

**UNIVERSITY OF CRAIOVA
FACULTY OF MECHANICS**

Dipl. eng. POPESCU TRAIAN VALERIU

Doctor's Degree

**Contributions for improving the mechanical
characteristics of sintered steels by thermal and
thermochemical treatments**

**Scientific directing:
Phd. eng. Mihail Mangra**

**CRAIOVA, ROMANIA
2003**

**UNIVERSITATEA DIN CRAIOVA
FACULTATEA DE MECANICĂ**

Dipl. ing. POPESCU TRAIAN VALERIU

TEZA DE DOCTORAT

**CONTRIBUȚII LA ÎMBUNĂTĂȚIREA
CARACTERISTICILOR MECANICE ALE
OȚELURILOR SINTERIZATE PRIN TRATAMENTE
TERMICE ȘI TERMOCHIMICE**

**Conducător științific:
Prof. dr. ing. Mihail Mangra**

**CRAIOVA
2003**

Din partea autorului

Stimate vizitator, înainte de lecturarea prezentei lucrări trebuie cunoscut că toate drepturile asupra lucrării de față aparțin autorului, astfel încât preluările de texte, figuri și imagini se pot face numai cu acordul strict al acestuia obținut prin e-mail la adresa trfilip@yahoo.com.

Cu simpatie, Traian Popescu

From the writer

Dear visitor, before you read the present work you must know that all the rights concerning this work belong to the writer. If you want to take over texts, pictures and figures you need the strict authorization of him and you can obtain it from the following e-mail address: trfilip@yahoo.com.

With simpaty, Traian Popescu

*„Omul dorește să știe tot ce poate ști; deci să cercetăm, să căutăm,
să aflăm, să știm. ”*

Dimitrie Cantemir

ABREVIERI

P – porozitate.

OS – oțel sinterizat;

OC – oțel convențional;

MP – metalurgia pulberilor;

MS – material sinterizat;

PS – piese sinterizate;

PMS – pulberi metalice sinterizate;

MSPR – material sinterizat pentru piese de rezistență;

SEM – microscopie electronică cu baleiaj

TT – tratamente termice;

TTch – tratamente termochimice;

UR – unități relative;

ASM – American Society of Metals;

ASTM – American Society for Testing Materials;

IJPM – International Journal of Powder Metallurgy;

MPIF - Metal Powder Industries Federations.

CUPRINS

INTRODUCERE	11
CAP. I. STADIUL ACTUAL AL CERCETĂRILOR ASUPRA TRATAMENTELOR TERMICE ȘI TERMOCHIMICE APLICATE OȚELURILOR SINTERIZATE	13
1.1. STRUCTURA OȚELURILOR SINTERIZATE ȘI INFLUENȚA EI ASUPRA TRATAMENTELOR TERMICE ȘI TERMOCHIMICE	13
1.1.1. Porozitatea materialelor elaborate prin MP	14
1.1.2. Influența porozității asupra călibilității MS	18
1.1.3. Influența porozității asupra adâncimii statului carburat	22
1.2. INFLUENȚA COMPOZIȚIEI CHIMICE A OȚELURILOR SINTERIZATE ASUPRA CĂLIBILITĂȚII	25
1.2.1. Influența Cu	25
1.2.2. Influența Ni	26
1.2.3. Influența Mo	26
1.2.4. Influența Ni – Cu	27
1.2.5. Influența compoziției amestecului de pulberi asupra călibilității	27
1.3. PARAMETRII UTILIZAȚI ÎN OPERAȚIILE DE TRATAMENTE TERMICE ȘI TERMOCHIMICE ALE OȚELURILOR SINTE- RIZATE	30
1.3.1. Principii ale tratamentelor termice de călire – revenire ale oțelurilor sinterizate	30
1.3.2. Parametrii operației de încălzire la călirea oțelurilor sinterizate	32
1.3.3. Timpul de menținere	36
1.3.4. Răcirea la călirea oțelurilor sinterizate	38
1.3.5. Revenirea după călirea oțelurilor sinterizate	40
1.3.6. Tratamentele termochimice de carburare în mediu gazos ale oțelurilor sinterizate	41
1.3.7. Carbonitrurarea în mediu gazos	44
1.3.8. Carburarea și carbonitrurarea accelerată în azot și hidrocarburi	46
1.3.9. Tratamentul termochimic cu vapori cu apă – feroxarea	48

CAP. II. CARACTERIZAREA MATERIALELOR ÎNȚIALE ȘI METODOLOGIA DE ELABORARE A PROBELOR PENTRU EXPERIMENTĂRI	51
2.1. ITINERARIUL DE ELABORARE A PROBELOR	51
2.2. COMPOZIȚIA CHIMICĂ A AMESTECURILOR DE PULBERI ÎNȚIALE	51
2.3. CARACTERIZAREA PULBERILOR DE FIER	54
2.3.1. Caracterizarea pulberii de Fe sortul Distalloy AE	55
2.3.2. Caracterizarea pulberii de Fe sortul SC 100.26	61
2.3.3. Caracterizarea pulberii de Fe sortul NC 100.24	63
2.3.4. Factorii determinanți la alegerea diferitelor sorturi de pulberi	64
2.4. CARACTERIZAREA AMESTECURILOR DE PULBERI	66
2.4.1. Caracterizarea amestecului de pulberi F50-N5-U2-69	66
2.4.2. Caracterizarea amestecului pe bază de pulbere prealiată Distalloy AE	71
2.5. ELABORAREA PROBELOR PENTRU EXPERIMENTĂRI	79
2.5.1. Programarea experimentelor pentru rezolvarea problemelor extremale	80
2.5.2. Formularea problemei, alegerea variantelor de studiu și a variabilelor ca factori de influență	82
2.5.3. Probe pentru determinarea microstructurilor	86
2.5.4. Probele pentru încercarea la tracțiune	86
2.5.5. Probe pentru reziliență	87
2.5.6. Repere din producția industrială	88
2.5.7. Sinterizarea probelor	91
 CAP. III. CERCETĂRI PRIVIND OPTIMIZAREA TRATAMENTELOR TERMICE DE CĂLIRE ȘI REVENIRE APPLICATE OȚELURILOR SINTERIZATE	 92
3.1. SCOPUL ȘI OBIECTIVELE CERCETĂRIILOR	92
3.2. ITINERARIUL ACTIVITĂȚILOR DE CERCETARE	93
3.3. MATERIALE UTILIZATE ÎN CERCETARE	93
3.4. TRATAMETE TERMICE APLICATE PROBELOR DIN OȚELURI SINTERIZATE	97
3.4.1. Tratamentul termic de călire	97
3.4.1.1. Descrierea utilajului pentru TT de călire	97
3.4.1.2. Operațiile de tratament termic ale probelor	100
3.5. REZULTATE EXPERIMENTALE	100
3.5.1. Încercarea la tracțiune	100
3.5.2. Încercarea la duritate	104
3.5.3. Încercarea la reziliență	104

3.5.4. Interpretarea rezultatelor	109
3.5.5. Studii comparative asupra oțeluri sinterizate	110
3.6. CONCLUZII PARȚIALE	115

CAP. IV. CERCETĂRI ASUPRA TRATAMENTELOR TERMOCHIMICE DE CARBURARE ȘI CARBONITRURARE APPLICATE OȚELURILOR SINTERIZATE

4.1. SCOPUL ȘI OBIECTIVELE CERCETĂRILOR	116
4.2. ITINERARIUL ACTIVITĂȚILOR DE CERCETARE	117
4.3. MATERIALE FOLOSITE PENTRU EXPERIMENTĂRI	117
4.4. TRATAMENTE TERMOCHIMICE APLICATE PROBELOR DIN OȚEL SINTERIZAT	117
4.4.1. Descrierea utilajului	117
4.4.2. Tehnologia tratamentului de carburare accelerată în azot și propan aplicat în cadrul cercetărilor	124
4.4.3. Tehnologia tratamentului de carbonitrurare accelerată în azot și propan aplicat în cadrul cercetărilor	126
4.5. STRUCTURA ȘI PROPRIETĂȚILE STRATURILOR TRATATE TERMOCHIMIC	127
4.5.1. Compoziția chimică a straturilor carburate	128
4.5.2. Compoziția chimică a straturilor carbonitrate	131
4.5.3. Microstructurile straturilor carburate	133
4.5.4. Microstructurile straturilor carbonitrate	136
4.5.5. Caracteristicile mecanice și de utilizare ale oțelurilor sinterizate tratate termochimic	138
4.5.6. Comportarea la uzură a oțelurilor sinterizate tratate termochimic	143
4.6. CONCLUZII PARȚIALE	148

CAP. V. CERCETĂRI ORIENTATE SPRE ELABORAREA UNUI NOU PROCEDEU DE FABRICARE A BENZILOR SUBȚIRI SINTERIZATE DIN OȚEL PRIN CARBURARE

5.1. SCOPUL ȘI OBIECTIVELE CERCETĂRILOR	150
5.2. ITINERARIUL TEHNOLOGIC PROPUȘ CA NOU PROCEDEU DE OBTINERE A TABLELOR SUBȚIRI SINTERIZATE DIN OȚEL	152
5.3. LAMINAREA PULBERILOR DE FIER	153
5.4. ELABORAREA TABLEI DIN FIER SINTERIZATĂ	159
5.5. DESCRIEREA TEHNOLOGIEI DE CARBURARE A BENZII	160
5.6. ANALIZA STRUCTURALĂ A BENZII CARBURATĂ	160

5.7. CARACTERISTICI MECANICE ȘI DE UTILIZARE ALE	
TABLELOR SUBȚIRI	174
5.7.1. Determinarea rezistenței la rupere	174
5.7.2. Determinarea modulului de elasticitate longitudinal	175
5.7.3. Determinarea modulului de elasticitate transversal	177
5.7.4. Determinarea deformației elastice	175
5.7.5. Determinarea durității	176
5.8. CONCLUZII PARȚIALE	176
 CAP. VI. STUDIUL TRATAMENTULUI DE FEROXARE	
APLICAT PIESELOR SINTERIZATE	178
 6.1. SCOPUL ȘI OBIECTIVELE CERCETĂRILOR	178
6.2. PROCESELE CARE AU LOC LA OXIDAREA FIERULUI	
SUB ACȚIUNEA VAPORILOR DE APĂ	179
6.3. INFLUENȚA PREZENȚEI FOSFORULUI ÎN COMPOZIȚIA	
OȚELURILOR SINTERIZATE	182
6.3.1. Influența fosforului asupra porozității intercomunicante	182
6.3.2. Influența fosforului asupra caracteristicilor mecanice ale	
oțelurilor sinterizate	183
6.4 UTILAJE PENTRU FEROXARE	185
6.5. MATERIALE ȘI PROBE UTILIZATE ÎN CERCETARE	186
6.6. REZULTATE EXPERIMENTALE	187
6.6.1. Compoziția stratului feroxat	187
6.6.2. Încercări mecanice	190
6.6.3. Influența feroxării asupra durității și rezistenței la uzură	191
6.7. CONCLUZII PARȚIALE	194
 CAP. VII CONCLUZII ȘI CONTRIBUȚII PERSONALE	196
 BIBLIOGRAFIE	199
 ANEXE	208

INTRODUCERE

Încă de la apariția sa, *metalurgia pulberilor*, se impune ca un domeniu dinamic, în special prin realizarea pieselor din pulberi feroase și neferoase, ca alternativă a metalurgiei clasice, datorită unor avantaje tehnico-economice cum sunt:

- productivitate ridicată;
- proprietăți reproductibile pentru serii mari de produse;
- posibilitatea obținerii pieselor cu configurații complexe;
- posibilitatea de realizare a pieselor monobloc;
- posibilitatea obținerii pieselor în stare finită sau cu adaosuri mici, fapt ce duce la eliminarea operațiilor de prelucrare aproape în totalitate, și, în consecință, reducerea consumului de material, manoperă, energie și timp.

Astfel, printre domeniile de utilizare se regăsesc pe scară largă: organele de mașini, filtrele sinterizate, piesele de fricțiune și antifricțiune, contactele electrice, magneții, materialele refractare, aliajele și super-aliajele dure.

Dezvoltarea economică la nivel mondial a impus o dinamică deosebită de cercetare în acest domeniu, astfel încât studiile fundamentale și aplicative pleacă de la caracteristicile definitorii ale materialelor cum ar fi: natura pulberilor de bază și a aditivilor (elemente de bază și de amestec), a densității obținute la presare, a proprietăților fizico-chimice și mecanice rezultate în urma proceselor de sinterizare, precum și a altor procese tehnologice ulterioare sinterizării cum sunt **tratamentele termice și termochimice**.

Dacă este să avem în vedere numai unul dintre domeniile de utilizare, și anume acela al pieselor și organelor de mașini ce intră în componența automobilelor, observăm că performanțele cerute de piață acestor produse sunt din ce în ce mai mari, și din această cauză, tendința la ora actuală este de a elabora prin tehnologii specifice MP piese de mare rezistență mecanică, în special la solicitări dinamice. În acest context, un loc important îl ocupă tratamentele termice și/sau termochimice aplicate după sinterizare.

Deși sunt des aplicate în tehnologiile „clasice”, tratamentele termice și ter-mochimice se aplică la scară mai redusă în cazul materialelor metalice obținute prin MP. În general, s-a mers pe o similitudine cu cele aplicate materialelor realizate prin tehnologii metalurgice de turnare și deformare plastică, dar structura specifică materialelor fabricate prin MP, în special porozitatea acestora ridică probleme importante în practica tratamentelor termice și termochimice.

Literatura de specialitate este destul de săracă în date ce privesc tratamentele termice aplicate MS și ele pot fi extrase din lucrările publicate la manifestările științifice care au ca obiect MP, și aproape deloc la cele ce vizează tratamentele termice. Din aceste motive, în lucrarea de doctorat au fost abordate o serie de probleme ce vizează tratamentele termice și termochimice ale unor OS utilizate curent în fabricarea organelor de mașini la nivel industrial, precum și a unor OS elaborate în concepție proprie. Un loc important l-au ocupat două probleme conexe și anume tratamentul de feroxare a OS, respectiv procesele și tehnologiile de obținere a OS prin tratamente termochimice aplicate tablelor subțiri din fier sinterizat, pentru care s-a depus o propunere de brevet de invenție. Totodată pentru realizarea experimentărilor a fost necesară proiectarea și executarea unui cuptor de tratament termic și termochimic care are la bază soluții proprii și originale, materializate într-un brevet de invenție.

Tema abordată se înscrie în preocupările colectivului catedrei de „Tehnologii și Materiale” de la Facultatea de Mecanică a Universității din Craiova legate de dezvoltarea și caracterizarea materialelor elaborate prin MP.

În elaborarea lucrării am beneficiat de sprijinul specialiștilor în domeniul MP din colectivul de cadre didactice de la “Catedra de Tehnologia Materialelor” a Universității Tehnice din Cluj-Napoca, precum și a specialiștilor de la S.C. SINTEROM S.A. Cluj - Napoca, S.C. DAEWOO – AUTOMOBILE S.A. și S.C. ELECTROPUTERE S.A. Craiova, cărora țin să le mulțumesc și pe această cale.

* * *

Îmi exprim profunda recunoștință față de conducătorul științific Prof. dr. ing. Mihail Mangra pentru îndrumarea de înaltă competență acordată la elaborarea lucrării și a sprijinului moral pe care l-am primit în tot acest timp.

Aduc mulțumiri D^{lui}. Prof. dr. ing. Sever Șontea pentru suportul pe care mi l-a oferit, prin vastele cunoștințe teoretice și practice pe care le are în domeniul MP și pentru începuturile acestei lucrări la care a avut o importantă contribuție.

STADIUL ACTUAL AL CERCETĂRILOR ASUPRA TRATAMENTELOR TERMICE ȘI TERMOCHIMICE APLICATE OȚELURILOR SINTERIZATE

1.1. STRUCTURA OȚELURILOR SINTERIZATE ȘI INFLUENȚA EI ASUPRA TRATAMENTELOR TERMICE ȘI TERMOCHIMICE

Materialele elaborate prin tehnologiile specifice MP sunt diverse dar, din punct de vedere structural toate au o particularitate comună care le separă net de materialele similare elaborate prin alte tehnologii, și anume **porozitatea**. Față de materialele cu aceeași compoziție chimică și cu structura formată din aceeași constituenți fabricate prin tehnologii convenționale (turnare, deformare plastică, etc.), materialele realizate din pulberi au în plus în structura microscopică o serie de cavități care poartă numele de pori. **Fig. 1.1**

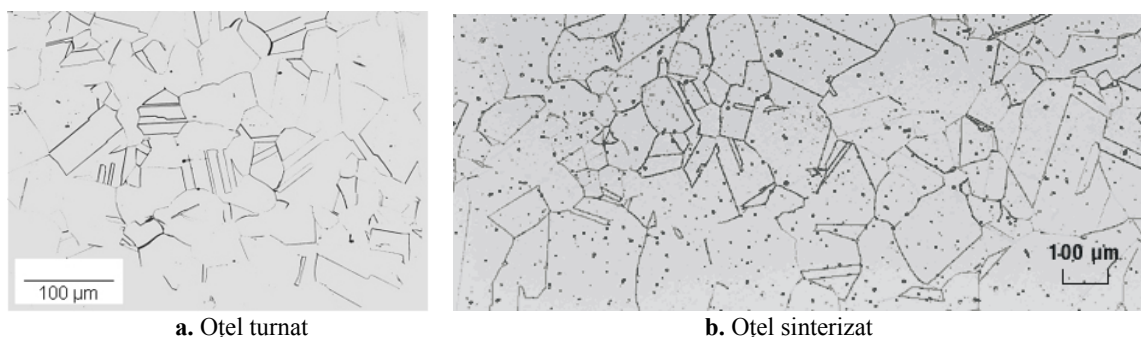


Fig. 1.1 Diferența de microstructură dintre materialele convenționale și MS [72]

Porozitatea P a MS are efecte contrare funcție de scopul în care se fabrică și se utilizează materialul respectiv. Astfel în cazul MS utilizate pentru operații de filtrare a fluidelor porozitatea joacă un rol pozitiv și ea este căutată din punctul de vedere al tehnologiei de fabricație. În schimb, în cazul MS care intră în componența pieselor de rezistență (biele, arbori, axe, roți dințate ș.a.) porozitatea trebuie redusă la maximum posibil datorită efectului negativ pe care îl are aceasta asupra caracteristicilor mecanice de rezistență ale MS. În literatura de specialitate se recomandă ca maximum de porozitate în cazul MSPR să nu depășească $(20 \div 25)\%$. [119, 122]

1.1.1. Porozitatea materialelor elaborate prin metalurgia pulberilor

Materialele metalice fabricate prin MP au structura alcătuită din 2 elemente: matricea metalică de bază și porii. Matricea metalică la rândul ei este formată din constituenții structurali specifici categoriei de aliaje cărora le aparține prin compoziție MS. În ceea ce privește porii, aceștia sunt de 3 categorii: pori intercomunicanți, pori deschiși și pori închiși. **Fig. 1.2**

Porozitatea totală P este formată din cele 3 componente: P_1 = porozitatea intercomunicantă; P_2 = porozitatea deschisă; P_3 = porozitatea închisă și se definește ca fiind raportul dintre volumul porilor V_P și volumul total V al MS:

$$P = \frac{V_p}{V} = 1 - \frac{\rho_a}{\rho_M} \quad (1.1)$$

sau:

$$P = 1 - \frac{m_S}{V_P \rho_M} \quad (1.2)$$

Unde:

- m_S este masa MS;
- ρ_a este densitatea MS, numită și densitate aparentă;
- ρ_M este densitatea materialului convențional (teoretică).

Raportul:

$$\frac{\rho_a}{\rho_M} = C_P \quad (1.3)$$

reprezintă compactitatea MS și ținând seama de relația (1.2) rezultă:

$$P = 1 - C_P \quad (1.4)$$

sau în procente:

$$P = 100 - C_P \quad (1.5)$$

Porozitatea intercomunicantă este formată din porii deschiși și porii interiori care comunică între ei și cu suprafețele exterioare asigurând astfel permeabilitatea gazelor ce se găsesc la nivelul suprafeței MS, fapt ce are o mare importanță în special pentru tratamentele termochimice aplicate acestei categorii de materiale. De asemenea, porozitatea MS, influențează într-o foarte mare măsură conductivitatea termică a MS și, în consecință, afectează într-o măsură importantă derularea proceselor și parametrii operațiilor de tratamente termice și termochimice la care sunt supuse materialele fabricate prin MP.

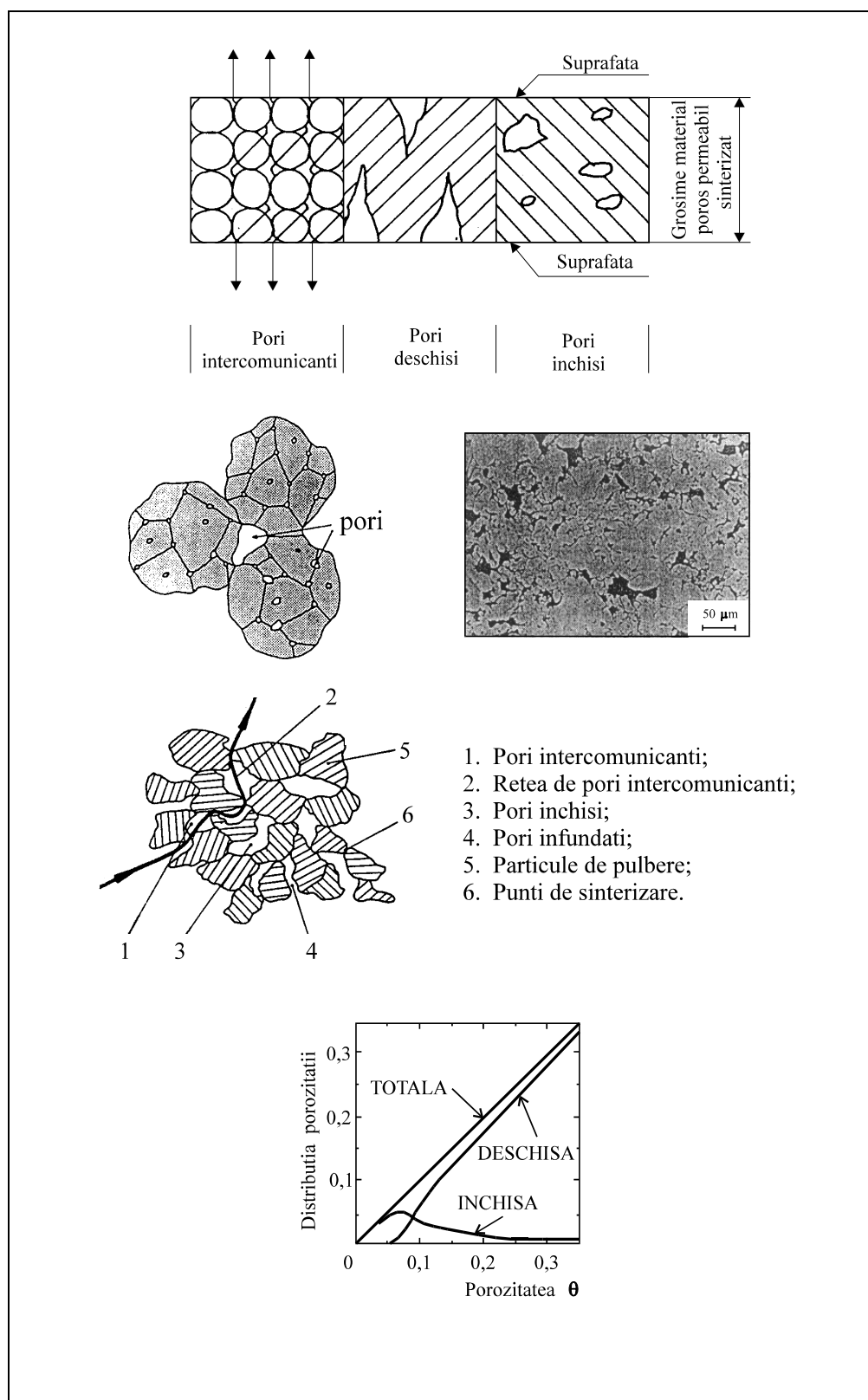


Fig. 1.2 Tipuri de pori [72]

Un rol important îl joacă porozitatea MS din punctul de vedere al caracteristicilor mecanice de rezistență a lor, și dat fiind faptul că, în cadrul lucrării au fost studiate MSPR, în special oțelurile sinterizate din punctul de vedere al comportamentului lor la solicitări, după ce au fost supuse tratamentelor termice de călire și revenire, respectiv a celor termochimice de carburare și carbonitrurare accelerată în mediu de propan și azot se impun unele referiri la acest aspect [40].

Proprietățile mecanice ale MS sunt influențate de: compoziția lor chimică, itinerariul tehnologic de fabricare, structura și gradul de finisare al suprafețelor pieselor (calitatea acestor suprafețe) [5, 6, 7].

Structura MSPR este decisivă din punctul de vedere al comportării lor la solicitările mecanice, comparativ cu structurile aceluiași tip de material, dar compacte, în cazul MSPR intervin 4 factori de bază:

- porozitatea și natura porilor;
- distribuția porilor;
- defectele singulare;
- structura matricei metalice (natura constituenților structurali, mărimea, forma și distribuția lor structurală).

Porozitatea și natura porilor constituie un element fundamental în ceea ce privește calitățile mecanice ale MSPR, porozitatea închisă și cea intercomunicantă (pori deschiși legați în rețea) fiind componentele cu influența cea mai mare.

Calitatea contactelor (punților) de sinterizare dintre particulele de pulbere sinterizate este determinată de tipul de porozitate care domină în structura MS și de morfologia porilor care are în vedere: forma, dimensiunea și volumul acestora. Preponderența unui anumit tip de porozitate raportată la porozitatea totală a unui MS este reprezentată grafic în **Fig. 1.3** [37].

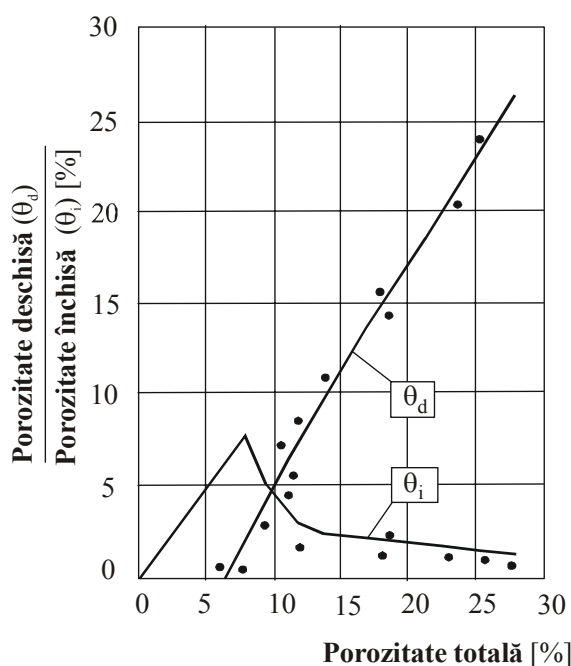


Fig. 1.3 Raportul dintre porozitatea deschisă și închisă și porozitatea totală [37]

Natura porilor este dependentă de morfologia matricei metalice care se formează la sinterizarea pulberilor densificate. Prin sinterizare particulele de pulbere se leagă între ele prin elemente structurale denumite punți de legătură, iar grosimea acestora diferă în funcție de intensitatea regimului de sinterizare influențând astfel porozitatea MS.

Porozitatea intercomunicantă se întâlnește în cazul în care punțile sunt izolate, ceea ce corespunde situației în care densitatea aparentă este medie, iar porozitatea închisă o întâlnim la MS cu densitate aparentă mare, apropiată de cea teoretică, când rețeaua de pori dintre particulele de pulbere se închide datorită unor regimuri de sinterizare intense (temperaturi de încălzire ridicate și timpi de menținere îndelungați).

După unii cercetători, natura porilor are o influență asupra caracteristicilor mecanice ale MS mult mai mare decât fracția lor volumică [9,15, 25,107]. Aceasta datorită faptului că secțiunea transversală A_C a MS joacă un rol important în privința modului cum răspunde materialul la solicitările mecanice. Secțiunea A_C reprezintă suma suprafețelor hașurate din **Fig. 1.4**

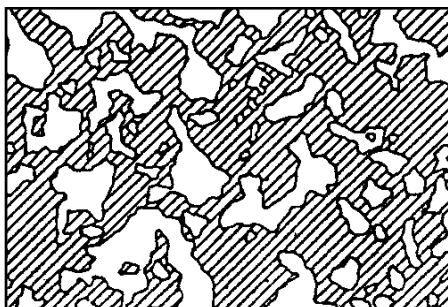


Fig. 1.4 Suprafața de rupere a unui oțel sinterizat [72]

O dată cu creșterea porozității, secțiunea A_C se micșorează dar rata de descreștere a secțiunii nu este proporțională cu rata de creștere a porozității așa cum se poate vedea în graficul din **Fig. 1.5** [25].

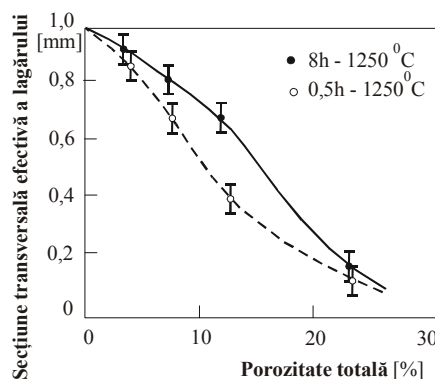


Fig. 1.5 Variația secțiunii transversale A_C funcție de porozitatea totală a MS [25]

Panta cea mai mare a curbelor de descreștere a lui $A_C = f(P)$ se înregistrează în intervalul de porozitate $(5 \div 15)\%$ și se datorează faptului că, în acest interval are loc trecerea de la porozitatea închisă la cea intercomunicantă. De aici, concluzia că, natura porozității MS influențează într-o măsură importantă comportarea lui la solicitările mecanice.

În concluzie, porozitatea afectează o serie de caracteristici ale MS, cum sunt: densitatea, conductibilitatea electrică, permeabilitatea magnetică, rezistența la rupere, limita de curgere, alungirea specifică, modulul de elasticitate, coeficientul lui Poisson, duritatea, rezistența la oboseală, conductibilitatea termică și călibilitatea.

1.1.2. Influența porozității asupra călibilității materialelor sinterizate

Călibilitatea oțelurilor este influențată de o serie de factori, iar în cazul OS intervine în plus porozitatea (P) acestora. Porozitatea acționează ca inhibitor al transferului de căldură atât la operațiile de încălzire cât și la cele de răcire practicate la TT ale OS.

Conductibilitatea termică α a unui MS se determină cu relația: [4]

$$\alpha = \alpha_z \left(1 - 2 \frac{P}{100} \right) \quad [\text{kcal/Kg h } ^\circ\text{C}] \quad (1.6)$$

unde:

α - conductibilitatea termică a MS;

α_z - conductibilitatea termică teoretică;

P – porozitatea MS.

Cantitatea de căldură Q absorbită la încălzire sau răcirea unui OS se determină cu relația: [4]

$$Q = M(1 - P) \cdot c \cdot \Delta t \quad [\text{kcal}] \quad (1.7)$$

unde:

Q – cantitatea de căldură absorbită la încălzirea sau răcirea OS [kcal];

$M(1 - P)$ – masa piesei din OS cu porozitatea P, care are același volum și aceeași suprafață (pentru schimbul de căldură) ca și piesa similară realizată din oțel turnat [Kg];

c – căldura specifică a materialului [kcal Kg / $^\circ\text{C}$];

Δt – diferența de temperatură dintre mediul de încălzire sau răcire și OS [$^\circ\text{C}$]

Se remarcă conform relației că o dată cu reducerea porozității P a OS, schimbul de căldură la răcirea la călire este mai intens și în consecință, adâncimea stratului călit, deci călibilitatea OS crește.

Acest lucru a fost demonstrat experimental cu ajutorul testelor Jominy efectuate pe epruvete din OS elaborate dintr-un amestec de pulbere atomizată de Fe și 0,9 % grafit, probele având densități diferite, ce asigură porozități între (2 ÷ 24) %. [4] Pentru comparare s-a folosit un oțel turnat cu compoziție chimică similară cu cea a OS din care s-au confecționat probe, rezultatele fiind prezentate în **Fig. 1.6**. Se observă că adâncimea stratului călit este afectată negativ de porozitate, și comparativ cu proba martor, probele din OS sunt inferioare din punct de vedere al adâncimii stratului călit. Prin urmare, putem afirma că, în cazul OS călibilitatea este limitată de prezența porilor. [4, 27]

Ținând seama de faptul că la ora actuală există o gamă largă de OS, așa cum rezultă din **Anexa 1.1** au fost inițiate de-a lungul timpului cercetări asupra călibilității lor. În **Fig. 1.7** sunt prezentate mărci de OS pe care s-au făcut teste de călibilitate Jominy conform cu standardul A 255 – ASTM, [135].

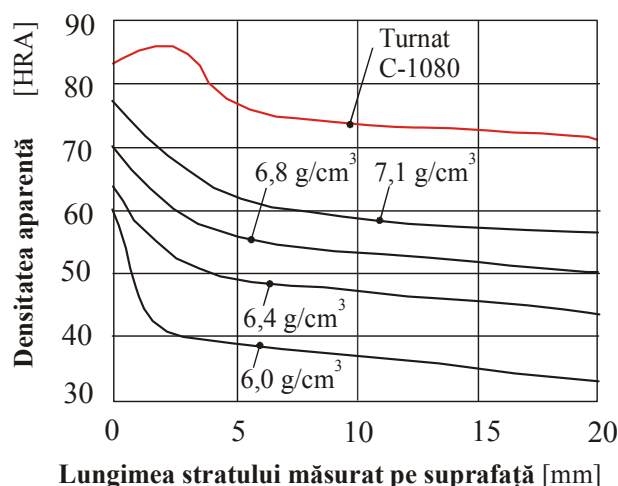


Fig. 1.6 Influența densității OS asupra călibilității [4]

Raportul călibilitate – distanță Jominy relevă:

Călibilitate	Distanța Jominy
redușă	0...0,19
medie	0,20...0,99
mare (adâncă)	≥ 1

Analizând datele din **Fig. 1.7** și din **Anexa 1.1** precum și relația călibilitate – distanță Jominy, remarcăm următoarele:

- oțelurile din pulberi (forjate) matrițate (P/F) se regăsesc în toate cele trei categorii de călibilitate, în funcție de conținutul în cupru;
- oțelurile infiltrate cu cupru (FX) se situează numai în categorii de călibilitate superficială.

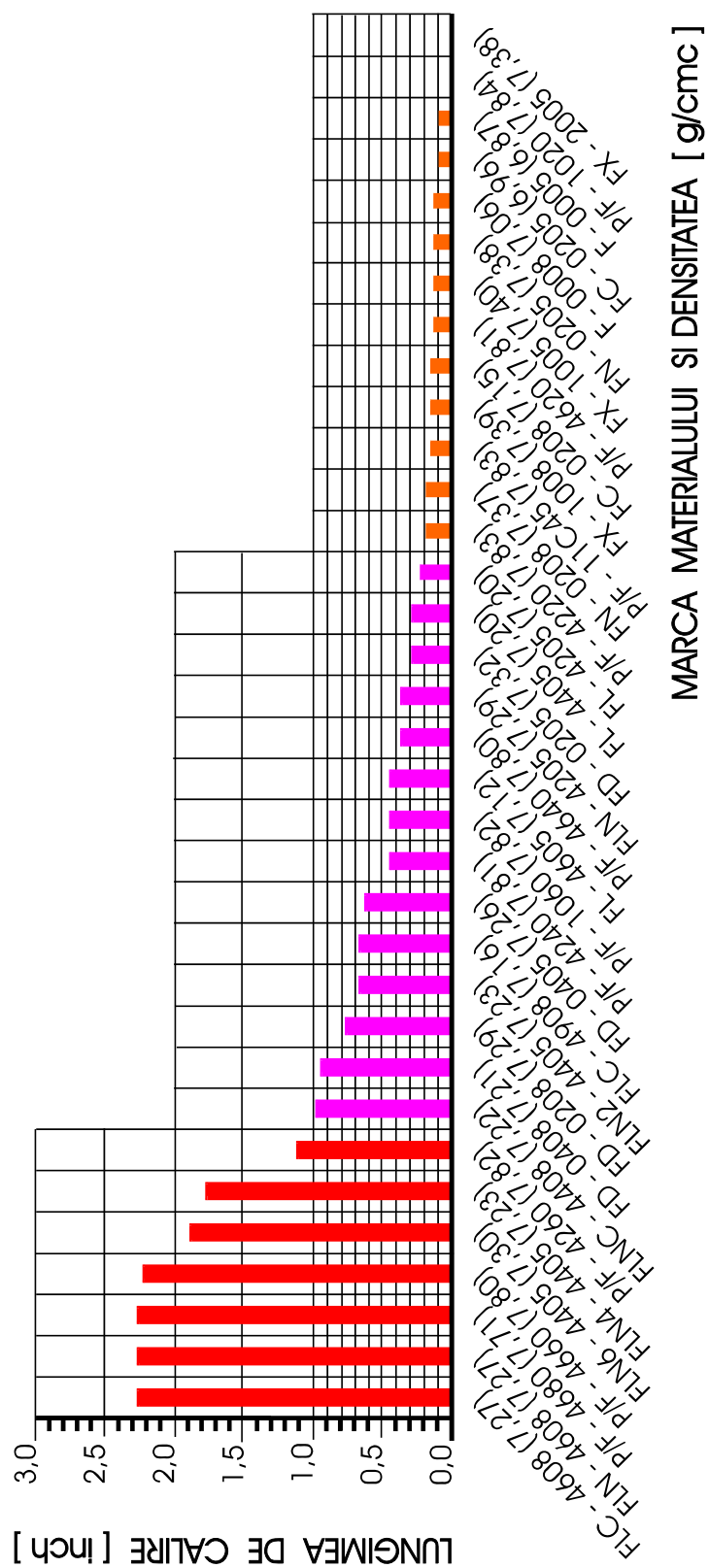


Fig. 1.7 Călibritatea unor mărci de OS [112]

Așa cum s-a arătat, călibilitatea OS depinde în mare măsură de densitatea lor și implicit de porozitate. În **Fig. 1.8** sunt prezentate relațiile densitate – călibilitate pentru oțelurile: FL 4605 și FN 4205, unde se constată că oțelul cu densitate $7,12 \text{ g/cm}^3$, respectiv $7,38 \text{ g/cm}^3$ au călibilitate mărită comparativ cu cele cu densitate mai scăzută. [112]

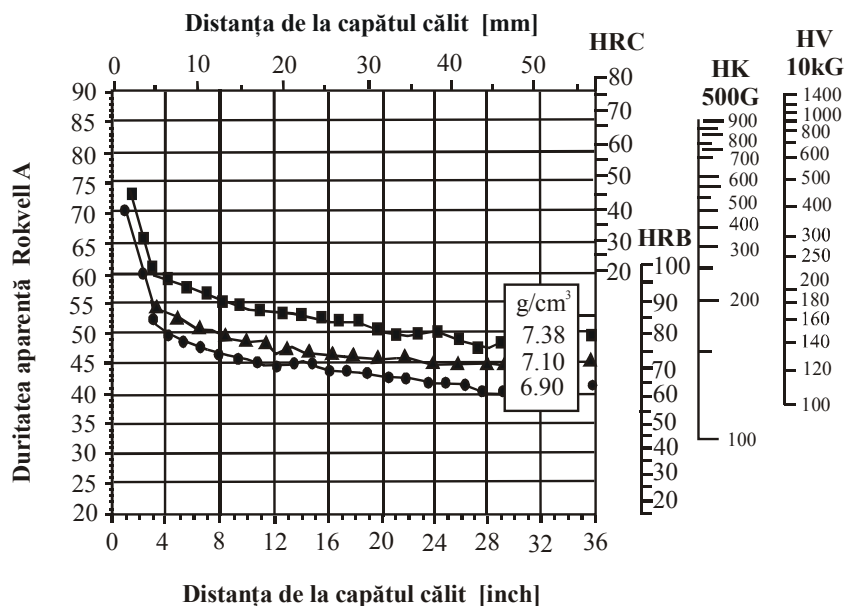
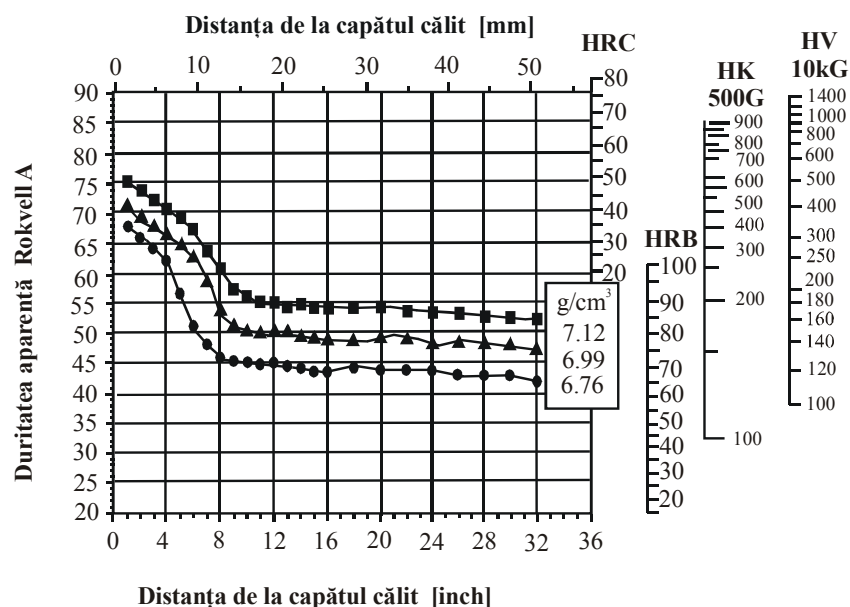


Fig. 1.8 Curbele Jominy [112]

a. pentru OS marca FLC – 4608 **b.** pentru OS marca FL – 4605

Reprezentările din **Fig. 1.9** în care este redată variația conductivității termice ale aceluiași oțeluri în funcție de densitățile respective scot în evidență faptul că, conductivitatea termică variază direct proporțional cu densitatea oțelurilor. Cele cu densitate mare, conduc căldura mai rapid decât oțelurilor cu aceeași compoziție chimică, dar cu densități mai scăzute, rezultând o viteză mai mare de răcire, în cazul OS cu densitate mare.

