90 min., temperatura de 1050°C.

mici încît practic întreaga pierdere în densitate se poate considera ca datorîndu-se pierderii în greutate de grafit (decarburații) a presatelor în cursul sinterizării. Considerînd pentru aceste materiale ca esențiale proprietățile de frecare-uzare, rezultă ca

4.3.1.3. Influența duratei de sinterizare

În continuare s-a urmărit influența timpului de menținere la temperatura de sinterizare de 1050°C în atmosferă de N₂, asupra proprietăților materialelor elaborate. Cu mărirea duratei de la 45 la 180 min., valorile coeficientului de frecare (fig.4.28) scad sensibil. Variația uzurii prezintă valori minime pentru materialele sinterizate timp de 90 min, în timp ce, atît la durate mai mici, cît și îndeosebi, la cele mai mari, valorile de uzură cresc sensibil.

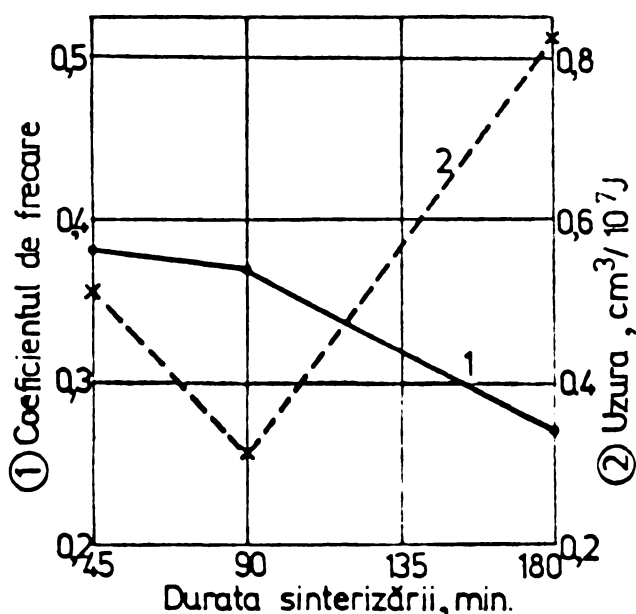


Fig.4.28. Influența duratei de sinterizare (în N₂, la 1050°C) asupra caracteristicilor de frecare-uzare ale materialelor de fricțiune fero-grafitice. Presiune de contact: 4,2 daN/cm²; Viteză de alunecare: 5,25 m/s.

Dintre rezistențele mecanice (fig.4.29), o creștere mai accentuată pentru mărirea duratei de sinterizare la 90 min. prezintă duritatea. Ea scade însă la mărirea în continuare a duratei de sinterizare. Rezistențele la compresiune și la încovoiere cresc puțin sensibil odată cu mărirea duratei de sinterizare de la 45 la 90 min., ultima urcînd totuși peste 4 daN/mm².

Valorile mari ale uzurii pentru durate mărite de sinterizare se pot explica prin pierderile în greutate de grafit ca urmare a decarburații, mai intense în urma sinterizării prelungite timp de 180 min. (tab.4.10). Cantitatea rămasă de carbon liber

în sinterizate este probabil intratît redusă încît nu mai poate îndeplini în bune condiții rolul său lubrifiant, și nici participînd în măsura dorită nici la formarea peliculelor complete pe suprafața

dență la frecarea sinterizatelor fero-grafitice (cap.2.3.3). Frecarea-uzarea are astfel un caracter metalic mai pronunțat, putînd avea

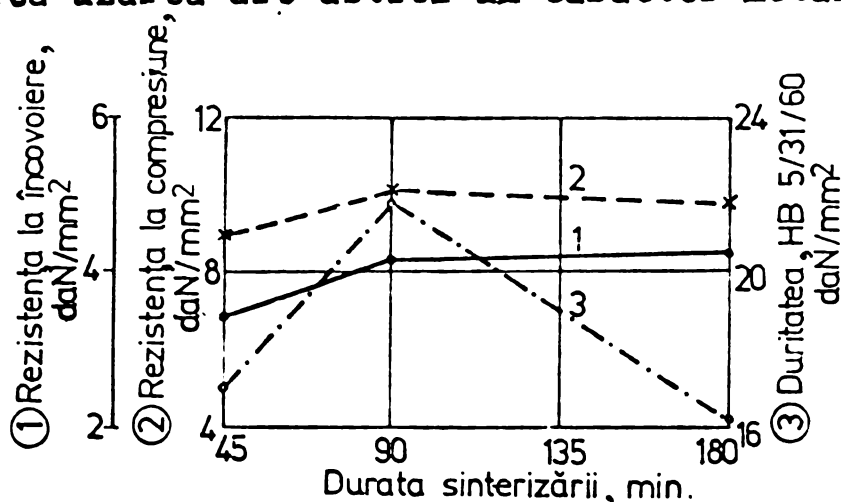


Fig.4.29. Variatia rezistențelor mecanice ale materialelor de fricțiune fero-grafitice cu adaos de plumb, în funcție de durata sinterizării (în N₂, la 1050°C).

loc microsuduri urmate de smulgeri de material din profunzimea sinterizatelor. Ca urmare a acestui fapt scad și valorile coeficientului de frecare (v.fig. 4.28,a). O durată mai redusă de menținere la temperatura de sinterizare nu permite formarea prin sinterizarea granulelor de fier ale presatelor, a unui schelet metalic suficient de

consolidat, rezistent. Aceasta se manifestă prin valorile mari ale uzurii, datorate în acest caz desprinderilor de granule de fier,

Tabelul 4.10

Durata sinterizării min.	ρ_p g/cm ³	ρ_s g/cm ³	$\Delta\rho$ %	ΔG %	ΔV %
45	4,95	4,76	-1,48	-1,42	+0,13
90	4,93	4,81	-2,43	-2,38	+0,13
180	4,93	4,73	-4,06	-3,84	+0,17

precum și prin valorile scăzute ale rezistenței la încovoiere și ale durității probelor sinterizate timp de 45 min. Ținînd seamă de acestea, rezultă că la sintezarea materialelor fero-grafitice de tipul celui studiat, în N₂, la temperatura de 1050°C, 90 min. reprezintă o durată de sinterizare

nu numai necesară ci chiar optimă.

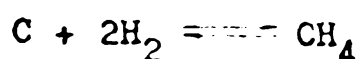
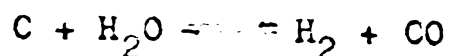
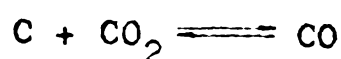
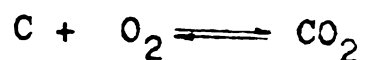
În concluzie, sinterizarea materialelor fero-grafitice de fricțiune trebuie realizată într-o atmosferă de protecție cu efect decarburant minim (N₂ sau NH₃ disociațat + CH₄). Atît ridicarea temperaturii, cît și prelungirea duratei de sinterizare conduc la înrăutățirea proprietăților de frecare-uzare ale acestor materiale, în primul rînd ca urmare a unor pierderi de grafit liber crescînde.

4.3.2. Formarea cementitei la sinterizarea materialelor fero-grafitice

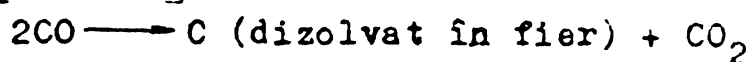
Sinterizarea sistemului fier-grafit se caracterizează prin difuziunea unei părți din grafit în fier, formîndu-se un schelet metalic cu o structură în general predominant perlitică [150].

Carburarea fierului are loc atît prin intermediul fazelor gazoase conținînd carbon, cît și prin contactul nemijlocit fier-carbon.

În cursul sinterizării în azot tehnic, la temperatura de 1050°C, datorită prezenței oxigenului ca impuritate (până la 3%) în N₂, în aerul aflat în porii presatelor sau provenind din reducerea restului de oxizi din pulberea de fier redus, precum și a vaporilor de apă, au loc următoarele reacții:



Dintre acestea, rolul principal îl au primele două reacții. Cu creșterea temperaturii ecuația de echilibru $C + CO_2 \rightleftharpoons 2CO$ este deplasată înspre formarea CO. Astfel, carburarea fierului decurge prin următoarele reacții [150,172]:



Pe de altă parte, carbonul de la limita grăunților de austenită difuzează în interiorul grăunților corespunzător liniei E-S din diagrama Fe-C [172,173].

La vitezele de răcire utilizate practic, aliajele fier-carbon care nu conțin adaosuri speciale de grafitizare cristalizează după sistemul metastabil fier-cementită. O serie de autori [18,109,177], urmărind influența cantității și modului de distribuție a cementitei libere din structura materialelor de fricțiune feroase asupra proprietăților, stabilesc efectul negativ (tendință spre gripare, uzare intensă) al acestui constituent structural asupra caracteristicilor de frecare-uzare ale materialelor.

Cercetări asupra sinterizării materialelor fero-grafitice [172,174] au stabilit că, odată cu mărirea adaosului de grafit, cristalizarea structurilor este puternic deplasată către sistemul stabil Fe-grafit.

În vederea stabilirii acestor fenomene în cazul materialelor de fricțiune fero-grafitice elaborate în prezenta lucrare, s-a urmărit influența vitezei de răcire de la temperatura de sinterizare până la 700°C și a granulației pulberii de grafit asupra formării cementitei în structura sinterizatelor fier + (1,5-18)% de grafit. S-au utilizat pulberi de grafit având granulații diferite: grafit MC de granulație >160 μm și grafit V24-

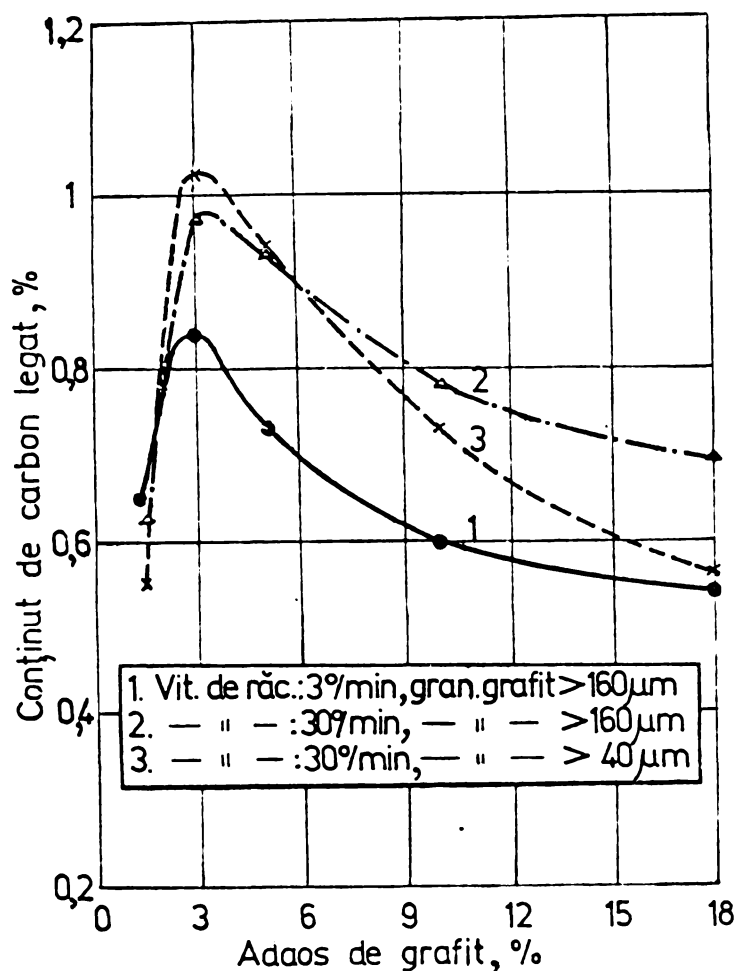
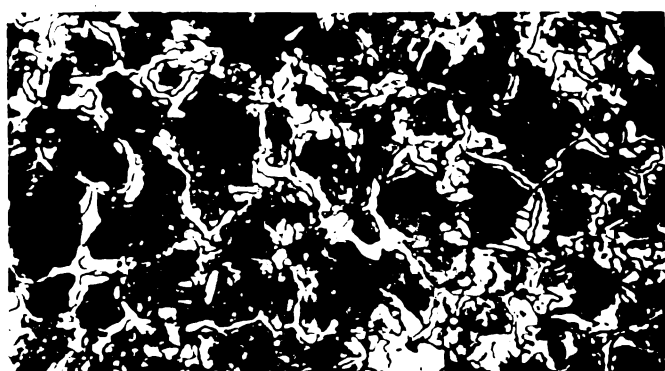
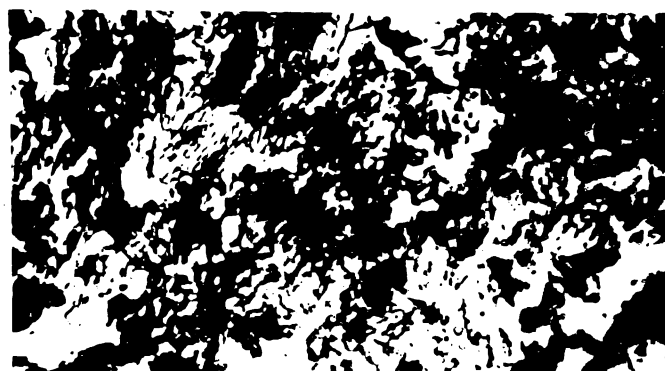