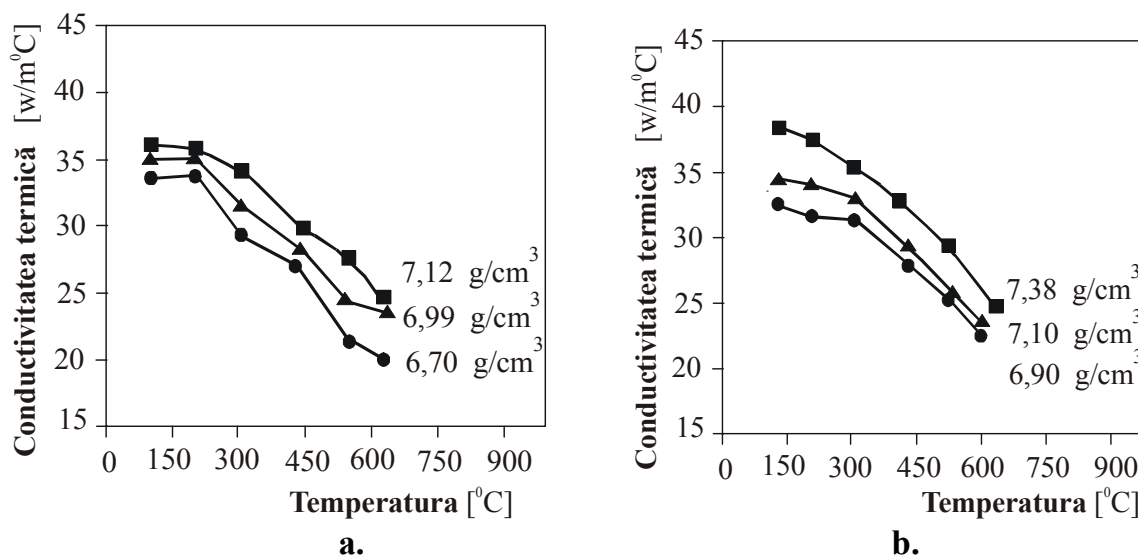


Fig. 1.9 Conductivitatea în funcție de densitatea OS
a. FL – 4605 b. FL – 4600 [112]

În concluzie, rezultă că porozitatea structurilor sinterizate, în concordanță cu densitățile MS, influențează în mare măsură călibilitatea.

1.1.3. Influența porozității asupra adâncimii statului carburat

Tratamentele termochimice implică parcurgerea a trei etape importante: disocierea, adsorbția și difuzia. Primele două se derulează în condiții date în mod similar atât în cazul oțelurilor clasice cât și a celor sinterizate. În schimb, difuzia este diferită în cazul celor două categorii de materiale, diferențele fiind determinate de prezența porilor din structura MS. Pentru porozități mai mari de 8 %, o parte dintre pori sunt legați prin canale, rezultând porii intercomunicanți. Aceștia permit gazelor să penetreze suficient de repede în interiorul MS, ceea ce constituie un avantaj pentru faza de difuzie a tratamentelor termochimice.

În consecință, la carburarea pieselor sinterizate, porozitatea intercomunicantă permite difuzia atât în suprafețele interioare ale porilor cât și în stratul de suprafață a materialului (piesei). [32]

Ținând seama de faptul că porozitatea totală este suma porozităților: intercomunicantă (P_1), deschisă (P_2) și închisă (P_3)

$$P = P_1 + P_2 + P_3 \quad [\%] \quad (1.8)$$

atunci raportul:

$$R = \frac{1}{(P_1 + P_2 + P_3)P} \quad (1.9)$$

constituie un indicator al rezistenței maxime pe care o întâmpină gazul la trecerea sa prin porii intercomunicanți [8, 139].

Cu toate că porozitatea intercomunicantă este favorabilă difuziei și penetrării gazelor în adâncimea MS, celelalte două componente (porozitatea de suprafață și porozitatea închisă) au o influență negativă, în sensul că reduc gradul de penetrare a gazelor la carburarea în mediu gazos [8, 76].

Fenomenele au fost studiate de mai mulți cercetători, astfel în **Fig. 1.10** este prezentată variația rezistenței R la penetrarea gazului de carburare în funcție de porozitatea OS [8] iar în **Fig. 1.11** sunt prezentate microstructurile după carburare ale unor probe de OS cu densități diferite [86]. Compoziția chimică este similară cu cea a oțelurilor AISI/SAE C – 1018, iar carburarea s-a realizat în mediu gazos la temperatura de 950 °C, timp de 60 de minute, urmată de călire în ulei.

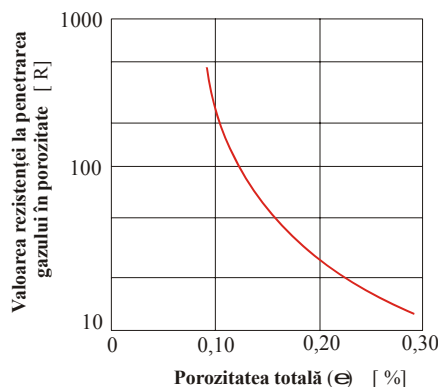
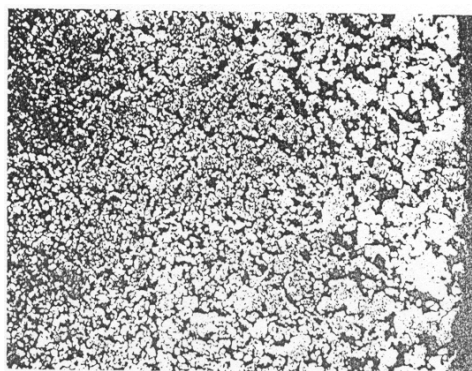


Fig. 1.10 Rezistența la penetrarea gazului în funcție de densitatea OS [8]

Din **Fig. 1.10** rezultă o creștere a rezistenței la penetrare a gazului în funcție de porozitate, iar microstructurile din **Fig. 1.11** relevă faptul că adâncimea stratului carburat scade odată cu creșterea densității MS până la aproximativ 7,4 g/cm³. În aceste condiții porii intercomunicanți încep să se închidă împiedicând gazele să pătrundă spre interiorul piesei. [49]

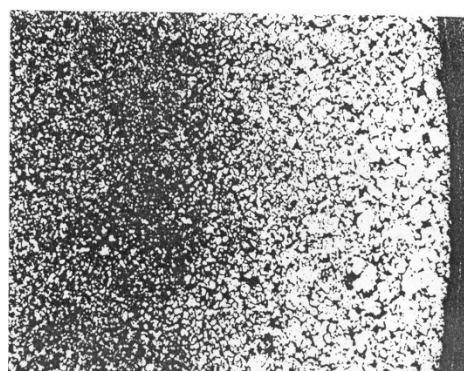
În **Fig. 1.12** este redată variația adâncimii stratului carburat în funcție de densitatea MS și se observă că adâncimea optimă a stratului carburat se obține în cazul MS cu densități mai mici de 7 g/cm³. [8]

Microduritățile determinate pe adâncimea stratului carburat sunt prezentate în **Fig. 1.13**



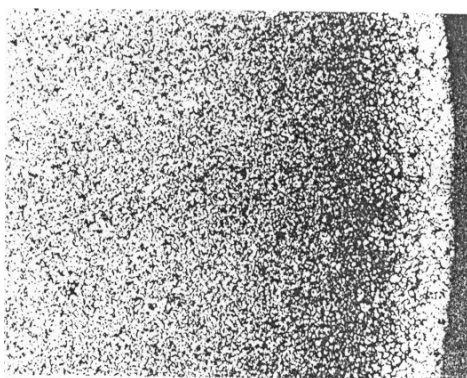
x100

a. $\rho = 6,6 \text{ g/cm}^3$, porozitate 16%
 $HV_{0,1} > 550$, adâncimea stratului 1,7 mm



x100

b. $\rho = 7,0 \text{ g/cm}^3$, porozitate 10 %
 $HV_{0,1} > 550$, adâncimea stratului 1,4 mm



x100

c. $\rho = 7,4 \text{ g/cm}^3$, porozitate 5%
 $HV_{0,1} > 550$, adâncimea stratului 0,7 mm

Fig.1.11 Microstructuri care arată relația dintre densitate și adâncimea stratului carburat a unui OS; Fe – 0,2 ÷ 0,8 % C [86]

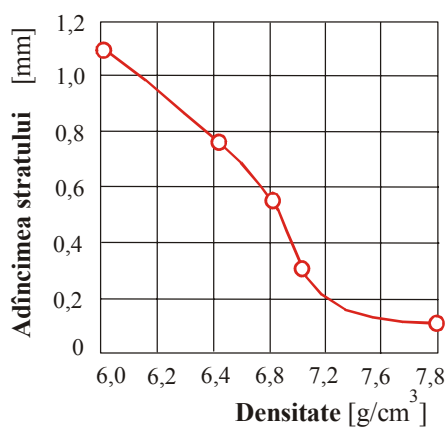


Fig.1.12 Influența densității pieselor din P.M. sinterizate asupra adâncimii stratului carburat [8]

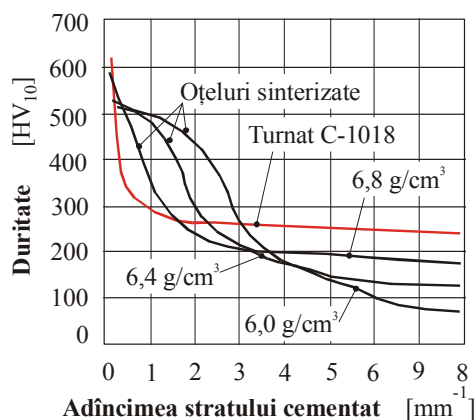


Fig.1.13 Variațiile durității adâncimii stratului carburat în funcție de densitatea pieselor din P.M. sinterizate [8]

Se constată că pot apărea probleme în cazul pieselor din OS cu densitate redusă sub 7 g/cm^3 . La difuzia rapidă a gazelor la carburare, procentul de C în straturile de suprafață nu poate fi riguros verificată, fapt ce duce la posibilitatea formării de pete moi pe suprafața călită.

Când difuzia C este necontrolabilă, există, de asemenea, pericolul ca OS să prezinte fragilitate și deformări mari la călire.

1.2. INFLUENȚA COMPOZIȚIEI CHIMICE A OȚELURILOR SINTERIZATE ASUPRA CĂLIBILITĂȚII

Componentul principal de aliere a Fe pentru obținerea oțelurilor este C. Creșterea conținutului în C, conduce la creșterea rezistenței la rupere și a durității [42, 43, 53, 59, 63, 79]. În cazul OS, rezistența la rupere crește de asemenea cu concentrația în C și din datele bibliografice rezultă că maximum se obține pentru concentrații în C situate în jurul valorii de 0,9 %. Creșterea valorică a unor caracteristici ale oțelurilor în funcție de conținutul în C este limitată astfel încât în scopul asigurării unor valori superioare se recurge la procese de aliere cu unul sau mai multe elemente. Aceasta conduce la structuri ce pot fi îmbunătățite substanțial prin tratamente termice aplicate după sinterizare. Conform datelor din literatura de specialitate, principalele elemente de aliere pentru îmbunătățirea călibilității sunt Cu, Ni, Mo, Ni – Cu. [44]

1.2.1. Influența cuprului

Adaosul de Cu în MS pe bază de Fe, conduce la creșterea durității și rezistenței la rupere a MS. [44] Pentru TT ale OS adaosul de Cu este benefic întrucât determină creșterea călibilității [8, 29].

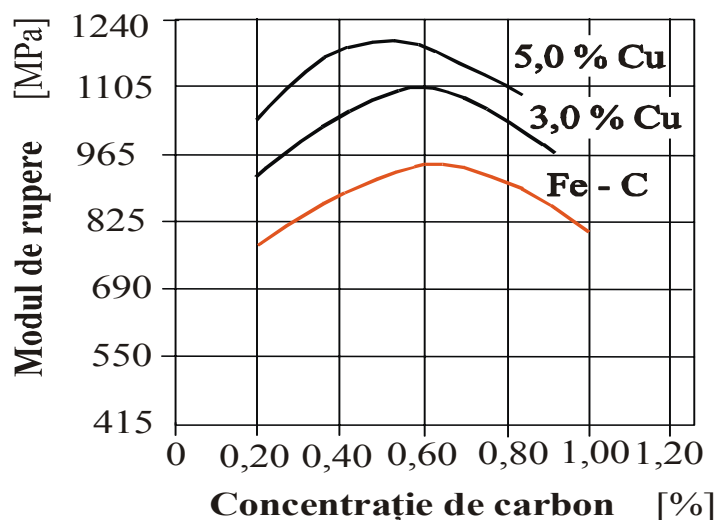


Fig.1.14 Variația modului de elasticitate longitudinal în funcție de conținutul în carbon și Cu [8, 29].

În **Fig. 1.14** este redată interdependența dintre compoziția în Cu a OS cu diferite concentrații în C și modulul lor de rupere [8, 29]. Putem constata că, în paralel cu creșterea conținutului în C, îmbogățirea în Cu a compoziției OS are ca efect mărirea rezistenței la rupere până la un anumit nivel de concentrații în cele două elemente; de asemenea, constatăm că OS aliate cu Cu sunt superioare din punct de vedere al rezistenței la rupere a oțelurilor – carbon (Fe-C) obișnuite. Totodată în cazul OS tratate termic (călite) rezistența la rupere crește în cazul creșterii concentrației lor în Cu sau a scăderii conținutului în C.

1.2.2. Influența nichelului

Nichelul mărește caracteristicile de rezistență ale OS aproximativ la fel de mult ca și cuprul ($\approx 50\%$), dar dă în mod semnificativ rezistențe mai mari după tratamentul termic datorită creșterii calibilității materialului.

Nichelul, având punctul de topire mai mare decât temperatura de sinterizare formează soluții solide prin difuzie în stare solidă. Acesta produce o microstructură duplex, constând din fier aliat cu Ni, parțial înconjurat de insule bogate în nichel. La tratamentul termic, matricea de bază se transformă în martensită, iar zonele bogate în nichel rămân în stadiul de austenită, Ni fiind un element gamagen, aceasta face ca matricea să aibă o anumită maleabilitate și o rezistență sporită.

1.2.3. Influența molibdenului

Molibdenul micșorează viteza de difuziune a carbonului și frânează creșterea separărilor de carburi ducând la reducerea tendinței la fragilizare [41,43].

Molibdenul reduce sensibilitatea OS la supraîncălzire, ceea ce permite efectuarea călirii cu obținerea unei structuri fine și influențează la revenire procesul de formare a sorbitei [3].

1.2.4. Influența nichel – cupru

Combinăția celor 2 elemente în compoziția chimică a OS are o influență benefică asupra călibilității oțelurilor, fapt ce rezultă din graficul din **Fig. 1.15** [36]. Curbele au fost trasate pe baza rezultatelor obținute prin testele Jominy aplicate probelor din OS cu 0,5 % C, aliate cu Ni și Cu în diferite proporții. Constatăm faptul că toate OS aliate au călibilitate superioară probei martor din oțel nealiat, iar în privința OS aliate prin alierea numai cu Cu are loc o creștere mai puțin pronunțată a călibilității comparativ cu probele la care s-a adăugat și Ni.

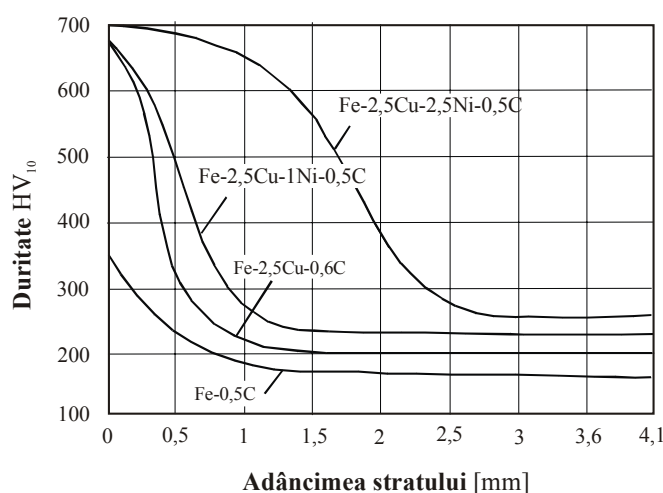


Fig.1.15 Efectul elementelor de aliere Ni – Cu asupra călibilității oțelurilor din pulberi metalice sinterizate [36]

1.2.5. Influența compoziției amestecului de pulberi asupra călibilității

Realizarea materialelor și a pieselor prin MP poate fi făcută prin procedee diferite din punct de vedere al naturii pulberii sau amestecurilor de pulberi utilizate. În acest sens distingem două categorii de procese:

- procese în care se folosesc pulberi elementale, adică pulberi aparținând elementelor ce formează compoziția chimică a materialului;
- procese în care se folosesc pulberi prealiate.

Datele din literatura de specialitate evidențiază faptul că OS fabricate din pulberi prealiate asigură o călibilitate uniformă. [8] Spre exemplu, un prealiaj folosit adesea în industrie este cel cu compoziția AISI/SAE 4600 (0,2 % Mn; 1,8 % Ni; 0,5 % Mo; restul Fe).

Utilizarea pulberilor prealiate la fabricarea pieselor prin MP este de dată mai recentă, deoarece compresibilitatea lor mai scăzută constituie o barieră tehnologică importantă. Îmbunătățiri tehnologice recente au permis atingerea unor compactități bune la presiuni de formare de (485÷ 620) MPa. Prealiajul amintit (AISI/SAE 4600) cu C legat 0,5 % represat după sinterizare și resinterizat atinge o densitate de 90 % din cea teoretică. Conform datelor din **Fig. 1.16**, coroborate cu cele din **tabelul 1.1** rezultă că OS realizate din pulberi prealiate prezintă după călire caracteristici superioare celor realizate din pulberi elementale [8].

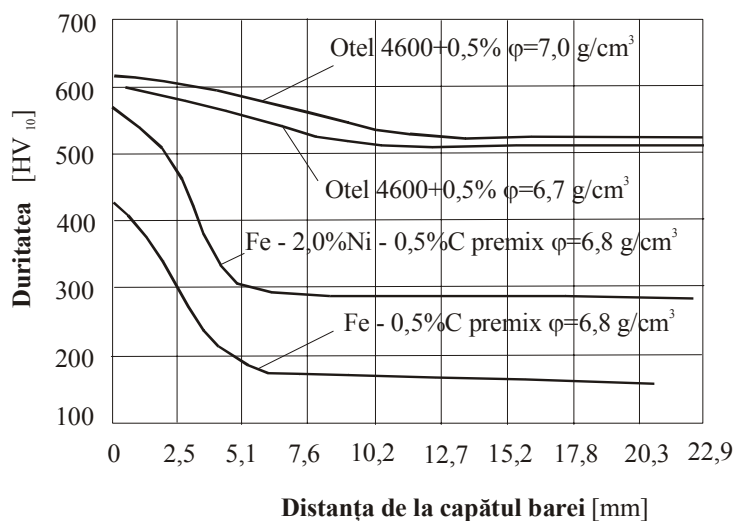


Fig. 1.16 Efectul prealierii asupra călibilității oțelurilor din PM [8]

Tabelul 1.1 Date comparative ale proprietăților mecanice pentru OS călite [8]

Aliaj PM	Temperatură sinterizare [°C]	σ_r [MPa]	MPa	ϵ [%]	Duritatea HRC	Rezistența la oboseală [MPa]	Reziliența KCU [J]
Aliaj convențional presat la 410 – 620 MPa	1120	860	-	0,5	30	315	8 - 11
Prealiat SAE 4600 cu 0,5%C presat inițial la 410 MPa și represat la 550 MPa	1120	895	-	1,0	40	345	11 -14
Sinterizat la temperatură înaltă(tratat termic)	1260	1170	1030	1,5	48	425	16 - 19

Referitor la datele din **Fig.1.7** , respectiv **Anexa 1.1**, constatăm că oțelurile prealiate de difuziune (FD) au călibilitate medie, în timp ce OS din pulberi prealiate de tip (FL) asigură o bună călibilitate atunci când Cu și Ni sunt adăugate în amestecul de pulberi [112] Acest lucru rezultă și din **tabelul 1.2** [8, 112]

Tabelul 1.2 Compoziția și proprietățile mecanice ale OS pe bază de Fe – Cu, Fe - Ni și Ni – Mo tratate termic [8]

Oțel PM	Cod MPIF	COMPOZIȚIA CHIMICĂ %					Den- sitate [g/cm ³]	σ _r [MPa]	Forța de rupere trans- versală [MPa]	Duri- tatea apa- rentă HRC	Rezili- ența KCU [J]
		Fe	C	Cu	Ni	Mo					
ATOMET 1001 oțel din pulberi metalice atomizate și omogenizate (b)											
Fe–Cu	FC-0205 HT	97,5	0,5	2	-	-	6,8	786	1170	27	-
							7,0	869	1345	30	-
		96,5	0,5	3	-	-	6,8	765	1235	27	-
							7,0	883	1370	29	-
	FC-0208 HT	97,3	0,7	2	-	-	6,8	862	1360	35	-
							7,0	1030	1595	40	-
		96,3	0,7	3	-	-	6,8	848	1435	34	-
							7,0	979	1745	38	-
Fe–Ni	FN- 0205 HT	97,4	0,6	-	2	-	6,8	792	1235	36	6
							7,0	993	1545	41	8
							7,2	1165	1795	44	10
4201 și 4601 oțeluri din pulberi metalice pre-aliate											
Ni-Mo	FL-4205 HT	98,45	0,5	-	0,4	0,6	6,8	765	1480	34	-
							7,0	889	1780	38	
							7,1	979	1930	40	-
	FL-4605 HT	97,15	0,5	-	1,8	0,5	6,8	876	1505	33	-
							7,0	1035	1795	39	-
							7,1	1150	1950	42	-

Toate aliajele conțin 0,5 % stearat de zinc [$\text{Zn}(\text{C}_{18}\text{H}_{35}\text{O}_2)_2$] sinterizate în endogaz la 1125 °C timp de 30 min.

Tratament termic: încălzit la austenitizare la 815 °C timp de 15 min., răcit în ulei la 65 °C și revenit la 175 °C timp de 60 min.

1.3. PARAMETRII UTILIZAȚI ÎN OPERAȚIILE DE TRATAMENTE TERMICE ȘI TERMOCHIMICE ALE OȚELURILOR SINTERIZATE

1.3.1. Principii ale tratamentelor termice de călire – revenire ale oțelurilor sinterizate

Călirea prin precipitare este posibilă în MS din Fe - Cu și Fe - Cu - C datorită solubilizării parțiale în stare solidă a Cu în Fe, maxim 9 % în Fe γ și 0,4 % în Fe α , așa cum rezultă din **Fig. 1.17** [9, 49]

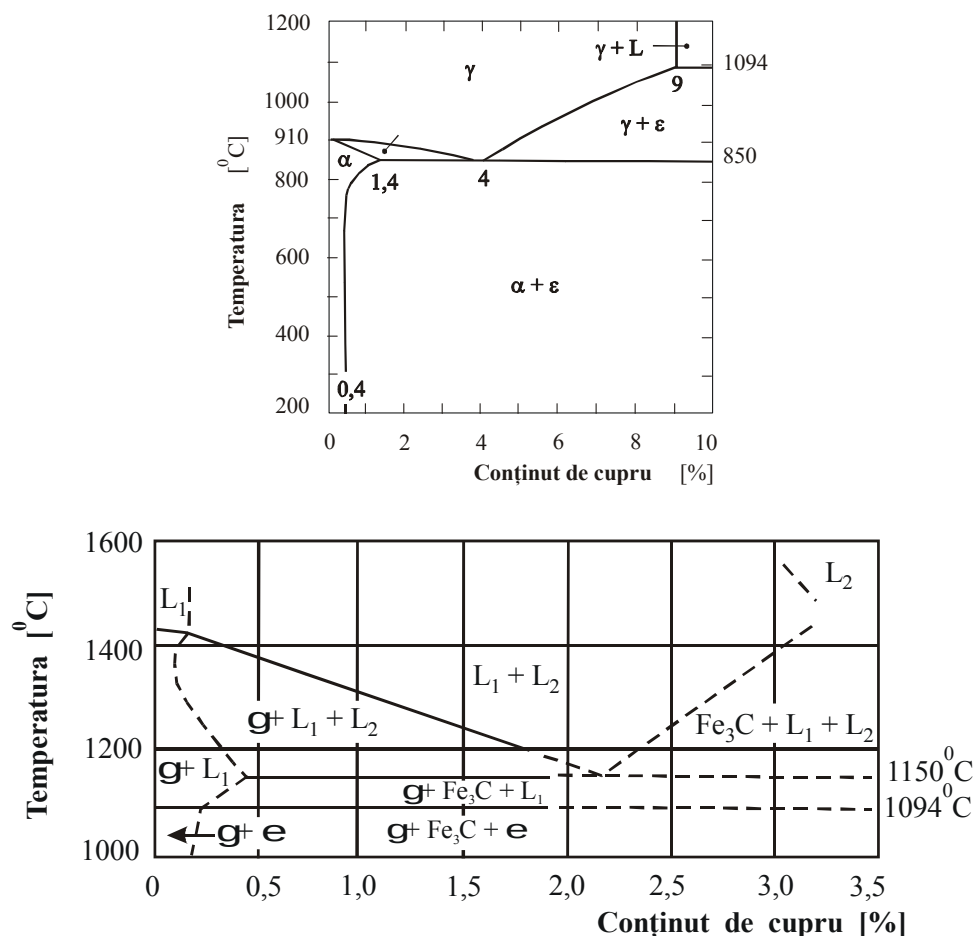


Fig.1.17 Diagrame de fază: **a.** Sistemul Fe - Cu; **b.** Sistemul Fe – Cu – C [9, 49]

Un OS cu conținut 0,4-0,9 % Cu are întreaga cantitate de Cu dizolvată în austenită. La răcirea rapidă austenita bogată în Cu se transformă parțial în ferită suprasaturată în Cu, iar la revenirea la temperatura de $(300 \div 500)^\circ\text{C}$, Cu precipită sub formă de particule fin dispersate așa cum se poate observa și în **Fig.1.18** [47] Precipitatul de cupru împiedică mobilitatea dislocațiilor în ferită **Fig.1.19** [52] precum și difuzia C, ceea ce duce la creșterea durității și a rezistenței la rupere a OS **Fig.1.18.b.** [47, 51]

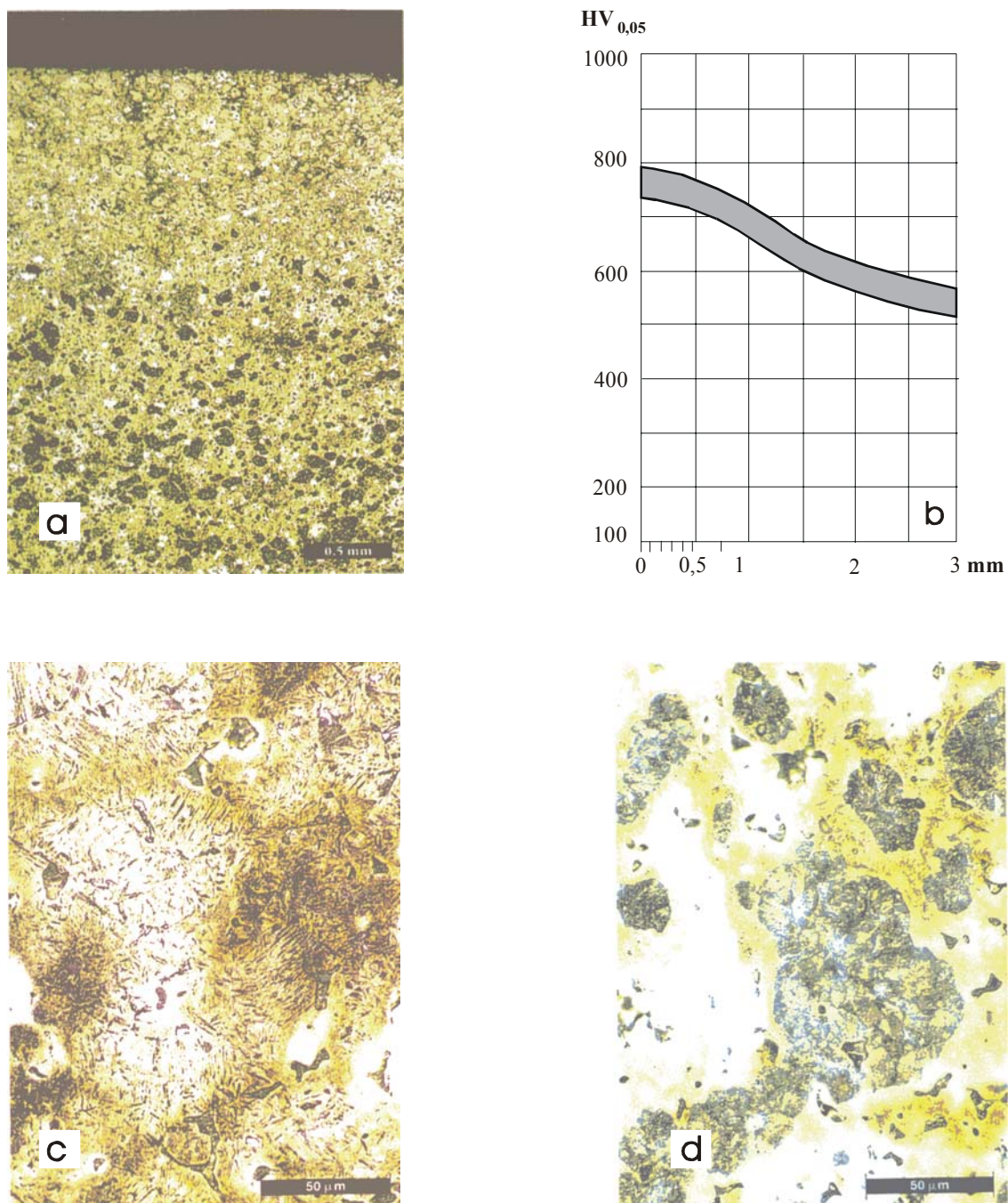


Fig. 1.18 Microstructura și microdurețea pentru un aliaj sinterizat pe bază de Fe prealiat de tipul Distalloy AE (Höganäs) cu 0,5 %C de densitate 7,18 g/cm³ încălzit la 850 °C timp de 30 min. într-o atmosferă cu potențialul de carbon de 0,6 % și răcit în ulei [47].

- a. microstructură b. microdurețea
c. microstructura stratului d. microstructura miezului

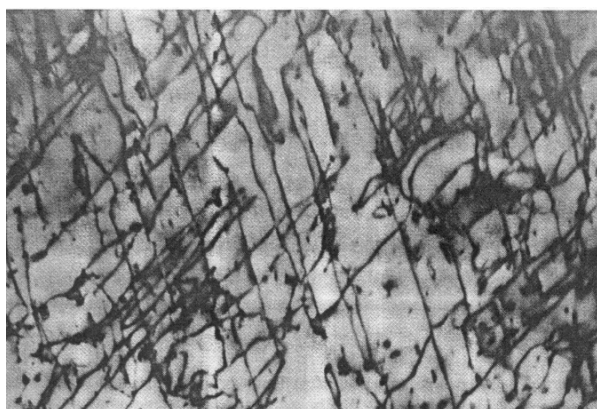


Fig. 1.19 Dislocații provocate de elementele de aliere [52]

În **tabelul 1.3** sunt prezentați parametrii uzuali pentru TT ale OS prin care se asigură combinația optimă între rezistența la uzură și rezistența mecanică

Tabelul 1.3 Parametrii optimi pentru TT de călire ale OS

Densitate [g/cm ³]	CICLUL DE CĂLIRE				Temp. de revenire [°C]
	Temp. [°C]	Durata de menținere [min.]	Timpul de răcire [s]	Mediul de răcire	
6,4 ÷ 6,8	870 ÷ 890	30 ÷ 45	< 8	ulei cu răcire rapidă	120 ÷ 150
6,8 ÷ 7,2	850 ÷ 870	45 ÷ 60	< 12	ulei cu răcire rapidă	150 ÷ 180
> 7,2	820 ÷ 850	60 ÷ 75	< 25	ulei cu răcire rapidă	170 ÷ 220

1.3.2. Parametrii operației de încălzire la călirea oțelurilor sinterizate

În general, operația de încălzire pentru călirea OS se practică după aceleași principii ca la încălzirea pentru călirea oțelurilor convenționale [19]. Parametrii operației de TT de călire au însă anumite particularități în cazul OS datorită în special structurii specifice acestora.

Parametrii tehnologici la încălzirea pentru călirea OS sunt:

- temperatura de încălzire (T_{inc});
- mediul de încălzire;
- timpul sau viteza de încălzire (τ_{inc} ; v_{inc}).

Temperatura de încălzire (T_{inc}) la călirea OS este un parametru cu aceeași semnificații ca și în cazul călirii oțelurilor convenționale cu aceeași compoziție chimică. Scopul final al TT de călire fiind acela de a obține martensită prin transformarea austenitei se urmărește ca la încălzire a OS să se atingă temperatura de austenitizare.

În practica industrială a MP oțelurile folosite fiind hipereutectoide se recomandă asigurarea valorii de 850 °C pentru temperatura de austenitizare. La această temperatură se asigură în cazul OS o structură austenitică cu granulația convenabilă pentru transformarea ulterioară a austenitei la răcirea pentru călire.

Mediul de încălzire determină durata de încălzire prin coeficientul de transmitere a căldurii la suprafața pieselor și starea suprafeței prin interacțiunea chimică cu materialul metalic.

În general se folosesc atmosfere gazoase neutre având în vedere porozitatea materialului și aviditatea fierului față de oxigen, astfel încât să fie evitat fenomenul decarburării la suprafața piesei știind faptul că piesele sinterizate se execută de obicei în cote finale fără a li se aplica operații de finisare ulterioare TT.

Timpul de încălzire (τ_{inc}) calculul timpului de încălzire la TT de călire a OS are la bază aceleași principii ca în cazul OC, dar, aici trebuie să se țină seama de conductibilitatea termică diferită în cazul MS, care sunt poroase, față de același material turnat și/sau deformat plastic.

Pentru domeniul temperaturilor de până la 900 °C calculul cantității de căldură cedată de cuptor într-un interval de timp τ_{inc} se face cu o relație similară celei din cadrul convecției.

$$dQ = \alpha S (T_{cupt} - T_p) d\tau_{inc} \quad [\text{kcal}] \quad (1.10)$$

și

$$\alpha = \alpha_c + \alpha_r \quad [\text{kcal}/\text{m}^2 \cdot \text{h} \cdot ^\circ\text{C}] \quad (1.11)$$

unde α = coeficient global de transfer de căldură; $[\text{kcal}/\text{m}^2 \cdot \text{h} \cdot ^\circ\text{C}]$
 α_c = coeficient ce ia în considerare aportul convecției; $[\text{kcal}/\text{m}^2 \cdot \text{h} \cdot ^\circ\text{C}]$
 α_r = coeficient ce ia în considerare aportul radiației; $[\text{kcal}/\text{m}^2 \cdot \text{h} \cdot ^\circ\text{C}]$
 S = suprafața prin care se face transferul de căldură $[\text{m}^2]$;
 T_{cupt} = temperatura cuptorului $[\text{C}]$;
 T_p = temperatura piesei $[\text{C}]$;
 $d\tau_{inc}$ = intervalul de timp în care se produce încălzirea.

Coeficientul global de transfer al căldurii de la mediul de încălzire la suprafața piesei se caracterizează cu criteriul Biot unde pentru piese subțiri $Bi < 0,25$.