Fig.4.30. Variația cantității de carbon legat din sinterizatele de fricțiune fero-grafitice, în funcție de adaosul de grafit, granulația lui și viteza de răcire. Sinterizare în N_2 , la $1050^{\circ}C$, 90 min.



a)



b)

Fig.4.31. Microstructura materialelor de fricțiune sinterizate fero-grafitice. Viteză de răcire: $3^{\circ}/min$. Granulația grafitului: $>160\mu m$. Atac nital. 500:1.
a) 3% grafit; b) 18% grafit.

de granulație $>40\mu m$ (v. tab. 3.4). Presatele obținute prin compactizare la $p=4 \cdot 10^3 daN/cm^2$ au fost sinterizate în N_2 , la $1050^{\circ}C$, timp de 90 min. În urma răcirii cu viteze diferite, s-au determinat conținuturile de carbon total și liber din probele sinterizate. Pentru evitarea unor erori inacceptabile datorate conținutului inițial mare de grafit, determinările de carbon ale probelor cu peste 5% grafit s-au făcut în urma măcinării lor și a separării grafitului de fier prin sedimentare. Cantitatea de carbon legat, ca Fe_3C , a cărei influență asupra proprietăților de frecare-uzare ale sinterizatelor elaborate a fost urmărită în continuare, s-a stabilit prin diferența dintre cantitățile de carbon total și carbon liber.

Cantitatea de carbon legat ca Fe_3C din compoziția sinterizatelor cu conținuturi inițiale mici de grafit, indică (fig. 4.30) carburarea scheletului de fier după sistemul metastabil. În condițiile date, compoziția eutectoidă se obține pentru adaosuri de 2-3% grafit. Pentru adaosuri de 3-5% grafit, în structură (fig. 4.31, a) apare o rețea continuă de cementită, caracteristică aliajelor fier-carbon hiperectoidice.

Adaosuri de grafit mai mari conduc însă la o separare continuu crescătoare de grafit liber. Acest fenomen este rezultatul descompunerii cementitei secundare, iar ulterior, al descompunerii cementitei perlitice în ferită și grafit.

Fenomenul de grafitizare a fontelor spre exemplu, este influențat nu numai de compoziție ci și de condițiile de răcire. Pentru separarea grafitului este necesară o anumită durată pentru a avea loc difuzia atomilor de carbon din austenită către germeni primari de cristalizare preexistenți, reprezentați de particulele de grafit [175,176]. Este de presupus că acest fenomen are loc și în cazul sinterizatelor de fricțiune fero-grafitice, întrucât, după cum se poate vedea din fig.4.30, cu micșorarea vitezei de răcire crește și cantitatea de cementită care se descompune. Astfel, la un adaos de 18% grafit și răcire lentă, cu o viteză medie de $3^{\circ}\text{C}/\text{min.}$ (110 minute între $1050-700^{\circ}\text{C}$) se formează o structură perlito-feritică cu pînă la $2/3$ perlită, ne mai observîndu-se deloc cementită liberă (fig.4.31,b). Explicația acestei deplasări în ceea ce privește formarea structurii materialelor feroase cu conținut ridicat de grafit spre sistemul stabil Fe-C, constă în cantitatea mare de germeni de grafitizare reprezentați de particulele de grafit liber rămase în structură. Or, de la fonte se cunoaște puternica tendință a grafitului de a cristaliza pe formații existente [175]. În plus, prezența porilor în structura materialelor sinterizate, prin ușurarea autodifuziei atomilor de fier, poate duce la accelerarea grafitizării. Prezența unui număr mai mare și mai uniform distribuit de germeni de cristalizare, reprezentați de particulele de grafit liber rămase în structură, favorizează de asemenea fenomenul grafitizării. Aceasta este confirmată de constatarea că, cu cît granulația adaosului de grafit este mai fină, cu atît descompunerea cementitei este mai intensă (v.fig.4.30).

În ce privește caracteristicile de frecare ale materialelor fier + grafit elaborate în condițiile arătate, se constată că structurile obținute în urma unor viteze de răcire diferite au o influență slabă asupra valorilor coeficientului de frecare, sesizabilă doar la viteze mici de alunecare (fig.4.32). La viteze mai mari și, implicit temperaturi produse prin frecare mai ridicate, structura inițială nu are deci influență asupra comportării la frecare.

La viteze mari de alunecare uzura depinde însă sensibil de structura inițială (fig.4.33). Valorile uzurii cresc la apariția unei cantități mai mari de ferită ca urmare a separării grafitului

și din cementita eutectoidă. Aceste constatări privitoare la structură trebuie corelate desigur și cu cele stabilite în cap. 3.2.3, cu care dealtfel sînt în deplină concordanță.

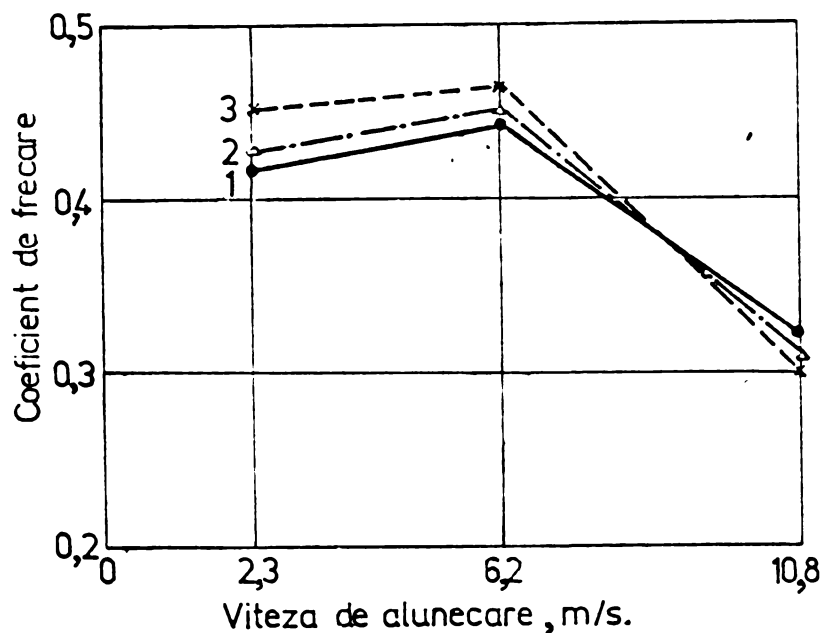


Fig.4.32. Influența vitezei de răcire și a granulației grafitului asupra coeficientului de frecare la diferite viteze de alunecare (presiune de contact: $5,8 \text{ daN/cm}^2$) a materialelor de fricțiune sinterizate fier + 18% grafit.

- | | |
|----|---|
| 1. | Vit. de răc.: 3°/min, gran. grafit > 160 μm |
| 2. | — " — : 30°/min, — " — > 160 μm |
| 3. | — " — : 30°/min, — " — > 40 μm |

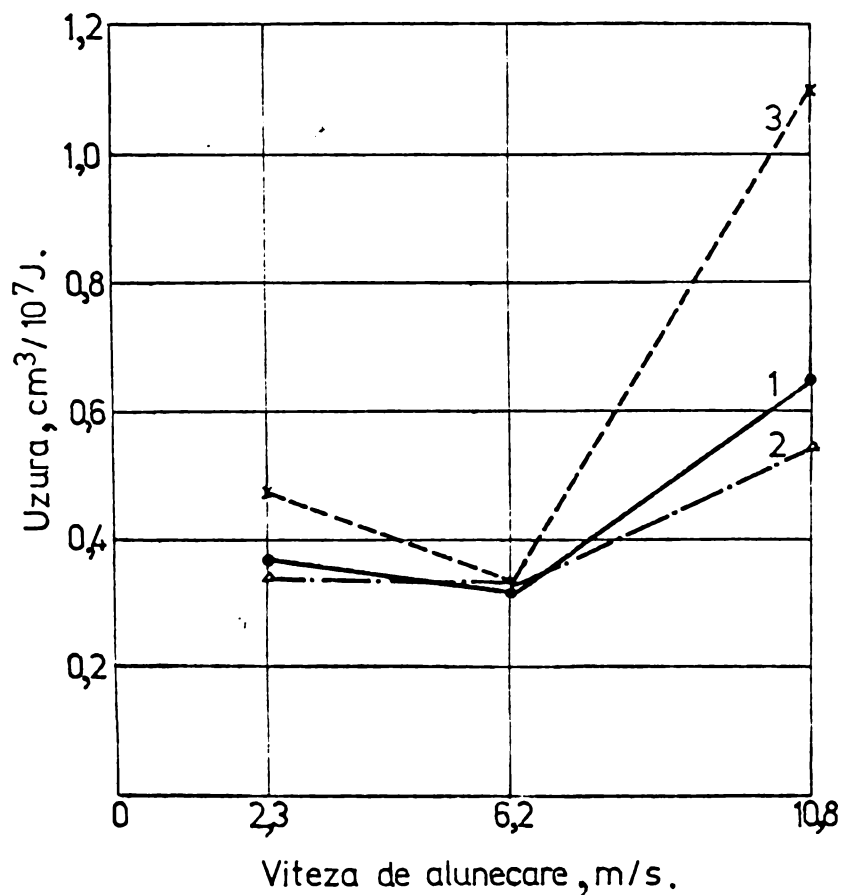


Fig.4.33. Variația uzurii la diferite viteze de alunecare (presiune de contact: $5,8 \text{ daN/cm}^2$) a materialelor de fricțiune fier+18% grafit sinterizate, în funcție de viteza de răcire și granulația grafitului.

Pe baza tuturor acestora rezultă posibilitatea obținerii unei comportări dorite la frecare-uzare a materialelor de fricțiune fero-grafitice prin alegerea unor anumite granulații ale pulberilor materii prime și prin conducerea procesului de sinterizare, inclusiv a răcirii de la temperatura de sinterizare pînă la 700°C , în vederea obținerii structurii favorabile perlito-feritice.