Astfel:

$$B_i = \frac{\alpha_c X}{\lambda_r} \quad \text{adimensional} \quad (1.12)$$

unde: X – grosimea de încălzire a piesei (sau $g/2$ pentru plăci și $D/2$ pentru bare);

$$\lambda_r = \lambda_t \left(1 - 2 \frac{P\%}{100} \right) \quad [\text{kcal} / \text{m} \cdot \text{h} \cdot ^\circ\text{C}] \quad (1.13)$$

λ_c – conductibilitatea termică a materialului sinterizat;

λ_r – conductibilitatea termică reală; [kcal / m · h · °C]

λ_t – conductibilitatea termică teoretică a fierului; [kcal / m · h · °C]

$P\%$ – porozitatea materialului; [%]

α_c – coeficient mediu de transfer al căldurii (este [kcal/m² · h · °C]
determinat de viteza de deplasare a gazelor de-a lungul
suprafețelor pieselor)

= pentru convecție naturală $\alpha_c = 17 [\text{kcal} / \text{m}^2 \cdot \text{h} \cdot ^\circ\text{C}]$ la $v_g = (2 \div 3) \text{ m/s}$

= pentru convecție forțată $\alpha_c = 5,8 + 3,9 v_g$ la $v_g < 5 \text{ m/s}$

$\alpha_c = 7,2 v_g^{0,8} + 3,9$ la $v_g < 5 \text{ m/s}$

v_g = viteza mediului de încălzire (gazului)

Coeficientul global de transfer al căldurii de la suprafața piesei către centru se caracterizează cu criteriul Fourier:

$$F_o = \frac{a}{X^2} \tau_{inc} \quad (1.14)$$

unde: $a = \frac{\lambda_r}{c_p \rho}$ [m²/h] (1.15)

a = difuzivitatea termică a materialului poros;

c_p = căldura specifică a materialului poros; [kcal · Kg / °C]

ρ = densitatea materialului; [Kg/m³]

X = grosimea de încălzire; [m]

τ_{inc} = timpul de încălzire. [°C]

Cu suficientă aproximație coeficientul global de transfer al căldurii se poate determina și cu relația:

$$\alpha = 0,035 \bar{c} \left(\frac{T_{cupt}}{100} \right)^3 + 11 \div 17 \quad [\text{kcal} / \text{m}^2 \cdot \text{h} \cdot ^\circ\text{C}]$$

$\bar{c}$ = coeficient de radiație al sistemului cuptor piesă [kcal/m² · h · °C⁴]
cenușie (pentru cuptoare electrice $\bar{c} = 2,8 \div 3$).

Cantitatea de căldură primită de piesă se calculează cu relația:

$$dQ' = M(1 - P)cdT_p \quad [\text{kcal}] \quad (1.16)$$

unde: $M(1 - P)$ = masa piesei poroase sinterizate cu un procent de porozitate E , care are aceeași suprafață ca și o piesă turnată de densitate mare ($\rho = 7,85 \text{ g/cm}^2$) și care are o formă identică cu piesa poroasă; [Kg]
 c = căldura specifică a materialului [kcal Kg / °C]
 (ce nu este influențată de porozitate);
 dT_p = variația de temperatură a piesei dintre suprafață și centrul ei. [°C]

Pentru calculul duratei de încălzire se egalează cantitatea de căldură cedată de cuptor (relația 1.10) cu cantitatea de căldură primită de piesă (relația 1.16) rezultând relația:

$$\alpha S (T_{\text{cupt}} - T_p) d\tau_{\text{inc}} = M(1 - P)cdT_p \quad (1.17)$$

explicitând timpul de încălzire τ_{inc} rezultă:

$$d\tau_c = \frac{M(1 - P)c}{\alpha S} \frac{dT_p}{T_{\text{cupt}} - T_p} \quad (1.18)$$

Încălzirea piesei făcându-se de la temperatura centrului piesei T_{pi} la temperatura suprafeței piesei T_{pf} prin integrare între aceste limite se obține:

$$\tau_{\text{inc}} = \frac{M(1 - P)c}{\alpha S} \int_{T_{pi}}^{T_{pf}} \frac{1}{T_{\text{cupt}} - T_p} dT_p \quad (1.19)$$

deci: $\tau_{\text{inc}} = 2,3 \frac{M(1 - P)c}{\alpha \cdot S} \log \frac{T_{\text{cupt}} - T_{pi}}{T_{pi} - T_{pf}} \quad (1.20)$

unde: $M(1 - P)$ = masa piesei poroase; [Kg]
 c = căldura superficială medie în intervalul de timp considerat; [kcalKg / °C]
 α = coeficient global de transmitere a căldurii; [kcal/m²·h·°C]
 S = suprafața piesei expusă schimbului de căldură; [m²]
 T_{cupt} = temperatura cuptorului; [°C]
 T_{pi} = temperatura inițială a piesei; [°C]
 T_{pf} = temperatura finală a piesei. [°C]

1.3.3. Timpul de menținere

În cadrul proceselor de tratamente termice operația de încălzire este urmată de cea de menținere la temperatura de regim, operație ce se execută de obicei în același utilaj în care se face și încălzirea. În momentul în care suprafața piesei atinge temperatura finală T_{pf} (corespunzătoare sfârșitului operației de încălzire) începe operația de menținere.

După expirarea timpului de încălzire τ_{inc} , între suprafața piesei și centrul ei va fi o diferență de temperatură ΔT_{im} proporțională cu conductibilitatea termică a materialului.

Întrucât pentru efectuarea transformărilor structurale este necesar ca temperatura centrului piesei să depășească și ea punctul critic de transformare, transformare care se desfășoară prin difuzie și care necesită un anumit timp pentru a avea loc, este necesar ca timpul de menținere să cuprindă o perioadă de menținere pentru egalizarea temperaturilor și o perioadă necesară transformărilor structurale [19, 30].

Deci durata de menținere se calculează cu relația:

$$\tau_m = \tau_{me} + \tau_{mt} \quad [s] \quad (1.21)$$

unde:

$$\tau_m = \text{timpul de menținere} \quad [s]$$

$$\tau_{me} = \text{timpul de menținere pentru egalizarea temperaturii de la suprafața piesei cu cea din centrul ei} \quad [s]$$

$$\tau_{mt} = \text{timpul de menținere necesar transformărilor structurale} \quad [s]$$

Timpul de egalizare termică, problema calculului acestui timp se pune numai în cazul pieselor groase pentru care coeficientul Biot $Bi > 0,25$ și reprezintă timpul de menținere pentru egalizare termică τ_{me} necesar depășirii diferenței temperaturii finale de menținere:

$$\Delta T_{fm} = T_{sc} - T_{ce} \quad [^{\circ}C] \quad (1.22)$$

unde:

$$T_{sc} = \text{temperatura suprafeței piesei la finele duratei de egalizare} \quad [^{\circ}C]$$

$$T_{ce} = \text{temperatura centrului piesei la finele duratei de egalizare, impusă de tratamentul termic ce se execută} \quad [^{\circ}C]$$

Raportul între ΔT_{fm} și ΔT_{im} reprezintă gradul de egalizare relativă și are în vedere diferența de temperatură acceptabilă pe secțiune:

$$G_e = \frac{\Delta T_{fm}}{\Delta T_{im}} \quad (1.23)$$

unde:

$$\Delta T_{fm} = T_{sc} - T_{ce}, \text{ diferența de temperatură dintre suprafață și centru } [^{\circ}\text{C}] \quad (1.24)$$

$$\Delta T_{im} = T_{pf} - T_{cf}, \text{ temperatura inițială la menținere } [^{\circ}\text{C}] \quad (1.25)$$

unde:

$$T_{pf} = \text{temperatura suprafeței la finele duratei de încălzire} \quad [^{\circ}\text{C}]$$

$$T_{cf} = \text{temperatura centrului la finele duratei de încălzire} \quad [^{\circ}\text{C}]$$

$$T_{sc} = \text{temperatura suprafeței la finele duratei de egalizare} \quad [^{\circ}\text{C}]$$

$$T_{ce} = \text{temperatura centrului la finele duratei de egalizare} \quad [^{\circ}\text{C}]$$

Durata de egalizare termică se calculează cu relația:

$$\tau_{me} = k \frac{X^2}{a} \quad [\text{s}] \quad (1.26)$$

unde:

k = coeficient ce depinde de gradul de egalizare, se determină experimental în funcție de forma piesei și depinde de porozitate

X = grosimea de încălzire $[\text{m}]$

a = difuzibilitate termică $[\text{m}^2/\text{h}]$

În momentul în care suprafața piesei atinge temperatura de final de încălzire (T_{pf}) se reduce sursa de căldură (prin oprirea încălzirii) astfel încât temperatura spațiului de lucru să se stabilească la o valoare $T'_{cupt} < T_{cupt}$. În cazul cuptorului electrice reglajul se face automat.

$$T_{cupt} = T_{pf} + 30 \div 40 \quad [^{\circ}\text{C}] \quad (1.27)$$

Timpul de transformare structurală; tratamentul termic de călire (revenire) necesită timp de menținere pentru transformări structurale foarte mici, de ordinul câtorva secunde sau minute.

Transformarea de austenitizare a oțelurilor PM în vederea călirii începe chiar din perioada încălzirii, definitivându-se în cursul perioadei de egalizare termică. Astfel durata de menținere în vederea transformărilor structurale se va considera ca fiind inclusă în durata de încălzire și cea de egalizare termică [55, 103, 104, 123].

Datorită dificultăților de calcul a acestor perioade pe cale analitică, datorită unor coeficienți care se determină pe cale experimentală, criteriul de apreciere al acestora rămâne verificarea experimentală care permite efectuarea corecturilor necesare până la atingerea rezultatelor dorite; respectiv a proprietăților mecanice și tehnologice pe care trebuie să le îndeplinească piesele sinterizate după tratament.

1.3.4. Răcirea la călirea oțelurilor sinterizate

Vitezele de răcire practicate la răcirea OC se situează într-un câmp valoric destul de larg, funcție de compoziția chimică a oțelurilor, structura de încălzire, constituenții urmăriți la călire și configurația și dimensiunile piesei [57, 70, 124, 125, 133]. În consecință, operația de răcire se practică în medii diferite: foarte energice (apă sau soluție de apă cu 10 % NaCl) sau medii mai puțin energetice (ulei sau băi de săruri).

În cazul OS, spectrul vitezelor de răcire practicabile la călire este mai îngust, limitarea lui datorându-se existenței porilor în structură, deoarece pe de o parte aceștia măresc riscul de fisurare la răcirea cu viteze mari, iar pe de altă parte mediul de răcire (în special la răcirea în băi de săruri) se infiltrează în pori fapt ce accelerează coroziunea după călire. În general, mediul de răcire recomandat la călirea pieselor din OS este uleiul cu conductivitate termică ridicată având o rată de răcire ≤ 10 s/Kg, așa cum rezultă și din **tabelul 1.3**

Adoptarea unor viteze de răcire adecvate la călire este importantă deoarece scopul tratamentului este de a asigura în suprafața piesei pe o adâncime convenabilă a unui nivel corespunzător de duritate care este funcție de constituenții de transformare la răcire a austenitei. Conform datelor din **Fig. 1.20** natura și proporția fazelor după călire diferă în funcție de viteza de răcire adoptată [52, 105].

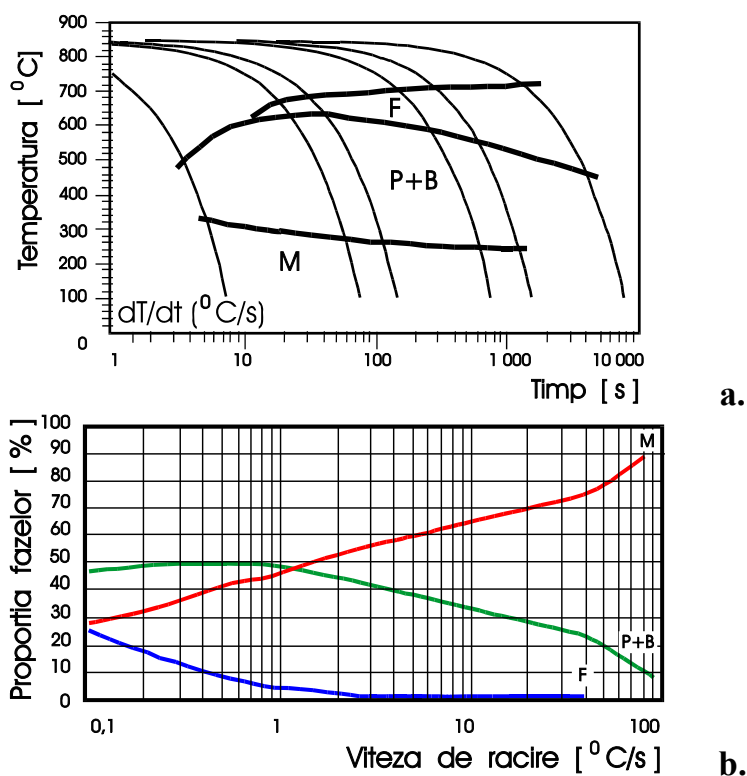


Fig. 1.20 Diagrame la răcire rapidă pentru o piesă din OS cu : $\rho=7,2$ g/cm³, sinterizată la 1120 °C timp de 30 min.
a.Diagrama CCT; b.Diagrama de fază [52, 105].

Viteza de răcire mai influențează și cantitatea de austenită reziduală așa cum ce rezultă și din **Fig. 1.21** și **Fig. 1.22**, unde sunt redată două microstructuri de călire ale OS.

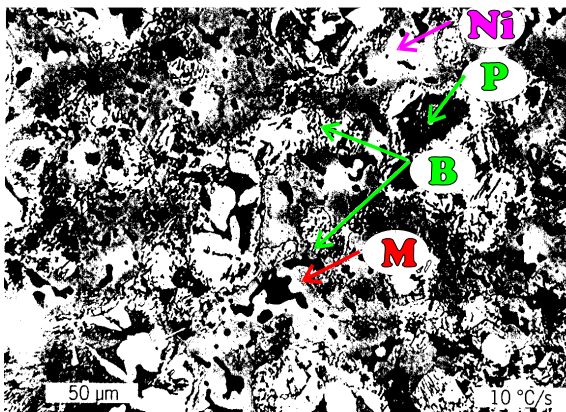


Fig. 1.21 Microstructura după călire – constituenți
M- martensită; B- bainită; P- perlită; Ni- nichel. [52]

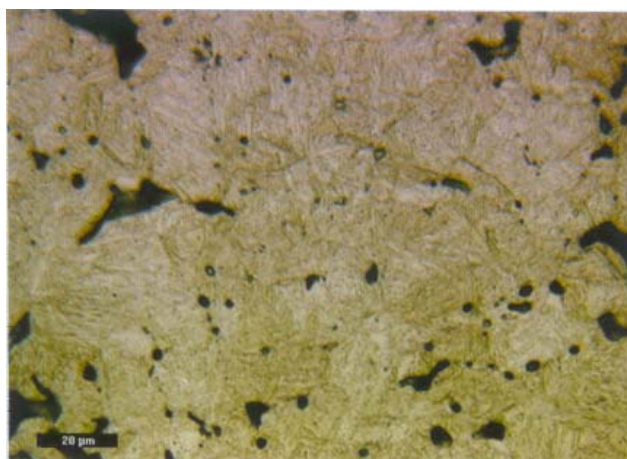


Fig. 1.22 Microstructură – martensită aciculară fină la un oțel cu 0,35 %C sinterizat la 1120 °C timp de 30 min. încălzit la 850 °C cu răcire în ulei. [52]

În multe situații, la călirea OS se urmărește obținerea bainitei, care, comparativ cu martensita, are o elasticitate mai bună. [62, 78]

În plus, austenita reziduală se găsește în cantitate mică la călirea bainitică, iar conținutul mărit în C dă posibilitatea apariției bainitei superioare **Fig. 1.23**. [20, 52]

În mod similar formării martensitei se poate obține și bainita inferioară în OS în cazul în care temperaturile sunt suficient de înalte pentru a iniția precipitarea, particulelor de cementită dispersate între lamelele de ferită **Fig. 1.24**. [52]

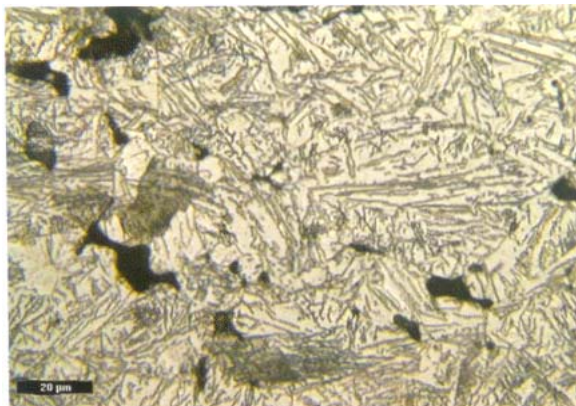


Fig. 1.23 Microstructură
– baintă superioară. [52]

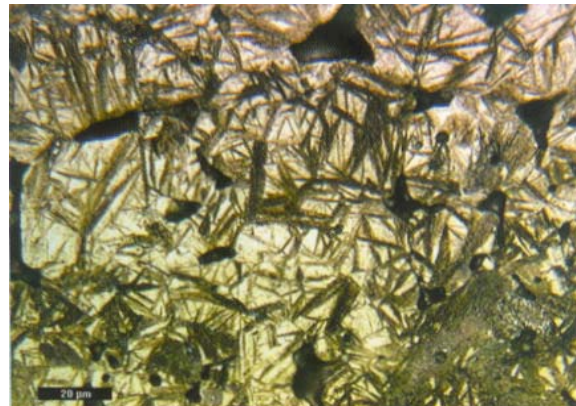


Fig. 1.24 Microstructură
– baintă inferioară [52]

Calculul timpului de răcire are la bază aceleași considerente și principii ca la operația de încălzire: egalitatea dintre cantitatea de căldură degajată de piesă și cea absorbită de mediul de răcire.

Astfel timpul de răcire se calculează cu suficientă aproximație cu relația:

$$\tau_r = 2,3 \frac{M(1-P)c}{\alpha_t(1-2\frac{P\%}{100})S} \log \frac{T_{ipr} - T_{med}}{T_{pfr} - T_{med}} \quad [h] \quad (1.28)$$

unde: c – căldura specifică a materialului [kcal Kg / °C];

τ_r = timpul de răcire; [h]

$M(1-P)$ = masa de OS cu un procent de porozitate E, [Kg]

care are aceeași suprafață (pentru schimbul de căldură) ca și o piesă turnată, cu densitatea $\rho = 7,85 \text{ g/cm}^3$, de formă identică cu piesa sinterizată (poroasă);

c=căldura specifică medie în intervalul de răcire considerat [kcal.Kg/°C]
a materialului (fier), proprietate ce nu este influențată de porozitate

α_t = coeficient global de transfer de căldură [kcal/m².h.°C]

S = suprafața prin care se face transferul de căldură [m²]

1.3.5. Revenirea după călirea oțelurilor sinterizate

Tratamentele de revenire aplicate OS după călirea lor urmează în mare aceleași principii ca la OC. Totuși în cazul OS trebuie acordată o atenție mai mare parametrilor operațiilor de TT de revenire deoarece datorită prezenței porilor specifici structurilor realizate prin MP intervin o serie de particularități. Unii autori arată că se recomandă aplicarea revenirii OS atunci când densitatea lor depășește 90% din densitatea oțelului turnat ($\rho = 7,86 \text{ g/cm}^3$) [106], aceasta datorită faptului

că după călire în material se formează tensiuni termice și structurale iar porii pot favoriza apariția în timp a fisurilor matricei metalice. Acest neajuns poate fi redus prin aplicarea TT de revenire.

În ceea ce privește parametrii TT de revenire, operația de încălzire se practică în cazul OS la temperaturi de $(105 \div 200) ^\circ\text{C}$, iar răcirea de obicei se face în ulei. În legătură cu aceasta trebuie specificat faptul că pentru TT ale OS (călire și revenire) este preferabil ca utilajele (cuptoarele) de tratament să fie astfel construite încât să asigure încălzirea și ulterior răcirea în ciclu continuu, fără a fi necesară scoaterea pieselor din cuptorul de încălzire și introducerea lor în utilajul pentru răcire.

Prin urmare, revenirile cu încălziri peste $200 ^\circ\text{C}$ se practică uneori în cazul în care OS din piesele tratate trebuie să aibă și duritate și rezistență la oboseală în limite impuse (superioare), fapt ce necesită cuptoare specializate.

Și în cazul OS în urma aplicării tratamentului de revenire după călire se reduce fragilitatea martensitei și a bainitei și crește tenacitatea, iar atunci când martensita este încălzită la temperaturi superioare lui M_s , precipită cementită din ferita suprasaturată în C, cementita fiind dispersată așa cum se poate observa și în **Fig. 1.25**. [52]



Fig. 1.25 Structura unui OS cu 0,8% C, călit și revenit [52].

1.3.6. Tratamentele termochimice de carburare în mediu gazos ale oțelurilor sinterizate

Tratamentele termochimice aplicate materialelor fabricate prin MP diferă față de cele aplicate OC din aceeași categorie cu OS datorită porozității acestora.

Așa cum s-a constatat la paragraful 1.1.3, porozitatea intercomunicantă favorizează etapa de difuzie a gazelor de carburare în timp ce porozitatea de suprafață și cea închisă reduc capacitatea de penetrare a gazelor.

Tratamentul termochimic de carburare se aplică pieselor fabricate prin MP cu grosimi mari și cu geometrie complexă, cu scopul de a obține în suprafață după tratamentul termic durități ridicate cărora le este asociată rezistența la uzură, iar în miez piesele rămân tenace [82, 83, 94, 101, 109, 111, 113].

TTch de carburare în mediu gazos se aplică OS care au în compoziția chimică agenți de călibilitate cum sunt Ni, Cu și Mo, și au un conținut în carbon relativ scăzut [61]. Procentul de carbon legat se recomandă a fi în limitele $(0,3 \div 0,5)\%$ atunci când se urmărește ca materialul tratat termochimic să aibă caracteristici dinamice bune [56]. În cazul în care porozitatea este redusă la sub 10%, carbonul legat poate fi redus în limitele $(0,15 \div 0,25)\%$. Întrucât densități ridicate (porozități mici) se obțin prin prelucrări ulterioare sinterizării, cum este sintermatritarea, se recomandă ca nivelul carbonului legat să fie în limite care să permită represarea după sinterizarea piesei crude.

În ceea ce privește temperaturile la care se practică carburarea OS literatura de specialitate recomandă ca aceasta să se situeze în intervalul $(900 \div 930)^{\circ}\text{C}$ [83].

Întrucât difuzia carbonului este accelerată datorită porozității intercomunicante a OS, ciclurile de TTch sunt mai reduse, iar potențialul de carbon al atmosferei de lucru trebuie să fie mai bogat decât în cazul OC cu compoziție similară [90].

În cazul OS, agenții de călibilitate ca Ni și Cu, au efecte pozitive asupra microdurității și a adâncimii stratului carburat, așa cum rezultă din **Fig. 1.26**, [102].

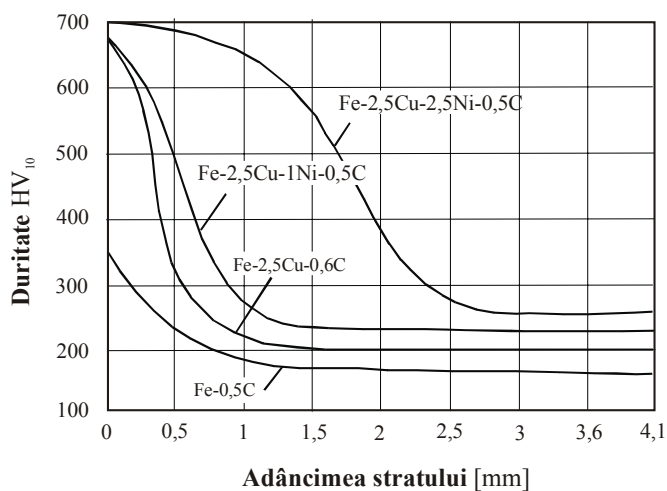


Fig. 1.26 Efectul agenților de călibilitate Cu și Ni asupra călibilității oțelurilor sinterizate carburate la 850°C timp de 2h. [102]

În ceea ce privește caracteristicile microstructurale și de duritate ale stratului carburat, acestea se pot vedea în microfotografiile din **Fig. 1.27** [47], realizate în cazul unui OS din pulbere Distalloy cu 0,2%C sinterizat la 1120°C timp de 30 de minute și carburat la 850°C timp de 40 de minute, într-o atmosferă al cărei potențial de carbon a fost 0,8 %C. Piesa a fost răcită în ulei după carburare.

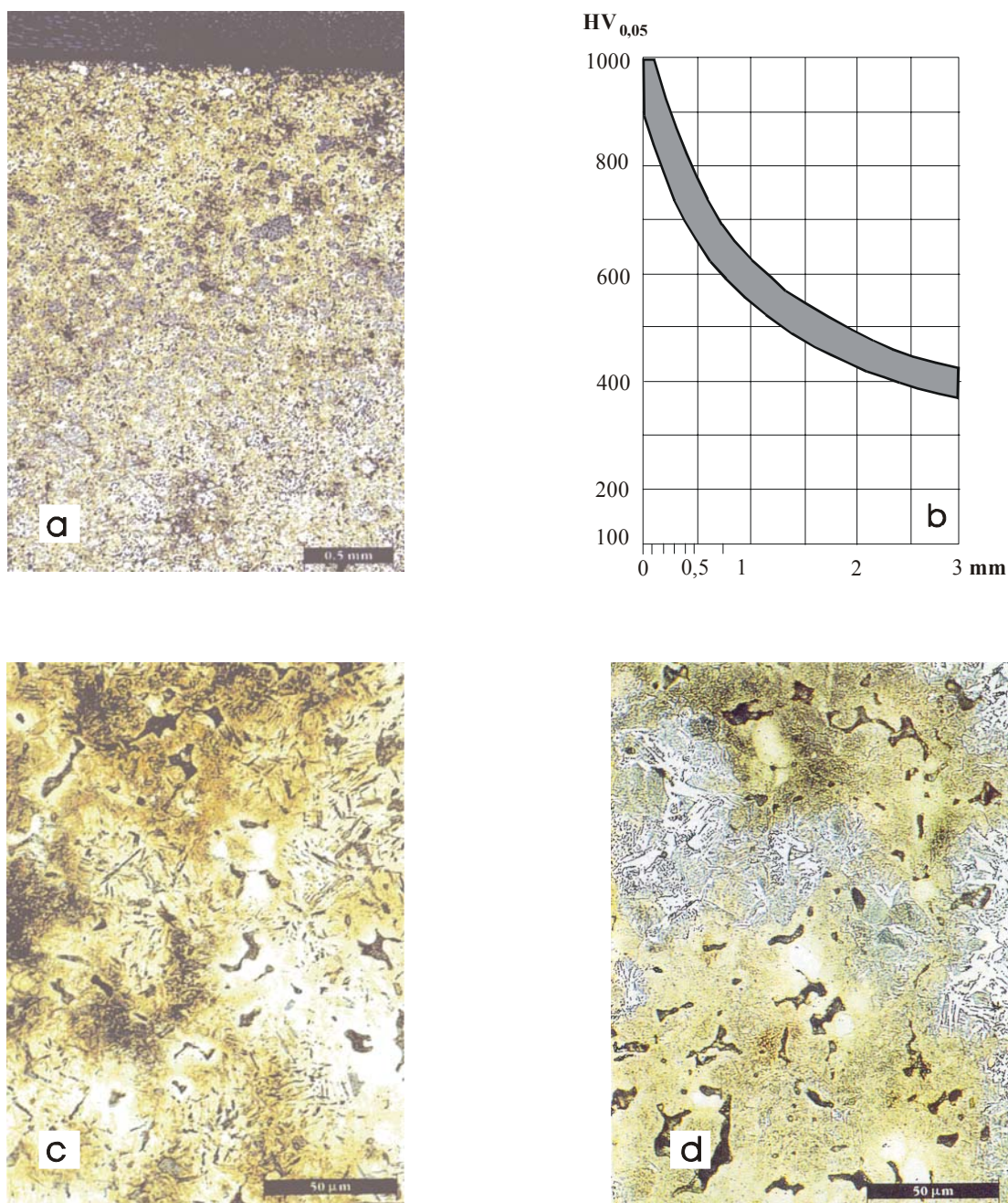


Fig. 1.27 Microstructuri pentru un material sinterizat din pulberi metalice pe bază de Distalloy AE tip HÖGANÄS cu 0,2% C și densitate $\rho = 7,15 \text{ g/cm}^3$, carburat la 890°C timp de 40 min. și răcit în ulei [47]:

- a. microstructura stratului carburat și călit
- b. variația microdureității în funcție de adâncimea stratului
- c. microstructura stratului carburat

d. microstructura miezului după călire

Se poate constata că în afara prezenței porilor, microstructurile sunt asemănătoare cu cele ale OC, care, după carburare sunt călite și revenite.

1.3.7. Carbonitrurarea în mediu gazos

Carbonitrurarea se aplică pieselor din OS în scopul îmbunătățirii durtății, a rezistenței la uzură și la oboseală [32].

Intervalul termic în care se practică tratamentul se înscrie între $(800 \div 850)^{\circ}\text{C}$, cu adădire de carbon și amoniac. Amoniacul disociază la contactul cu suprafața caldă a piesei, eliberând azotul, care difuzează în stratul de suprafață împiedicând răcirea și reducând astfel viteza critică de răcire la călire. Ca urmare, are loc formarea unui volum mai mare de martensită, fapt ce duce la durificarea suprafeței piesei, îmbunătățindu-se rezistența la uzură a materialului în zona de contact [80, 97, 99, 110, 126].

Întrucât temperaturile de încălzire la carbonitrurare sunt mai scăzute decât la carburare, riscul deformării termice a pieselor este mai redus, dar trebuie acordată atenție la adăugarea NH_3 deoarece difuzia în exces de azot în suprafețele porilor OS favorizează fragilizarea acestor oțeluri.

Carbonitrurarea OS a atras în ultimul timp atenția specialiștilor datorită unei serii de avantaje pe care le are comparativ cu celelalte tratamente termochimice [33, 34, 45, 46, 51, 54, 94].

Unul dintre avantaje constă în faptul că azotul difuzează în stratul superficial la temperaturi scăzute $(570 \div 600)^{\circ}\text{C}$, temperaturi la care nu are loc transformarea austenitică, reducându-se riscul de deformare a pieselor. Totodată, difuzia azotului se face într-o proporție suficientă pentru a reacționa cu Fe și a forma în stratul de suprafață nitruuri de fier, care provoacă durificarea. Asemănător celorlalte TTch, grosimea stratului de carbonitruiri este în funcție de densitatea OS. Acest strat poate ajunge la durtăți mai mari de 650 HV și depinde și de compoziția chimică a OS.

Întrucât nu intervin modificări structurale în miezul pieselor din OS, aceste pot fi răcite în aer fără reducerea durtăților suprafețelor. În **Fig. 1.28** sunt prezentate aspectele microscopice ale unei piese din OS cu 0,2% C; 0,2% Cu și $\rho = 7,15\text{g/cm}^3$, după tratamentul termic de carbonitrurare la 850°C , timp de 40 de minute și răcire în ulei [52].

Se observă prezența porilor și după călirea în ulei, ceea ce constituie un avantaj tehnologic deoarece neavând loc absorbția uleiului (la răcirea pentru călire în ulei) porozitatea rămâne deschisă, astfel încât, ulterior piesa poate fi acoperită prin zincare, cadmiere, etc.

Pentru astfel de TTch ale OS se folosesc cuptoare cu atmosferă controlată și cu zona de răcire integrată în cuptor. Atmosfera de carbonitrurare constă, de obicei, dintr-un amestec de 50% gaz endoterm și 50% amoniac anhidru (uscat –

deshidratat). Controlul potențialului de carbon pe parcursul tratamentului este important deoarece se impune menținerea lui în intervalul $(1 \div 1,2)\%$, pentru a asigura procentul de $(0,8 \div 0,9)\%$ C în stratul nitrocarburat.

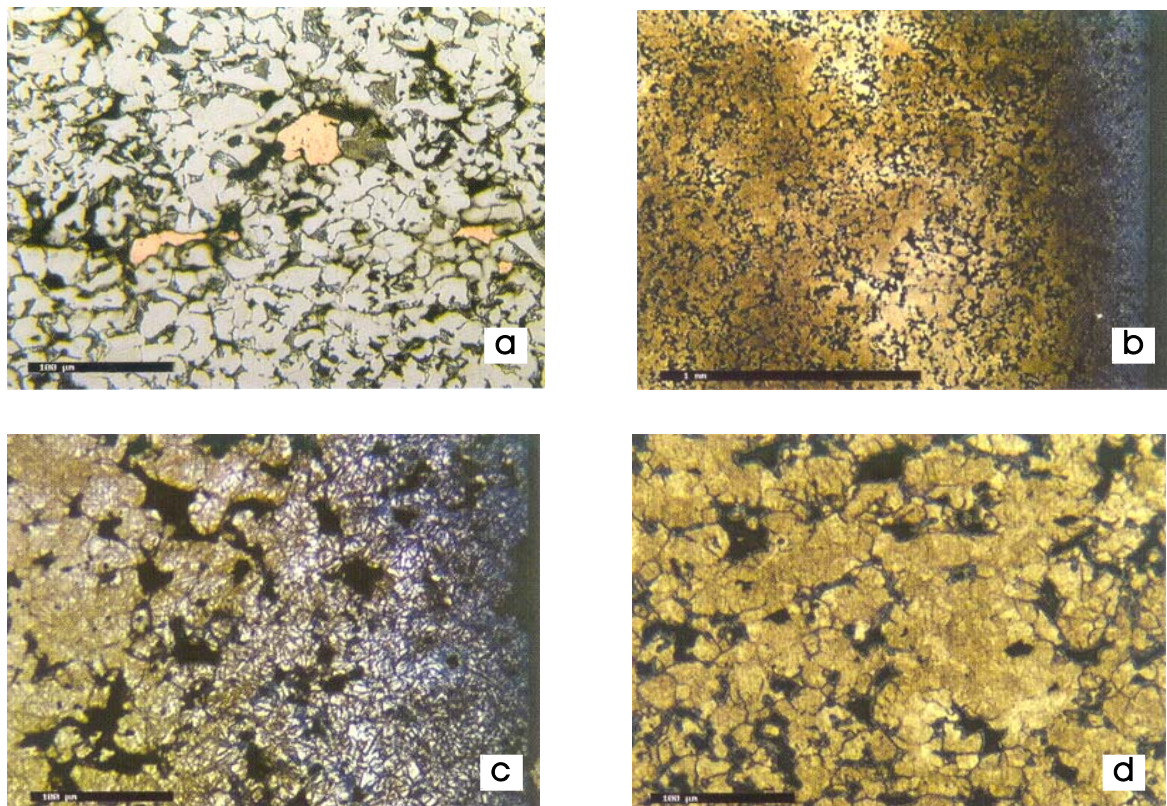


Fig. 1.28 Microstructuri pentru un material sinterizat din pulberi metalice pe bază de Astalloy CrM tip Höganäs cu 0,2% Cu, 0,2% C și $\rho=7,15 \text{ g/cm}^3$ carbonitrat la 850°C timp de 40 min. și răcit în ulei, [52]:

- a) microstructura materialului înainte de tratament
- b) microstructura stratului carbonitrat și călit
- c) microstructura stratului carbonitrat
- d) microstructura miezului călit.

O altă particularitate care vizează nitrocarburarea OS constă în faptul că dacă stratul de carbonitruri se dezvoltă pe suprafețele (pereții cavităților) porilor, atunci are loc creșterea volumică a piesei cu efecte asupra modificărilor (creșterilor) dimensionale. Fenomenul este cu atât mai redus cu cât densitatea OS este mai mare și din acest motiv se recomandă aplicarea TTch de nitrocarburare la piesele din OS a căror densitate aparentă este minim 90% din cea a OC.

În ceea ce privește efectele carbonitrurării și ale TT aplicate după carbonitrurare asupra caracteristicilor de utilizare ale OS în **Fig.1.29** este redată comportarea la oboseală a unor OS carbonitrate comparativ cu aceleași oțeluri în stare sinterizată constatându-se superioritatea celor tratate termochimic [8].

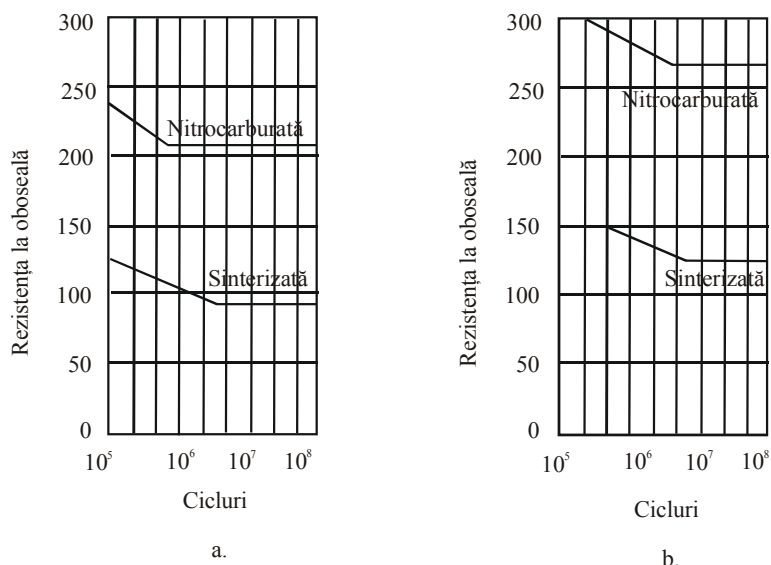


Fig. 1.29 Diagrame la oboseală pentru oțeluri feritice din pulberi metalice sinterizate și nitrocarburate, [8].
a. F - 0000 oțel (Fe – C) **b.** FC – 0205 oțel (Fe – Cu – C)

În ansamblu carbonitrurarea OS duce la creșterea durității lor și la reducerea coeficientului de frecare mărind rezistența lor la uzură comparativ cu aceleași OS în stare călită. De asemenea carbonitrurarea favorizează creșterea rezistenței mecanice la rupere a OS și reduce sensibilitatea la fisurare datorată tensiunilor termice.

1.3.8. Carburarea și carbonitrurarea accelerată în azot și hidrocarburi

Avantajele pe care le au carburarea și carbonitrurarea comparativ cu celelalte TT și TTch, materializate prin rezistență mare la uzare și la oboseală a stratului superficial a pieselor tratate, posibilitatea obținerii de straturi durificate cu grosime mare și controlată, costuri reduse, reproductibilitate ridicată ș.a. au determinat intensificarea eforturilor în cercetare în acest domeniu iar rezultatele s-au materializat prin punerea la punct și aplicarea la nivel industrial a unor procedee avansate de carburare și carbonitrurare dintre care se evidențiază următoarele [29, 119,120]:

- carburarea la presiune joasă (în vid);
- carburarea și carbonitrurarea accelerată în azot și hidrocarburi;
- carburarea ionică.

Aceste procedee au început să se dezvolte la începutul ultimului deceniu al secolului XX astfel că în 1997 erau denumite “procedee în curs de dezvoltare” [40].

Carburarea accelerată în azot și hidrocarburi este un procedeu foarte recent adoptat și s-a dezvoltat sub denumirea de ECOCARB [29, 31, 119,121].

Procedeul asigură omogenitatea (grosime, duritate) foarte bună a stratului carburat pe toată suprafața pieselor precum și reproductibilitatea rezultatelor tratamentului de la o șarjă la cealaltă.