5. COMPORTAREA LA FRECARĂ-UZARE A MATERIALELOR DE FRICTIUNE SINTERIZATE FEROASE ELABORATE

5.1. Influența condițiilor de încercare asupra proprietăților de frecare-uzare

Coeficientul de frecare și rezistența la uzare nu sînt constante fizice sau mecanice ale materialelor, ci ele depind de o multitudine de factori (v. și fig.2.2) dintre care cei mai importanți sînt [178-180]:

- a) factori dependenți de materialele în frecare:
 - compoziția, structura, rezistența mecanică, reactivitatea chimică;
 - starea și calitatea (topografia) suprafețelor, peliculele (straturi) superficiale;
- b) factori legați de condițiile de încercare:
 - tipul mișcării: de alunecare continuă, de dute-vino, de oscilație;
 - tipul încărcării: statică, pulsatorie, în șocuri;
 - condițiile de încărcare: viteza de alunecare, presiunea de contact, temperatura;
 - mediul de frecare;
 - forma și dimensiunile materialelor.

Datorită influențelor puternice ale factorilor grupați la pct.b, pentru o comparare corectă a diferitelor rezultate obținute în urma încercărilor de frecare-uzare, ar fi imperios necesară standardizarea standurilor (aparaturilor) și a condițiilor de încercare. Pînă în prezent aceasta lipsește, ceea ce creează mari dificultăți în cercetarea materialelor de fricțiune. Acest impediment a stat și în calea autorului tezei.

Totuși, în dorința caracterizării cît mai complete a materialelor de fricțiune sinterizate feroase cercetate în prezenta lucrare, în cele ce urmează s-a urmărit influența unora dintre acești factori asupra comportării la frecare-uzare a materialelor elaborate. Considerîndu-se hotărîtori, au fost aleși următorii: viteza de alunecare, presiunea de contact și temperatura.

Temperatura produsă prin frecare în timpul încercării este dată de produsul p.v constituie un factor de importanță majoră, reprezentînd deseori [3,181] criteriul hotărîtor pentru caracterizarea

procesului de frecare-uzare. De menționat însă că măsurarea temperaturilor în cursul procesului de frecare-uzare prezintă serioase impedimente. Ea este substanțial influențată de conductivitatea termică a materialelor în frecare, ca și de modul în care subansamblul (dispozitivul) de fixare a probelor + contrapiesa de frecare absoarbe și dirijează căldura produsă în spre exteriorul zonei de contact a suprafețelor active ale materialelor în frecare. Temperaturi diferite pentru încărcări identice constituie, în principal, cauza împrăștierei relativ mari a valorilor caracteristicilor de frecare-uzare obținute pentru materiale identice la încercarea lor pe standuri (mașini) de frecare diferite și chiar asemănătoare.

De asemenea, la exploatarea în practica industrială a materialelor de fricțiune ca garnituri ale subansamblelor de frînare sau cuplare, în condițiile de încărcare identice sau care diferă în foarte mică măsură, se obțin nu arareori rezultate diferite atât între ele, cât și față de încercările de laborator. Și în aceste cazuri un rol important are construcția subansamblelor de fricțiune, gradul de acoperire reciproc a suprafețelor active de lucru, care influențează

decisiv modul de producere a căldurii și de evacuare a ei din zona contactului de frecare.

Influența vitezei de alunecare și a presiunii de contact, în corelație cu temperatura produsă, asupra coeficientului de frecare și a uzurii s-a urmărit la materialele sinterizate de compoziție 76%Fe + 17,5%grafit + 3,5%Pb + 3%Al₂O₃, elaborate prin omogenizare timp de 30 min., presare la $p = 4 \cdot 10^3 \text{ daN/cm}^2$ și sinterizare în N₂, la temperatura de 1050°C, timp de 90 min., răcire lentă, odată cu cuptorul pînă la

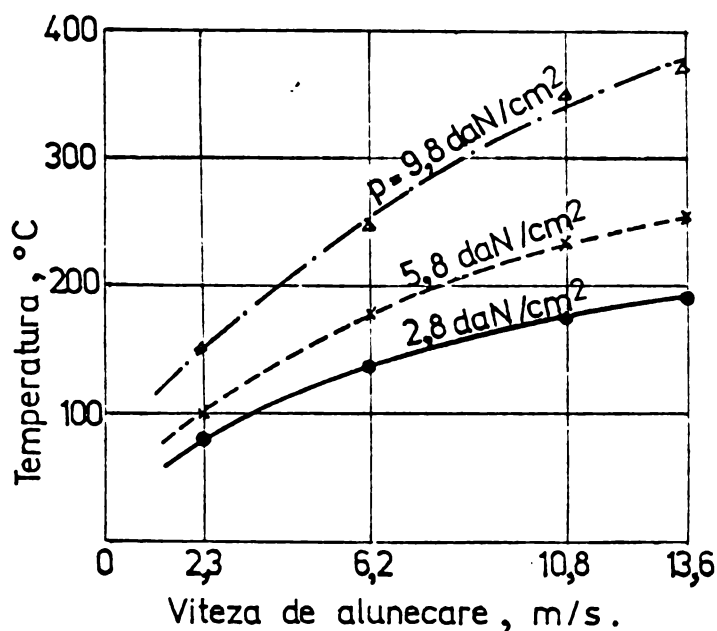


Fig. 5.1. Dependenta temperaturii de frecare de viteza de alunecare și presiunea de contact.

700°C (viteză medie de răcire: 3°C/min.). Încercările pe mașina de frecare-uzare prezentată în fig. 2.5, au fost realizate în condițiile varierii concomitente a vitezei de alunecare între 2,3-13,6 m/s și a presiunii de contact între 2,8-9,8 daN/cm². Temperaturile apărute prin frecare (fig. 5.1) au fost măsurate cu ajutorul unui termocuplu Platin/Platin-Rhodium, la o distanță de 0,5-0,6 mm de suprafețele în contact de frecare ale probelor (v. și cap. 2.2).

Valorile coeficientului de frecare (fig.5.2) cresc la început odată cu mărirea vitezei de alunecare. La presiuni mari variația este descrescătoare, probabil datorită imposibilității aplicării unei viteze $v < 2,3$ m/s. Așadar, se pare că această tendință de creștere inițială a valorilor coeficientului de frecare cu viteza de alunecare este cu atât mai accentuată cu cât presiunea de contact este mai mare, valorile maxime ale coeficientului de frecare deplasându-se odată cu mărirea presiunii spre viteze mai mici.

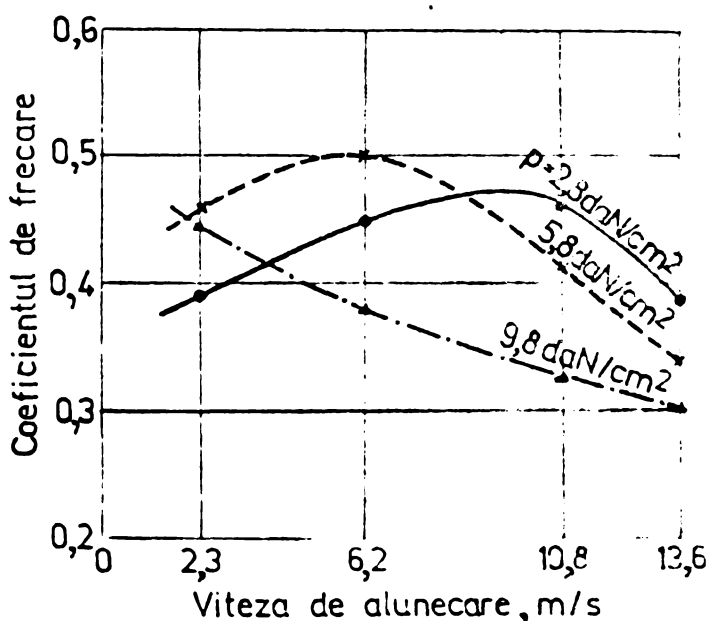


Fig.5.2. Influența vitezei de alunecare și a presiunii de contact asupra coeficientului de frecare al materialelor de fricțiune sinterizate fero-grafitice cu adaosuri de plumb și oxid de aluminiu.

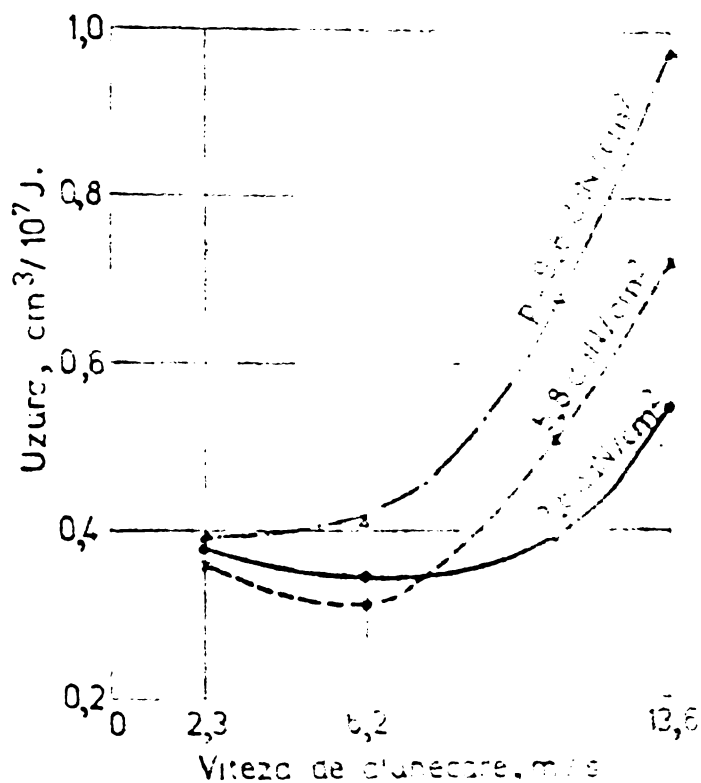


Fig.5.3. Influența vitezei de alunecare și a presiunii de contact asupra uzurii materialelor de fricțiune sinterizate fero-grafitice cu adaosuri de plumb și oxid de aluminiu.

În contextul acestor constatări temperaturile apărute prin frecare au importanța mare arătată anterior. Observând concomitent fig.5.1 și fig.5.2 se remarcă că valorile maxime ale coeficientului de frecare, determinate pentru diferite viteze și presiuni-dar, de fapt, în condițiile unei aproximativ aceleiași încărcări determinate de produsul $p \cdot v$ -, corespund aceluiași domeniu de temperaturi.

Constatări asemănătoare privind valorile coeficientului de frecare în funcție de parametrii frecării (îndcoacebi viteza de alunecare), au fost făcute și pentru alte perechi de metale în frecare [3,113]. Explicarea acestora este posibilă [101] ținând cont ca, conform teoriei energetice a lui Tross [76], forța de frecare este dată de produsul dintre volumele de material deformat și rezistența lor la deformare:

$$W_f(d) = V_d \cdot \sigma_d$$

unde: $W_{f(d)}$ - lucrul mecanic de frecare (de deformare);
 V_d - volumul de material deformat plastic;
 σ_d - rezistența medie la deformare.

Lucrul mecanic de frecare este puternic influențat de viteză, sarcină, temperatură și produsele reacțiilor tribologice, conform tab.5.1.

Tabelul 5.1

Efectul factorilor de influență asupra coeficientului de frecare

Efectul la mărirea factorilor de influență	Volumele de material deformat plastic	Rezistența medie la deformare	Temperatura	Coeficientul de frecare ca urmare a influenței predominante
Viteza de alunecare	se micșorează	crește (cu viteza de deformare)	crește	scade
Presiunea de contact	se măresc	-	crește	crește
Temperatura	se măresc (la viteze mici)	scade	-	scade
Apariția produselor reacțiilor tribologice	se micșorează	crește	crește	crește

Ca atare, valorile maxime ale coeficientului de frecare se vor obține atunci când produsul $V_d \cdot \sigma_d$ are valorile maxime.