Deformațiile pieselor carburate prin procedeul ECOCARB sunt mici, fapt ce permite reducerea considerabilă și uneori chiar eliminarea adaosurilor pentru rectificare, iar suprafața pieselor după tratament este curată (datorită lipsei fenomenelor de ardere) suprimându-se astfel operațiile de curățire a suprafețelor după carburare.

Din punct de vedere tehnologic și economic avantajele carburării accelerate în azot și hidrocarburi comparativ cu cele convenționale sunt următoarele: instalațiile pentru carburare accelerată sunt ecologice, pot fi integrate în fluxul de fabricație și au un grad ridicat de siguranță, productivitatea este ridicată, cantitatea de gaze utilizată este mai redusă, inerția termică a instalațiilor de carburare accelerată este foarte mică ceea ce face ca durata de tranziție în cazul operațiilor să fie minimă, rezultând astfel consumuri mai mici de energie.

Dezavantajul procedeei comparativ cu cele tradiționale de carburare constă în faptul că în cadrul instalației se impune necesitatea utilizării unor mufle etanșe pentru a evita absorbția de gaze prin pereți.

Principiul de lucru în cadrul procedeei ECOCAB constă în îmbogățirea rapidă în carbon la suprafață urmată de difuzia în profunzime. Mediul de carburare este format dintr-o hidrocarbură diluată cu aportul unui gaz neutru care de obicei este azotul, iar pentru carbonitrurare în amestecul de gaze se mai adaugă și NH_3 .

Presiunea de lucru din incinta cuptorului este dată de presiunea hidrocarburi (care corespunde cu presiunea atmosferică) iar transferul carbonului (și azotului la carbonitrurare) este controlat cu ajutorul unui calculator prevăzut cu un program de modelare a proceselor fizico-chimice.

În **Fig. 1.30** este prezentată etapa de îmbogățire în C a suprafeței piesei în cadrul unui proces ECOCARB[31].

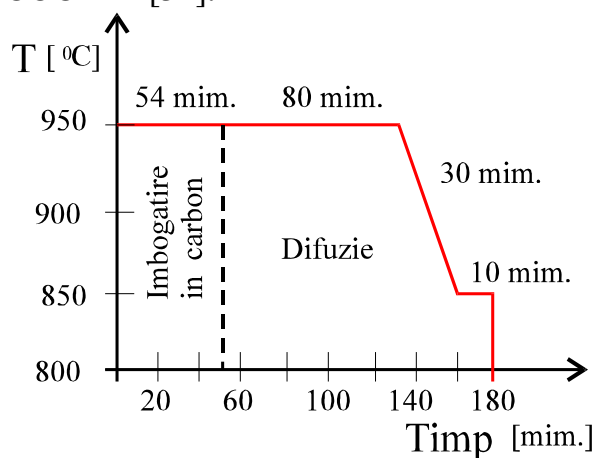


Fig. 1.30 Ciclu de cementare accelerată prin procedeul ECOCARB [31]

Viteza maximă de transfer a C se obține în primele minute ale ciclului prin cantitatea de cementită din stratul superficial care va servi ca sursă de carbon pentru etapa următoare care este difuzia. Stratul de cementită este controlat (prin programul calculatorului) prin reglarea debitului de hidrocarburi după necesități, de exemplu în funcție de grosimea dorită a stratului carburat.

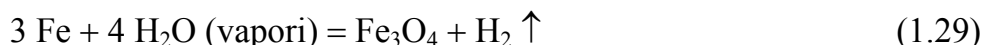
O astfel de instalație ECOCARB se găsește pe fluxul de fabricație a componentelor cutiilor de viteză ale automobilelor fabricate de Compania DAEWOO din Craiova și a servit la efectuarea cercetărilor vizând carburarea și carbonitrurarea accelerată a probelor și pieselor sinterizate din oțel.

1.3.9. Tratamentul termochimic cu vapori cu apă – feroxarea

Tratamentul termic cu vapori de apă cunoscut și sub numele de feroxare se aplică pieselor din pulberi metalice sinterizate în vederea îmbunătățirii rezistenței la uzură, a rezistenței la coroziune și a etanșeității (închiderea porozității de suprafață). [13,18,22].

Feroxarea nu se definește ca un tratament termic propriu-zis deoarece nu intervin schimbări structurale în miez intrând în categoria tratamentelor de suprafață.

Piese sunt încălzite într-un mod specific într-o atmosferă de aburi (vapori de apă supraîncălziți) la temperaturi cuprinse între $(510 \div 595) ^\circ\text{C}$ pentru a forma un strat de oxid de fier negru (magnetită sau oxid feroferic $\text{Fe}_3\text{O}_4 \leftrightarrow \text{FeO} + \text{Fe}_2\text{O}_3$) în porozitatea de suprafață conform reacției, [108]:



Pentru accelerarea conversiei procesului în cadrul tratamentului sunt aplicate temperaturi între $450 ^\circ\text{C}$ și $650 ^\circ\text{C}$ pentru perioade de timp mai mici de 3 h [76].

Aspecte referitoare la parametrii ce vizează procesele de feroxare sunt prezentate în **Fig. 1.31** și **Fig. 1.32** [13, 108, 118]. Pentru a obține magnetita (Fe_3O_4) este necesară corelarea temperaturilor de feroxare cu raportul dintre cantitatea de vapori de apă din atmosfera cuptorului și cantitatea de oxigen eliberat în timpul reacțiilor exoterme. Acest raport trebuie să se situeze în intervalul $8 \dots 10^4$ pentru obținerea magnetitei [108].

Magnetita (Fe_3O_4) formată la feroxare închide porii de suprafață (chiar și pe cei intercomunicanți), ea are duritatea de 50 HRC iar variabilele procesului de feroxare sunt:

- temperatura
- timpul
- presiunea aburului

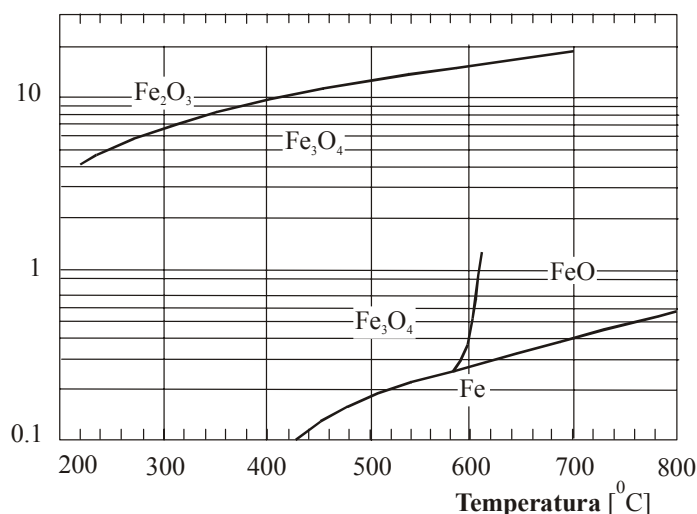


Fig.1.31 Diagrama de formare a Fe₃O₄ în funcție de temp. și pH₂O/pH₂ [13,108]

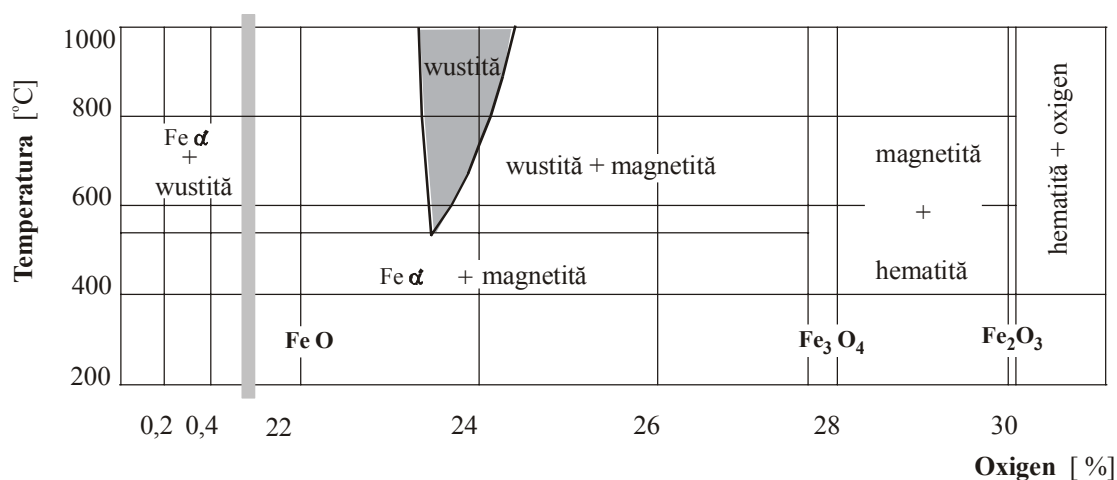


Fig.1.32 Diagrama de temperatură – compuși ai sistemului fier–oxigen [13,108]

Se încearcă să se prevină formarea de hidroxizi și de oxizi inferiori (oxidului de fier – FeO și oxidul feric – Fe₂O₃) prin reglarea acestor parametrii.

Tehnologia recomandată pentru feroxare este următoarea [13] :

- degresarea pieselor pentru eliminarea grăsimilor (uleiuri, lubrifianți) provenite de la prelucrările anterioare (presare, calibrare, prelucrări mecanice) care ar putea fi absorbite în porii de suprafață;
- piesele sinterizate, curate, se încarcă în coșuri și se introduc în cuptor, unde sunt preîncălzite la 300 °C;
- se introduce aburul supraîncălzit la o presiune de (35 ÷ 105) KPa și se menține cel puțin 15 min. pentru omogenizarea atmosferei din cuptorul cu abur supraîncălzit;
- se ridică temperatura la valoarea de tratament și se menține șarja în cuptor până la 4 ore;

- în finalul ciclului se reduce temperatura cuptorului la 300 °C; când piesele ating această temperatură aburul este evacuat din cuptor, după care sunt evacuate și piesele. Trebuie avut grijă la deschiderea ușii cuptorului deoarece hidrogenul eliberat în timpul tratamentului poate lua foc (pericol de explozie).
- se recomandă să se execute o spălare cu azot a cuptorului înainte de descărcare.

Tratamentul termic de feroxare executat în mod corect conduce la creșterea rezistenței la uzură, a durtății și la obținerea unei suprafețe curate. În cazul pieselor din pulberi metalice sinterizate și feroxate, ductilitatea este în mod semnificativ redusă datorită tensiunilor interne create în timpul formării oxidului de fier. La piesele cu un conținut mare de carbon, după tratament, pot apărea microfisuri datorită tensiunilor interne, ducând la scăderea semnificativă a ductilității. S-a constatat că procentul de carbon ideal pentru astfel de tratamente este de 0,5% C.

Din **Fig. 1.33** rezultă că forța de rupere transversală crește proporțional cu densitatea sinterizatului [75]. În urma tratamentului termic de feroxare, pentru piesele cu un conținut mic de carbon se obține creșterea rezistenței față de piesele cu un conținut de carbon mai mare [8]. Durtatea aparentă este îmbunătățită așa cum se vede în **Fig. 1.34** [8]. Asemănător cu rezistența la tracțiune, creșterea durtății OS cu un conținut mare de carbon este mai mică decât în cazul oțelurilor cu un conținut scăzut de carbon. Durtatea superficială este îmbunătățită așa cum se vede în **Fig.1.34** [8].

Prin închiderea porozității de suprafață cu oxidul feroferic (Fe_3O_4) se obține la suprafața piesei un strat uniform și dur datorită căreia piesele din OS feroxate suportă presiuni de contact mai mari comparativ cu cele neferoxate.

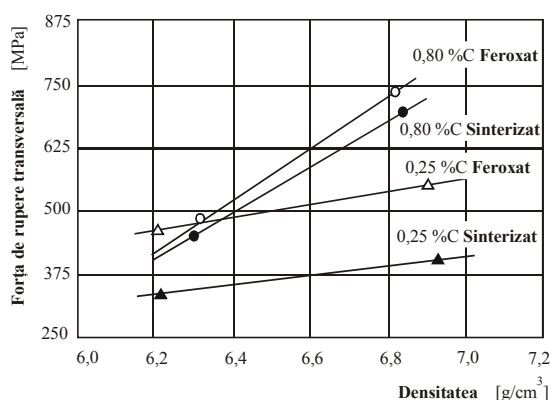


Fig. 1.33 Diagrama rezistenței la tracțiune pentru două tipuri de oțeluri sinterizate și feroxate [8]

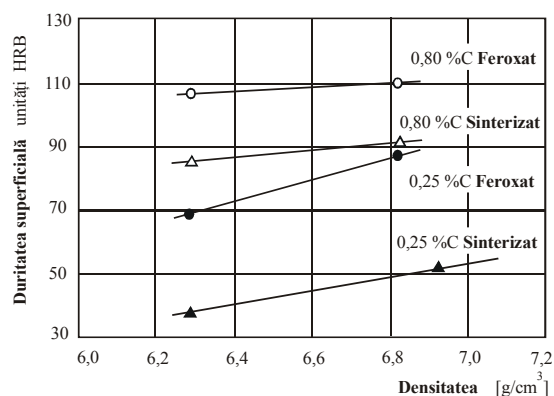


Fig. 1.34 Diagrama durtății aparente pentru două tipuri de oțeluri sinterizate și feroxate [8]

CARACTERIZAREA MATERIALELOR ÎNȚIALE ȘI METODOLOGIA DE ELABORARE A PROBELOR PENTRU EXPERIMENTARI

În cadrul acestui capitol sunt prezentate caracteristicile fizico-chimice și tehnologice ale pulberilor din care s-au realizat amestecurile omogene folosite pentru elaborarea OS supuse cercetărilor precum și compoziția și morfologia amestecurilor de pulberi și modul de elaborare a probelor pentru diferitele încercări propuse.

2.1 ITINERARIUL DE ELABORARE A PROBELOR

Probele folosite în cadrul cercetărilor experimentale au fost elaborate prin tehnologia specifică MP conform schemei prezentate în **Fig.2.1**.

2.2 COMPOZIȚIA CHIMICĂ A AMESTECURILOR DE PULBERI ÎNȚIALE

Pentru elaborarea probelor conform itinerariului prezentat anterior s-au folosit 10 amestecuri omogene de pulberi cu compoziția chimică prezentată în **tabelul 2.1**.

Conform datelor din tabel se observă că amestecurile de pulberi au fost împărțite în două grupe:

- primele trei amestecuri (Nr.1, Nr.2 și Nr.3) provin din producția curentă a S.C. SINTEROM S.A. din Cluj-Napoca fiind prelevate direct de pe fluxurile tehnologice de fabricație a unor repere intens solicitate mecanic, care fac parte din ansamblul cutiilor de viteză care echipează automobilele DACIA și DAEWOO. Probele de OS elaborate din aceste amestecuri au fost introduse în fluxurile de cercetare și au servit ca elemente de comparare;
- următoarele șapte amestecuri (Nr.4, Nr.5, Nr.6, Nr.7, Nr.8, Nr.9 și Nr.10) au fost preparate în condiții de laborator în vederea elaborării OS supuse cercetărilor.

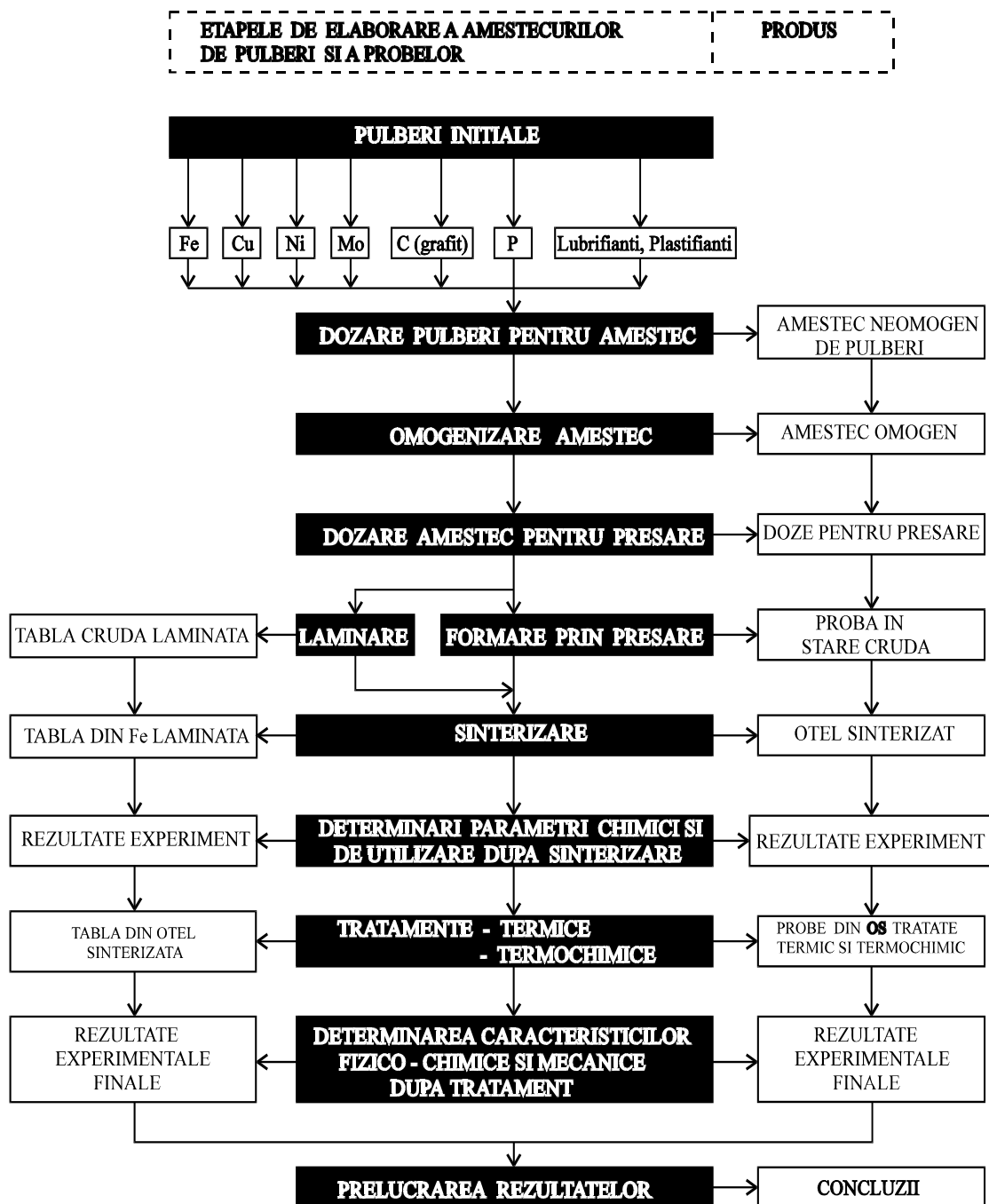


Fig. 2.1 Itinerariul general al cercetărilor

Tabelul 2.1 Compozițiile amestecurilor de pulberi folosite pentru experimentări

Nr. crt	Tipul amestecului omogen de pulberi (cod)	Pulbere de Fe								Tratament e aplicate	Capitolul din lucrare
		Fe [%]	Codul pulberii de Fe	Prove-niență	C [%]	Cu [%]	Ni [%]	Mo [%]	P [%]		
GRUPA A											
Amestecuri de pulberi din producția curentă S.C. SINTEROM S.A. Cluj-Napoca											
Folosite pentru realizarea probelor pentru compararea rezultatelor											
1	F50-U3-67	Bază	DWP 200	S.C. DUCTIL S.A. Buzău	0,3÷0,5	2÷4	-	-	-	călire + revenire	C. III
										feroxare	C. VI
2	F50-N5U2-69	Bază	DWP 200	S.C. DUCTIL S.A. Buzău	0,3÷0,5	2÷4	4÷6	0,3÷0,5	-	călire + revenire	C. III
3	DP+0,5C	Bază	DP 200 HD	S.C. DUCTIL S.A. Buzău	0,2	+ 3 (4,5)	-	-	-	carburarea benzilor subțiri	C. V
GRUPA B											
Amestecuri de pulberi folosite în cercetare											
4	DAE+U3+C1	Bază	Distalloy AE	Höganäs	0,1	+3 (4,5)	4	0,5	-	termo-chimice	C. IV
5	DAE+U3+C2	Bază	Distalloy AE	Höganäs	0,2	+3 (4,5)	4	0,5	-	termo-chimice	
6	DAE+U3+C3	Bază	Distalloy AE	Höganäs	0,3	+3 (4,5)	4	0,5	-	călire + revenire	C. III
										termo-chimice	C. IV
7	DAE+U3+C4	Bază	Distalloy AE	Höganäs	0,4	+3 (4,5)	4	0,5	-	călire + revenire	C. III
8	DAE+U3+C5	Bază	Distalloy AE	Höganäs	0,5	+3 (4,5)	4	0,5	-	călire + revenire	
9	SC.100.26	Bază	SC.100.26	Höganäs	<0,001	+3 (4,5)	4	0,5	-	carburare benzi subțiri	C. V
10	NC+P	Bază	NC.100.24	Höganäs	0,3 – 0,6	+3 (4,5)	4	0,5	0,6	feroxare	C. VI

2.3 CARACTERIZAREA PULBERILOR DE FIER

Din **tabelul 2.1** rezultă că s-au folosit cinci seturi de pulbere de fier din următoarele considerente:

- sortul DWP 200 se utilizează în fabricația curentă a S.C. SINTEROM S.A. Cluj-Napoca pentru producerea pieselor supuse unor solicitări mecanice severe. Acest sort de pulbere de Fe se utilizează în întreprindere pentru elaborarea unui oțel obișnuit (nealiat) F50-U3-63, respectiv a unui oțel aliat cu Ni și Mo simbolizat F50-N5-U2-69 (F = Fe; N = Ni; U = Cu; ultimele două cifre reprezintă densitatea după sinterizare: 6,7 respectiv 6,9 g/cm³). Se impune precizarea că pentru oțelul aliat s-a pornit de la amestecul omogen de pulberi elementale dozate conform prescripțiilor de produs și înscrise în **tabelul 2.1**;
- sortul Distalloy AE a fost ales pentru cercetare deoarece este o pulbere prealiată de Fe care se livrează în această stare de către întreprinderea producătoare (S.C. Ductil S.A. Buzău după licență Manesmann, respectiv Höganas – Suedia) și așa cum rezultă din **tabelul 2.1** cu excepția conținutului de carbon adăugat sub formă de grafit în amestec are o compoziție similară cu F50-N5-U2-69; Amestecurile în care se folosesc cele două sorturi de pulberi de Fe (DWP 200 și Distalloy AE) au fost utilizate în cercetările privind tratamente termice de călire și revenire, respectiv termochimice prezentate în capitolul al III-lea și al IV-lea;
- pulberile de Fe, DP 200 HD și SC 100.26 au fost folosite în cercetările care au vizat obținerea OS pornind de la benzi subțiri obținute prin laminarea amestecurilor de pulberi. În acest sens s-a procedat în două feluri:
 - elaborarea tablei crude prin laminarea amestecului de pulbere sortul DP 200 HD și 0,5 % grafit și obținerea tablei de oțel la sinterizare;
 - elaborarea tablei din Fe prin laminarea pulberii de Fe de puritate tehnică (99,99%) sort S.C. 100.26 și obținerea OS prin alierea cu carbon ca urmare a carburării tablei de Fe. Acest procedeu este superior prin faptul că laminarea pulberii de Fe de puritate tehnică se realizează în condiții tehnologice bune, iar alierea Fe cu C prin difuzie în cadrul tratamentului termochimic este superioară din punctul de vedere al omogenității în C%.

Probele obținute din cele două sorturi de pulbere prin procedee diferite au fost analizate comparativ, iar rezultatele sunt prezentate în capitolul V.

- pulberea de Fe sortul NC 100.24 a fost utilizată în amestec cu 0,6 % P pentru a studia procesele care au loc la feroxare și influența fosforului asupra proceselor de tratament termochimic a OS în vapori de apă. Analizele au fost făcute comparativ cu un material obișnuit F50-U3-67 (pe bază de pulbere de Fe sortul DWP 200 – Nr.1 în **tabelul 2.1**) și sunt prezentate în capitolul cinci din lucrare.

2.3.1 Caracterizarea pulberii de Fe sortul Distalloy AE

Pulberea Distalloy AE este prealiată cu Cu, Ni și Mo. Elementele de aliere au fost astfel alese de către producător încât să asigure posibilitățile de utilizare a pulberii pentru un spectru cât mai larg de piese de mare rezistență mecanică sinterizate.

Pentru elaborarea pulberii producătorul a pornit de la pulbere de Fe de înaltă puritate chimică care a fost prealiată prin difuzie cu elementele de aliere amintite. În acest fel s-a menținut înalta compresibilitate a pulberii de Fe concomitent cu reducerea riscului de segregare și asigurarea unei bune stabilități dimensionale. De asemenea piesele din pulbere Distalloy AE în stare crudă au o bună rezistență mecanică pentru manipulare.

În continuare sunt prezentate datele de catalog ale pulberii Distalloy AE:

Densitate aparentă [g/cm ³]	Viteză de curgere, [sec/50g]
3,05	24

Repartiție granulometrică, [%]:

+ 212 μm	0
+150 μm	7
- 45 μm	25

Compresibilitate [g/cm³]:

Forța de presare [MPa]	0,6% Kenolube P11	0,8% stearat de zinc
400 MPa	6,79	6,74
600 MPa	7,15	7,14
800 MPa	7,32	7,35

Rezistență mecanică la crud, [MPa]

Forța de presare [MPa]	0,6% Kenolube P11	0,8% stearat de zinc
400 MPa	9	12
600 MPa	13	18
800 MPa	15	21

Compoziția chimică [%]	
Carbon	< 0,01
H ₂	0,1
Cupru	1,50
Nichel	4,00
Molibden	0,50

Întrucât în cadrul lucrărilor de cercetare s-a apelat adesea la microscopia electronică cu baleiaj și analiza chimică prin detecția elementelor din particule mici (1 μm) prin difracție RX pe microscopul electronic s-a analizat și pulberea Distalloy AE fiind necesare următoarele precizări:

Pentru analizele microscopice și chimice cantitative s-a folosit microscopul JEOL JSM-5600 LV dotat cu un analizor EDX RF600 cu lungimea de undă $\pm 0,000014$ nm. Principalele posibilități oferite de acest sistem sunt:

- scanarea liniară cu:
 - dispunerea de-a lungul unei linii a concentrațiilor elementelor;
 - prezentarea neomogenităților și a gradientilor de concentrație;
- cartografierea fazelor cu:
 - identificarea compuşilor din câmpul analizat;
 - identificarea fazelor;
 - vizualizarea fazelor;
 - colorarea diferențiată a fazelor;
 - identificarea aglomerărilor de elemente;
 - detectarea cantitativă a fazelor.

Limitele de detecție cantitativă pentru asemenea sisteme sunt arătate în **tabelul 2.2**.

Tabelul 2.2 Limitele de detecție a elementelor în particule mici

Limitele de detecție	Elemente
>10	Z = 4 (Be)
1 – 10	Z = 5 (B) la Z = 9 (F)
0,1 – 1	Z = 11 (Na) la Z = 21 (Sc) Z = 33 (As) la Z = 37 (Rb)
0,01 – 0,1	Z = 22 (Ti) la Z = 32 (Ge) Z = 38 (Sr) la Z = 74 (W) Z = 82 (Pb) la Z = 92 (U)
< 0,01	Z = 75 (Re) la Z = 81 (Tl)

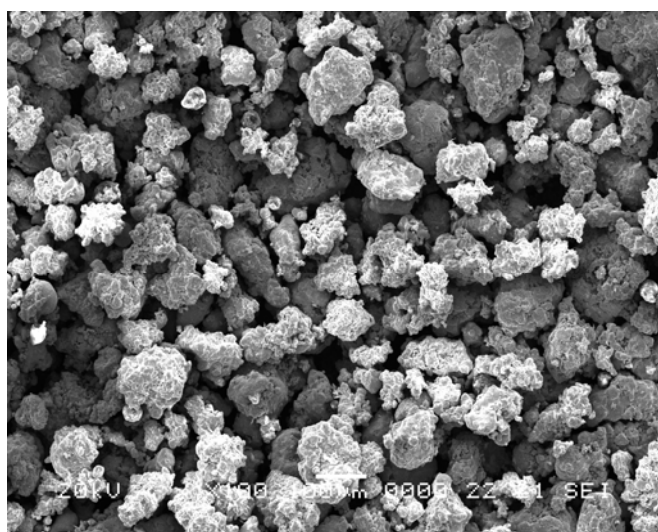
Se poate observa că elementele cu Z = 5; 6; 7; 8 și 9 între care se află și carbonul sunt detectate dacă se găsesc în limitele (1 ÷ 10) %.

Intervalul larg de concentrații în care poate fi detectat carbonul constituie un dezavantaj. În cazul nostru, dat fiind faptul că aparatul semnalează pe lângă carbonul existent prin aliere și pe cel provenit din diverse impurități cum sunt lubrifianți și plastifianți ca aditivi în amestecul pentru presare fiind afectată astfel precizia de determinare. Din acest motiv s-a recurs în unele cazuri la exprimarea conținutului în unități relative (UR).

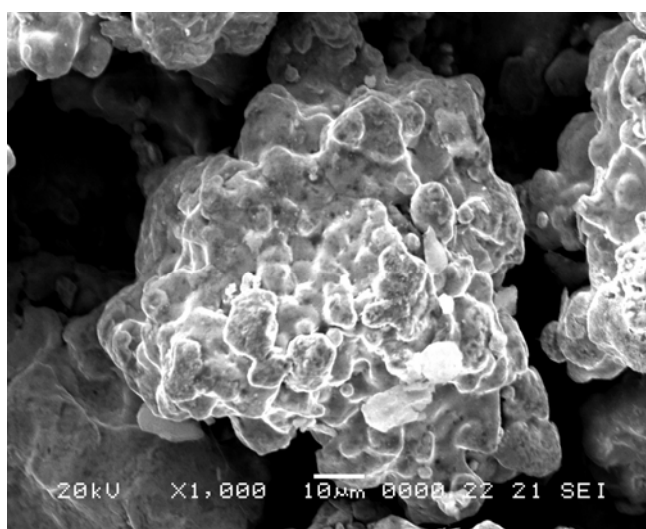
Morfologia pulberii Distalloy AE este prezentată în micrografia din **Fig. 2.2**

Se constată că granulele de pulbere au suprafața rugoasă astfel că este asigurată o bună presabilitate și rezistență mecanică în stare crudă. De asemenea prin creșterea forței de presare se poate asigura un spectru larg de valori de densitate.

În **Fig. 2.3** este prezentat spectrul care cuprinde elementele de aliere iar în **Fig. 2.4** este prezentată harta de distribuție a acestor elemente în ansamblul granulelor de pulbere prealiată Distalloy AE.



x100



x1000

Fig. 2.2 Aspectul microscopic al granulelor de pulbere Distalloy AE (SEM)

Project: Project Traian Teza Distalloy A E

Owner: Administrator

Site: Site of Interest 1

Sample: Sample 1

Type: Default

ID:

Sample is unpolished X-ray corrections may be approximate.

Sample is uncoated

Label : Spectrum 2

Collected : 1-Apr-2003 01:50 PM

Livetime (s) : 300.00

Real time (s) : 372.48

Detector : Silicon

Window : SATW

Tilt (deg) : 0.0

Elevation (deg) : 30.0

Azimuth (deg) : 0.0

Magnification : 500 X

Accelerating voltage (kV) : 20.00

Beam current (nA) : 1.00

Process time : 6

Spectrum processing :

Peaks possibly omitted : 0.263, 1.465, 5.446, 5.870, 5.895 keV

Processing option : All elements analysed (Normalised)

Number of iterations = 3

Element	App	Intensity	Weight%	Weight%	Atomic%
	Conc.	Corrn.		Sigma	
Fe K	392.23	1.0105	87.43	1.11	88.80
Ni K	29.37	0.8790	7.53	0.78	7.27
Cu K	12.04	0.8614	3.15	0.76	2.81
Mo L	5.92	0.7024	1.90	0.48	1.12
Totals			100.00		

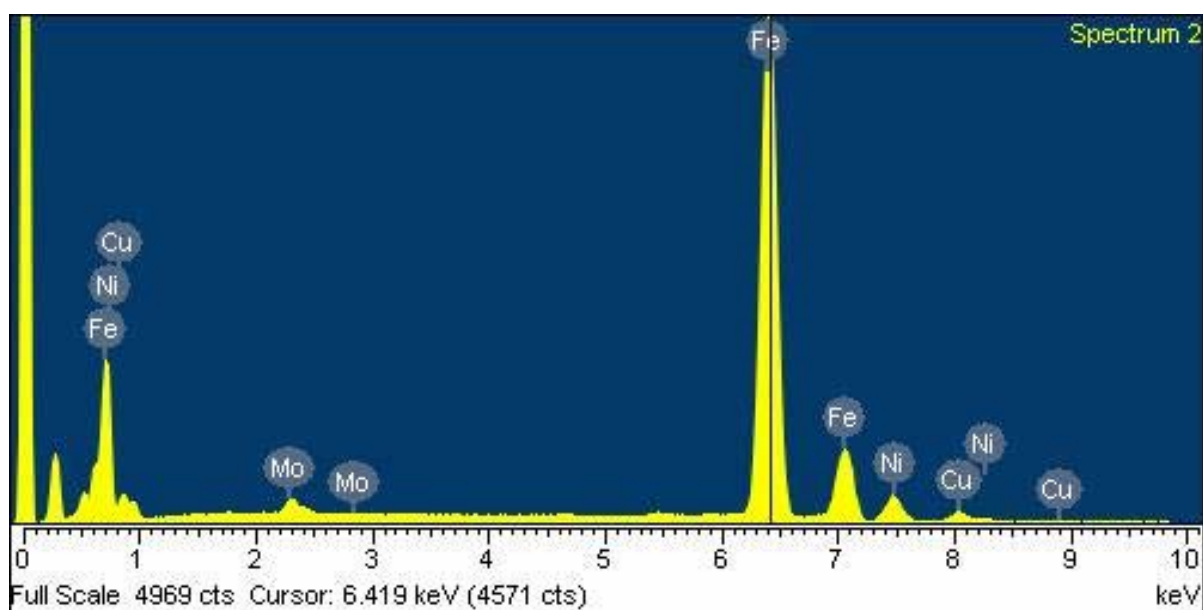
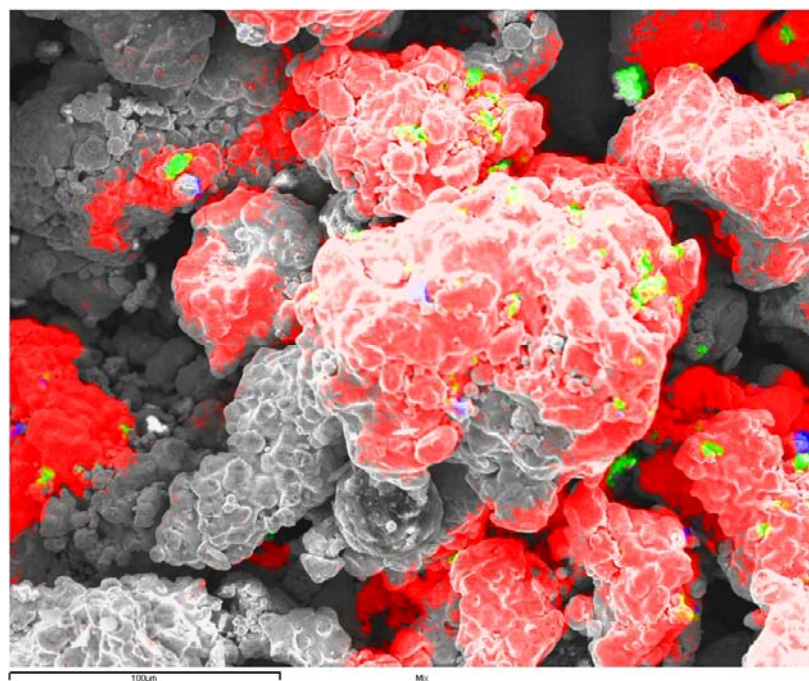


Fig. 2.3 Spectrul elementelor de aliere / pulbere Distalloy AE



Iron Ka1



Nickel Ka1



Copper Ka1



Molybdenum La1

Fig. 2.4 Harta distribuției fierului și a elementelor de aliere / pulbere Distalloy AE

Conform imaginilor obținute prin difracție de RX pe granulele de pulbere se observă preponderența Fe și în ordine a Ni, Cu, și Mo. Se impune observația că pulberea este prealiată numai cu 1,5 % Cu urmând să se mai adauge 3 % în amestecul de pulbere Distalloy AE + 3 % Cu + grafit. În ansamblu putem afirma că distribuția elementelor de aliere în granula de pulbere prealiată este uniformă fapt ce constituie un avantaj comparativ cu amestecurile în care se introduc pulberile elementale separat.

2.3.2 Caracterizarea pulberii de Fe sortul SC 100.26

Sortul de pulbere SC 100.26 este destinat pentru un număr mare de aplicații ale MP. Granula de pulbere are o structură spongioasă (**Fig. 2.5**) fapt care îi conferă o foarte bună presabilitate fiind recomandată pentru fabricarea pieselor cu densitate ridicată și configurație complexă care necesită tratamente termice sau termochimice.

Caracteristicile din catalogul firmei producătoare sunt următoarele:

Densitate aparentă [g/cm ³]	Viteza de curgere, [sec/50g]
2,65	29

Repartiție granulometrică, [%]	
+ 212 μm	0
+150 μm	1
- 45 μm	20

Compresibilitate [g/cm ³]	
Forța de presare [MPa]	0,6% Kenolube P11 sau 0,8% stearat de zinc
300 MPa	6,35
500 MPa	6,91
700 MPa	7,16

Rezistență mecanică la crud, [MPa]		
Forța de presare [MPa]	0,6% Kenolube P11	0,8% stearat de zinc
300 MPa	10	7
500 MPa	18	13
700 MPa	22	17

Compoziția chimică [%]	
Carbon	< 0,01
H ₂	0,12

Întrucât pulberea este de fier cu puritate tehnică are conform datelor din catalog conținut limitat de carbon ($< 0,01 \%$) și hidrogen ($0,12 \%$) nu s-a mai făcut analiza spectrală a elementelor, în **Fig. 2.5** fiind prezentat numai aspectul microscopic al granulelor de pulbere.