În funcție de parametrii frecării, uzura (fig.5.3) variază invers coeficientului de frecare, pentru ale cărui valori maxime se obțin valorile cele mai reduse uzurii. Aceeași comportare o prezintă și alte metale supuse frecării-uzării. Astfel, la frecarea fierului pe oțel cu Cr, călit, la $v=1$ m/s s-a determinat [182] o uzură maximă care scade cu mărirea presiunii de contact, pentru ca de abia la încărcări și mai mari să crească din nou. La frecarea fontelor, după Tross [113], la viteze în jurul a 1 m/s valorile uzurii pot să crească chiar pînă la de 1000 de ori. Si alți autori [134,178] menționează date asemănătoare, explicînd această trecere de la valori foarte mari la valori mult reduse ale uzurii prin trecerea de la uzura metalică la cea oxidică. În cazul materialelor de fricțiune sinterizate feroase cercetate, nu apar valori exagerate ale uzurii la viteze de alunecare mici ($v = 2,3$ m/s) tocmai datorită conținutului ridicat de componente cu rol lubrifiant, în speță grafit și plumb. Prezența lor creează premisele începerii formării încă de la încărcări mai reduse a unei pelicule complexe separatoare și protectoare.

5.2. Domenii de utilizare ale materialelor de fricțiune sinterizate ferose elaborate

În prezent, pe plan mondial, materialele sinterizate ferose își găsesc din ce în ce mai largă utilizare industrială ca garnituri de diferite sortodimensiuni ale subansamblelor de frinare și cuplare (ambreiaje), ale excavatoarelor, buldozerelor, transportoarelor, macaralelor, trolieilor instalațiilor de foraj, tractoarelor, preselor, autovehiculelor, precum și a avioanelor.

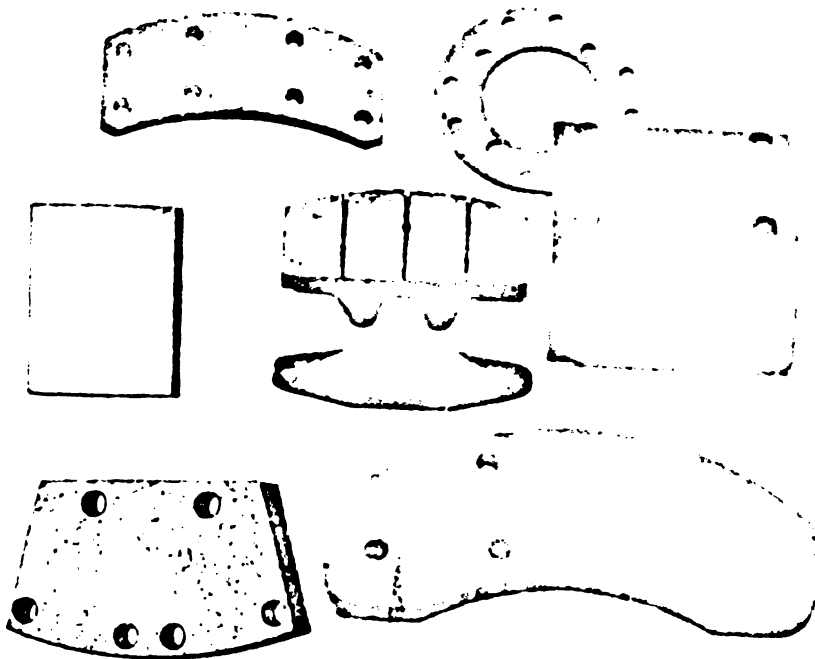


Fig. 5.4

În fig. 5.4 sînt prezentate o serie de repere de fricțiune sinterizate pe bază de pulbere de fier care actualmente se importă și care pe baza cercetărilor prezentate în lucrarea de față, se vor putea fabrica la noi în țară.

Cercetările întreprinse în cadrul prezentei teze au fost valorificate în cadrul contractului de cercetare încheiat pe anii 1973-1975 cu Ministerul Industrii Construc-

țiilor de Mașini - Direcția Generală Tehnică - Serviciul Cercetări-Invenții 105,132. Beneficiarul a omologat două serii prototip de materiale de fricțiune sinterizate pe bază de pulbere de fier elaborate de autor la Catedra Tehnologia metalelor - Laboratorul de cer-

Tabelul 5.2

Caracteristici	Simbol material	
	Feg	Fegal
Compoziția, % de greut.	77Fe+17,5grafit+5,5Pb	71Fe+17,5grafit+5,5Pb+6Al ₂ O ₃
Densitatea, g/cm ³	4,80 ± 0,05	4,65 ± 0,05
Duritatea, HB 5/31/60	19 - 22	22 - 25
Rezistența la încovoiere, daN/mm ²	min. 4	3,7 - 3,8
Rezistența la compresiune, daN/mm ²	10	10 - 11
Coeficient de frecare*	0,27 - 0,50	0,30 - 0,62
Uzura, cm ³ /10 ⁷ J*	0,3 - 1,4	0,3 - 1

* La presiuni de contact: 2,5-6 daN/cm²; viteze de alunecare: 2,6-10,4 m/s.

INSTITUTUL DE RESEARCH
TIMOARA

cerări pentru metalurgia pulberilor (IPCN) și încercate la Intreprinderea "Sinterom" Cluj-Napoca, ale căror caracteristici sînt prezentate în tab.5.2 [183,184]. Materialele omologate prezintă astfel, într-o gamă largă de condiții de lucru, bune proprietăți de frecare, superioare garniturilor sinterizate, cu bază de cupru, elaborate în prezent pentru o serie de discuri de fricțiune la Intrepr. "Sinterom". Materialele de fricțiune sinterizate feroase elaborate au proprietăți de rezistență mecanică corespunzătoare uzinării sub formă de discuri de ambreiaje sau saboți de frîne pentru diverse utilaje, instalații, dintre care unele sînt menționate în tab.5.3.

Tabelul 5.3

Domeniul de utilizare	Subansamblul	Condiții de lucru		
		Presiune de contact, daN/cm ²	Viteză de alunecare, m/s	Temperatură, °C
Buldozere	Ambreiajul motor	4 - 6	4 - 8	400 - 500
Excavatoare	Ambreiajul mecanismului de rotire a platformei	8	3 - 5	
Macarale	Ambreiajul troliului principal	8		
Instalații de foraj	Ambreiaje	pînă la 15	pînă la 30	
Sondeze	Frîne	pînă la 30	f. mică	
Mașini agricole	Cuplaje de siguranță Ambreiaje de cuplare	pînă la 30	pînă la 12	pînă la 600
Laminoare	Ambreiaj de cuplare	6 - 8	15 - 16	
Prese	Ambreiaj Frînă	3 - 5	15 - 17	

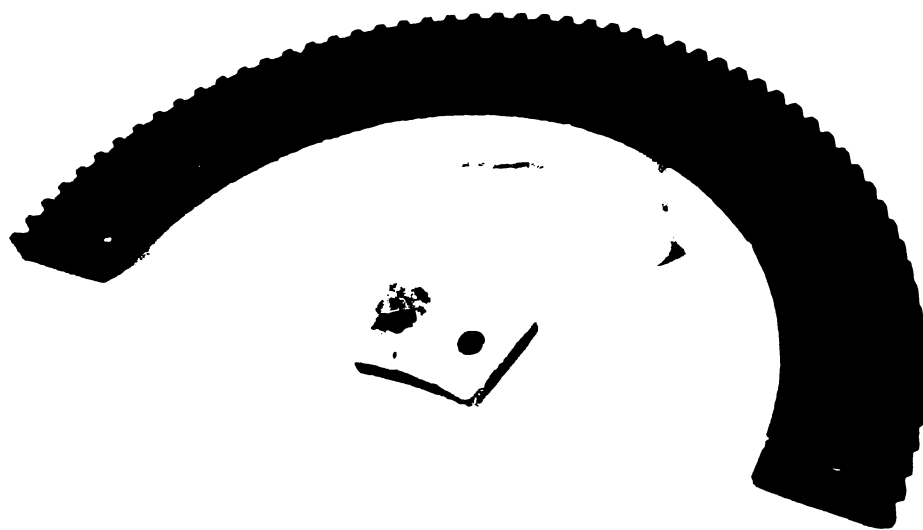


Fig.5.5

În prezent, se continuă extinderea valorificării cercetărilor realizate la elaborarea unor garnituri de fricțiune sinterizate pe bază de pulbere de fier (fig. 5.5) pentru discurile ambreiajului reversor al excavatoarelor tip "Nobas" și similare, în vederea

omologării unor serii-prototip de astfel de repere. Sînt astfel create premisele de eliminare completă a importului acestor discuri (de menționat că se importă nu numai garniturile sinterizate ci și discul suport din fontă, avînd un cost ridicat datorită relativ complexei prelucrări mecanice), realizîndu-se însemnate economii valutare.

6. CONCLUZII SI PRINCIPALELE CONTRIBUTII ALE LUCRARI

Cercetările întreprinse în cadrul prezentei lucrări răspund unei cerințe din ce în ce mai acute a economiei țării noastre, aceea de a asigura industriei construcțiilor de mașini materiale de fricțiune de producție proprie, ieftine și cu caracteristici de frecare-uzare superioare în regimuri de lucru cât mai severe.

Materialele sinterizate de fricțiune elaborate de autorul tezei pe bază de pulbere indigenă de fier redus (tip FREM) se caracterizează prin valori mari ale coeficientului de frecare, rezistență la uzare ridicată, stabilitate termică, respectiv o corespunzătoare constanță a primelor două caracteristici până la încărcări de frecare medii spre severe (p.v. ≤ 100 daN.m/s.cm²) și proprietăți acceptabile de rezistență mecanică. Acestea satisfac cerințele reclamate reperiilor de fricțiune (garnituri pentru discuri de ambreiaj, saboți de frână etc.), uzinate din astfel de materiale (omologate în două serii prototip) și destinate echipării subansamblelor de fricțiune ale unor utilaje și instalații grele (de ridicat și transportat, de foraj etc.).

Principalele contribuții aduse în rezolvarea acestui obiectiv și concluziile aferente lor sînt rezumate în cele ce urmează:

1) S-au stabilit criteriile de selectare a componentului metalic de bază al sinterizatelor de fricțiune. Analiza comparativă pe baza acestor criterii, a proprietăților intrinseci ale unor metale a permis stabilirea unor motivații fundamentale și, în ultimă instanță, a unei potențiale comportări superioare la frecare-uzare precum și a economicității materialelor de fricțiune sinterizate pe bază de pulbere de fier redusă. Se indică astfel posibilitatea valorificării și în scopuri de fricțiune a pulberii de fier tip FREM a cărei fabricație a fost perfectată de colectivul Catedrei de Tehnologia metalelor și Laboratorul de cercetări pentru metalurgia pulberilor de la Institutul Politehnic Cluj-Napoca și care în prezent este produsă la scară industrială la Intrepr. "Industria Sîrmei" Cîmpia Turzii.

2) Pe baza studiului de sinteză întreprins asupra tipurilor și teoriilor actualmente acceptate ale frecării-uzării precum și a fenomenelor care stau la baza lor - aplicabile materialelor de fricțiune sinterizate feroase -, s-au elucidat mecanismele procesului de frecare-uzare ale acestor materiale.

În acest scop, s-a conceput și realizat o mașină de frecare-uzare, cu măsurarea pe cale electrică a forței de frecare și a temperaturii de frecare. Ea permitea varierea vitezei de alunecare și a presiunii de contact între limite relativ largi, la o funcționare corespunzătoare (fără vibrații).

a) S-a stabilit pe cale experimentală-analitică că, dintre fenomenele tribomecanice, la frecarea-uzarea materialelor de fricțiune sinterizate fero-grafitice, predomină cele de deformare elasto-plastică. Prezența în cantități suficiente, a unor lubrifianti solizi, în speță grafit, la suprafețele de frecare ale acestor materiale, constituie, alături de structura perlito-feritică, mai tenace, premisele evitării unor solicitări tribomecanice periculoase, nedorite ale suprafețelor active (microjoncțiuni de sudură, deformare plastică exagerată și/sau în profunzime, întrepătrunderi urmate de microruperi prin forfecare).

b) S-a evidențiat, prin analize röntgenografice și chimice ale materialului desprins prin uzare, rolul hotărîtor pe care îl au la frecarea-uzarea sinterizatelor fero-grafitice, atât grafitul cît și oxizii de fier. Aceștia apar prin intensificarea reacțiilor tribochimice de oxidare datorită producerii unor densități mari de energie ca urmare a deformării plastice a unor volume reduse de material de la suprafețele active.