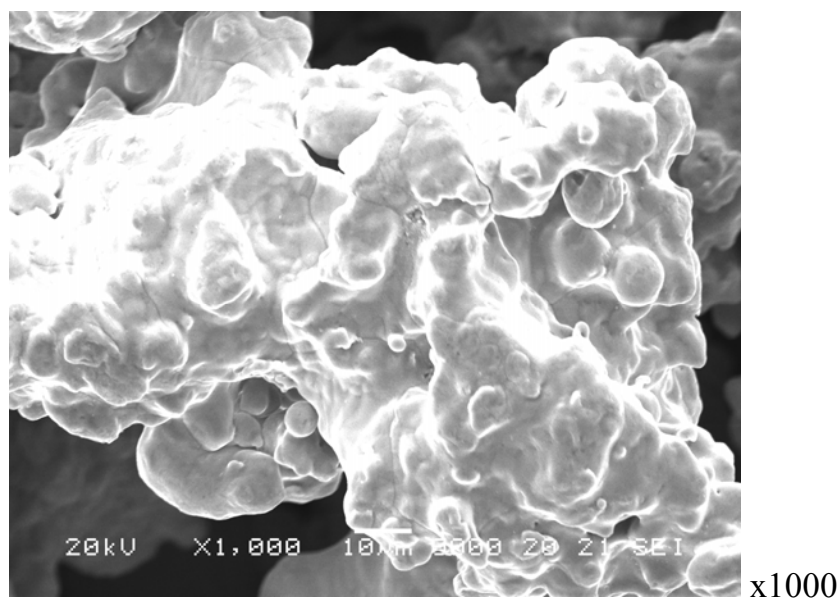
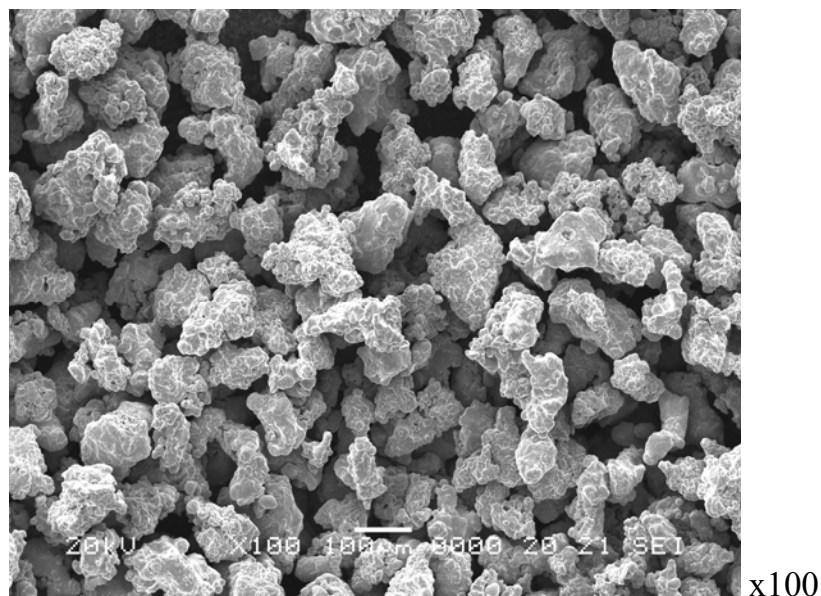


Fig. 2.5 Aspectul microscopic al granulelor de pulbere SC 100.26 (SEM)

2.3.3 Caracterizarea pulberii de Fe sortul NC 100.24

Pulberea de Fe sortul NC 100.24 are la rândul ei o largă utilizare în industria MP întrucât granulele spongioase de pulbere asigură o bună presabilitate fiind recomandată pentru fabricarea MS cu densitate medie și joasă.

Caracteristicile de catalog ale acestui sort de pulbere sunt următoarele:

Densitate aparentă [g/cm ³]	Viteza de curgere, [sec/50g]
2,45	31

Repartiție granulometrică, [%]	
+ 212 μm	0
+150 μm	1
- 45 μm	18

Compresibilitate [g/cm ³]	
Forța de presare [MPa]	0,6% Kenolube P11 sau 0,8% stearat de zinc
300 MPa	6,25
500 MPa	6,83
700 MPa	7,07

Rezistență mecanică la crud, [MPa]		
Forța de presare [MPa]	0,6% Kenolube P11	0,8% stearat de zinc
300 MPa	14	10
500 MPa	24	18
700 MPa	30	23

Compoziția chimică [%]	
Carbon	< 0,01
H ₂	0,21

În Fig.2.6 este redată morfologia granulelor de pulbere.

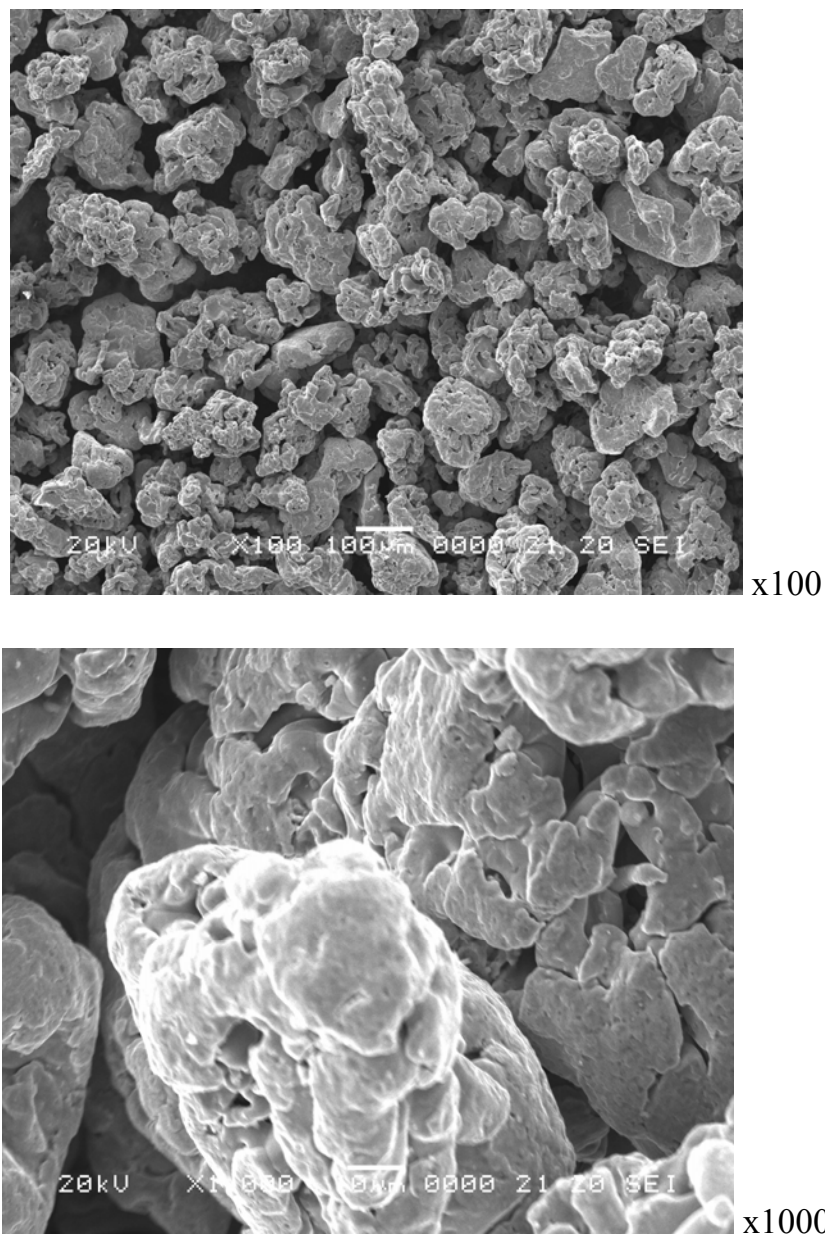


Fig.2.6 Aspectul microscopic al granulelor de pulbere NC 100.24 (SEM)

2.3.4 Factorii determinanți la alegerea diferitelor sorturi de pulberi

Criteriile care au stat la baza selecționării celor trei sorturi de pulberi pentru elaborarea MS studiate au fost:

- compoziția chimică;
- principalii parametri tehnologici sintetizați în **tabelul 2.3**;

Tabelul 2.3 Caracteristicile tehnologice ale pulberilor de Fe

Sorturi de pulberi Presiunea de compactizare	DISTALLOY AE		SC 100.26		NC 100.24	
	Compresibilitatea [g/cm ³]	Rezistența mecanică la crud [N/mm ²]	Compresibilitatea [g/cm ³]	Rezistența mecanică la rupere [N/mm ²]	Compresibilitatea [g/cm ³]	Rezistența mecanică la rupere [N/mm ²]
300	-	-	6,35	7	6,25	10
400	6,74	12	-	-	-	-
500	-	-	6,91	13	6,36	18
600	7,14	18	-	-	-	-
700	-	-	7,16	17	7,07	23
800	7,35	21	-	-	-	-

- pulberea Distalloy AE s-a folosit pentru elaborarea OS asupra cărora s-au aplicat tratamente termice și termochimice din următoarele considerente:
 - din punctul de vedere al compoziției chimice pulberea fiind prealiată conține elemente Cu, Ni și Mo care au influență pozitivă asupra calității oțelurilor în general și a celor sinterizate în special, scopul principal al cercetărilor fiind acela de a stabili în ce măsură utilizarea din amestecul omogen de pulberi elementale aflate în aceeași proporție ca în granulele prealiate;
 - din punctul de vedere al caracteristicilor mecanice ale OS acestea sunt în limitele impuse pentru piesele mecanice de rezistență supuse unor solicitări severe (**tabelul 2.3**)
- densitatea OS fabricate cu pulberi Distalloy AE apropiindu-se de cea teoretică;
- pulberea SC 100.26 s-a folosit pentru elaborarea tablelor sinterizate întrucât:
 - din punctul de vedere al compoziției chimice pulberea conține numai Fe (peste 99,99 %) ceea ce se urmărește în prima fază a cercetărilor, tabla subțire din pulbere de Fe sinterizat urmând a fi aliată cu carbon prin tratamente termochimice;
 - din punctul de vedere al caracteristicilor tehnologice, datorită granulelor spongioase compresibilitatea pulberii este foarte bună asigurând astfel densități și rezistențe mecanice bune în stare crudă fapt ce constituie o cerință specială în tehnologia de laminare a pulberilor mecanice;
- pulberea NC 100.24 s-a folosit pentru realizarea probelor supuse tratamentului termochimic a OS în vapori de apă denumit feroxare:
 - din punctul de vedere al comportării chimice s-a optat pentru acest tip de pulbere datorită purității ridicate a granulelor de Fe, urmând ca prin amestecare să se alieze cu fosforul;

- din punctul de vedere al parametrilor fizici și tehnologici s-a avut în vedere că tratamentul de feroxare necesită un anumit tip de porozitate în suprafața MS, în general mai ridicată și implică o densitate mai redusă. Acesta a fost motivul principal care a determinat orientarea înspre acest sort de pulbere, producătorul recomandând-o pentru elaborarea MS cu densitate medie sau joasă.

2.4 CARACTERIZAREA AMESTECURILOR DE PULBERI

Conform datelor din **tabelul 2.1** principalele amestecuri de pulberi utilizate la elaborarea OS sunt cele cu compozițiile de la poziția 2 respectiv pozițiile 4 ÷ 8. Realizarea celor două tipuri de amestecuri de pulberi este diferită din punctul de vedere al provenienței elementelor de aliere astfel:

- amestecurile pentru elaborarea MS cu codul F50-N5-U2-69 (poziția 2 din **tabelul 2.1**) au fost obținute prin amestecarea pulberilor elementale, adică:

- pulbere de Fe, DWP 200 – bază;
- pulbere de Cu – 4,5%;
- pulbere de Ni – 4%;
- pulbere de Mo – 0,5%;
- pulbere de grafit 0,3%; 0,4% și 0,5%.

Amestecul de pulberi elementale a fost omogenizat într-un omogenizator special de tip TURBULA T10-B de fabricație Gilan Mills–Austria, după omogenizare fiind supus analizelor privind morfologia granulelor de pulbere și a distribuției elementelor de aliere din amestecul omogen;

- amestecul pentru elaborarea OS din amestecul omogen pe bază de pulbere prealiată Distalloy AE a fost obținut prin amestecarea următoarelor pulberi:

- pulbere prealiată Distalloy AE – bază. Din această pulbere provin următoarele elemente de aliere: 1,5% Cu; 4% Ni; 0,5% Mo;
- pulbere de Cu 3%;
- pulbere de grafit în proporțiile: 0,1%; 0,2%; 0,3%; 0,4% și 0,5%.

Amestecul omogen s-a obținut în omogenizatorul spațial de tip TURBULA T10-B.

2.4.1 Caracterizarea amestecului de pulberi F50-N5-U2-69

Morfologia amestecului s-a studiat prin microscopie electronică cu baleiaj (SEM) pe microscopul JEOL 5600 LV, prevăzut cu analizor – EDX RF 600 cu lungimea de undă $\pm 0,000014$ mm – Oxford Instruments printr-un sistem de analiză INCA.

În **Fig. 2.7** este redată micrografia granulelor de pulbere în amestec.

Distribuția cantitativă a elementelor din amestec a fost determinată pe același microscop cu ajutorul analizorului de difracție RX.

În **Fig. 2.8** este redat spectrul și proporția elementelor din amestecul de pulberi F50-N5-U2-69.

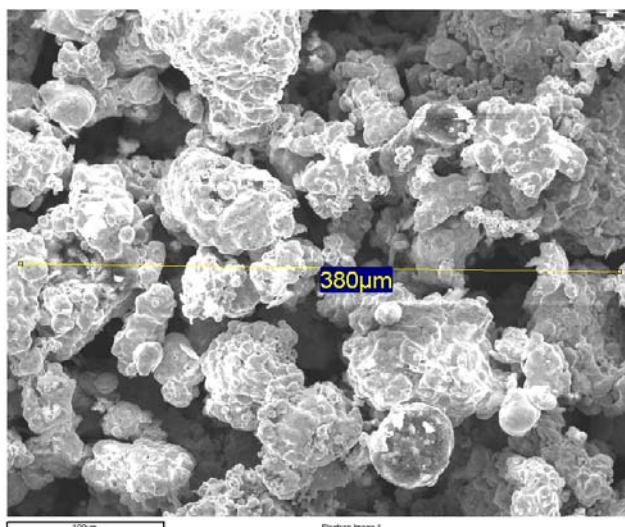


Fig. 2.7 Aspectul microscopic al amestecului de pulberi F50-N5-U2-69

Spectrum	Fe	Ni	Cu	Mo	Total
Spectrum 1	86.78	7.77	3.09	2.36	100.00
Max.	86.78	7.77	3.09	2.36	
Min.	86.78	7.77	3.09	2.36	

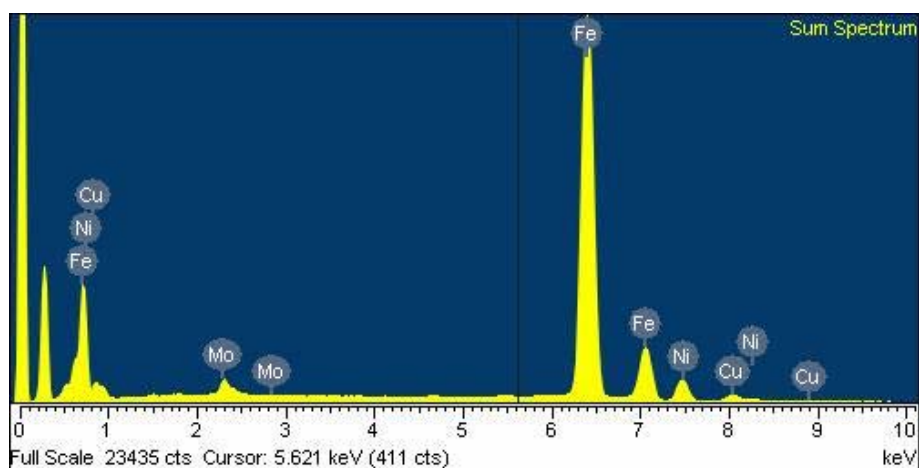
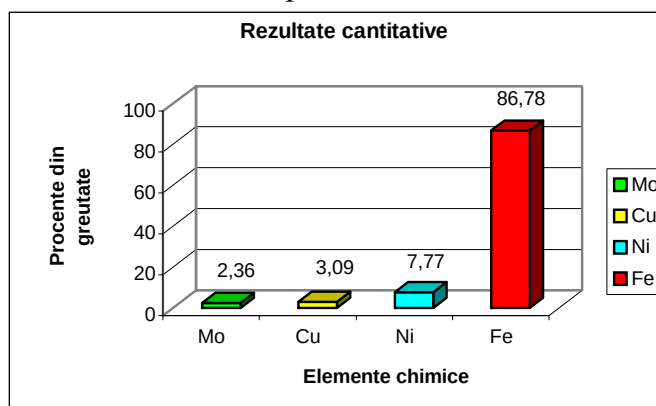
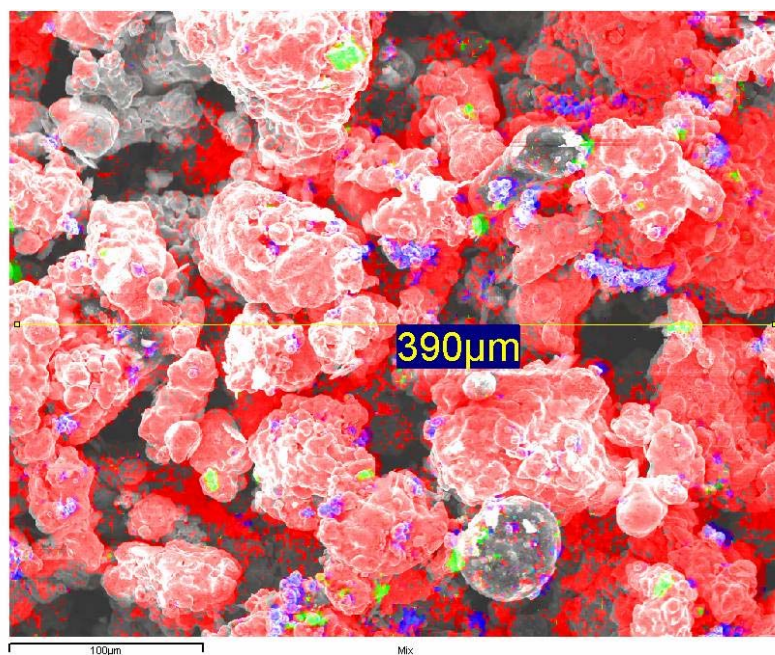
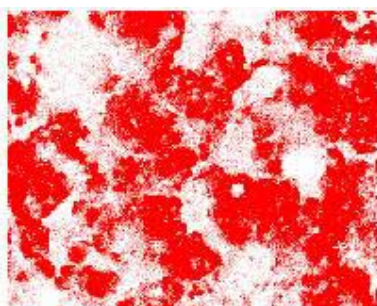


Fig. 2.8 Compoziția chimică a amestecului omogen F50-N5-U2-69

Harta distribuției fierului și a elementelor de aliere este prezentată în **Fig.2.9**, **Fig. 2.10** și **Fig. 2.11**.



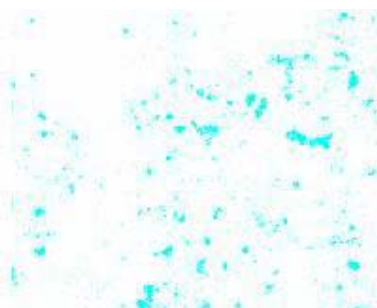
a.



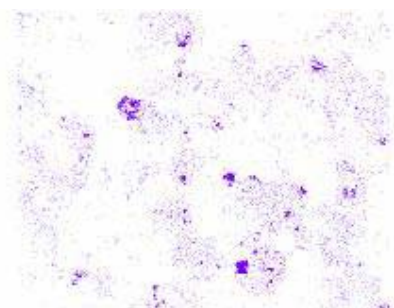
Iron Ka1



Copper Ka1



Nickel Ka1



Molybdenum La1

b.

Fig. 2.9 Harta distribuției elementelor din amestecul F50-N5-U2-69
a. mixată pe micrografie **b.** distribuția fiecărui element pe aceeași suprafață

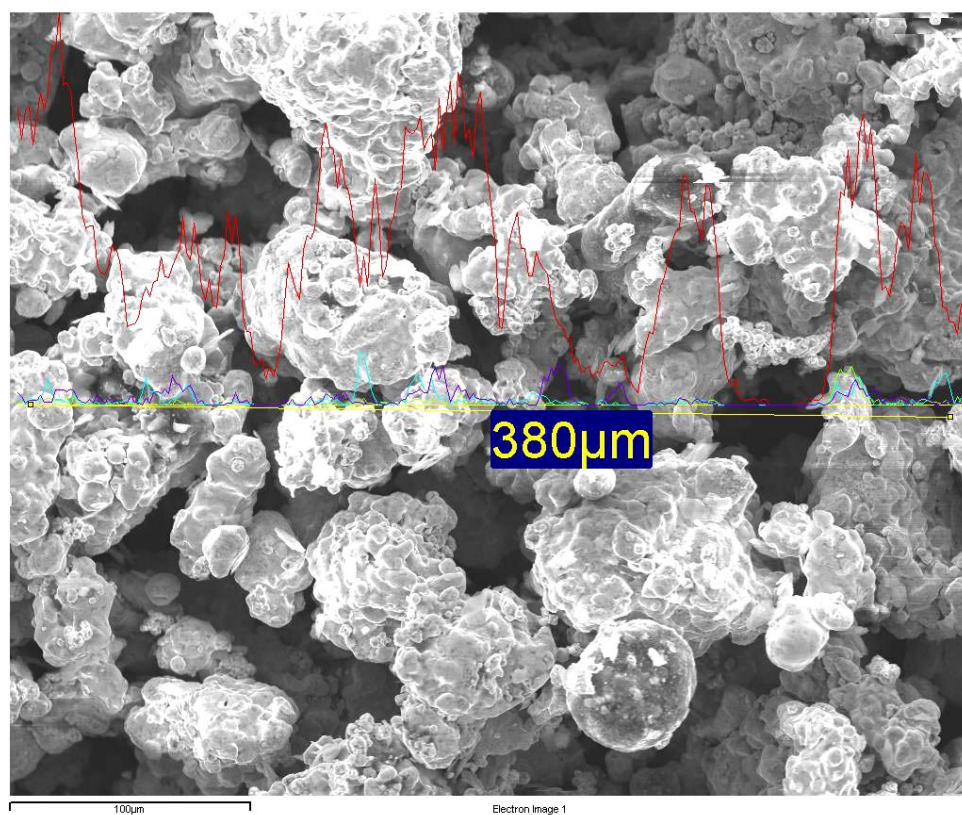
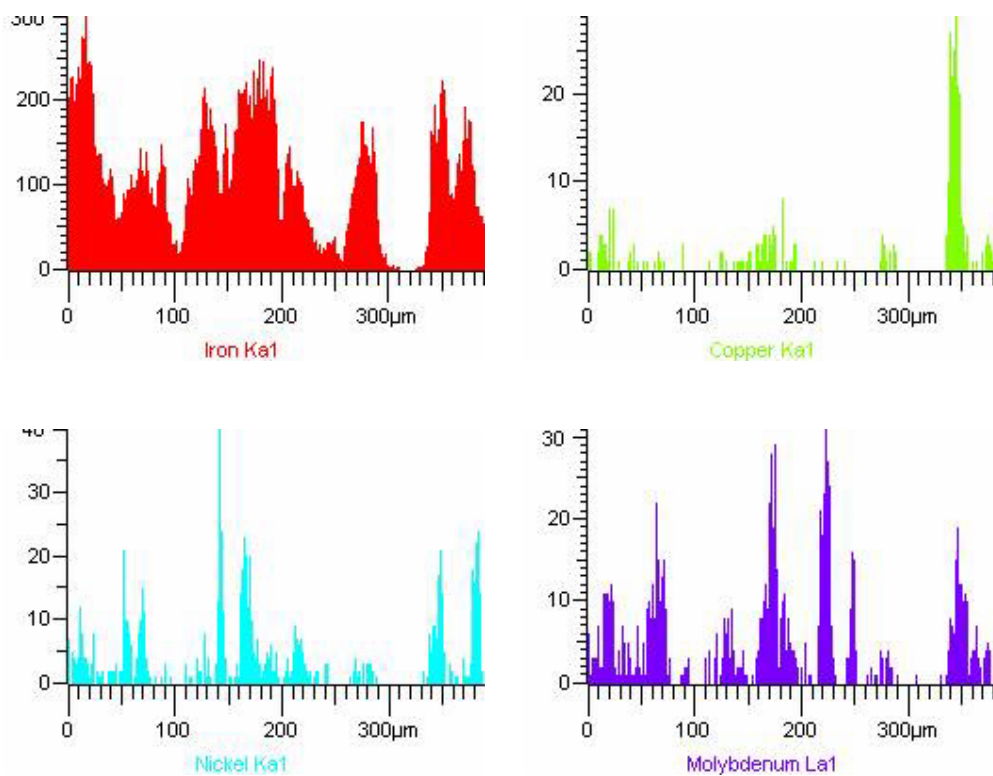
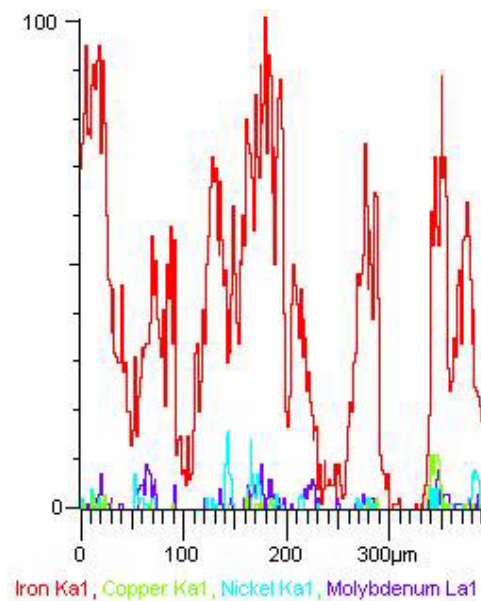


Fig. 2.10 Distribuția elementelor din amestecul F50-N5-U2-69 pe o linie de 380 μm



a



b

Fig. 2.11 Distribuția fiecărui element din amestecul F50-N5-U2-69 pe o linie de 380 μm
a. distribuția elementelor separat pe 380 μm
b distribuția de ansamblu a elementelor de aliere pe 380 μm

Analiza aspectelor relevate în cele 5 figuri evidențiază următoarele:

- **Fig. 2.7** – granulele de pulbere au un aspect rugos asigurând o bună compresibilitate a amestecului cu efecte privind posibilitatea obținerii unor densități ridicate. Distribuția granulometrică este uniformă la fel și distribuția pulberilor elementale marcând un grad bun de omogenizare. În general, aspectul este tipic pentru amestecurile de pulberi destinate elaborării MS pentru piesele de rezistență mecanică ridicată. Nivelul bun de omogenizare a amestecului de pulberi este de natură să asigure o compoziție chimică uniformă a MS.
- **Fig. 2.8** – se regăsesc elementele de compoziție ale pulberilor elementale Fe, Cu, Ni, Mo cu observația că a doua linie din stânga spectrului corespunde carbonului provenit din grafitul din amestec. Așa cum am arătat, carbonul este redat în unități relative (UR) deoarece aparatul nu poate decela cantitatea reală din acest element;
- **Fig. 2.9** – s-a realizat prin mixarea compoziției chimice peste granulele din micrografia redată în **Fig. 2.7**. Culoarele diferite corespund diferitelor elemente și sunt definite în tablourile distribuțiilor fiecărui element pe aceeași suprafață (**Fig. 2.9.b**). Aceste tablouri au fost realizate prin reliefarea distribuției fiecărui element din amestec eliminându-le pe celelalte. Dacă se urmărește comparativ, de exemplu distribuția cuprului (Cu) observăm că insulele de culoare verde din **Fig. 2.9.b** se suprapun peste cele de aceeași culoare din **Fig. 2.9.a** și din această reprezentare rezultă o distribuție destul de uniformă a celor patru elemente în amestecul de pulberi;
- **Fig. 2.10** și **Fig. 2.11** – reliefează gradul de omogenitate al amestecului de pulberi prin analiza distribuției liniare a elementelor de-a lungul unei linii de 380 μm aleasă arbitrar. Dacă studiem modul de distribuție a elementelor (marcate prin culorile liniilor) de-a lungul unei granule de fier putem afirma de asemenea că gradul de omogenizare al amestecului este bun. Evident el nu poate atinge 100%, dovadă că de-a lungul granulei însemnate cu * avem un nivel mai crescut al Mo și Ni (violet și albastru).

2.4.2 Caracterizarea amestecului pe bază de pulbere prealiată Distalloy AE

Conform datelor din **tabelul 2.1**, în cadrul experimentărilor s-au folosit 5 amestecuri pe bază de pulbere Distalloy AE, diferența dintre ele a constat în conținutul de carbon sub formă de grafit din amestec: 0,1%; 0,2%; 0,3%; 0,4% și 0,5%.

Fiecare amestec a fost analizat din punct de vedere morfologic și al distribuției elementelor de aliere cu microscopul JEOL 5600 LV și cu sonda Oxford Instruments asemănător amestecului prezentat în cadrul paragrafului 2.4.1.

În **Fig. 2.12** este redată morfologia amestecului de pulberi Distalloy AE + 3% Cu + 0,4% grafit.

În **Fig. 2.13** este prezentat spectrul și proporția elementelor de aliere existente în pulberea de bază Distalloy AE și a celor introduse în amestec: 3% Cu, respectiv 0,4% grafit.

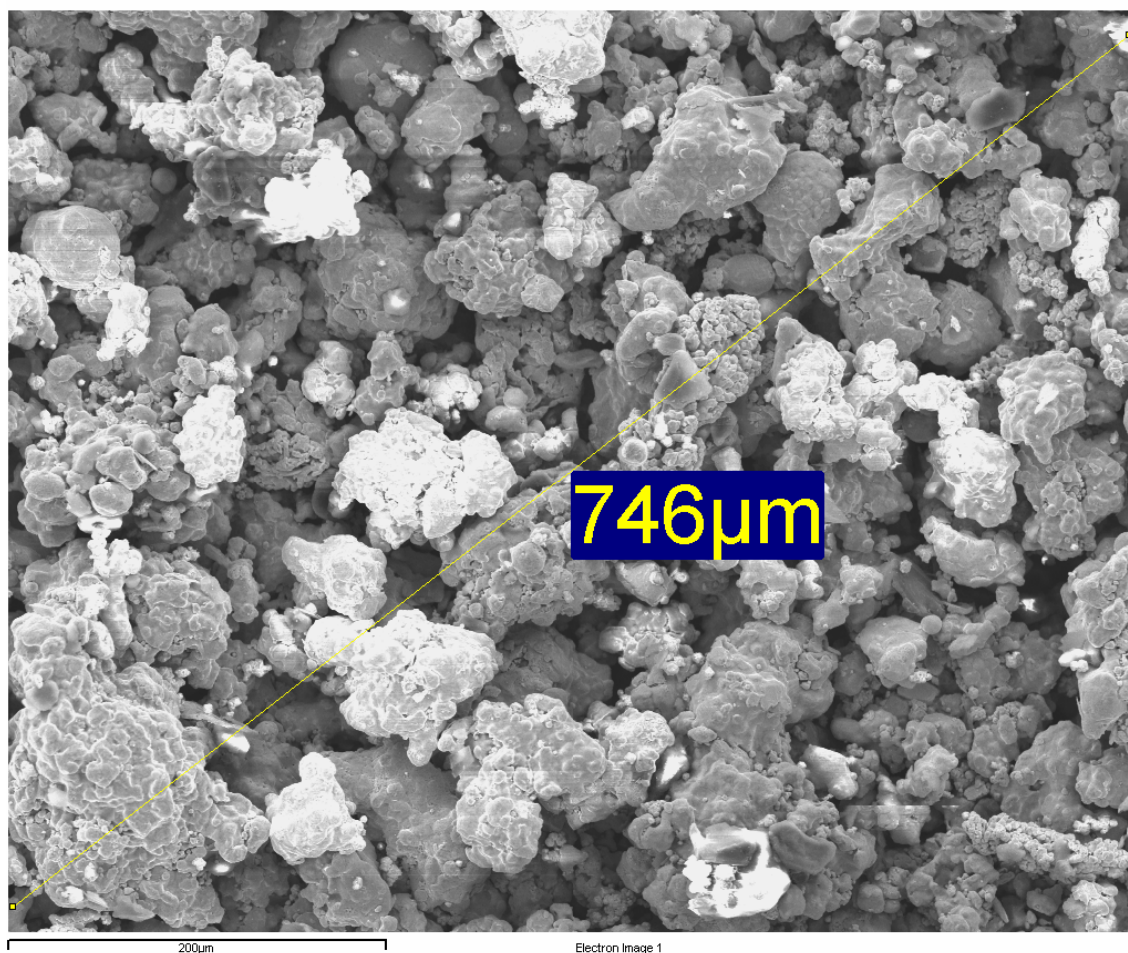


Fig. 2.12 Aspectul microscopic al amestecului de pulberi
Distalloy AE + 3% Cu + 0,4% grafit

Project: Project Traian Distalloy AE 0,4 C amestec
 Owner: Administrator
 Site: Site of Interest 1

Sample: Sample 1
 Type: Default
 ID:

Sample is unpolished X-ray corrections may be approximate.
 Sample is uncoated

Label : Spectrum 1
 Collected : 2-Apr-2003 05:48 PM
 Livetime (s) : 300.00
 Real time (s) : 426.57
 Detector : Silicon
 Window : SATW
 Tilt (deg) : 0.0
 Elevation (deg) : 30.0
 Azimuth (deg) : 0.0
 Magnification : 100 X
 Accelerating voltage (kV) : 15.00
 Beam current (nA) : 1.00
 Process time : 6

Spectrum processing :
 Peaks possibly omitted : 1.492, 1.763, 5.469, 5.899 keV
 Processing option : All elements analysed (Normalised)
 Number of iterations = 4

Element	App	Intensity	Weight%	Weight%	Atomic%
	Conc.	Corrn.		Sigma	
C K	65.46	0.5035	14.35	0.88	44.38
Fe K	595.55	0.9731	89.77	1.69	44.94
Ni K	49.83	0.9084	4.14	1.08	3.83
Cu K	87.65	0.8749	5.15	1.57	6.46
Mo L	6.74	0.7508	0.51	0.37	0.38
Totals			100.00		

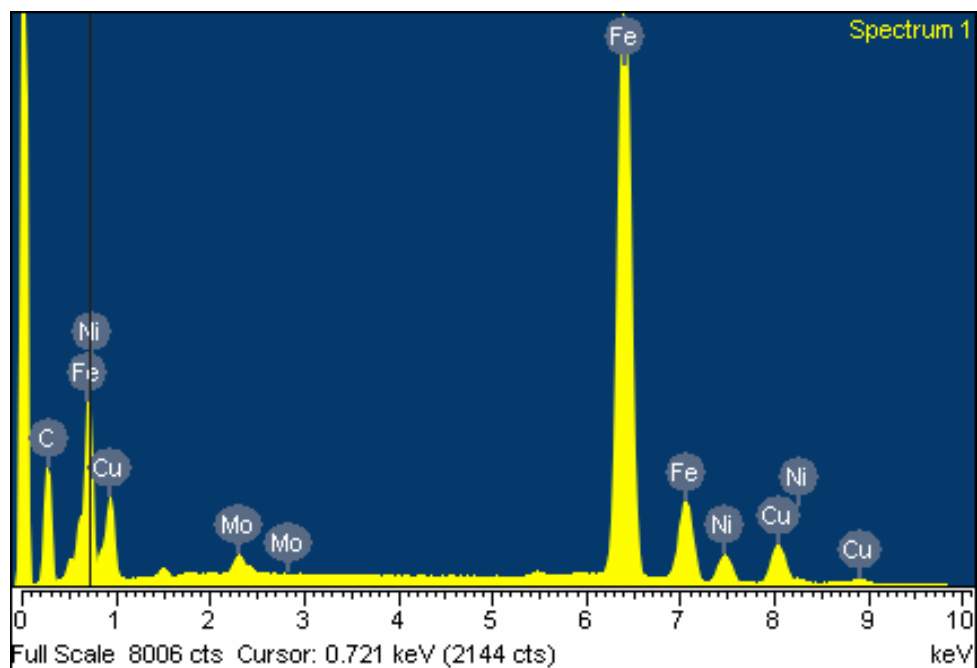
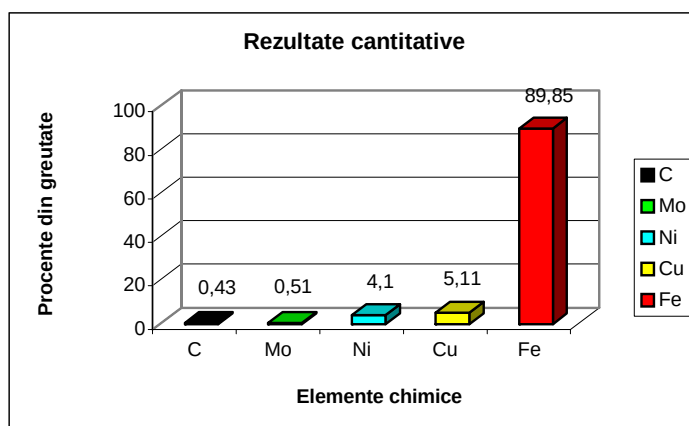
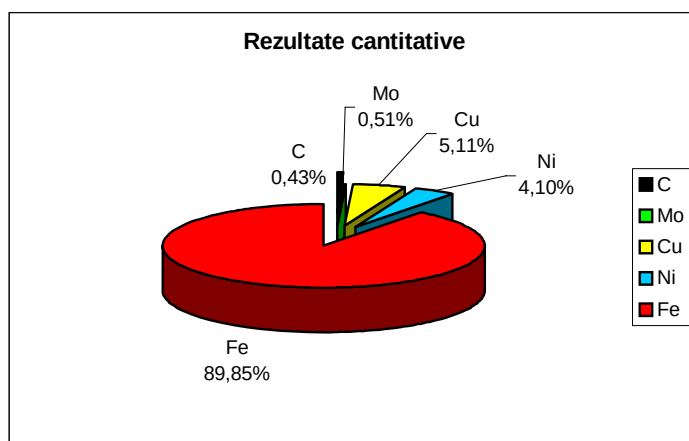
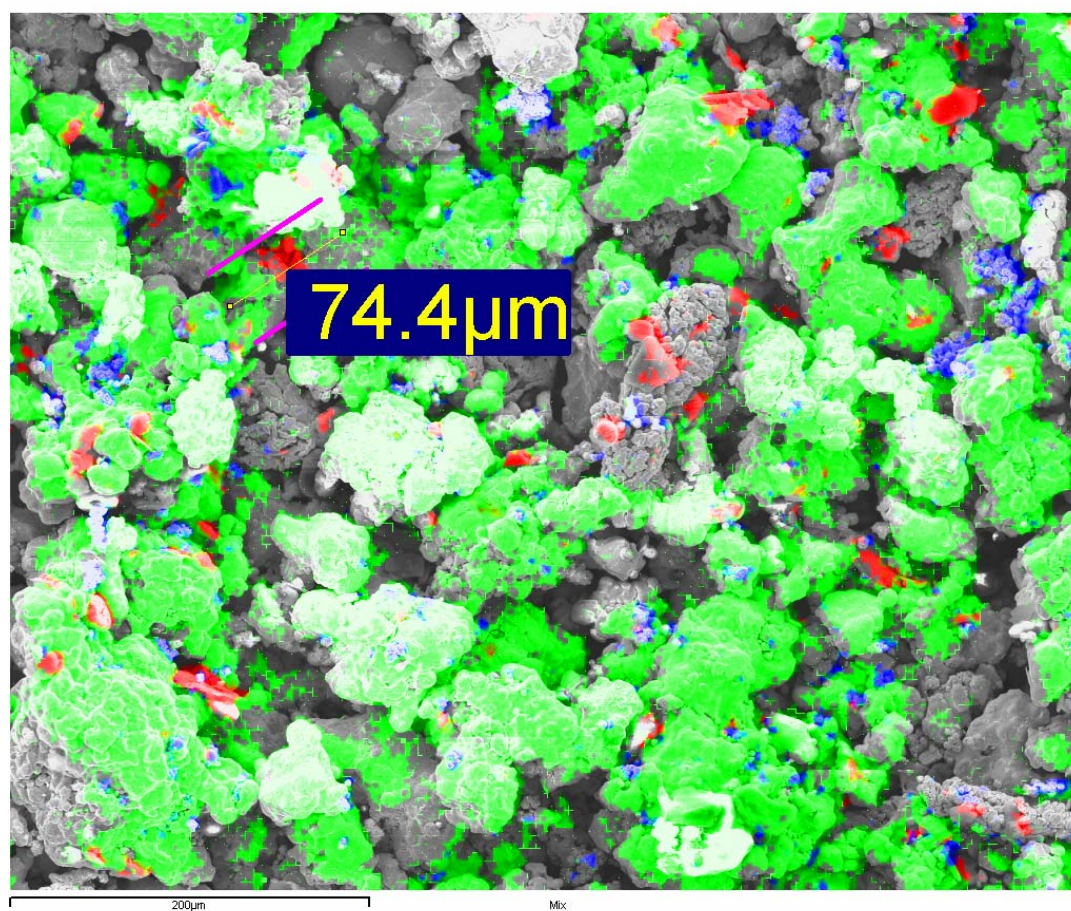


Fig. 2.13 Compoziția chimică și spectrul amestecului omogen
Distalloy AE + 3% Cu + 0,4% grafit

Hărțile distribuției fierului și a celorlalte elemente de aliere sunt redată în **Fig. 2.14, 2.15 și 2.16.**



a

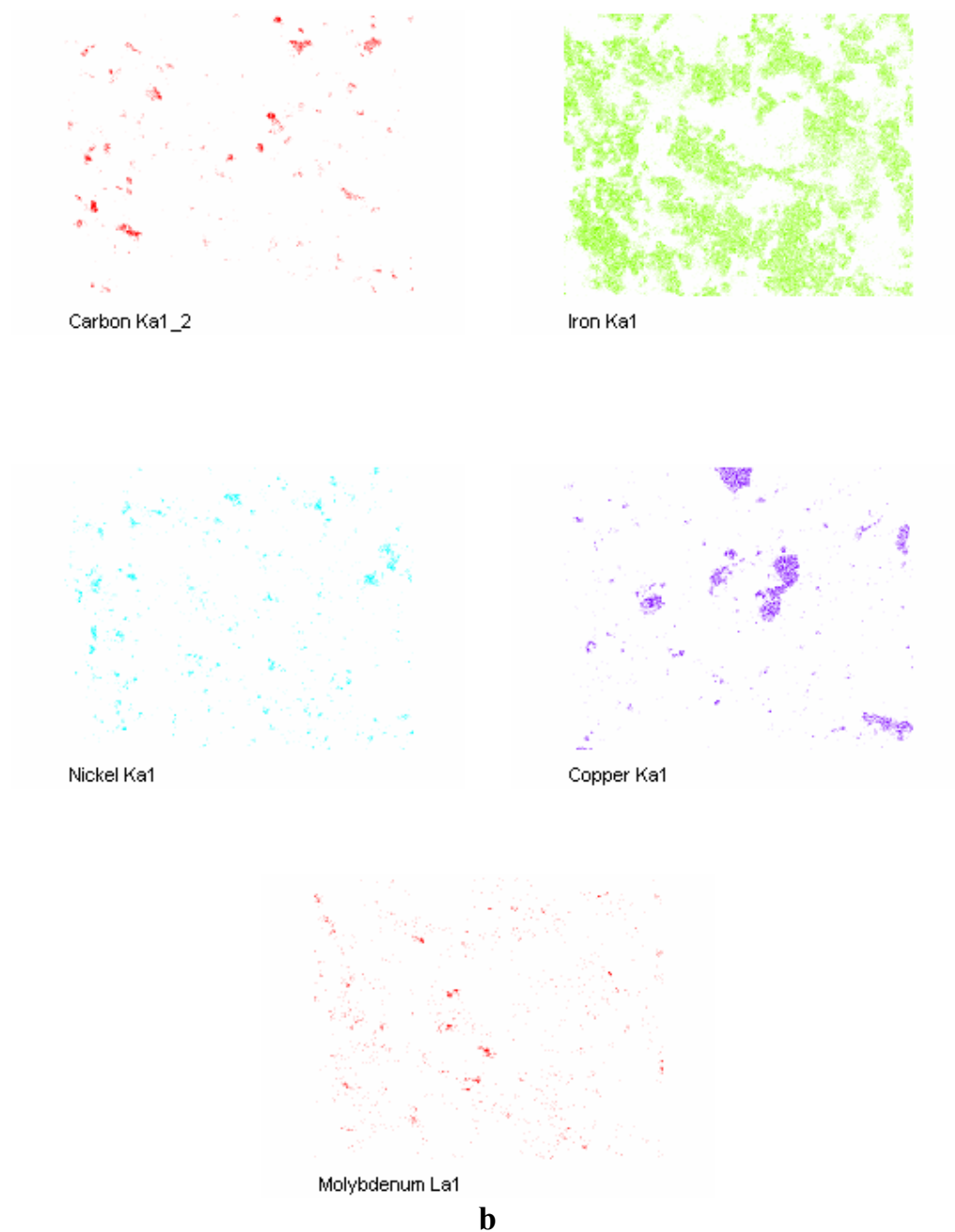


Fig. 2.14 Harta distribuției elementelor de aliere din pulbere Distalloy AE și a celor adăugate în amestecul omogen Distalloy AE + 3% Cu + 0,4% grafit
a. mixată pe fotografie
b. distribuția fiecărui element pe aceeași suprafață investigată

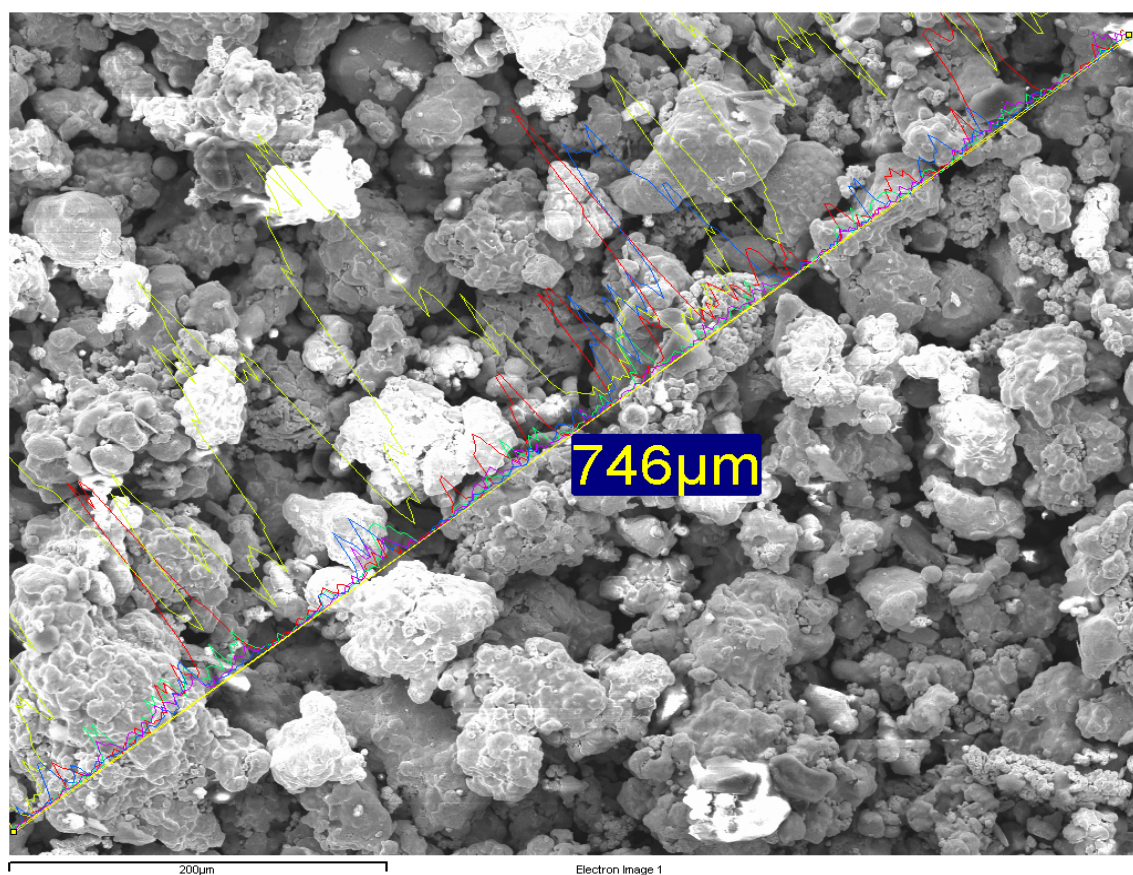


Fig. 2.15 Distribuția elementelor din amestecul Distalloy AE + 3% Cu + 0,4% grafit pe o linie de 746 µm

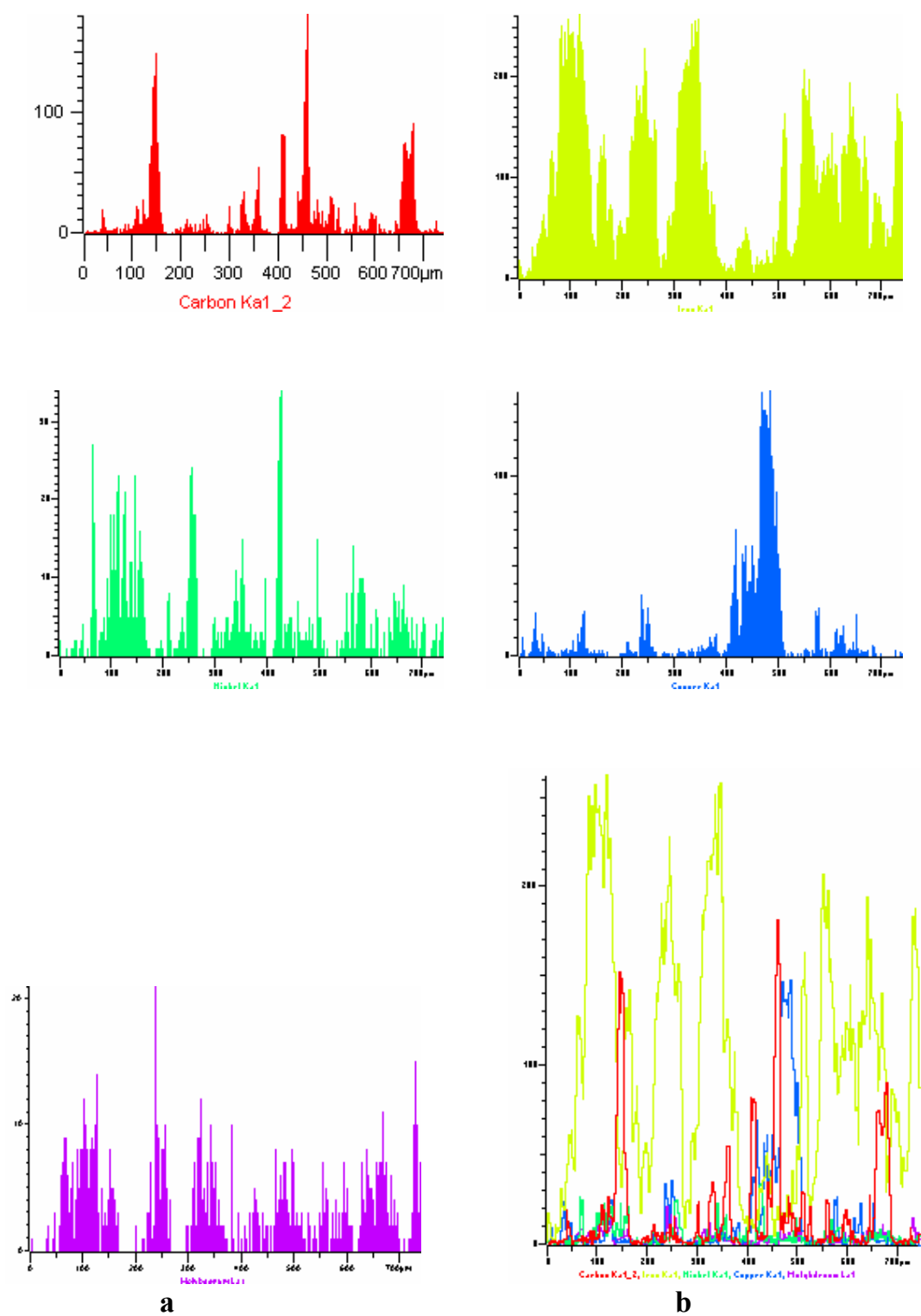


Fig. 2.16 Distribuția fiecărui element din amestecul Distalloy AE + 3% Cu + 0,4% grafit pe o linie de 746 μ m

a. distribuția elementelor separat pe o linie de 746 μ m;

b. distribuția de ansamblu a elementelor

Analiza microfotografiilor și a spectrelor relevate în figurile prezentate permit a se face următoarele considerente:

- aspectul microscopic al amestecului pe bază de pulbere Distalloy AE (**Fig. 2.12**) scoate în evidență distribuția granulometrică omogenă, precum și starea spongioasă a granulelor de pulbere, fapt ce urmează să favorizeze compactizarea prin presare;
- **Fig. 2.13** relevă prezența elementelor de prealiere așa cum se regăsește și în **Fig. 2.3**, unde este redat spectrul numai pentru pulberea prealiată Distalloy AE, dar apare în plus C, precum și Cu într-o cantitate mai mare corespunzător valorilor cu care au fost introduse în amestec;
- În ceea ce privește studiul asupra modului de distribuție a elementelor de aliere adăugate pulberii de Distalloy AE din microfotografiile realizate prin mixare (**Fig. 2.14**) se constată o distribuție uniformă a acestora în amestec fapt ce duce la o compoziție omogenă a OS realizat din amestecurile pe bază de pulbere Distalloy AE;
- Nivelul de omogenitate a distribuției elementelor de aliere a fost studiat pe o linie de 746 μm (**Fig. 2.15** și **Fig. 2.16**) și așa cum se poate observa gradul de omogenitate a amestecului este mai mare comparativ cu cel industrial folosit pentru comparație (F50-N5-U2-69) și acest lucru este evident dat fiind faptul că, practic elementele de aliere, provin dintr-o pulbere de Fe prealiată, completarea făcându-se numai cu 2 componente: grafit și parțial cupru.

2.5 ELABORAREA PROBELOR PENTRU EXPERIMENTĂRI

Exprimentările au vizat următoarele obiective:

- *Studiul comportării unui nou oțel sinterizat la călire și revenire și optimizarea tratamentelor termice respective.*

Oțelul luat în studiu a fost realizat pe bază de pulbere de Fe sortul Distalloy AE cu compoziția chimică corespunzătoare amestecurilor de la pozițiile 6, 7 și 8 din **tabelul 2.1**.

La elaborarea probelor s-au avut în vedere următoarele variabile:

- conținutul în carbon [%C];
- forța de presare [Fp];
- temperatura de încălzire la revenire [t_R];
- vitezele de răcire la revenire [V_R].
- *Studiul comportării oțelului sinterizat elaborat pe bază de pulbere de Fe – Distalloy AE la tratamentele termochimice de carburare și carbonitrurare accelerată în azot și propan.*

Variabilele luate în considerare în acest caz au fost:

- conținutul în carbon [%C];
- forța de presare [Fp];

- mediul de tratament termochimic: carburare [C], carbonitrurare [CN].
- *Studiul posibilităților de elaborare a OS sub formă de table laminate subțiri prin alierea tablei din pulbere de Fe cu carbon prin tratamente termochimice de carburare în mediu gazos.*

Valorile avute în vedere au fost:

- grosimea tablei [g]
- atmosfera de tratament termochimic pentru alierea tablei sinterizate din Fe care este aceeași cu cele folosite în studiul privind tratamentele termochimice ale OS pe bază de pulbere Distalloy AE.
- *Studiul privind îmbunătățirea stratului superficial și reducerea fragilității la feroxarea oțelului pe bază de pulbere de Fe, NC 100.24 aliată cu fosfor.*

Variabilele au fost:

- compoziția chimică a oțelului din punct de vedere al conținutului în fosfor.

Pentru primele două studii și anume cele care au vizat tratamentele termice și termochimice aplicate oțelului pe bază de pulbere prealiată de Fe sortul Distalloy AE numărul mare de variabile necesită elaborarea unui număr mare de probe ținând seama și de încercările mecanice la care acestea trebuie supuse: tracțiune, duritate, reziliență, rezistență la uzură, analiză chimică și structurală. Din aceste motive s-a recurs la programarea experimentelor prin utilizarea metodelor statistice.

Astfel problema a fost tratată prin *experimentul activ* fapt ce presupune programarea experimentărilor, adică stabilirea numărului necesar și suficient de experiențe și a condițiilor de realizare a acestora; determinarea prin metode statistice a ecuației de regresie, care reprezintă cu un anumit grad de aproximație, calculabil, modelul procesului.

2.5.1 Programarea experimentelor pentru rezolvarea problemelor extreme

Pentru programarea experimentului se utilizează cu eficiență maximă metoda de rezolvare a problemelor extreme, care implică determinarea nivelelor factorilor de influență $z_1, z_2, \dots, z_k$ care pentru funcția obiectiv:

$$Y = f(z_1, z_2, \dots, z_k) \quad (2.1)$$

are valori maxime sau minime, precum și calculul acestor valori. Prin această metodă, modelarea nu poate fi separată de problema optimizării. Dacă spre exemplu funcția de performanță "y" depinde de doi factori z_1 și z_2 (conținutul în

carbon și presiunea de compactare), atunci, această dependență, necunoscută inițial, are aspectul prezentat în **Fig. 2.17**.

Dacă începem experimentul în punctul S_1 (ales la întâmplare), prin procedeul clasic vom începe să modificăm unul din factori, menținându-l constant pe celălalt. În acest mod parcurgând drumul S_1 - S_2 - S_3 - S_4 - S_5 - S_6 vom determina în punctul S_6 nivelele factorilor pentru care se obține valoarea maximă y_7 a parametrului de optimizat, dar procedeul este lung laborios și neeconomic. Aceeași problemă prin metoda experimentului programat se rezolvă mult mai ușor. În apropierea punctului S_1 se realizează un număr de patru experimente, al cărui scop îl reprezintă determinarea suprafeței de răspuns, pe o zonă redusă în jurul punctului S_1 , determinând o ecuație liniară de forma:

$$y = b_0 + b_1 z_1 + b_2 z_2 \quad (2.2)$$

care reprezintă o primă aproximare a ecuației reale a procesului:

$$y = \beta_0 + \beta_1 z_1 + \beta_2 z_2 + \beta_{12} z_1 z_2 + \beta_{11} z_1^2 + \beta_{22} z_2^2 \quad (2.3)$$

Coeficienții b_0 , b_1 , b_2 calculați după rezultatele celor patru experiențe determină direcția gradientului care reprezintă direcția de modificare simultană a celor doi factori, temperatura de sinterizare și presiunea de compactare. Efectuând în această direcție câteva experiențe intuitive, valorile parametrului optimizării fiind calculate cu relația (2.2) se determină punctul S_7 .

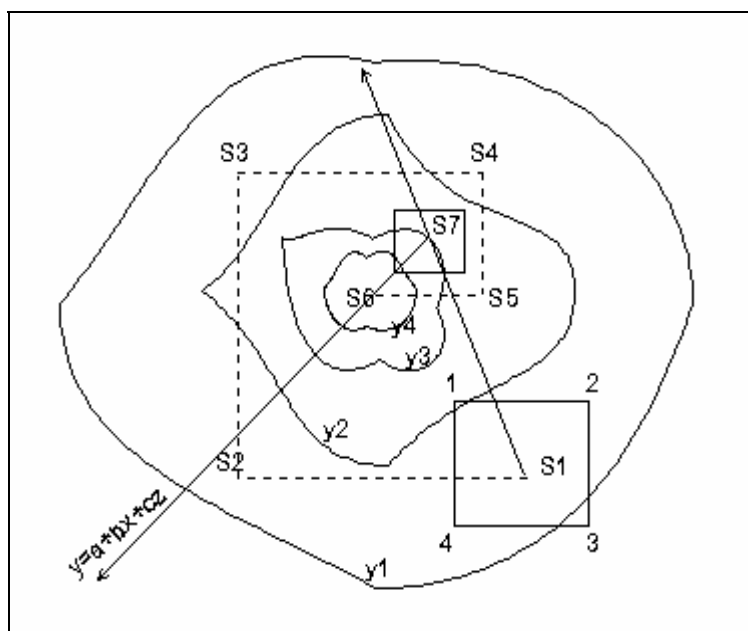


Fig.2.17 Secțiuni de egală valoare a caracteristicii analizate funcție de doi factori

În acest punct se formulează o nouă serie de patru experiențe, calculându-se coeficienții unei noi aproximații lineare a suprafeței de răspuns, de data aceasta în jurul punctului S7:

$$Y = b_o' + b_1'z_1 + b_2'z_2 \quad (2.4)$$

care asigură deplasarea pe gradientul acestei ecuații până în imediata vecinătate a punctului S₆. Se observă că pentru aflarea valorii extreme a parametrului y sunt necesare în cazul dependenței acestuia de doi factori, două serii de câte $2^2=4$ experiențe, deci în total 8 experiențe față de numărul mult mai mare de experiențe necesar în cazul utilizării metodei clasice [120].

2.5.2 Formularea problemei, alegerea variantelor de studiu și a variabilelor ca factori de influență

Experimentele urmează să fie făcute pe probe de OS luându-se în conducere trei factori de influență reprezentativi:

- conținutul în % C al OS;
- presiunea de compactare;
- temperatura de tratament termic.

Cercetările se vor efectua după o schemă redusă, cu cele trei variabile enunțate: concentrația masică a C din amestec, presiunea de compactare, temperatura de tratament termic și codificate x_1, x_2, x_3 , **tabelul 2.4**.

Pentru fiecare factor (variabilă) se determină nivelele de bază, z_{01} , respectiv z_{02} , care reprezintă de fapt coordonatele în spațiul factorial ale punctului de plecare, precum și intervalele de variație Δz_i cu ajutorul cărora se calculează coordonatele punctelor 1-2-3-4. Prin adăugarea intervalului de variație la nivelul de bază se obține nivelul superior, iar prin scăderea lui se obține nivelul inferior al factorului. Dacă se notează cu x_i valoarea codificată a factorului z_i rezultată din formula:

$$x_i = \frac{z_i - z_{i0}}{\Delta z_i} \quad (2.5)$$

nivelul superior se va nota codificat cu +1, nivelul inferior cu -1, iar nivelul de bază cu 0. Corespondența dintre nivelele factorilor exprimați în valori naturale cu cele exprimate în valori codificate pentru cei trei factori de influență ce vor fi luați în calcul în experimentele viitoare este prezentată în **tabelul 2.5**.

Problematika alegerii intervalului de variație, este foarte importantă; astfel, pe de o parte trebuie făcută precizarea că intervalul trebuie să aibă valori cât mai mici, iar pe de altă parte tendința de micșorare a intervalului este limitată de imposibilitatea ca valoarea acestuia să fie inferioară erorii de măsură a factorului respectiv. În general este indicat ca valoarea intervalului de variație să depășească dublul erorii medii cu care se măsoară factorul respectiv. Cu aceste considerente **tabelul 2.4**. capătă o formă concretă prezentată în **tabelul 2.6**.

Tabelul 2.4 Codificarea factorilor de influență

Nr. exp.	x_1	x_2	x_3
1	-1	-1	-1
2	+1	-1	-1
3	-1	+1	-1
4	+1	+1	-1
5	-1	-1	+1
6	+1	-1	+1
7	-1	+1	+1
8	+1	+1	+1
9	-2	0	0
10	+2	0	0
11	0	-2	0
12	0	+2	0
13	0	0	-2
14	0	0	+2
15	0	0	0

unde s-a notat: x_1 – variația conținutului în % C al OS; x_2 – variația presiunii de compactare;
 x_3 - variația temperaturii de tratament termic .

Tabelul 2.5 Corespondența dintre valorile factorilor exprimați în unități naturale și unități codificate

Factorul	Temperatura de tratament		Conținutul în % C al OS		Presiunea de compactare	
	Unități naturale	Valori codificate	Unități naturale	Valori codificate	Unități naturale	Valori codificate
Nivel de bază	$z_0=400$	0	$z_0=0,3$	0	500	0
Interval de variație	$\Delta z=50$	-	$\Delta z=0,1$	-	$\Delta z=100$	-
Nivel superior 1	500	+2	0,5	+2	700	+2
Nivel superior 2	450	+1	0,4	+1	600	+1
Nivel inferior 1	300	-2	0,1	-2	300	-2
Nivel inferior 2	350	-1	0,2	-1	400	-1

Tabelul 2.6 Tabelul mărimilor utilizate în tehnologia de tratamente termice

Varianta	Temperatură tratament termic [°C]		Conținutul în Carbon al OS [%]		Pres. Compactare [MPa]	
	v.c.	v.r.	v.c.	v.r.	v.c.	v.r.
1	-1	350	-1	0,2	-1	400
2	+1	450	+1	0,4	-1	400
3	-1	350	-1	0,2	-1	400
4	+1	450	+1	0,4	-1	400
5	-1	350	-1	0,2	+1	600
6	+1	450	+1	0,4	+1	600
7	-1	350	-1	0,2	+1	600
8	+1	450	+1	0,4	+1	600
9	-2	300	-2	0,1	0	500
10	+2	500	+2	0,5	0	500
11	0	400	0	0,3	0	500
12	0	400	0	0,3	0	500
13	0	400	0	0,3	-2	300
14	0	400	0	0,3	+2	700
15	0	400	0	0,3	0	500

unde: v. c.- valoare codificată; v. r.- valoare reală

În **tabelul 2.7** sunt prezentate datele referitoare la cele 24 de categorii de probe utilizate în cercetările referitoare la tratamentele termice (călire + revenire) și termochimice aplicate oțelurilor sinterizate pe bază de pulbere Distalloy AE. Se impune precizarea că probele din cele două OS din producția curentă a S.C. SINTEROM S.A., F50-U3-67, respectiv F50-N5-U3-69 au fost supuse tratamentelor termice și termochimice, respectiv încercărilor mecanice și de uzură în aceleași condiții cu noile OS pe bază de pulbere Distalloy AE.

Tabelul 2.7 Probe de oțeluri aliate sinterizate din amestec cu pulbere Distalloy AE utilizate în cercetare

Nr. probă	Conținutul în carbon [%]	Pres. de compactizare p [MPa]	Tratamente termice și termochimice				
			Revenirea după călire			Tratamente termochimice	
			Temp. de revenire T _R [°C]	Răcire la revenire		Carburare CE	Carbonitrurare CN
				Aer RA	Ulei RU		
0	1	2	3	4	5	6	7
1	0,1	700	-	-	-	*	*
2		500	400	*	*	-	-
3		500	-	-	-	*	*
4		400	-	-	-	*	*
5	0,2	700	-	-	-	*	*
6		600	450	*	*	-	-
7		600	300	*	*	-	-
8		500	-	-	-	*	*
9		400	450	*	*	-	-
10		400	300	*	*	-	-
11		400	-	-	-	*	*
12	0,3	700	400	*	*	-	-
13		700	-	-	-	*	*
14		500	500	*	*	-	-
15		500	400	*	*	-	-
16		500	300	*	*	-	-
17		500	-	-	-	*	*
18		400	-	-	-	*	*
19	0,4	300	400	*	*	-	-
20		600	450	*	*	-	-
21		600	350	*	*	-	-
22		400	450	*	*	-	-
23		400	350	*	*	-	-
24	0,5	500	400	*	*	-	-

Pentru codificarea probelor s-a recurs la o similitudine cu codificarea practică la S.C. SINTEROM S.A.:

FD-U4,5-XC-Y-Z

unde: **FD** – reprezintă componentul de bază care este fierul (F) provenit din pulbere Distalloy AE (D);

U4,5 – reprezintă conținutul în Cu (U): 4,5% Cu;

XC – reprezintă conținutul în carbon (C): 0,1% (1C); 0,2 % (2C); 0,3% (3C); 0,4% (4C); 0,5% (5C);

Y – reprezintă tipul tratamentului:

călire Y = C;

revenire cu răcire în aer Y = RA;

revenire cu răcire în apă Y = RA_P;

carburare Y = CC;

carbonitrurare Y = CN;

Z – reprezintă densitatea.

Exemplu:**FD-U4,5-3C-RA-7,5**

Reprezintă proba din oțel aliat sinterizat pe bază de pulbere Distalloy AE cu 4,5%Cu; 0,3% C călit și revenit în aer cu densitatea de 7,5 g/cm³.

Elaborarea probelor s-a făcut în conformitate cu obiectivele propuse pentru cercetare respectându-se compozițiile chimice și parametrii de lucru prevăzuți în **tabelul 2.7** precum și prescripțiile standardelor referitoare la încercările prevăzute în diferitele etape ale experimentărilor, conform cu **tabelul 2.8**

Tabelul 2.8 Încercările oțelurilor sinterizate aflate în diferite stări

Starea	Încercări mecanice				Uzură
	Tracțiune	Reziliență	Duritate	Oboseală	
Sinterizat	*	*	*	—	—
Călit	*	*	*	—	*
Călit și revenit	*	*	*	—	—
Carburat și călit	*	*	*	*	*
Carbonitrurat și călit	*	*	*	*	*
Tablă subțire din OS	*	—	*	*	
Feroxat	*	—	*	—	*

În continuare sunt prezentate procedurile de compactizare și sinterizare ale probelor destinate diferitelor tratamente termice.

2.5.3 Probe pentru determinarea microstructurilor

Probele din OS din pulbere Distalloy AE destinate analizei microscopice (practicată pe microscopul optic și electronic) au formă cilindrică $\varnothing 20 \times 12$ mm conform **Fig. 2.18** și s-au obținut prin presare unilaterală în matriță cu forțele de presare cuprinse în **tabelul 2.7**.

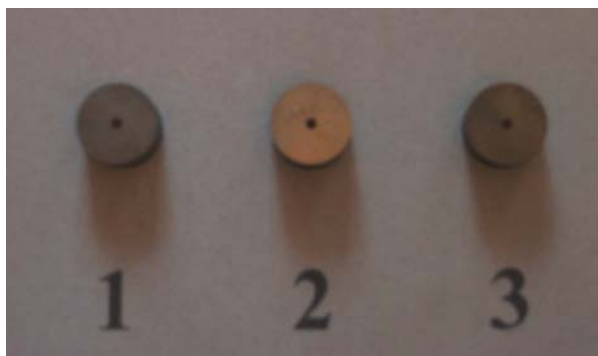
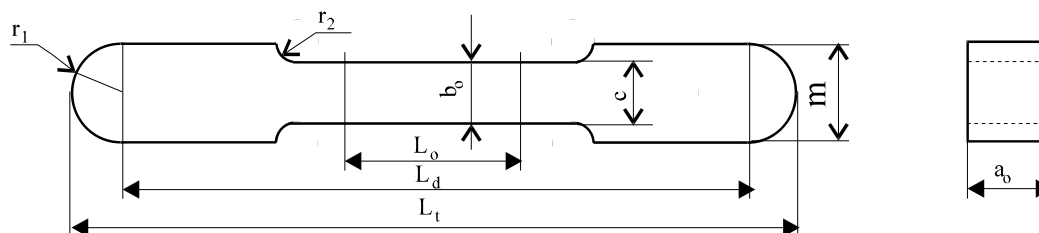


Fig. 2.18 Forma probelor cilindrice folosite pentru analiza metalografică

2.5.4 Probele pentru încercarea la tracțiune

Încercările la tracțiune a probelor din OS aflate în diferite stări s-au făcut cu respectarea STAS/SREN-10002-1-1995 și a standardului 10MPIF (ISO 2740) [136, 138, 141]. Conform standardelor, epruvetele pentru tracțiune au forma și dimensiunile redată în **Fig. 2.19**, **Fig. 2.20** și **tabelul 2.9**, iar în **Fig. 2.21** este prezentată matrița în care s-au compactat amestecurile prin presare unilaterală.



Tabelul 2.9 Dimensiunile epruvetei în mm.

a_0	b_0	c	L_0	L_d	L_t	m	r_1	r_2
$6 \pm 0,5$	$5,7 \pm 0,27$	$5,7 \pm 0,02$	32	$81 \pm 0,025$	$89,7 \pm 0,025$	$8,7 \pm 0,2$	4,35	25

Fig. 2.19 Probe de tracțiune – formă și dimensiuni conform STAS/SREN-10002-1-1995 [136, 138, 141].

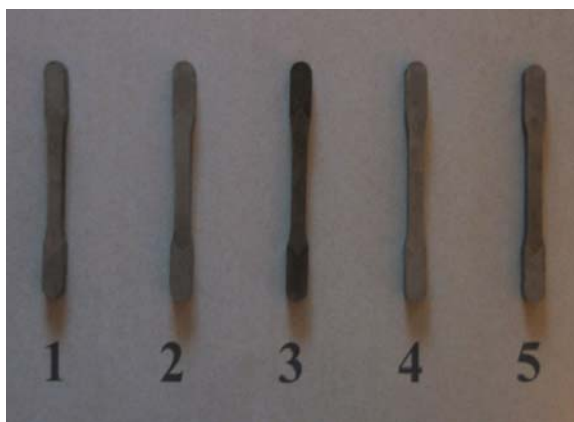


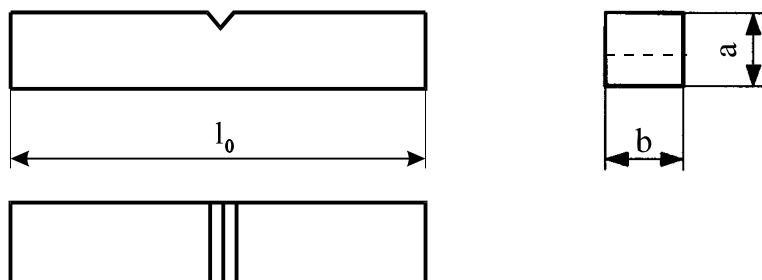
Fig. 2. 20 Forma probelor de tracțiune



Fig. 2.21 Matriță pentru compactizarea probelor de tracțiune

2.5.5 Probe pentru reziliență

Încercările de reziliență s-au făcut conform prescripțiilor STAS/SREN–10045–1–1993 [142], respectiv a standardului 40MPIF (ISO 5740) [140,143], forma și dimensiunile standardizate ale probelor fiind prezentate în **Fig. 2.22**, **Fig.2.23** și **tabelul 2.10**, iar matrița pentru presare unilaterală a probelor este prezentată în **Fig. 2.24**.



Tabelul 2.10 Dimensiunile epruvetei în mm.

a	b	l_0	l_r
$10^{\pm 0,11}$	$10^{\pm 0,11}$	$55^{\pm 0,11}$	$40^{\pm 0,2}$

Fig. 2.22 Probe de reziliență – formă și dimensiuni conform STAS/SREN–10045–1–1993 [139,140,141]

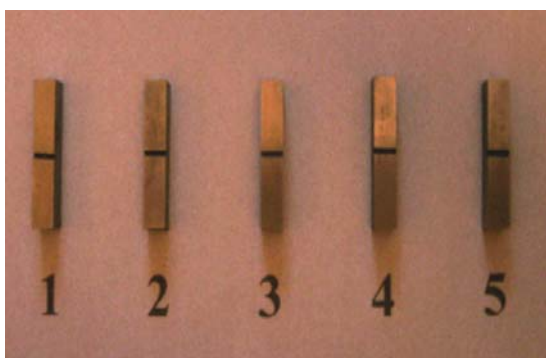


Fig. 2.23 Forma probelor de reziliență



Fig. 2.24 Matriță pentru compactizarea probelor de reziliență

2.5.6 Repere din producția industrială

Pe lângă probele cu configurație specifică impuse prin normative sau standarde pentru încercări cum sunt cele de tracțiune sau reziliență, în cadrul cercetărilor s-au folosit și piese din producția curentă a S.C. SINTEROM S.A. utilizate ca organe de mașini în diferite subansamble care echipează autoturismele DACIA și DAEWOO.

Scopul pentru care cercetările s-au orientat asupra unor repere din producție industrială curentă au fost următoarele:

- reperele preluate direct din fluxul de fabricație și fabricate pe bază de amestecuri de pulberi din grupa A – **tabelul 2.1** au servit ca elemente de comparație cu aceleași repere supuse diferitelor tratamente termice sau termochimice, dar realizate din amestecul pe bază de pulbere Distalloy AE;
- reperele fabricate din oțel pe bază de pulbere Distalloy AE tratate termic sau termochimic au fost introduse în subansamblele corespunzătoare și supuse probelor de anduranță pe standurile de încercări de la S.C. DACIA S.A. Pitești, respectiv DAEWOO S.A. Craiova, în scopul stabilirii eventualei superiorități ale acestora față de cele fabricate din OS curente în producția de serie.

Datele privind tipurile de repere, configurația și dimensiunile, materialele de execuție, destinația și încercările la care au fost supuse, sunt prezentate în **tabelul 2.11**.

Tab. 2.11 Piese sinterizate din producția SINTEROM din Cluj-Napoca [144, 150]

Nr. crt.	Denumirea și configurația reperului	Ansamblul în care se montează	Materialul de fabricație în SINTEROM	Starea în care se montează	Scopul utilizării în cercetare	Materialul de fabricație pentru cercetare
0	1	2	3	4	5	6
1	Împingător R-524310	Cutie de viteze autoturism DACIA	Fe50-U3-67	Călit + revenit	Comportare la călire + revenire	FD-U4,5-5C
2	Rondelă de sprijin I	Cutie de viteze autoturism DACIA	Fe50-U3-69	Carbo-nitrurat	Comportare la călire în ulei + carburare călire în ulei + carbonitrurare	Fe50-U3-69
3	Rondelă de sprijin II	Cutie de viteze autoturism DACIA	Fe50-U3-69	Carbo-nitrurat	Comportare la călire în ulei + carburare călire în ulei + carbonitrurare	Fe50-U3-69
4	Camă		F50-U3-6,6	Feroxată min. 35 HRB	Comportare la feroxare	F50-U3-6,6

2.5.7 Sinterizarea probelor

Probele au fost sinterizate în condițiile industriale de la S.C. SINTEROM S.A. Sinterizarea s-a făcut la temperatura de 1120°C într-un cuptor de tipul CST 300 cu atmosferă de hidrogen, cu un debit de gaz de $(10 \div 15) \text{ m}^3/\text{h}$ la 1180°C și un punct de rouă de $(0 \div 4)^{\circ}\text{C}$, conform tehnologiei SINTEROM, cuptor cu alimentare continuă cu viteza benzii de transport de 5 m/h , corespunzătoare unui număr de 300 buc./ml.

Schema cuptorului cu elementele componente precum și ciclograma de funcționare sunt prezentate în **Fig. 2.25**.