Determinîndu-se conținutul maxim de Fe_2O_3 și Fe_3O_4 și minim de grafit îndepărtat de la interfața de frecare în produsele uzării minime, în domeniul încărcărilor medii ($p.v = 30-60 \text{ daN.m/s.cm}^2$) rezultă o uzare favorabilă, cu caracter preponderent oxidic. În domeniul încărcărilor mici ($p.v < 30 \text{ daN.m/s.cm}^2$), conținutul mai ridicat de particule de fier indică că uzarea, mai intensă acum, dar încă acceptabilă, are caracter metalic, producîndu-se prin oboseala straturilor superficiale de material. La încărcări mai severe ($p.v = 100-135 \text{ daN.m/s.cm}^2$), crescînd sensibil cantitatea particulelor metalice desprinse din scheletul sinterizatelor prin întrepătrunderi și microruperi prin forfecare, se intensifică substanțial uzarea cu caracter metalic.

c) A fost pusă în evidență formarea, extinderea în funcție de condițiile de încărcare, caracterul și modul de deteriorare al peliculelor complexe (constituite din oxizi, grafit și particule metalice), ce apar la suprafețele de frecare ale sinterizatelor de fricțiune fero-grafitice. Peliculele complexe, consistente și aderente, cvasicontinue, cu efect separator și protector, se formează, în principal, din însăși stratul superficial al materialelor sinterizate, la încărcări medii de frecare, pentru care cantitatea de oxizi apărută este cea mai mare (v.pct.b). În aceste condiții, frecarea maximă și uzarea cea mai redusă a materialelor de fricțiune sinterizate feroase decurge prin intermediul peliculelor complexe. Ele măresc rezistența la deformare a suprafețelor active, producînd concomitent o "nivelare" a lor. Ca urmare a acesteia, la frecarea-uzarea mate-

rialelor de fricțiune sinterizate feroase, în locul modelelor teoretice acceptate în prezent pentru frecarea uscată (contacte ale suprafețelor metalice prin intermediul asperităților), apare ca viabil un nou model teoretic, al contactului la scara întregilor suprafețe active, evident mai favorabil.

S-a evidențiat că deteriorarea peliculelor complexe are loc prin deformarea plastică accentuată a materialului metalic de bază la încărcări de frecare severe, datorate îndeosebi unor viteze de alunecare mai mari.

Pe baza celor stabilite au rezultat direcțiile tehnologice în care trebuie acționat pentru ridicarea proprietăților de frecare-uzare ale materialelor de fricțiune sinterizate feroase. Acestea sînt: introducerea în compoziție a unor adaosuri suficient de mari și corespunzător dispersate de componenți cu rol lubrifiant (grafit, etc.), capabile să formeze pelicule separatoare, lubrifiante și protectoare înainte de apariția peliculei complexe și să contribuie în mod corespunzător la formarea cît mai rapidă și la încărcări cît mai mici a acesteia din urmă; alierea rețelei feroase în vederea mării rezistenței ei la deformare; utilizarea unor granulații optime; obținerea a cît mai numeroase contacte, respectiv, în urma sinterizării legături între granulele metalice, printr-o omogenizare și compactizare adecvate acestui scop.

3) S-a stabilit comportarea bună la frecare-uzare a materialelor de fricțiune sinterizate din pulbere de fier redusă FERM S 160-24, de granulație integrală ($> 160 \mu\text{m}$), rezultată din fabricația ei. Se indică posibilitatea ridicării proprietăților de rezistență mecanică, în detrimentul însă a celor de frecare și al prețului de cost, prin apelarea la granulații mai fine ale pulberii de fier.

4) Se evidențiază influența puternică a adaosului de grafit asupra caracteristicilor de frecare-uzare ale materialelor de fricțiune sinterizate feroase. S-a stabilit că, în funcție de viteza de alunecare la frecare (variind între 2,3-13,6 m/s) efectul lubrifiant și protector maxim îl conferă adaosul de 15-20% de grafit de granulație $> 160 \mu\text{m}$. La proporții mai mari de grafit, nu mai sînt satisfăcute cerințele de rezistență mecanică impuse îndeosebi de fixarea, în general prin nituire, a materialelor sinterizate pe suporturi.

5) S-a stabilit că adaosuri mici (3-5%) de crom sau molibden îmbunătățesc sensibil comportarea la frecare-uzare a materialelor de fricțiune sinterizate fero-grafitice, îndeosebi la încărcări mari de frecare. Cromul ridică în mai mare măsură valorile coeficientului de frecare, în timp ce molibdenul reduce mai accentuat uzura.

În ambele cazuri, creșterea rezistenței la deformare și la sollicitări termice a rețelei feroase a sinterizatelor, ca urmare a alierii feritei și perlitei precum și a formării de carburi, constituie factorul decisiv în mărirea rezistenței la uzare și a coeficientului de frecare.

6) S-a stabilit că adaosuri de plumb susțin efectul lubrifiant și protector al grafitului, micșorând uzura, îndeosebi la viteze mari de alunecare la care temperaturile apărute prin frecare se ridică peste temperatura de fuziune a plumbului. La viteze mici, adaosuri de peste 5% Pb contribuie la "nivelarea" suprafețelor active, conducând astfel la creșterea coeficientului de frecare. Efectul maxim de "uniformizare" a frecării sinterizatelor fero-grafitice de fricțiune (prin apropierea valorilor coeficientului de frecare la diferite viteze de alunecare), îl conferă adaosuri de 3,5-5,5% Pb.

7) Oxidul de aluminiu, de granulație $> 80 \mu\text{m}$ stabilită ca optimă, introdus în cantități de 3-6% de greutate în compoziția materialelor de fricțiune sinterizate feroase cu adaosuri de grafit și plumb, ridică substanțial valorile coeficientului de frecare, micșorând concomitent uzura lor. Creșterea coeficientului de frecare este mai accentuată pentru viteze de alunecare mici, ca urmare a intensificării fenomenelor de microzgîriere și deformare plastică. Efectul de reducere a uzării fiind mai pregnant la viteze mici și mari, rezultă că adaosul de Al_2O_3 lărgeste domeniul încărcărilor generatoare ale unor pelicule complexe, protectoare la interfața de frecare.

S-a determinat influența metalizării granulelor de Al_2O_3 , constatându-se posibilitatea micșorării pe această cale a fragilității materialelor de fricțiune feroase, datorată efectului de discontinuitate al acestui tip de componente nemetalici, fricționali, asupra rețelei metalice a sinterizatelor. Rezistența de rupere la încoviere rămîne astfel satisfăcătoare (peste 4 daN/mm^2) și în cazul unor adaosuri de pînă la 6% Al_2O_3 metalizat. Creșterea valorilor coeficientului de frecare pentru adaosuri de Al_2O_3 metalizat este însă inferioară celei corespunzătoare adaosurilor de Al_2O_3 , iar uzura este redusă în mai mare măsură doar la viteze de alunecare mari.

8) S-a ales varianta tehnologică de elaborare prin omogenizare uscată, compactizare prin presare la rece și sinterizare liberă, considerată corespunzătoare în vederea obținerii unor garnituri de fricțiune de grosimi relativ mari (5-10 mm).

S-au întreprins cercetări fundamentale și experimentale asupra omogenizării amestecurilor polinare complexe, pe bază de pulbere de fier cu adaosuri de componente lubrifiante (grafit, plumb) și fricționali (materiale ceramice). În acest sens:

a) S-a elaborat un procedeu original și avantajos de urmărire și evaluare a concentrației componentilor unor astfel de amestecuri polinare complexe, prin tehnica marcării radioactive și a fost concepută și realizată o instalație utilizată în acest scop.

b) S-a stabilit o relație utilizabilă practic pentru determinarea coeficientului de variație minim realizabil, corespunzător stării ideal (perfect) omogenizate a amestecurilor polinare. Cu ajutorul ei devine posibilă corelarea gradului de omogenitate cu unele caracteristici ale componentilor amestecurilor (gradul de finete, cifra de uniformitate, factorul de formă), care îl influențează hotărâtor. Aceasta permite exprimarea cifrică mai reală a omogenității amestecurilor (parametru tehnologic de mare importanță, dar deseori desconsiderat în practica elaborării materialelor sinterizate de fricțiune), în raport cu posibilitățile maxime oferite de amestecuri.

c) S-a determinat mărimea teoretică minimă admisibilă a probelor extrase din amestecuri pentru ca ele să reprezinte corespunzător compoziția lor.

Aceste contribuții ale autorului privind operația de omogenizare prezintă utilitate deosebită îndeosebi în cazul amestecurilor polinare, complexe, dar ele sînt pe deplin aplicabile tuturor amestecurilor pulverulente.

d) Pe baza gradului de omogenitate astfel exprimat s-a determinat durata optimă de omogenizare (20-40 min) în omogenizatorul cu mișcare spațială, de mare eficacitate pentru amestecuri de fricțiune. Urmărindu-se uniformitatea distribuției unui component cu conținut, în general, redus, ca Al_2O_3 în amestecuri de fricțiune fier-grafit-plumb, s-a stabilit că cu cît conținutul componentului urmărit este mai ridicat, gradul de omogenitate maxim atins de el este mai mare dar se obține după durate mai lungi în cadrul limitelor indicate.

9) S-a realizat un amplu studiu experimental și teoretic asupra compactizării prin presare la rece a amestecurilor de pulberi de fier, grafit și oxid de aluminiu. Pe baza lui:

a) Au fost puse în evidență unele anomalii ca grade de compactitate ale presatelor mai scăzute în stare omogenă decît în stare complet segregată. A rezultat că, mărirea presiunii de compactizare, în vederea obținerii unor compactități superioare ale amestecurilor omogene cu bază de pulbere de fier, este necesară fie limitarea conținutului de componente ceramice, fie mărirea celui de lubrifianti.

b) S-au constatat însă și unele regularități care au permis exprimarea analitică a procesului de presare a amestecurilor cercetate. Pe baza lor s-a dedus o relație generală pentru sisteme ternare complexe de tip component metallic-component ceramic-

INSTITUTUL
TIMIȘOARA
RESEARCH CENTRAL

component ceramic. Ea permite determinarea densității după presare sau a presiunii de compactizare necesară obținerii unei anumite densități, pentru o gamă largă de compoziții și de presiuni, fără a efectua presarea propriu-zisă a amestecului ternar. Acestea se pot determina pe baza densităților de tasare și presare ale componentelor și a presiunilor corespunzătoare unor densități de tasare, ușor calculabile, respectiv determinabile experimental.

Valoarea aplicativă a relației stabilite este deosebită, utilizarea ei reducând substanțial numeroasele determinări experimentale necesare altfel. Ea acoperă practic domeniul de compoziții frecvent utilizate nu numai la elaborarea materialelor sinterizate de fricțiune ci și abrazive, refractare, etc.

c) S-a stabilit că în cazul amestecurilor de fricțiune feroase cercetate, nu este justificată din punct de vedere funcțional (dealtfel, deseori, chiar imposibilă din punct de vedere tehnologic) depășirea unei presiuni de compactizare de $\sim 4 \cdot 10^3$ daN/cm², respectiv a unei limite inferioare (cca 14%) a porozității în stare presată, în vederea obținerii după sinterizare a unor materiale cu proprietăți de frecare-uzare optime.

10) Cercetările privind operația de sinterizare a presatelor fero-grafitice au urmărit, în urma concluziilor prezentate la pct.4, evitarea pierderilor de grafit liber precum și obținerea unei corespunzătoare structuri, respectiv proprietăți ale sinterizatelor, în strânsă corelație tot cu cantitatea de carbon liber din structura lor.

a) Pe baza unei pierderi în densitate (în principal, prin decarburare) mai mică, s-au stabilit ca parametri optimi ai sinterizării materialelor de fricțiune fero-grafitice: atmosfera de N₂ sau NH₃ disociat în amestec cu CH₄, temperatura de 1050°C și durata de 90 min.

b) S-au relevat posibilitățile de dirijare, prin aplicarea unor viteze de răcire diferite și utilizarea de pulberi de grafit de diferite granulații, a cantității de carbon legat (ca Fe₃C) și liber din conținutul total de carbon al sinterizatelor, în vederea obținerii structurii favorabile perlito-feritice.

Ca urmare a conținutului ridicat de grafit (peste 15% de greut.), la viteze mici de răcire ($\sim 3^\circ$ /min), structura materialelor de fricțiune sinterizate feroase - a cărei formare este deplasată înspre sistemul stabil Fe-C -, rezultă perlito-feritică, cu cca 2/3 perlită. Separarea mai accentuată de grafit liber, prin descompunerea nu numai a cementitei secundare ci și a cementitei perlitice, fenomen favorizat de o granulație fină a grafitului, provoacă însă

mărirea uzării la viteze de alunecare mai mari.

11) În urma cercetării influenței condițiilor de lucru asupra comportării la frecare-uzare a materialelor de fricțiune elaborate, s-a stabilit rolul hotărâtor al temperaturii asupra procesului de frecare-uzare. Între temperatura de frecare și caracteristicile de frecare-uzare există o strânsă corelație, valorile optime ale coeficientului de frecare (0,45-0,5) și uzurii ($0,3-0,4 \text{ cm}^3/10^7 \text{ s}$) obținându-se la diferite viteze de alunecare și presiuni de contact (încărcare p.v = 30-40 daN.m/s.cm²), dar în același domeniu de temperatură.

12) Cercetările întreprinse în cadrul tezei s-au valorificat prin omologarea de către Min.Ind.Constr.de Maș.-Dir.Gen.Tehn.-Serv.Cercetări. Invenții a două serii prototip de materiale de fricțiune sinterizate pe bază de pulbere de fier. Trecându-se la extinderea valorificării acestora la fabricarea unor garnituri de fricțiune cum sînt, spre exemplu, cele pentru discurile ambreiajelor excavatoarelor tip "Nobas", se creează posibilitatea obținerii în țară - valorificînd pulberea de producție proprie, de fier redus tip FREM - a unor produse de fricțiune pînă în prezent importate. Aceasta conduce la însemnate economii valutare.

B I B L I O G R A F I E

1. Völker, U., Herstellung, Eigenschaften und Einsatzmöglichkeiten gesinterter Reibwerkstoffe, *Antriebstechnik*, 7(1968), Nr.2, p.64-67.
2. Domşa, A., Domşa, S., Tendințe actuale în metalurgia pulberilor, *Metalurgia*, vol.24 (1972) 1, p. 46-50.
3. Kragelski, I.W., *Reibung und Verschleiss*, Carl Hanser Verlag, München, 1971.
4. Dufek, V., *Materiale de fricțiune metaloceramice*, SNTL Praha, 1965.
5. Dufek, V., Mikulek, J., Tendințe actuale în domeniul materialelor de fricțiune metaloceramice, *Pokroky Praskove Metalurgie*, VUPM, 1965, 3, p.3-12.
6. Schatt, W., *Werkstoffe des Maschinen, Anlagen und Apparatebaues* VEB Verlag, Leipzig, 1974.
7. Fedorcenko, I.M., ș.a., Specenîe fricțiunii materialî dlia tormoznîh i peredatocinîh ustroistv, *Vestnik Maşinostroenia* 54(1974), Nr.12, p. 22-25.
8. Jenkins, A., Powder-Metal-Based Friction Material, *Powder Metallurgy*, 12(1969), Nr.24, p.503-518.
9. Domşa, S., Sandor, L., Băiete, G., Frîna autovehiculelor - factor de importanță decisivă în siguranța circulației. Autovehiculul și siguranța circulației, Vol.II, Cluj, 1974, p.123-139.
10. Collins, B.T., The U.S. Friction Materials Industry, Perspectives in Powder Metallurgy, Vol.4: Friction and Antifriction Materials, Plenum Press, New York-London, 1970, p.3-7.
11. Dufek, V., Hrbek, A., Jenicek, L., Die statistische Auswertung des Einflusses von fünf Zusätzen auf die Eigenschaften von Reibwerkstoffen auf Eisenbasis, *Planseeberichte für Pulvermetallurgie*, 17(1969), Nr.3, p.184-198.
12. Jenicek, L., Dufek, V., Ministr, Z., Einige Richtungen der Entwicklung von Gleit- und Reibwerkstoffen des Systems Eisen-Graphit-Poren, 2 Intern. Tagung über Pulvermetallurgie, Stary-Smokovek, 1966, Vol.3, p.1-28.
13. Kriacek, V.M., Osnovnîe napravlenia razvitia metalokeramiceskih fricțiuniih materialov v SSSR, *Poroškovaia Metalurgia*, 1970, Nr.1, p.102.
14. Dufek, V., Mikulek, J., Einfluss der Grundzusammensetzung und der technologischen Bedingungen auf das Gefüge und die Eigenschaften von Eisengraphit Reibmaterialien, *Hutnicke Listy* 21(1966), Nr.8, p. 563-568.
15. Eisenkolb, F., *Fortschritte der Pulvermetallurgie*, Vol.II, Akad. Verlag Berlin, 1963.
16. Reinsch, E.W., Sintered Metal Brake Linings for Automotive Applications, *Progress in Powder Metallurgy*, 1962, p.131-138.
17. Eisenkolb, F., Über pulvermetallurgisch hergestellte Gleit- und Reibwerkstoffe. *Abh. Dt. Akad. Wiss. Berlin*, 1957, Nr.3, p.18-23.
18. Strobel, L., Frikitionswerkstoffe insbesondere auf Eisengraphitbasis, *Die Technik*, 12(1957), Heft 12, p. 819-824.

19. Fedorcenko, I.M., Kriacek, V.M., New Sintered Friction Materials, Perspectives in Powder Metallurgy, Vol.4: Friction and Antifriction Materials, Plenum Press, New York-London, 1970, p.139-142.
20. Missol, W., Materiale de fricțiune sinterizate, Przegląd Mechaniczny, 27(1968), Nr.14, p.408-413.
21. Rakovsky, V.S., Metalokeramiceskie fricțiunile materialî, Vestnik Mašinostroenia 42(1962), Nr.7, p.51-52.
22. Collins, B.T., Schneider, C.P., Sintered Metal Friction Materials. Precision Metal Molding, 1966, Nr.2, p.42-44.
23. Kachi, S., Present Status of Powder Metallurgy in Japan. International Journal of Powder Metallurgy, 9(1973), Nr.3, p.151-155.
24. Prospekte Jurid Werke, R.F.G., 1972.
25. Patent Australia, Nr.234.650.
26. Patent Marea Britanie, Nr.811.123.
27. Patent Australia, Nr.220.412.
28. Fricțiunile metalokeramiceskie materialî - Inform.Inst. de metaloceramică și aliaje speciale al Acad.de Științe a R.S.S. Ucrainiene, Kiev, 1960.
29. Kolpakov, Y.V. ș.a., Nekatorîe voprosî proizvodstva fricțiunîh metalokeramiceskih materialov na jeleznoi osnobe, Poroskovaja Metalurghia, 1966, Nr.12, p.46-48.
30. Fedorcenko, I.M. ș.a., Issledovania kompozicîonîh fricțiunîh materialov, IV, Konferența Metalurgii Proszkow, Zakopane, 1975, Vol.III, p.83-97.
31. Rovinski, D.Y., ș.a., Poroskovaja Metalurghia, 1974, Nr.9, p.76-80.
32. Patent R.D.G. Nr.18191.
33. Patent R.D.G. Nr.43180.
34. Patente R.S.C. Nr.112.264 și Nr.112.892.
35. Fedorcenko, I.M., Antifricțiunile i fricțiunile metalokeramiceskie materialî, Sovremenîe problemî poroskovoi metalurghii, Naukova Dumka, Kiev, 1970, p.141-152.
36. Patent Marea Britanie, Nr.808.163.
37. Fischer, R., Vollmer, T., The Technical Control of the Manufacture of Aircraft Brake Friction Linings, Powder Metallurgy, 13(1970), Nr.26, p.309-318.
38. Prohazka, V., Navara, E., Proprietățile și producerea materialelor de fricțiune sinterizate pe bază de fier. Hutnicke Listy 25(1970), Nr.6, p.407-412.
39. Storin, Adina, Anghel, Floarea, Contribuții la obținerea materialelor de fricțiune sinterizate pe bază de fier, Cercetări Metalurgice, Vol.15, 1974, p.573-592.
40. Dufek, V. ș.a., Die statistische Auswertung des Einflusses verschiedener Zusätze auf die Eigenschaften der Reibwerkstoffe auf Eisen-Graphit-Basis, 2 Europäisches Symposium über Pulvermetallurgie, Stuttgart, 1968, Band II, 615.
41. Rebsch, H., Kühnel, M., Friktionswerkstoffe für hohen Energieumsatz, Neue Hütte, 20(1975) Heft 9, p.530-536.
42. Rebsch, H., Kühnel, M., Beobachtungen von Vorgängen an Reiboberflächen bei Paarung mit Sinterwerkstoffen, III Konferența Metalurgii Proszkow, Zakopane, 1971, Vol.III, p.173-189.

43. Rovinski, D.Y., Panaioti, I.I., *Isledovanie mehanizma trenia i iznosa fricționoi parî s malîm coefițientom vzaimnogo perecrîtia*, *Poroșkovaia Metalurghia*, 1973, Nr.3, p.77-82.
44. Humenik, M., Hall, D.V., Alsten, R.L., *Graphite-Base Cermets*, *Metall Progress*, 81(1962), Nr.4, p.101
45. Pugina, L.I., Fedorcenko, I.M., Ponomarenko, N.E., *Effect of Graphite Content on the Antifriction Properties of Metallographite Materials*, *Perspectives in Powder Metallurgy*, Vol.4, *Friction and Antifriction Materials*, Plenum Press, New York-London, 1970, p.53-59.
46. Hirschhorn, J.S., Andersen, P.J., *Effects of Processing and Powder Characteristics on the Wear and Friction Properties of some Nickel-Base Materials*, *Powder Metallurgy*, 12(1969), Nr.24, p.344-355.
47. Hirschhorn, J.S., Daver, E.M., *Wear and Friction Studies of Nickel-Tungsten Carbide-Graphite Composites*, *Powder Metallurgy*, 12(1969), Nr.24, p.519-537.
48. Batchelor, C., *Powder Metallurgy* ed. W. Leszynski, Plenum Press, New-York, 1961, p.825-831.
49. Panaioti, I.I., Svedkov, E.L., Babutin, I.A., *Fricționaia para iz specenîh materialov*, *Poroșkovaia metalurghia*, 1973, Nr.9, p.21-23.
50. Pavelescu, D., *Conceptii noi, calcul și aplicații în frecarea și uzarea solidelor deformabile*, Ed. Academiei, București, 1971.
51. Vasilca, G., Bită, O., *Procese de lubrificație, frecare și uzură la suprafețe metalice*, Ed. Academiei, București, 1967.
52. Belak, J., *Versuch einer empirischen Darstellung der Zusammenhänge zwischen dem Verschleiss und den grundlegenden physikalischen Grössen von Metallen und Legierungen*, 2. Intern. Tagung über Pulvermetallurgie, Sary Smokovek, 1966, Vol. IV, p.105-109.
53. Rabinowicz, E., *Friction and Wear of Materials*, J. Wiley and Sons Inc., New York, 1965.
54. Coubet, J.J., *Théorie et pratique industrielle du frottement*, Ed. Techniq. Dunod, Paris, 1964.
55. Smithels, C.J., *Metal Reference Book*, Vol. II, Butterworths, London, 1967.
56. Kostetki, B.I., *Iznosostoičnost detalei mașinî*, Mașghiz, Moskva, 1961.
57. Lipson, C., *Wear Consideration in Design*, Prentice-Hall, Inc. Englewood Cliffs, New York, 1967.
58. Kragelski, I.V., Vinogradova, I.E., *Coeficienții de frecare*, Ed. Tehnică București, 1957.
59. Greatorex, J.C., *Some Aspects of the Production and Use of Sintered Friction Materials*, *Powder Metallurgy*, 8(1965), Nr.16, p.256-269.
60. Hirschhorn, J.S., *Introduction to Powder Metallurgy*, Amer. P/M Inst. New York, 1969.
61. Bowden, F.P., Tabor, D., *The Friction and Lubrication of Solids*, Oxford at the Clarendon Press, 1964.
62. Dufek, V., *Die Anwendung der Reibungstheorie auf die Weiterentwicklung metallkeramischer Reibwerkstoffe*, *Abh. Dt. Wiss. Berlin*, 1966, Nr.1, p.277-284.