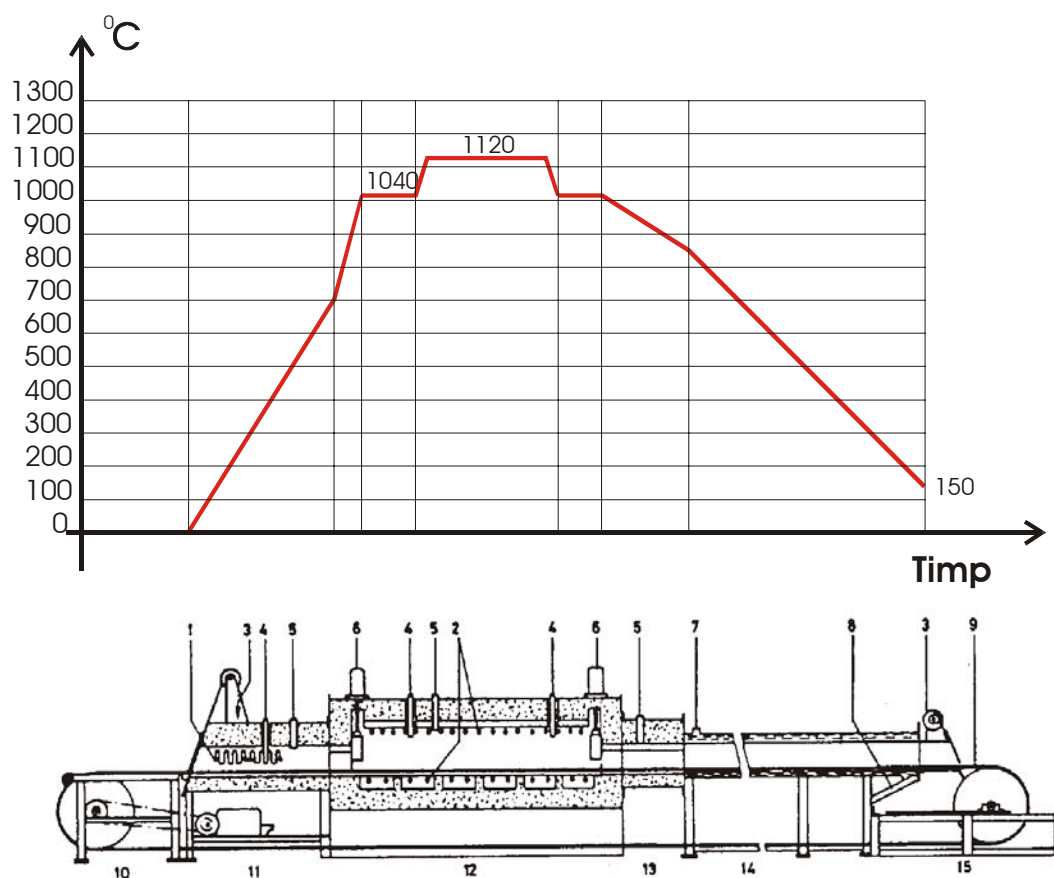


Fig. 2.25 Cuptor de sinterizare CTS 300

1, 2—elemente de încălzire; 3—gura cuptorului; 4—termocuplă; 5—gaz protector la intrare; 6—ușa intermediară; 7—intrare apă și controlul automat al temperaturii; 8—cameră de evacuare răcită cu apă; 9—bandă transportoare; 10—zonă de intrare; 11—zonă de preîncălzire și evaporare lubrifianț; 12—zonă de sinterizare; 13—zonă de scădere a temperaturii; 14—zonă de răcire; 15—zonă de evacuare.

CERCETĂRI PRIVIND OPTIMIZAREA TRATAMENTELOR TERMICE DE CĂLIRE ȘI REVENIRE APLICATE OȚELURILOR SINTERIZATE

3.1. SCOPUL ȘI OBIECTIVELE CERCETĂRIILOR

Cercetările s-au axat pe studiul posibilităților de îmbunătățire a unor caracteristici mecanice de rezistență la rupere, duritate și reziliență, prin practicarea TT de călire și revenire asupra OS destinate fabricării organelor de mașini care sunt supuse în serviciu unor solicitări complexe și severe. Spre deosebire de OC în stare turnată sau deformat plastic, ale căror proprietăți de utilizare depind, în special de compoziția chimică și de mărimea și natura grăunților constituenților structurali, în cazul OS, un grad mare de influență îl au în plus porozitatea și segregția grafitului [14, 21, 39, 50].

Pentru exemplificare, în **Anexa 3.1** sunt prezentate comparativ date privind compoziția chimică, densitatea, parametrii de tratament termic și caracteristicile mecanice semnificative pentru mărcile uzuale de OC, respectiv OS, utilizate la fabricarea organelor de mașini de tipul celor amintite [17].

Analizând comparativ datele din anexă, constatăm o diferență evidentă între parametrii tratamentelor termice aplicate celor două categorii de oțeluri și, respectiv, densitățile acestor materiale.

Astfel, în ceea ce privește parametrii TT aplicate OC, cu toate că acestea au densitate bine precizată ($7,85 \text{ g/cm}^3$), temperaturile de încălzire, respectiv revenire, se înscriu în limitele de $(30 \div 40)^\circ\text{C}$ pentru fiecare marcă, iar intervalele termice de încălzire sunt diferite de la o marcă de oțel la alta. De asemenea mediile de răcire sunt variate și implicit vitezele de răcire [1, 2].

În cazul OS situația este inversă, în sensul că, deși densitățile diferă destul de mult de la o marcă de oțel la cealaltă, se poate constata că pentru toate OS parametrii TT de călire, respectiv revenire, sunt aceiași și nu se înscriu într-un interval valoric (practic, tuturor OS li se aplică TT final având parametrii identici).

Concluzia care rezultă este aceea că în cazul OS, datele privind TT aplicabile lor fiind puține, există suficiente posibilități de îmbunătățire și eventual de optimizare a acestor tehnologii aplicate după sinterizare.

Din aceste motive, **scopul** cercetărilor ale căror rezultate sunt prezentate în acest capitol a fost de a studia posibilitățile de îmbunătățire a caracteristicilor OS prin TT de călire și revenire aplicate OS.

Realizarea scopului propus coincide cu atingerea următoarelor **obiective**:

- elaborarea unui OS care să asigure un spectru valoric de caracteristici mai larg față de OS industriale;
- elaborarea unor tehnologii de TT de călire și revenire aplicate după sinterizarea noului OS care să asigure posibilitatea atingerii unor parametrii mecanici superiori față de OS industriale tratate termic conform normei de produs.

Studiile întreprinse în vederea atingerii acestor obiective au vizat următoarele aspecte:

- studiul influenței compoziției chimice a OS în procesul de ameliorare a rezistenței la rupere, alungirii, durității și rezilienței ca urmare a aplicării TT de călire și revenire după sinterizare;
- studiul influenței parametrilor operațiilor de TT de călire și revenire asupra caracteristicilor mecanice ale materialului cercetat;
- proiectarea și realizarea unor instalații pentru practica TT finale ale OS în condiții tehnico-economice adecvate;
- recomandări pentru practica industrială.

3.2. ITINERARIUL ACTIVITĂȚILOR DE CERCETARE

Activitățile desfășurate în cadrul cercetărilor sunt sistematizate în schema din **Fig. 3.1**.

3.3. MATERIALE UTILIZATE ÎN CERCETARE

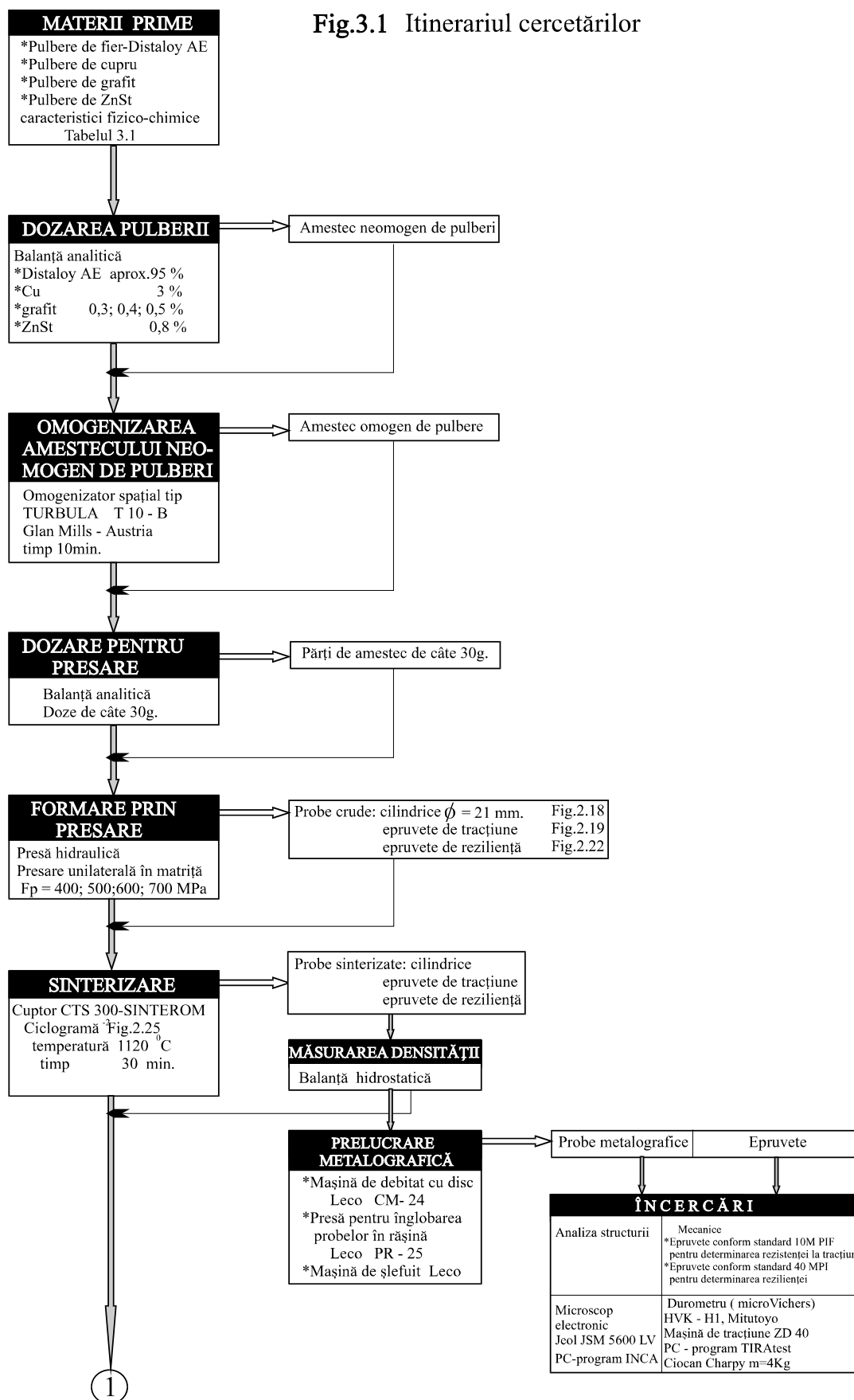
Pentru cercetare s-a recurs la elaborarea unui OS în dorința de a se asigura o alternativă în cazul în care cerințele impuse organelor de mașini nu pot fi satisfăcute de către OS industriale cu utilizare curentă.

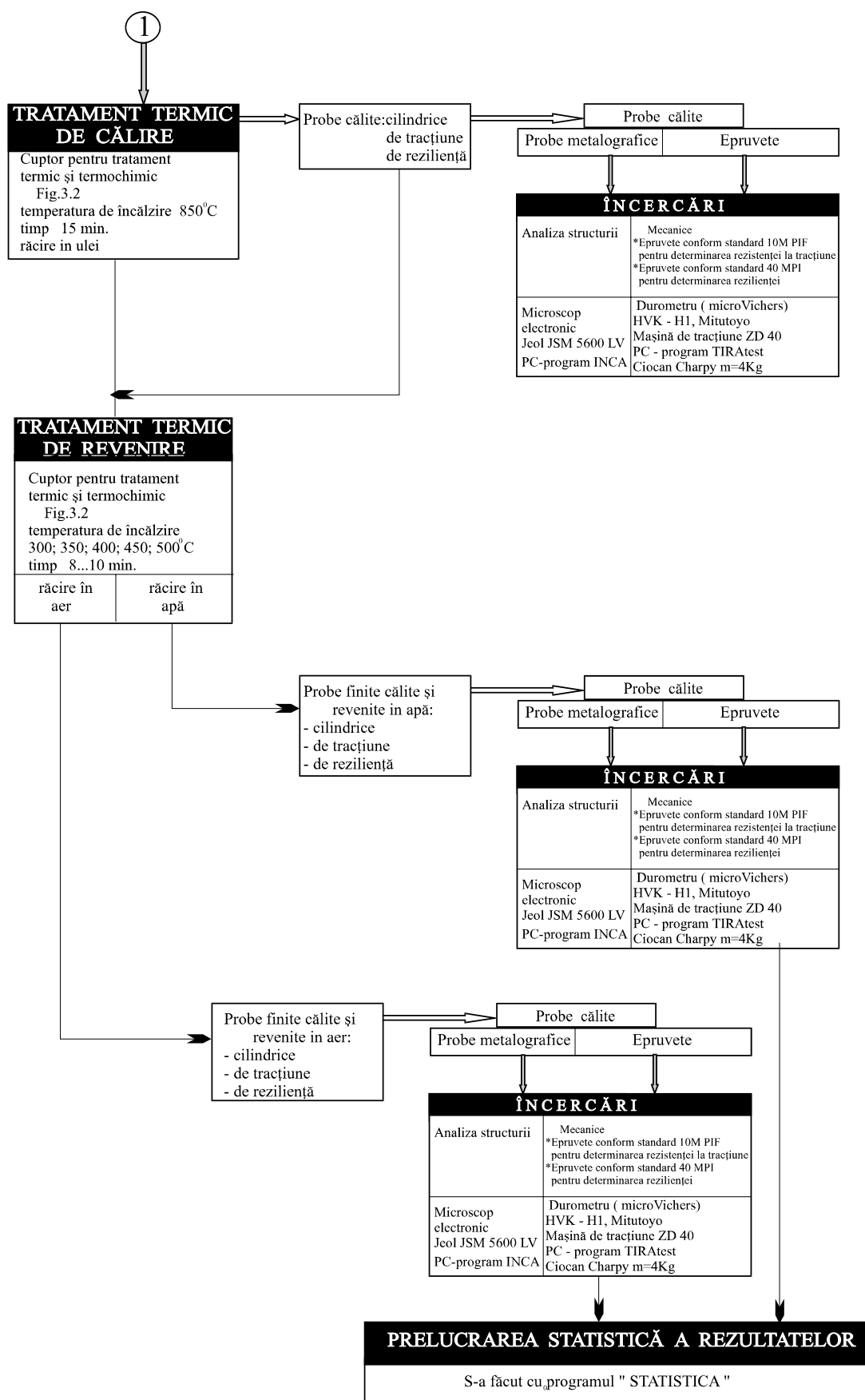
Compoziția chimică a OS are o importanță deosebită din punctul de vedere al performanțelor obținute după sinterizare și aplicarea TT finale.

Din aceste motive, cercetările au fost orientate asupra elaborării prin sinterizare a unui oțel aliat cu Cu, Ni și Mo întreprinzându-se în continuare cercetări asupra comportării acestuia în cadrul TT de călire și revenire practicate cu diverși parametrii.

Cercetările s-au efectuat pe probe din amestecuri cu compoziția prezentată în **tabelul 3.1**.

Fig.3.1 Itinerariul cercetărilor





Tabelul 3.1 Compozițiile amestecurilor de pulberi pentru experimentări [149, 151, 152]

Nr crt	Tipul amestecului omogen de pulberi (cod)	Pulbere de Fe								Tratamente aplicate
		Fe [%]	Codul pulberii de Fe	Proveniență	C [%]	Cu [%]	Ni [%]	Mo [%]	P [%]	
GRUPA A										
Amestecuri de pulberi din producția curentă S.C. SINTEROM S.A. Cluj-Napoca										
Folosite pentru realizarea probelor pentru compararea rezultatelor										
1	F50-U3-67	Bază	DWP 200	S.C. DUCTIL S.A. Buzău	0,3÷0,5	2÷4	-	-	-	călire + revenire
2	F50-N5-U2-69	Bază	DWP 200	S.C. DUCTIL S.A. Buzău	0,3÷0,5	2÷4	4÷6	0,3÷0,5	-	călire + revenire
GRUPA B										
Amestecuri de pulberi folosite în cercetare										
3	DAE+U3+C3	Bază	Distalloy AE	Höganäs Suedia	0,3	+ 3 (4,5)	4	0,5	-	călire + revenire
4	DAE+U3+C4	Bază	Distalloy AE	Höganäs Suedia	0,4	+ 3 (4,5)	4	0,5	-	călire + revenire
5	DAE+U3+C5	Bază	Distalloy AE	Höganäs Suedia	0,5	+ 3 (4,5)	4	0,5	-	călire + revenire

În **tabelul 3.2** sunt prezentate condițiile de elaborare și TT ale probelor studiate.

Tabelul 3.2 Elaborarea probelor de OS pe bază de pulberi de Fe Distalloy AE

Nr. probă	C [%]	p [MPa]	ρ [g/cm ³]	S [cm ²]	h [cm]	V [cm ³]	m [g]	Parametri TT călire			
								T _{inc} [°C]	τ_{inc} [min]	τ_{men} [min]	τ_{rac} [min]
1	0,3	700	7,51	6,54	0,610	3,993	29,99	850	45	32	6
2		500	6,94		0,654	4,283	29,73		35	27	5
3		500	7,03		0,669	4,375	30,76		35	27	5
4		500	6,97		0,654	4,277	29,82		35	27	5
5		300	5,67		0,809	5,291	30,00		30	22	4
6	0,4	600	7,01		0,654	4,277	30,74		40	29	5
7		600	7,21		0,660	4,316	31,15		40	29	5
8		400	6,68		0,771	4,619	31,09		35	25	4
9		400	6,70		0,690	4,512	30,27		35	25	4
10	0,5	500	6,72		0,654	4,277	28,78		35	27	5

3.4. TRATAMETE TERMICE APLICATE PROBELOR DIN OȚELURI SINTERIZATE

Probele au fost supuse TT de călire și revenire în diferite condiții de încălzire și răcire.

3.4.1. Tratamentul Termic de călire

În cazul OS tehnologia de călire are anumite particularități față de cea aplicată OC, în sensul că , pe de o parte sunt necesare măsuri pentru a se evita oxidarea intensă datorită porozității de suprafață, iar pe de altă parte la răcirea la călire a OS schimbul de căldură este mai puțin intens pentru același mediu de călire datorită fenomenului de capilaritate [3, 10, 16, 20, 116]. Astfel, la imersarea în mediul de răcire a OS, o parte din lichidul de răcire este absorbit în porii materialului și datorită temperaturii ridicate a cavităților respective se vaporizează, pelicula de vapori astfel formată reducând considerabil transferul de căldură și, implicit, viteza de răcire.

3.4.1.1. Descrierea utilajului pentru TT de călire

Ținând seama de aceste considerente pentru experimentări, dar și pentru aplicațiile la nivel industrial, a fost proiectat și executat un agregat de încălzire cu atmosferă protectoare și caracter reducător de tip endoterm, cu bazin de răcire încorporat, care a fost brevetat la OSIM și executat practic la S.C. MAT S.A. Craiova [71]. Construcția cuptorului este schematizată în **Fig. 3.2**.

Cuptorul este de formă circulară, cu rezistență electrică (1) de tip Kanthal ce degajă o temperatură de $(1100 \div 1150) ^\circ\text{C}$ și care este poziționată pe canalele imprimate sub formă de spirală în zidăria refractară. Înconjurată de zidăria refractară se află mufla (2) de formă circulară executată din oțel refractar cu un volum util de 1 dm^3 , unde are loc încălzirea pieselor. Temperatura de regim din interiorul muflei este de până la $1000 ^\circ\text{C}$. Atmosfera reducătoare alimentează mufla de la un generator de atmosferă marca Archeelin-Austria, aflat în apropierea cuptorului.

Puterea instalată a cuptorului este de 10 KW, determinat cu relația:

$$P = \frac{PV \cdot K_1}{K_2} \quad [\text{KW}] \quad (3.1)$$

unde:

P = puterea specifică de volum $[\text{KW}/\text{m}^3]$
 V = volumul spațiului de lucru al cuptorului $[\text{m}^3]$

$K_1 = 1,1 \div 1,3$ coeficient ce ține seama de rezerva de putere a cuptorului

K_2 = coeficient ce ține seama de căderea de tensiune din rețea (la o cădere a tensiunii de 10 %, $K_2 = 0,9^2 = 0,81$) și valorile puterii specifice de volum prezentate în **tabelul 3.3** și diagrama din **Fig. 3. 3**

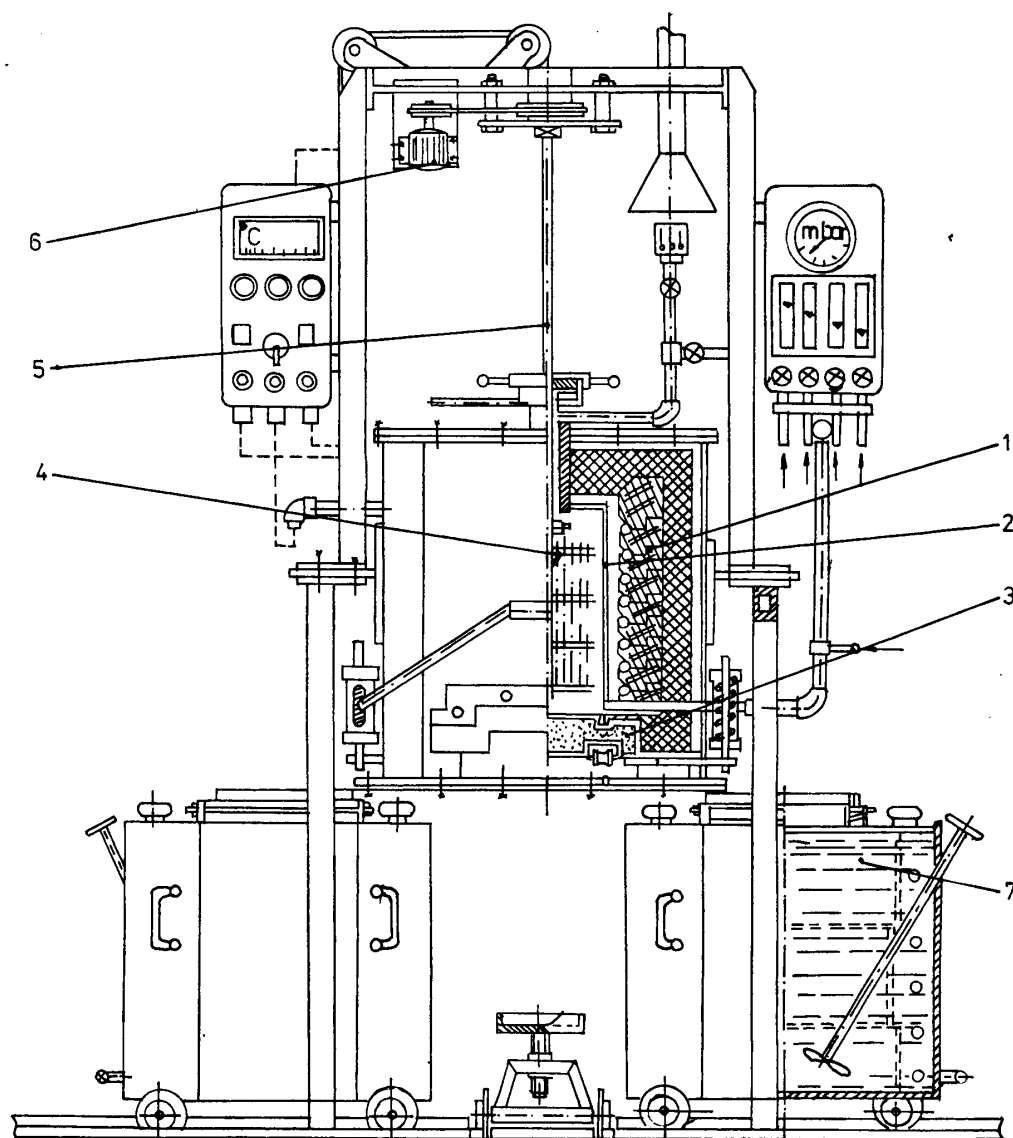


Fig. 3.2 Construcția cuptorului utilizat pentru experimentări [71]
 rezistență electrică, 2. muflă, 3. ușă,
 4. dispozitiv șarjă, 5. bară de antrenare,
 6. moto-reductor, 7. bazin de răcire.

Tabelul 3.3 Valorile puterii specifice de volum a cuptorului electric în funcție de temperatura de regim

Temp. cupt. [°C]	0	100	200	300	400	500	600	700	800	900	1000
Puterea specifică a spațiului interior al cuptorului [Kw/m ³]	0	2	5	8	13	20	30	45	60	83	107

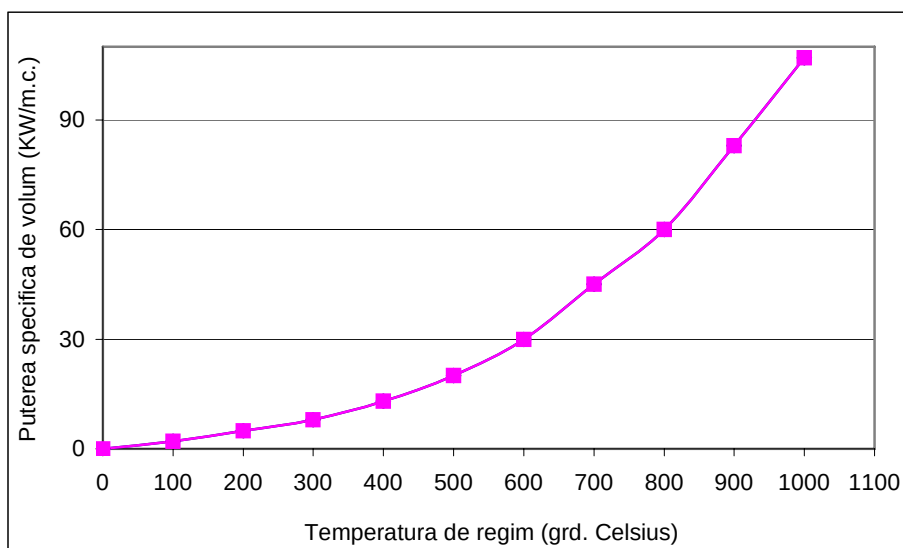


Fig. 3.3 Diagrama puterii specifice de volum a cuptorului electric în funcție de temperatura de regim

Reglarea temperaturilor de încălzire (vitezelor de încălzire) se face prin reglarea elementelor încălzitoare electrice cu ajutorul sistemului de reglare a temperaturii (SRA).

În partea inferioară a cuptorului este poziționată ușa (3) de o construcție specială, dotată cu un mecanism elastic de protecție pentru eventualele cazuri de autoaprindere a atmosferei de tratament. Șarja de tratament este încărcată în dispozitivul (4) antrenat de bara (5) prin intermediul moto-reductorului (6) care îi asigură o mișcare de rotație pe tot parcursul tratamentului termic; de asemenea prin intermediul unui mecanism, dispozitivului (4) i se asigură o mișcare de ridicare – coborâre atât pentru încărcarea – descărcarea șarjei în cuptor cât și pentru imersia acesteia în bazinul (7) în care se pot afla diferite medii de răcire (apă, ulei, băi de săruri).

Bazinul de răcire se amplasează imediat sub ușa cuptorului pentru evitarea decarburării datorate contactului pieselor încălzite cu atmosfera înconjurătoare în timpul transportului lor de la cuptor la bazinul de răcire. Pericolul de decarburare este mai mare în cazul OS sinterizate datorită porozității. Bazinul de răcire este de formă circulară la fel ca mufla cuptorului și dispozitivul de încărcare a șarjei pentru evitarea zonelor concentratoare de căldură, cum ar fi colțurile camerelor paralelipipedice și care conferă avantajul unui transfer de căldură uniform în întreg

volumul. El este dotat cu pereți dublii, iar în spațiul dintre aceștia este montată o serpentină cu circuit de răcire separat de circuitul fluidului de răcire dintre pereții bazinului; acest ansamblu conferă avantajul circulației forțate a fluidelor de răcire și permite variația vitezei de răcire în limite largi. Tot pentru mărirea domeniului de variație al vitezei de răcire, bazinul a fost dotat cu un agitator care acționează direct în cuvă.

3.4.1.2. Operațiile de tratament termic ale probelor

Probele au fost tratate conform datelor din tabelul 3.4.

Tabelul 3.4 Probe de oțeluri aliate sinterizate utilizate în cercetare

Nr. crt	Conținutul în carbon [%C]	Presiunea de compactizare p [MPa]	Revenirea după călire		
			Temp. de revenire T_R [$^{\circ}$ C]	Mediul de răcire la revenire	
				Aer RA	Ulei RU
1	0,3	700	400	*	*
2		700	-	-	-
3		500	500	*	*
4		500	400	*	*
5		500	300	*	*
6		500	-	-	-
7		400	-	-	-
8		300	400	*	*
9	0,4	600	450	*	*
10		600	350	*	*
11		400	450	*	*
12		400	350	*	*
13	0,5	500	400	*	*

3.5. REZULTATE EXPERIMENTALE

Pentru a stabili efectele TT de călire și revenire aplicate probelor din OS prezentate anterior, acestea au fost supuse încercărilor mecanice de tracțiune, reziliență și duritate.

De asemenea, probele în diferite stadii au fost supuse cercetării metalografice.

3.5.1. Încercarea la tracțiune

Încercările la tracțiune s-au realizat pe o mașină ZD-40, utilizând programul software TIRAtest, care respectă prevederile SREN-10002-1-1995, [141].

Datele privind rezistența mecanică la rupere au fost obținute cu ajutorul curbelor de tracțiune; în **Anexele 3.2 ÷ 3.9** fiind redată câteva dintre curbele caracteristice reprezentative. După cum se poate constata acestea au alură mult diferită față de cele ale OC și, pentru comparare, în **Anexele 3.10** și **3.11** sunt redată curbele de tracțiune obținute pe aceeași mașină de încercat pentru două OC cu compoziție chimică apropiată de cea a OS prezentate în figurile anterioare.

Așa cum s-a arătat în primul capitol comportarea diferită la solicitările mecanice ale OS față de OC se datorează în mare parte structurilor, și în special prezenței porilor. Prin urmare nu constituie o surpriză valorile mult diferite între cele două categorii de oțeluri pentru același tip de caracteristici mecanice.

În **Fig. 3.4** este prezentată evoluția valorilor rezistenței mecanice la rupere a probelor de OS sinterizate, în funcție de conținutul în carbon și presiunea de compactare.

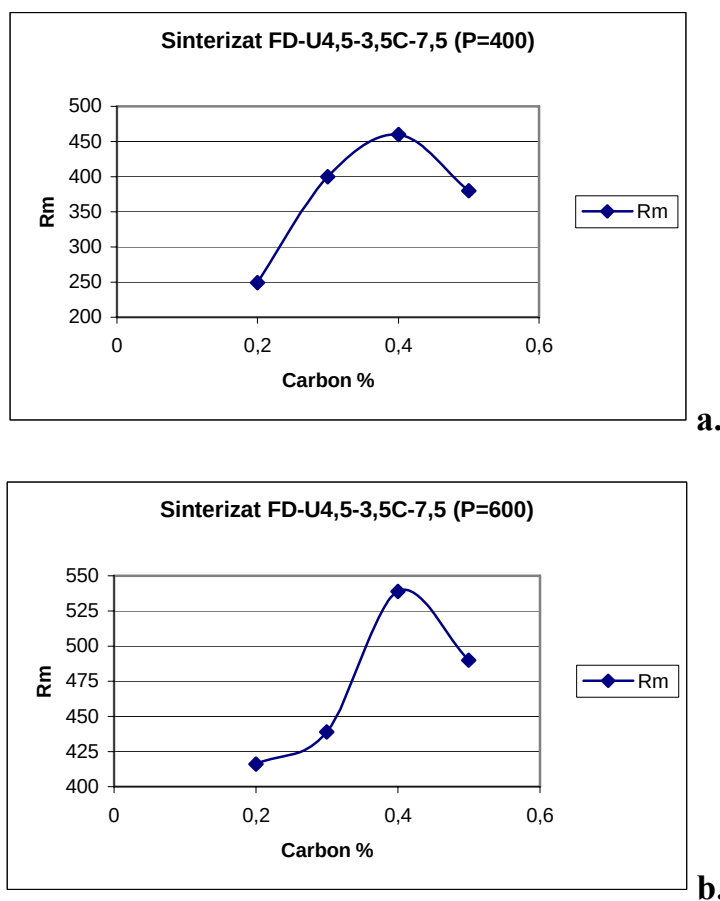


Fig. 3.4 Diagramele rezistenței mecanice la rupere pentru probelor de OS sinterizate, în funcție de:
a. conținutul în carbon **b.** presiunea de compactare.

Datele obținute au fost prelucrate prin programul STATISTICA și sunt sistematizate în **Fig. 3.5 ÷ 3.9**.

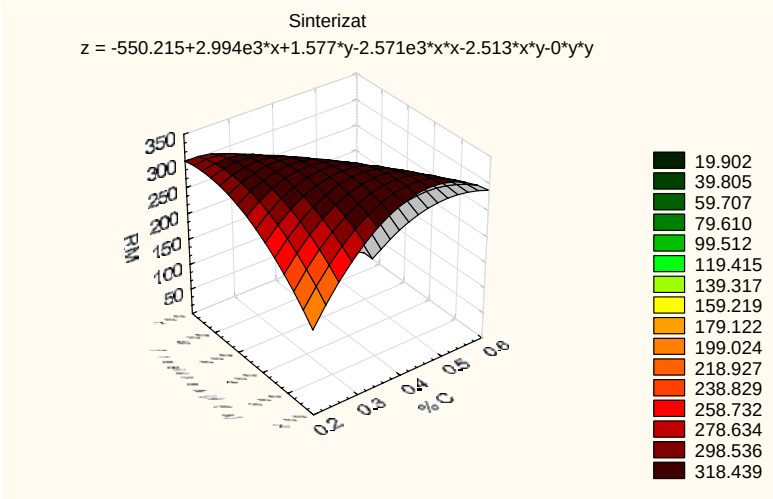


Fig. 3.5

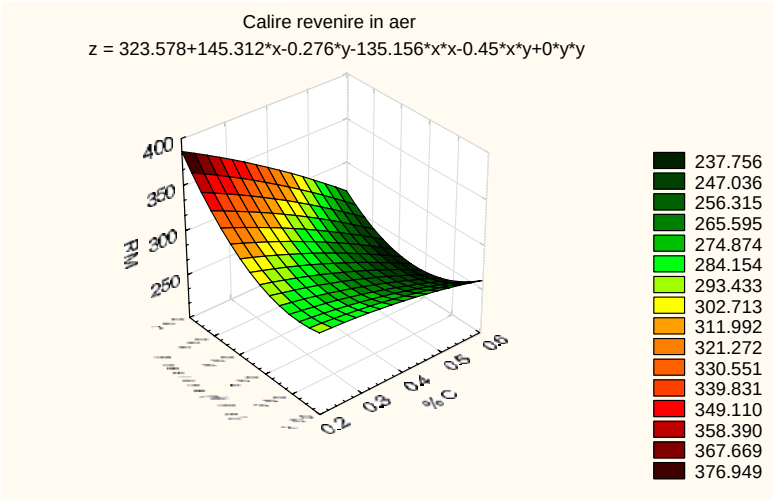


Fig. 3.6

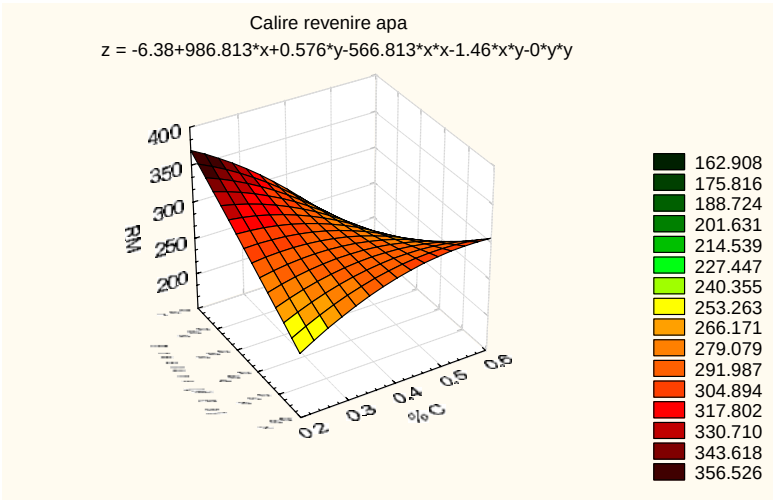


Fig. 3.7

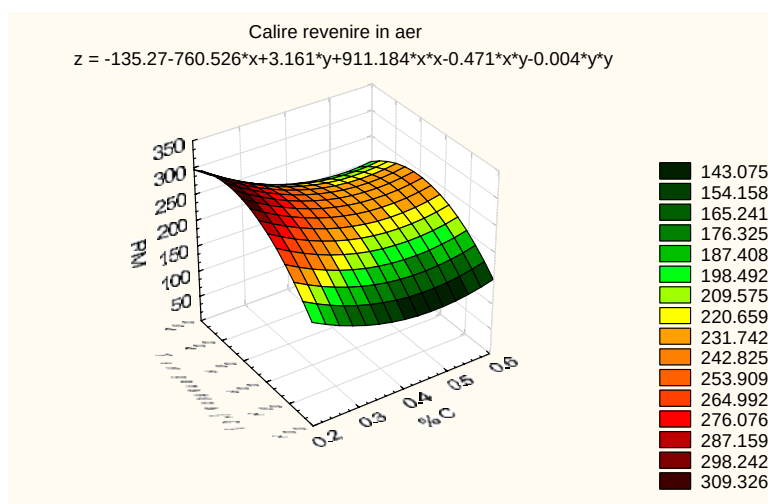


Fig. 3.8

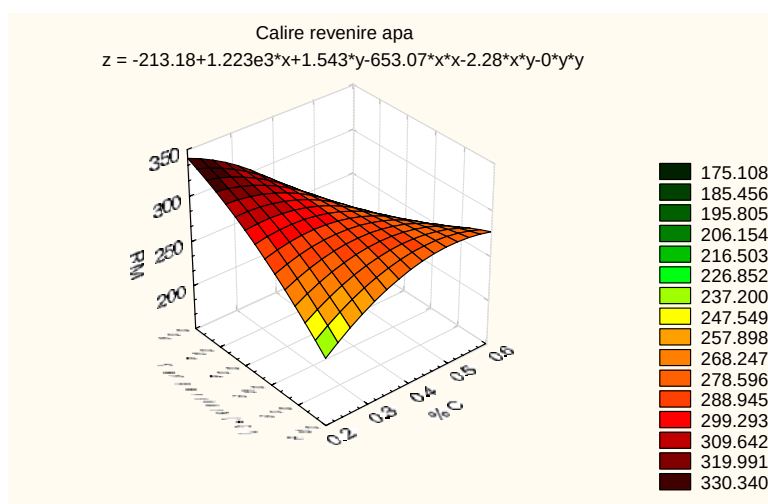


Fig. 3.9

Constatăm că maximum de rezistență mecanică se obține pentru presiunea maximă de compactare, acest lucru fiind normal întrucât se cunoaște că, o dată cu creșterea presiunii de compactare, crește și densitatea MS.