63. Rebsch, H., Neuere Untersuchungen zum Reibungs- und Verschleissverhalten von gesinterten Reibwerkstoffen, IV. Intern. Pulvermetallurgische Tagung, Dresden, 1969, Bd. 2.
64. Panaioti, I. I., Povod, V. K., Fedorcenko, I. M., Izledovanie fazovih i structurnih izmenenii v poverhnostnih sloiah materialov fricționoi parī, Poroskovaia Metalurgia, 1966, Nr. 4, p. 21-29.
65. Jenicek, L., Dufek, V., Nedbal, I., Electron Microprobe Study of Friction Interlayers, Technical Digest 10(1968), Nr. 12, p. 767-774.
66. Jenicek, L., Nedbal, I., Dufek, V., On the Behaviour of some Sulphur Compounds added to Sintered Iron-Based Friction Materials, Powder Metallurgy, 12(1969), Nr. 24, p. 283-297.
67. Prohazka, V., Miskovic, V., Pokroky Praskove Metalurgie, VUPM, 1964, 3, p. 3-14.
68. Stand "Metafram" de încercare a produselor de fricțiune, Cartea mașinii.
69. STAS-R-8069-67, Incercarea la uzare.
70. Greenwood, J. A., Williamson, J. B. P., Contact of Nominally Flat Surfaces, Proceed. of the Royal Soc., A, 295, 1966, p. 300-319.
71. Jepivanov, G. J., Über das zweigliedrige Reibungsgesetz, Abh. der Festkörperphysik, Akad. Wiss. Moskau, 1957, p. 60-70.
72. Bikerman, J. J., Relation between Wear and Friction, J. of Appl. Physics, 1959, Nr. 3, p. 448-449.
73. Biță, O și colab., Posibilități de caracterizare a materialelor de fricțiune, St. și Cerc. de Mec. Aplic., 1960, p. 1117-1130.
74. Block, H., The Flash Temperature Concept, Wear, 6(1963), Nr. 6, p. 483-494.
75. Heinicke, G., Reibung, Schmierung und Verschleiss als grenzflächenmechanische Prozesse, Schmiertechnik 13(1966), Nr. 2, p. 81-90.
76. Tross, A., Der Mechanismus von Reibung und Verschleiss im Lichte einer neuen submikroskopisch und energetisch aufgebauten Festigkeits_hypothese, Schmiertechnik 13(1966), Nr. 6, p. 327-338.
77. Domșa, S., Topan, D., Influența umectării asupra proprietăților mecano-specifice ale materialelor de fricțiune sinterizate pe bază de Fe. Comunicările la a XIII-a Sesiune științifică a Inst. Politehnic Cluj-Napoca, 1974.
78. Domșa, S., Topan, D., Mica, D., Über die Herstellung und Eigenschaften von mit flüssiger Phase gesinterten Eisen-Graphit Reibwerkstoffen mit hohem Graphitgehalt. IV Symp. European de Metalurgie des Poudres Grenoble, 1975, Vol. III, 9.5.
79. Domșa, S., Topan, D., Cercetări privind influența elementelor de aliere Ni, Cr, Mo asupra proprietăților materialelor sinterizate de fricțiune pe bază de fier. Comunicare la Conferința Națională de Metalurgia Pulberilor, Cluj-Napoca, 1975.
80. Fleischer, G., Energiebilanzierung bei der Festkörperreibung, VII. Intern. Symp. Schmierstoffe und Schmierungstechnik, Dresden, 1965.
81. Thiessen, P. A., Meyer, K., Heinicke, G., Grundlagen der Tribochemie, Akad. Verlag Berlin, 1967.
82. Rebsch, H., Kühnel, M., Untersuchungen zum Reibungs- und Verschleissverhalten von IM-Metall-Graphit-Systemen, III Intern. Pulvermet. Konf. Karlovy-Vary, 1970, Vol. III, p. 216-233.

83. Braithwaite, E.R., Lubrication and Lubricants, Elsevier Publ. Comp., Amsterdam, 1967.
84. Spredborough, J., The Frictional Behaviour of Graphite, Wear, 5 (1962), Nr.1.
85. Fink, M., Chemische Aktivierung nicht durch Temperatur sondern durch plastische Verformung als Ursache Reibchemischer Reaktionen bei Metallen, Fortschritt Berichte, VDI Zeitschrift, R V, Nr.3, p.3-26.
86. Graue, G., Lückenrath, W., Gebauer, G., Die Schmierung bei der Warmverformung von Metallen, Schmiertechnik, 9(1962), Nr.5, p.245-253.
87. Kostetki, I.V., Soprotivlenie iznaşivaniu detalei maşin, Maşghiz, Moskva-Kiev, 1959.
88. Domşa, S., Moldovanu, E., Topan, D., Cercetări privind elaborarea materialelor de fricţiune sinterizate pe bază de fier, Protocol către Min. Ind. Constr. de Maş, Dir.Gen. de Dezv. Tehn. şi Investiţii Bucureşti, decembrie 1973.
89. Dufek, V., Mikulek, I., Vlianie necatorih nemetaliceskih dobavoc na cvoistva metalokeramiceskih fricţiionih materialov, II, Konf. Metalurgii Prazskow, Krakow, 1967, Vol.I., p.345-360.
90. Mailänder, R., Dies, K., Ein Beitrag zur Erforschung der Vorgänge beim Verschleiss, Schweizer Archiv, 9(1943), Nr.3, p.95-98.
91. Koks, M., Die Rolle des Luftsauerstoffs beim Gleiten von metallischen Oberflächen mit hoher Gleitgeschwindigkeit, Maşinostroenie, 1958, Nr.5, p.71-78.
92. Yoshimoto, G., Tsukizoe, T., On the Mechanisms of Wear between Metal Surfaces, Wear, 1(1958), Nr.6.
93. Topan, D., Domşa, S., Moldovanu, E., Cercetări privind corelarea proprietăţilor fizico-mecanice cu cele specifice de frecare la materialele de fricţiune sinterizate Fe-Grafit-Pb. Comunicare la a XIII-a Sesiune ştiinţifică a Inst. Politehnic Cluj-Napoca, 1974, (sub tipar).
94. Buckley, D.H., Johnson, R.L., ASLE Trans. 7(1964), p.91.
95. Braithwaite, E.R., Solid Lubricants and Surfaces, Pergamon Press, New York, 1964.
96. Peterson, M.B., Johnson, R.L., NASA Techn. Note, Nr.3657, 1965.
97. Hansen, M., Constitution of Binary Alloys, MacGraw-Hill Book Comp. 1959.
98. Heinemann, R.W., Schultze, G.R., Untersuchungen über tribomechanisch angeregte Festkörperreaktionen, Schmiertechnik u. Tribologie, 15(1968), Nr.6, p.278-282.
99. Dawidl, W., Klinger, E., Einfluss der Gleitgeschwindigkeit auf den Verschleiss karbidischer und oxidischer Sinterwerkstoffe, 2 Europ. Symp. über Pulvermetallurgie, Stuttgart, 1968, Bd. II, 7.15.
100. Domşa, S., Topan, D., Fenomene la suprafaţa de frecare a materialelor sinterizate de fricţiune, Conferinţa Naţională de Metalurgia Pulberilor, Cluj-Napoca, 1975, Vol.3, D-9.
101. Dobrescu, L., Fenomene de suprafaţă la metale şi aliaje. Ed. Acad. Bucureşti, 1970.
102. Dufek, V., Mikulek, I., Isledovanie metalokeramiceskih fricţiionih materialov v CSSR, Poroskovaja Metalurghia, 1967, Nr.6, p. 100-111.
103. Strobel, E., Rebsch, H., Henkel, H., Eisen-Graphit-Frictionsverk-

- stoffe für hohe Gleitgeschwindigkeit, 3. Intern. Pulvermetallurgische Tagung, Eisenach, 1965, p.285-293.
104. Bebnov, I.P., Metalokeramiceskie frictionne materialy na jeleznoi osnove, Poroskovaja Metalurgija, Jaroslav, 1956, p.223-251.
105. Domşa, S., Topan, D., Cercetări privind elaborarea materialelor de fricţiune sinterizate pe bază de fier, Protocol către Min.Ind.Constr.de Maş.Serv.Cerc.Tehn,Bucureşti,iunie 1975.
106. Bowen, P.H., Friction and Wear Characteristics of Dry Lubricants, Machine Design, 1963, Nr.7, p.195-199.
107. Gänshelmer, J., Neue Erkenntnisse über die Wirkungsweise von MoS₂ als Schmierstoff, Schmiertechnik, 11(1964), Nr.5, p.271-280.
108. Strobel, E., Rebsch, H., Henkel, H., Über das Reib- und Verschleissverhalten pulvermetallurgisch hergestellter Eisen-Graphit-Frictionswerkstoffe, II, Konf.Metalurgii Proszkow, Krakow, 1967, Vol.II, p.648-666.
109. Prohazka, V., Miskovic, V., A Contribution to the Investigation of Dry Friction of Sintered Steel, Perspectives in Powder Metallurgy, vol.4: Friction and Antifriction Materials, Plenum Press, New York-London, 1970. p.23-36.
110. Tross, A., Über das Wesen und den Mechanismus der Festigkeit, Selbstverlag München und Zell am See, 1966.
111. Tross, A., Über den Einfluss der Adhesion und der Schweißbrücken der plastischen Verformung und der Hysteresis des Verschleisses sowie anderer Faktoren auf die Reibungszahl, Schmiertechnik, 14(1967), Nr.3, p.1.
112. Barwell, F.T., Wear, in Standard Handbook of Lubr. Engin.Chap.4, McGraw-Hill Book Comp., New York, 1968.
113. Tross, A., Der Mechanismus der Reibung, Glasers Annalen 86(1962) Nr.5, p. 133-149.
114. Patent SUA Nr.2945759.
115. Dufek, V., Jenicek, L., Research on Friction and Wear in the Powder-Metallurgy Field in Czechoslovakia, Powder Metallurgy 13(1970) Nr.25, p.56-66.
116. Herscovici, P., Manolache, V., Starin, A., Materiale de fricţiune din pulberi metalice sinterizate, Cercetări Metalurgice, Vol.4, 1962, p. 298-321.
117. Prohazka, V., s.a. The Influence of Copper on the Properties of Sintered Iron-Graphite Friction Material, Perspectives in Powder Metallurgy, vol.4; Friction and Antifriction Materials, Plenum Press, New York-London, 1970, p.123-137.
118. Strobel, E., Rebsch, H., Über den Einfluss der Gefügeausbildung und metallischer Zusätze auf die Eigenschaften von Eisen-Graphit-Sinterwerkstoffen, II Intern.Tagung Über Pulvermetallurgie, Stary Smokovec, 1966.
119. Houdremont, E., Handbuch der Sonderstahlkunde, Springer Verlag Berlin, 1956.
120. Eisenkolb, F., Fortschritte der Pulvermetallurgie, Akademie Verlag, Berlin, 1963.
121. Kieffer, K., Bonosowsky, A., Hartstoffe, Springer Verlag, 1966.
122. Strobel, E., Untersuchungen an gesinterten Eisen-Graphit-Gleitwerkstoffen mit Zusätzen von Nichteisenelementen, Metallische Spezialwerkstoffe, Akad.Verlag, Berlin, 1963, p.85-95.

123. Martin, K., F. Steiner, Weiterentwicklung von Friktionswerkstoffen, Forschungsber der Landes Nord-Westf. Nr.849, Westd. Verlag Köln u. Opladen, 1960.
124. Patent R.F.G. Nr.1.186.638.
125. Patent Anglia Nr.856.022.
126. Burton, R.A., Rüssel, J.A., Forces and Deformations of Lead Filma in Frictional Processes, J.Amer. Soc.Lubr.Engng. 21(1965) June, p. 227-233.
127. Tsuja, I., Takaci, R., Lubrication Properties of Lead Filma on Copper, Wear, 7(1963), p. 131-143.
128. Kieffer, R., Hotop, W., Sinterisen und Sinterstahl, Springer Verlag, Wien, 1948.
129. Domşa, S., Cercetări asupra compoziției materialelor de fricțiune sinterizate feroase. Cercetări Metalurgice, Vol.18, 1976, (sub tipar).
130. Migunov, V.P. Influența unor adaosuri asupra rezistenței la uzarea materialelor de fricțiune metaloceramice. Poroškovaia Metalurghia, Minsk, 1966, p.240-243.
131. Prohazka, V., Navara, E., The Influence of Silica and Alumina Additions to Sintered Iron-Based Friction Materials, Intern.J. of Powder Metallurgy, 2(1966) Nr.2, p.39-47.
132. Domşa, S., Topan, D., Cercetări privind elaborarea materialelor de fricțiune sinterizate pe bază de fier, Protocol către Min. Ind. Constr. de Maş.-Serv.Cerc.Invenții, București, dec.1975.
133. Wiegand, H., Heinicke, G., Grundsätzliche Betrachtungen über Verschleiss, Metalloberfläche 20(1966) Nr.2, p.70-74.
134. Vetz, H., Beitrag zum metallischen Tracken-Gleitverschleiss, Sonderh. Staatl. Materialprüfaust d. TH Stuttgart, 1964, p. 59-66.
135. Weidenbaum, S.S., Solid Mixing, in Advances in Chemical Engineering, Vol.2, Academic Press, New York, 1958, p.211-324.
136. Fan, L.T., Chen, S.J., Watson, C.A., Solid Mixing. Ind.Engng.Chem. 62(1970) Nr.7, p.53-69.
137. Chandhun, P.K., Fürstenan, D.W., Powder Technologie, 4(1971), p.146.
138. Matei, G., Exner, H.E., Claussen, N., Anwendungsnahe Beurteilung der Mischgüte binärer Pulvermischungen, Planseeber. für Pulvermetallurgie, 21(1973) Nr.1, p.3-17.
139. Alexandrova, A.B., Fedorcenko, I.M., Zolotarev, A.F., Isledovanie proșesa smeșivania șihtî fricțiionovo materiala, Poroškovaia Metalurghia, 1971, Nr.12, p.82-84.
140. Blaghin, V.I., Benik, T.I., Isledovania smeșivania poroșkovîh jelezografitovîh sostavov, Poroškovaia Metalurghia, 1968, Nr.12, p.88-90.
141. Eisenkolb, F., Processes Involved in Mixing and Segregation of Metal Powder, Modern Development in Powder Metallurgy, Vol.1, Plenum Press, New York, 1966, p.91-105.
142. Sauer, CH., Über die Güte und Beständigkeit von Metallpulvermischungen, II Konf. Metalurgii Proszkow, Krakow, 1967, Vol.II, p.588-608.
143. Shinnar, R., Naor, P., A Test of Randomness for Solid-Solid Mixtures, Chem. Engng. Science, 1961, Nr.15, p.220-229.

144. Domşa, S., Kulcsar, G., Asupra omogenizării sistemelor polinare formate din pulberi metalice și nemetalice, Buletinul științific al Inst. Politehnic Cluj, vol. 14, 1971, p. 33-39.
145. Domşa, S., Radioactive Counting for the Evaluation and the Control of the Mixing Process of Polynary Powder Systems, Powder Metallurgy International, Vol. 5 (1973) Nr. 2, p. 75-78.
146. Domşa, S., Kulcsar, G., Procedeu și instalație de determinare a gradului de omogenitate al amestecurilor de pulberi omogenizate. Inovație Nr. 7, 1972, Inst. Politehnic Cluj.
147. Herdan, G., Small Particle Statistics, Butterworth, London, 1960.
148. Stange, K., Die Mischgüte einer Zufallsmischung als Grundlage zur Beurteilung von Mischversuchen, Chem-Ing-Techn., 26 (1954), p. 331.
149. Ghircioașiu, N., Curs de Matematici speciale, Vol. II, Inst. Politehnic Cluj, 1967.
150. Domşa, A., Pálfalvi, A., Nicolae, V., Botha, L., Colan, H., Buzoianu, P. Tehnologia fabricării pieselor din pulberi metalice, Editura Tehnică, București, 1966.
151. Graf, U., Henning, H. J., Stange, K., Formeln und Tabellen der mathematischen Statistik, Springer Verlag, Berlin, 1966.
152. Müller, F., Aufbereitungs-Technik, 5 (1966), p. 274.
153. Campbell, H., Bauer, W. C., Cause and Cure of Demixing in Solid-Solid Mixers, Chem. Engng. 1966, Nr. 12, p. 179-185.
154. Roseman, B., Mixing of Solids, The Industr. Chemist 39 (1963), Nr. 2.
155. Pfrimmer, F., Physikalische Erscheinungen beim Pressvorgang, Fertigungstechnik, 7 (1957) Nr. 11, p. 493-495.
156. Bockstiegel, G., Hewing, J., Kritische Betrachtung der Schrifttum über den Verdichtungsprozess beim Kaltpressen von Pulvern in starren Pressformen, Arch. Eisenhüttenwesen, 36 (1965) Nr. 10, p. 751-767.
157. Marshall, R. P., Metallurgical Reviews, Vol. 13, 1968, p. 53-72.
158. Domşa, A., Matei, G., Asupra presabilității sistemelor binare de pulberi. Buletinul științific al Inst. Politehnic Cluj, Vol. 12, 1969, p. 141-146.
159. Nikolaev, A. N., Relația dintre presiune și densitatea presatelor din pulberi metalice, Poroșkovaia Metalurghia, 1962, Nr. 3, p. 3-9.
160. Constantinescu, V., Contribuții la elaborarea materialelor abrazive cu lianți metalici. Teză de doctorat, Inst. Politehnic Cluj, 1972.
161. Petrova, E. M., ș. a., Ob uplotniaemosti poroșkov Fe, Co i Ni s dobavkami karbidov Zr, Nb i Mo, Poroșk. Met., 1969, Nr. 7, p. 7-12.
162. Yurcenko, A. G., ș. a., Uplotnenie dvuhkomponentnih materialov pri holodnom presovanii, Poroșk. Met., 1969, Nr. 5, p. 19-23.
163. Blaghin, V. I., Presuemosti poroșkovih smesi, Poroșkovaia Metalurghia, 1966, Nr. 6, p. 27-31.
164. Domşa, S., Topan, D., Asupra compactizării prin presare a sistemelor pulverulente polinare complexe. Comunicare la a XIII-a Sesiune științifică a Inst. Politehnic Cluj, 1974.
165. Domşa, S., Topan, D., Relație privind compactizarea prin presare a sistemelor pulverulente ternare. Buletinul științific al Inst. Politehnic Cluj, vol. 16, 1973, p. 16-18.

166. Domşa, S., Constantinescu, V., Über die Verdichtung von Pulvermehrfachsystemen durch Pressen. IV. Konferencja Metalurgii Proszkow, Zakopane, 1975, Vol.II, p.185-195.
167. Domşa, S., Topan, D., Influenţa presiunii şi a compoziţiei amestecurilor pulverulente ternare asupra densificării prin presare. Comunicare la Sesiunea Stiinţifică ICEM, Bucureşti, 1975.
168. Domşa, S., A New Equation Concerning Polynary Complex Powder Mixtures Compaction, Powder Metallurgy International, Vol.8(1976), Nr.4, p. 179-181.
169. Domşa, S., Firănescu, M., Influenţa condiţiilor de sinterizare asupra proprietăţilor materialelor de fricţiune sinterizate pe bază de pulbere de fier, Cercetări Metalurgice, Vol.18, 1976 (sub tipar).
170. Orban, R., Cercetări asupra sinterizării pieselor presate din pulberi de fier, Teză de doctorat. Inst.Politehnic Cluj, 1973.
171. Pugina, L.I., Fedorcenko, I.M., Influenţa sortului de grafit asupra proprietăţilor materialelor fier-grafit, Poroškovaia Metalurghia, Minsk, 1966, p.215-220.
172. Navara, E., Beitrag zur Sinterungskinetik von Eisen-Graphit, I. Konf. Metalurgii Proszkow, Krakow, 1963.
173. Pozdniak, N.Z., Isledovanie proţesov structuroobrazovania pri specanii jelezografitovih splavov, Poroškovaia Metalurghia, 1963, Nr.5, p. 80-86.
174. Prohazka, V., Miskovic, V., Erforschung der Verklebung bei der Reibung von Sinterstahl, I.Konf. Metalurgii Proszkow, Krakow, 1963.
175. Schumann, H., Metalurgie fizică, Edit. Tehnică, Bucureşti, 1962.
176. Eisenkolb, F., Einführung in der Werkstoffkunde, Bd.III, Akad. Verlag, Berlin, 1961.
177. Vasilca, G., Biţă, O., Dincă, I., Investigations on the Wear and Seizure Resistance of Friction Hardened Steel Pairs, Rev. Roum. de Sc.Tech., Serie Mec. appl, IX(1964), Nr.6, p.1439.
178. Esslinger, P., Uetz, H., Beitrag zur Problematik der Verschleissprüfung, Materiaprüfung, 9(1967), Nr.5, p.161-165.
179. Hirschke, K., Ordnungsprobleme auf den Verschleissgebiet, Materialprüfung 9(1967), Nr.5, p.185-187.
180. Fleischer, G., Für und wieder die Gränzreibung: eine gegenüberstellungen von Meinungen und ihre realer Hintergrund, Wiss. Z. der TH Magdeburg, 7(1963), Nr.2, p.231-241.
181. Domşa, S., Verschiedene Einflussgrößen bei Herstellung und Untersuchung von Reibwerkstoffen auf Eisenbasis. Comunicare la Max Planck Institut, Stuttgart, 1972.
182. Mailänder, R., Dies, K., Beitrag zur Erforschung der Vorgänge beim Verschleiss, Arch. Eisenhüttenwesen, 16(1943), Nr.10, p.385-398.
183. Min.Ind.Constr.de Maş., Dir.Gen.Tehn., Serv.Cerc.Tehnologică şi studii şi Inst.Politehnic Cluj-N., Catedra Tehnologia metalelor şi Laboratorul de cercetări ptr.metalurgia pulberilor, Proces-verbal de omologare a prototipului de material de fricţiune sinterizat Fe77Gr17,5Pb5,5, iulie, 1975.

184. Min.Ind.Constr.de Maş.,Dir.Gen.Tehn.,Serv.Cercetări,Invenţii ş.
Inst.Politehnic Cluj-N.,Catedra Tehnologia metalelor şi
Laboratorul de cercetări ptr.metalurgia pulberilor,Proces
verbal de omologare a prototipului de material de fric-
ţiune sinterizat $\text{Fe71Gr17,5Pb5,5Al}_2\text{O}_3$,decembrie, 1975.