În ceea ce privește conținutul de carbon, se observă că rezistențe mecanice superioare se obțin în intervalul de **(0,30 ÷ 0,35) %C**. Acest lucru este valabil atât pentru probele aflate în stare sinterizată, cât și pentru cele care au fost supuse tratamentelor de călire și revenire.

Explicația constă în faptul că alierea cu carbonul s-a realizat prin introducerea de grafit în diferite proporții în amestecurile de pulberi, după care s-au parcurs operațiile de compactizare și sinterizare.

La sinterizare are loc difuzia carbonului în rețeaua fierului într-un procent diferit de cel care a fost introdus în amestecul omogen de pulberi, astfel încât o parte din carbon rămâne în stare liberă sub formă de segregatii; prin urmare,

probele care au un conținut ridicat de grafit în amestecul omogen de pulberi, au în stare sinterizată carbon legat în rețea în proporție mai mică.

Din graficele prezentate rezultă dealtfel descreșterea rezistenței mecanice atât la conținuturi mici ($< 0,25\ \%C$) cât și la conținuturi mai mari ($> 0,40\ \%C$). La conținuturi mai mari de grafit în amestec, crește cantitatea de grafit segregat chiar dacă crește și cea de carbon legat, fapt ce determină scăderea parametrilor mecanici.

3.5.2. Încercarea la duritate

Probele au fost supuse încercărilor de duritate prin procedeele HRC și HV₅. În **Fig. 3.10 ÷ 3.19** sunt sintetizate datele privind variația durității cu conținutul în carbon, presiunea de compactizare, temperatura de revenire și mediul de răcire la revenire.

În ceea ce privește conținutul de carbon al oțelului pe bază de pulbere Distalloy AE la fel ca la încercările la tracțiune, duritățile cele mai mari se obțin pentru intervalul de concentrații de **(0,30 ÷ 0,35) %C**.

3.5.3. Încercarea la reziliență

Pentru încercarea la reziliență s-a folosit un ciocan pendul Charpy de 4 Kg marca WPM – Leipzig.

Încercările s-au făcut pe probe sinterizate, respectiv călite și revenite în diferite medii, iar rezultatele sunt sistematizate în **Fig.3.20 ÷ 3.24**.

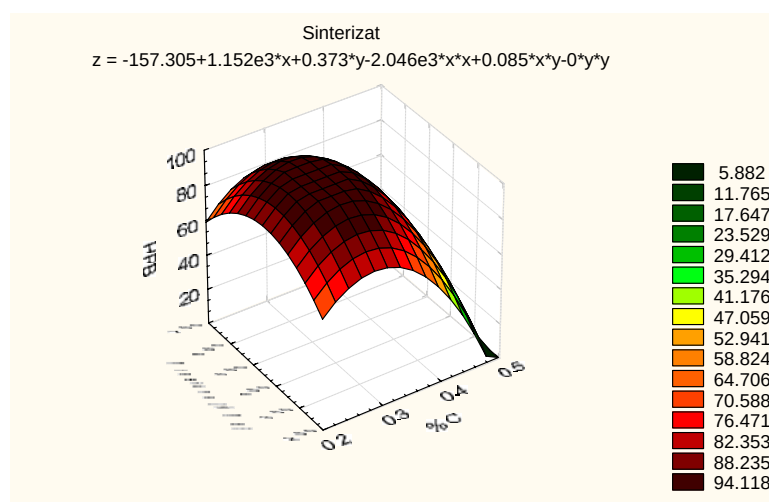


Fig. 3.10

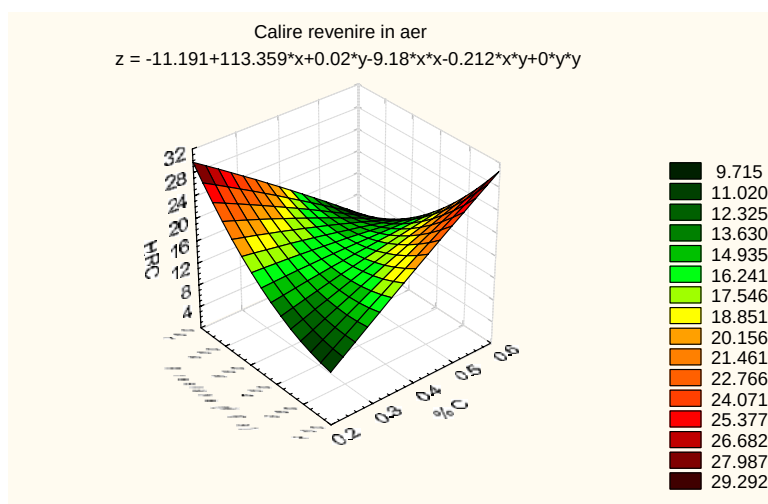


Fig. 3.11

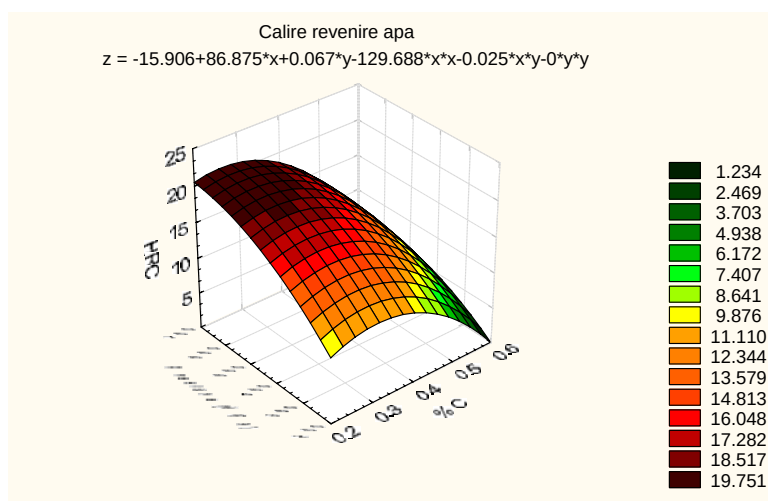


Fig. 3.12

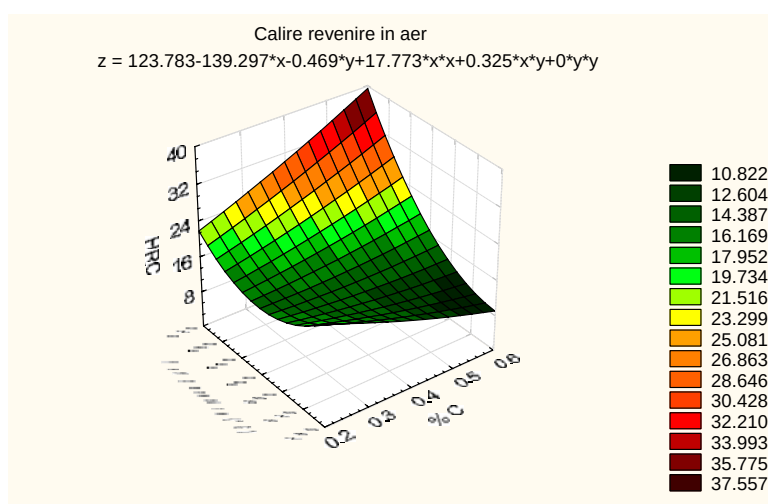


Fig. 3.13

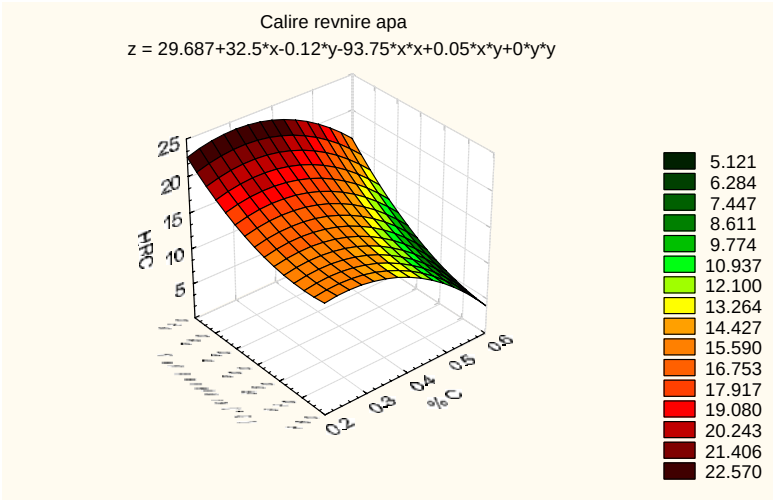


Fig. 3.14

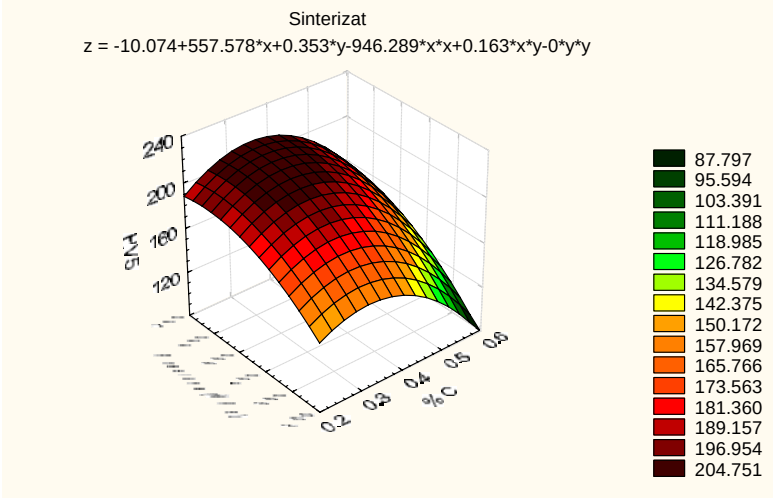


Fig. 3.15

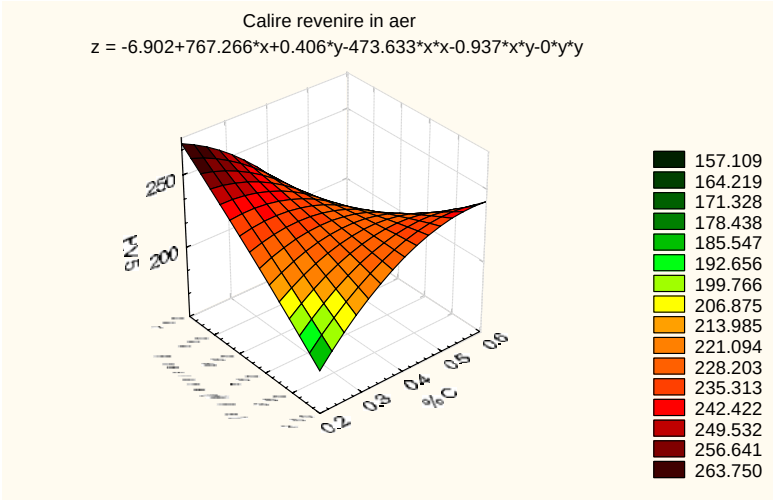


Fig. 3.16

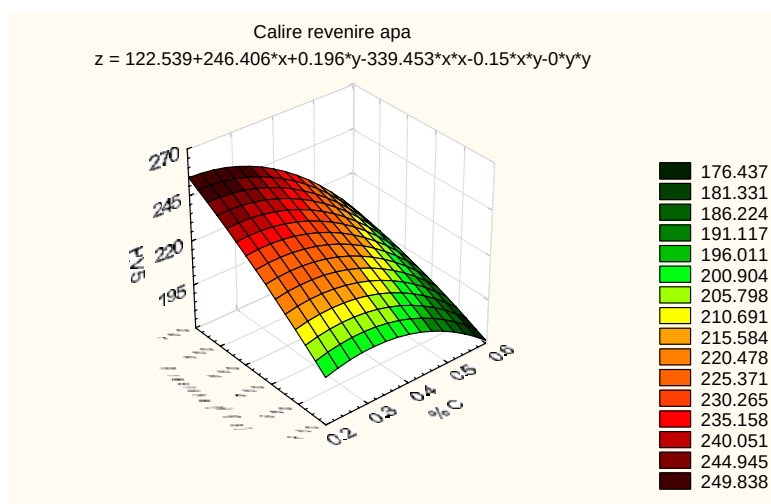


Fig. 3.17

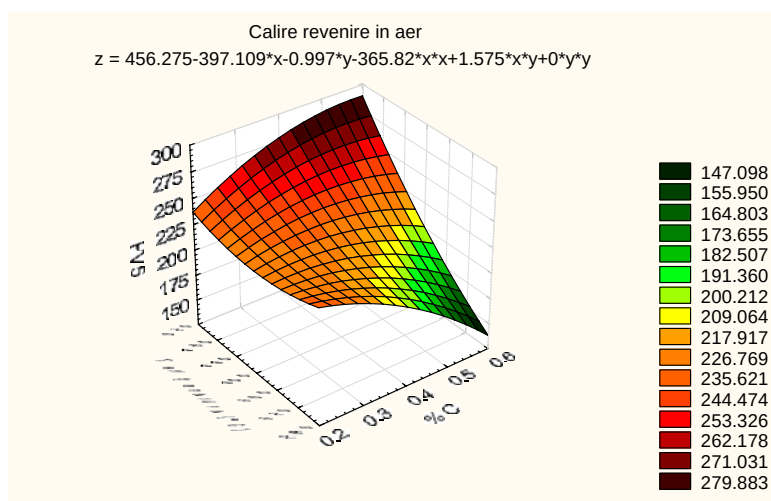


Fig. 3.18

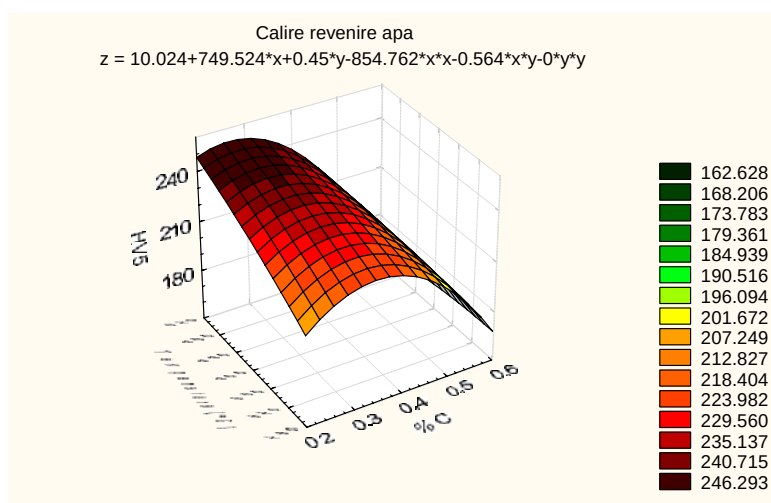


Fig. 3.19

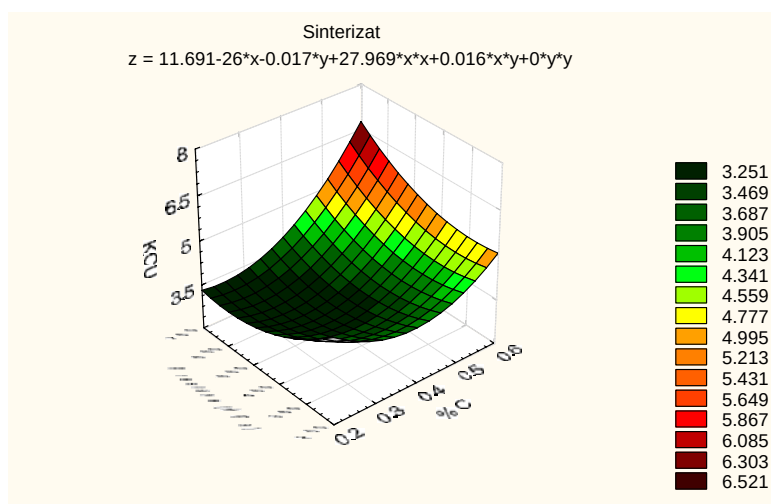


Fig. 3.20

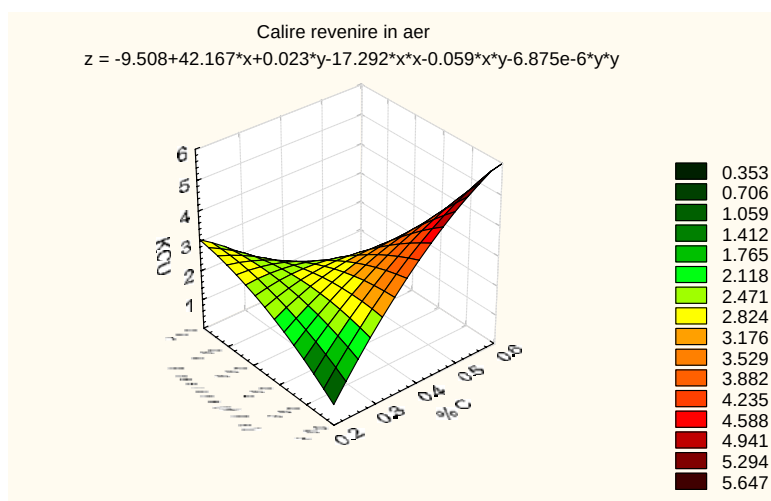


Fig. 3.21

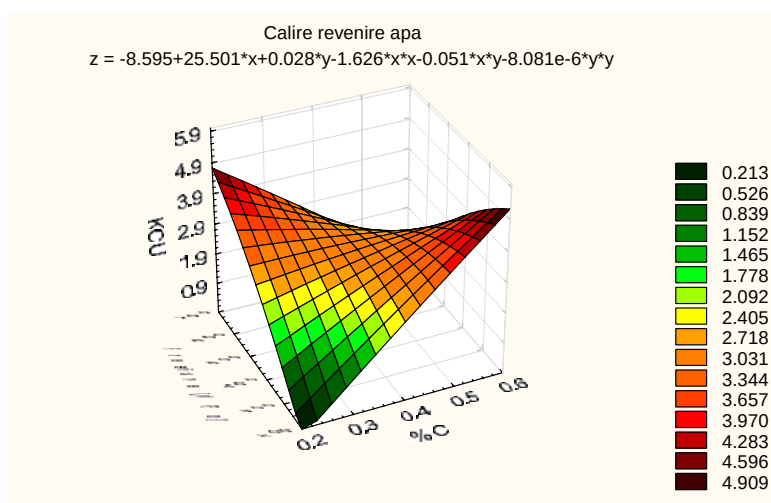


Fig. 3.22

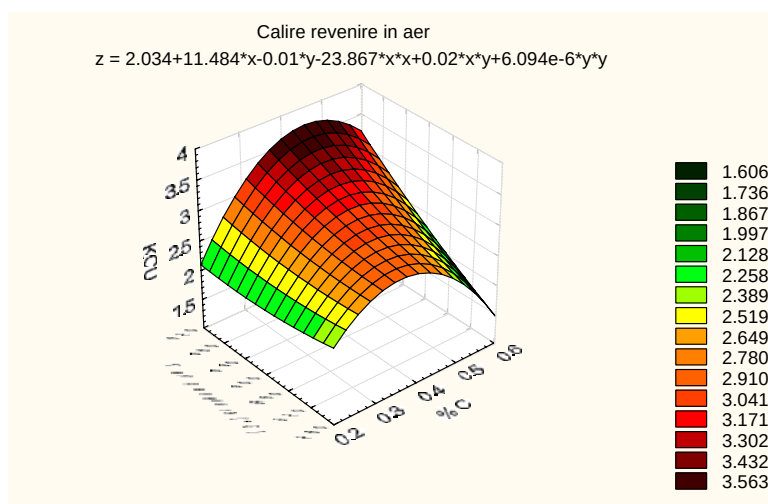


Fig. 3.23

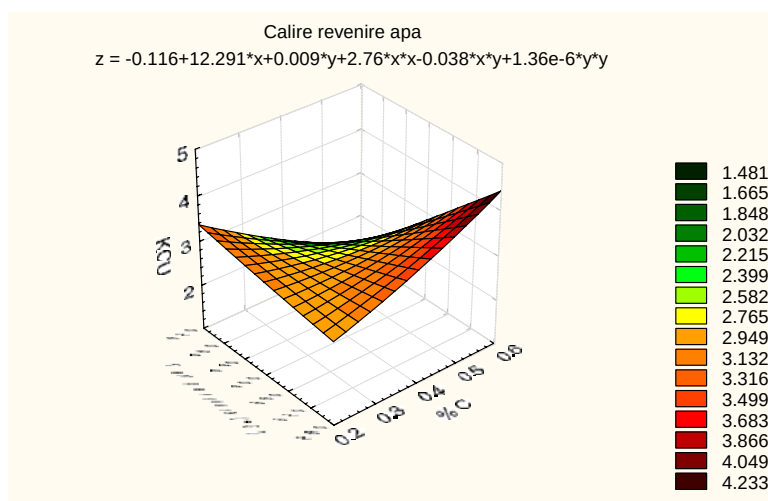


Fig. 3.24

3.5.4. Interpretarea rezultatelor

Analiza datelor din graficele trasate pe baza programului STATISTICA permit următoarea interpretare:

- din punct de vedere al conținutului în C a OS pe bază de pulbere Distalloy AE pentru toate cele trei caracteristici mecanice determinate, cele mai mari valori ale acestora se situează în intervalul de concentrație în carbon de **(0,30 ÷ 0,35) %C**;
- presiunea de compactizare influențează pozitiv toate cele trei caracteristici mecanice determinate, deci o dată cu creșterea ei și implicit a densității OS, cresc rezistența mecanică și reziliența cu unele excepții și anume: duritatea HRB a OS în stare sinterizată este maximă la presiuni de compactizare de **650 MPa** și, de asemenea, reziliența OS în stare

sinterizată atinge maximul la presiunea de **550 MPa**, iar în stare călită și revenită în aer la **370 MPa**;

- temperatura de revenire influențează diferit caracteristicile mecanice astfel:
 - rezistența mecanică a probelor călite și revenite în aer este maximă pentru temperaturi de revenire de **(440 ÷ 450) °C** în timp ce la revenirea în apă, rezistența mecanică maximă se obține la temperaturi de **(480 ÷ 500) °C**;
 - din punct de vedere al durității aceasta este favorizată de temperaturile superioare pentru revenire și anume **(440÷450) °C**;
 - de asemenea tenacitatea OS crește o dată cu temperatura de încălzire la revenire.
- mediul de răcire la revenire:
 - rezistența mecanică crește la răcirea la revenire în apă;
 - duritatea OS crește la răcirea la revenire în aer;
 - reziliența este favorizată de revenirea cu răcire în apă.

3.5.5. Studii comparative asupra oțelurilor sinterizate

Pe baza rezultatelor prezentate anterior, au fost definiți parametrii de TT de călire și revenire la care se obțin cele mai bune valori (maxime și medii) ale rezistenței mecanice, durității și rezilienței funcție de temperatura de revenire.

Pentru compararea caracteristicilor mecanice ale OS industriale și anume F50-U3-67, respectiv F50-N5-U2-69 (**tabelul 2.1**) utilizate în producția curentă a S.C. SINTEROM S.A. pentru fabricarea de piese sinterizate de rezistență cu OS pe bază de pulbere Distalloy AE s-a pornit de la următoarele considerente:

- întrucât din datele anterioare rezultă că cele mai bune caracteristici mecanice după călire și revenire le au OS din pulbere Distalloy AE cu densitatea **7,50 g/cm³**, compactizate cu o presiune de compactizare de **700 MPa** s-a menținut această densitate pentru probele folosite în continuare.
- cea de-a doua constantă a fost conținutul în carbon situat în intervalul **(0,30 ÷ 0,35) %C**, interval în care s-au situat probele cu cele mai bune caracteristici mecanice după călire și revenire.
- variabilele luate în studiu în continuare au fost temperatura de încălzire la revenire și cele două medii de răcire.

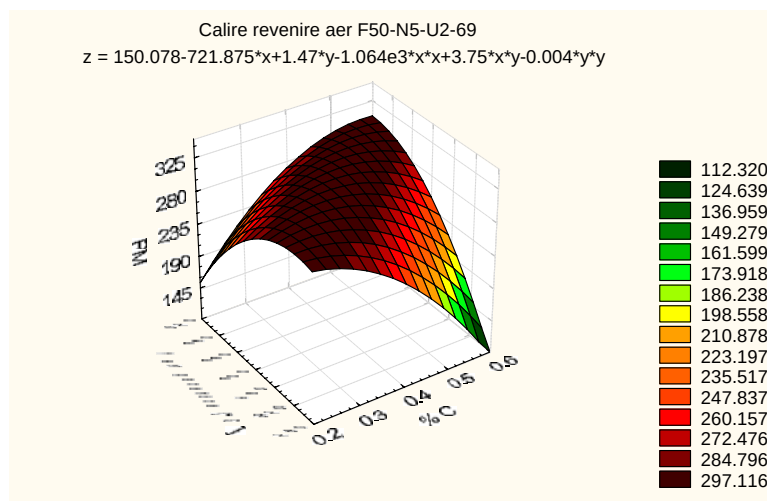
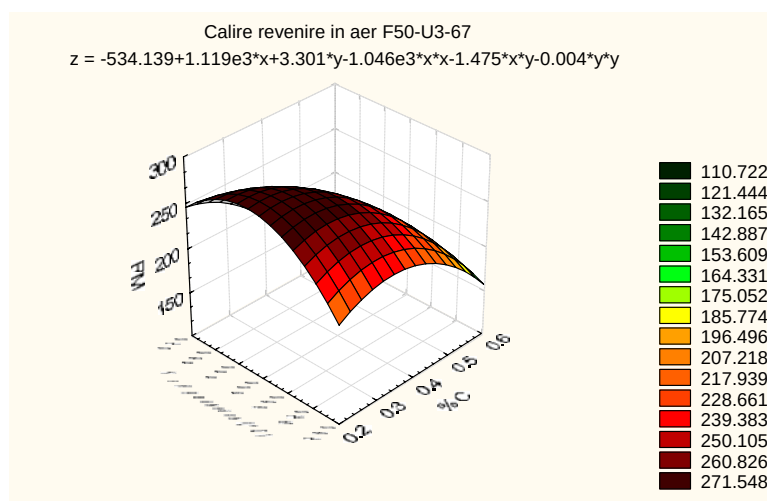
În consecință, au fost realizate probe pentru cele trei tipuri de încercări din cele două materiale din producția curentă a S.C. SINTEROM S.A., respectiv OS pe bază de pulbere Distalloy AE marca FD-U4,5-3,5C-7,5-RA, respectiv FD-U4,5-3,5C-7,5-RAp pe baza metodologiei descrisă în capitolul precedent.

Rezultatele experimentale au fost prelucrate cu programul STATISTICA fiind prezentate în **Fig. 3.25 ÷ 3.34** și sistematizate în **tabelul 3.5**

Tabelul 3.5 Rezultate experimentale pentru TT de călire și revenire

Material Caracteris- tica mecanică		FD-U4,5-3,5C-7,5			F50-N5-U2-69			F50-U3-67		
		sint	C+R aer	C+R apă	sint	C+R aer	C+R apă	sint	C+R aer	C+R apă
Rm [MPa]	max	318	318	330	280	297	334	240	271	298
	med	159	191	248	120	198,5	217	198	185	218
HV₅	max	204	280	246	170	260	249	162	245	238
	med	142	209	201	126	207	190	112	188	191
HRC (HRB)*	max	94*	37,5	22,5	86*	32	23	82*	27	21
	med	47*	23	13	38*	19	13	28*	16	10
KCU [J]	max	6,5	3,5	4,2	5,7	4,1	4,4	5,2	4,2	4,7
	med	4,7	2,5	2,7	4,2	2,2	2,4	3,9	2,1	2,3

*HRB pentru piese sinterizate

**Fig. 3.25****Fig. 3.26**

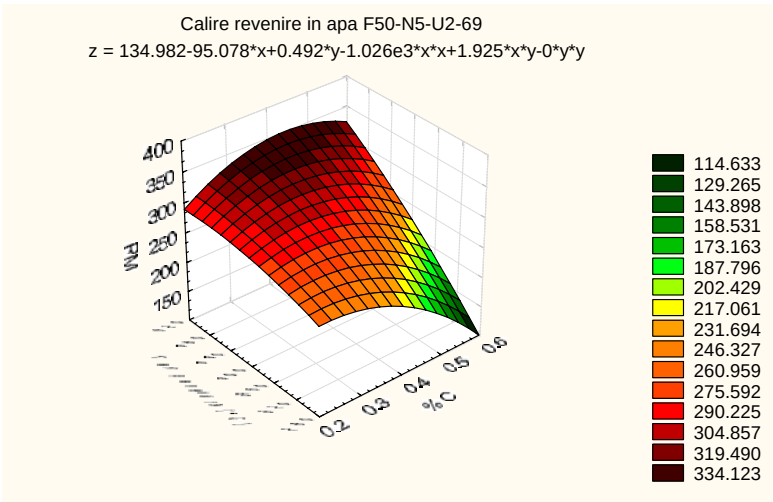


Fig. 3.27

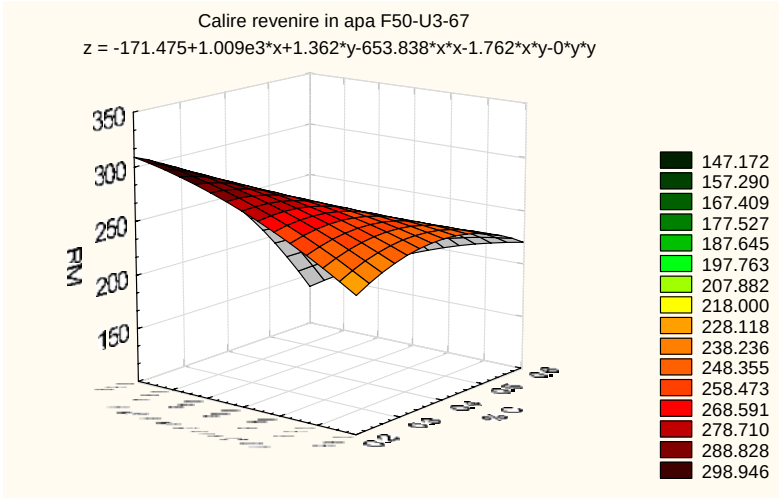


Fig. 3.28

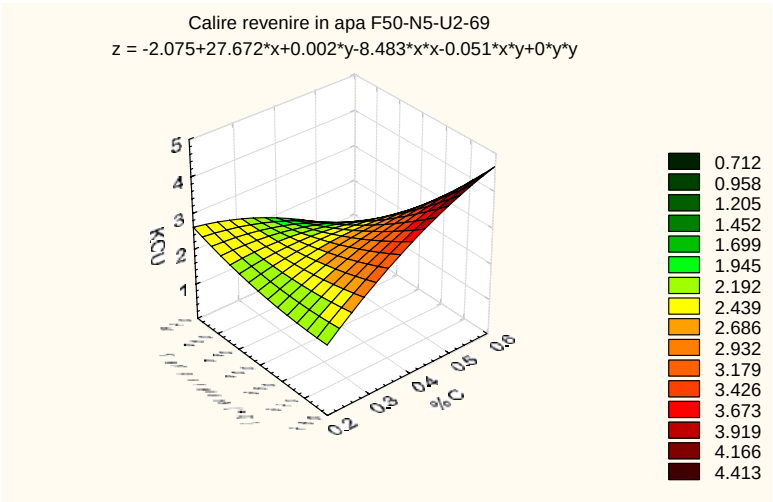


Fig. 3.29

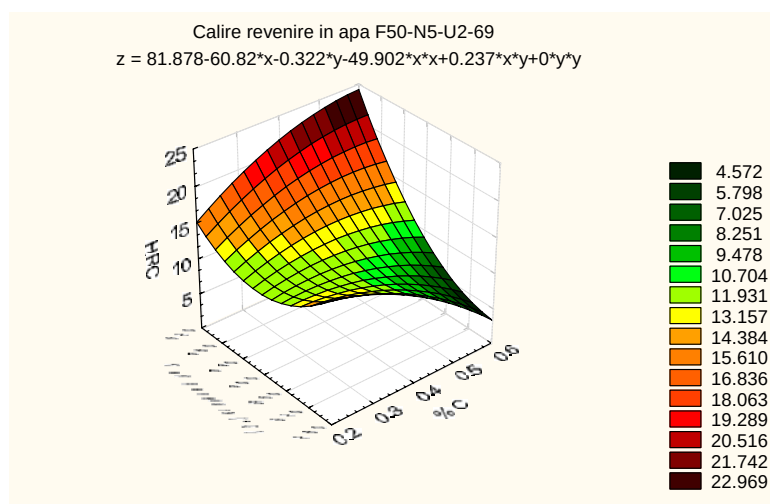


Fig. 3.30

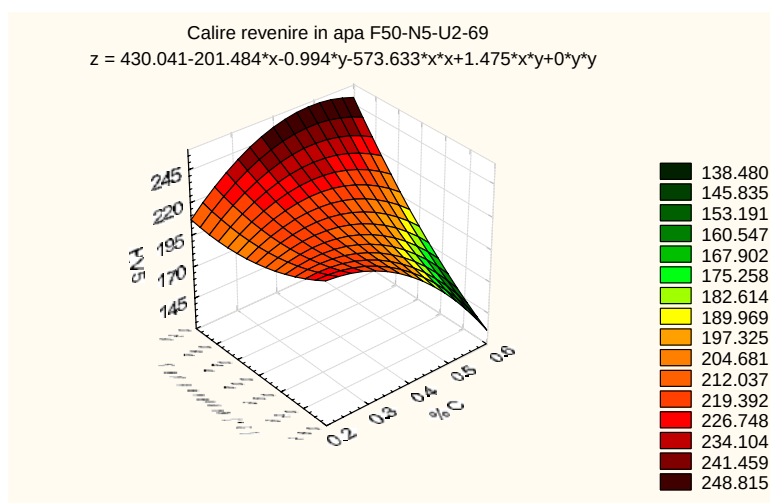


Fig. 3.31

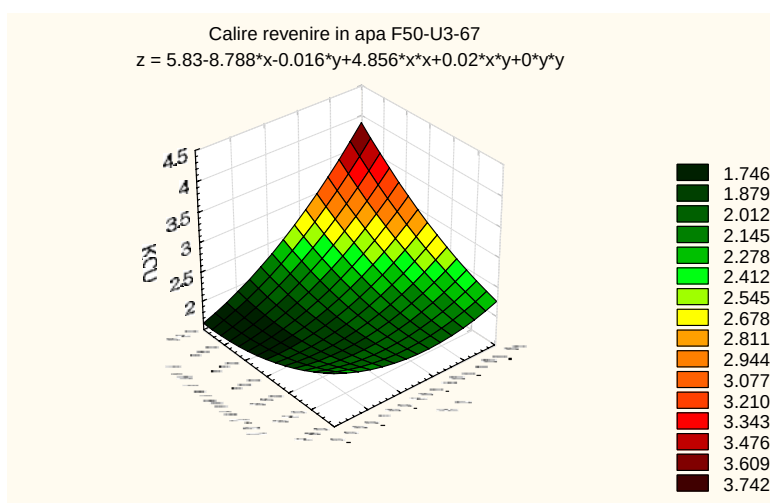


Fig. 3.32

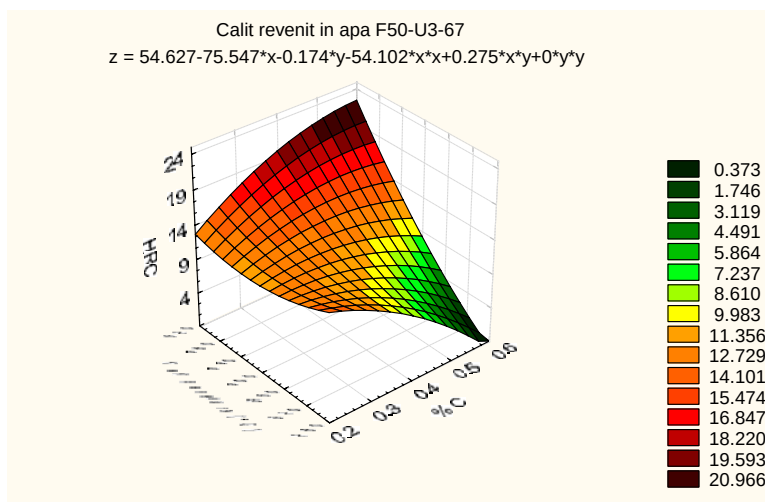


Fig. 3.33

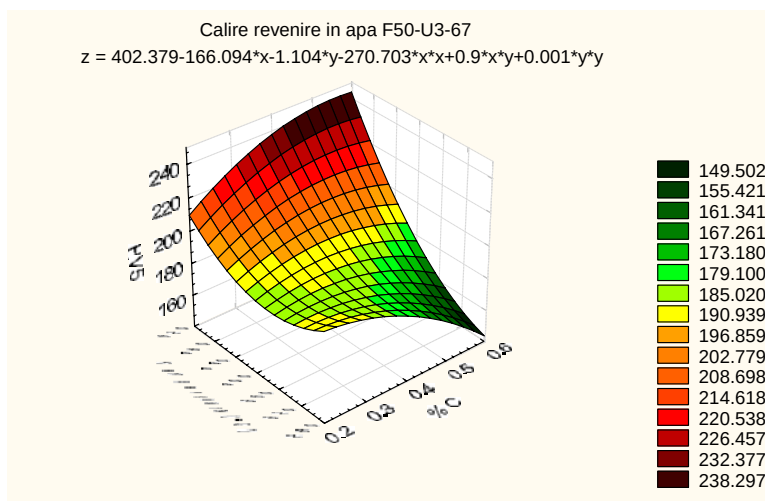


Fig. 3.34

Din analiza datelor prezentate în tabel, rezultă că valorile caracteristicilor mecanice ale oțelului FD-U4,5-3,5C-7,5 sunt superioare valorilor corespunzătoare OS industriale. Astfel:

- **Rezistența mecanică** – Rm a oțelului FD-U4,5-3,5C-7,5 este cu circa **6%** mai mare decât a oțelului F50-N5-U2-69, respectiv cu **10%** mai mare decât a oțelului F50-U3-67.
- **Duritatea** – HV₅ a oțelului FD-U4,5-3,5C-7,5 este mai mare cu circa **3%** față de a oțelului F50-N5-U2-69, respectiv cu **5%** față de cea a oțelului F50-U3-67.
- **Reziliența** în cazul oțelului FD-U4,5-3,5C-7,5 este mai mare cu circa **5%** față de a oțelului F50-N5-U2-69, respectiv cu **6%** față de cea a oțelului F50-U3-67.

3.6. CONCLUZII PARȚIALE

Rezultatele determinărilor experimentale prezentate anterior conduc la următoarele concluzii:

- oțelul elaborat pe bază de pulbere Distalloy AE marca FD-U4,5-3,5C-7.5 prezintă **caracteristici mecanice superioare** mărcilor de OS industriale cu compoziție chimică și structură relativ apropiată de a acestuia. Acest lucru poate fi explicat prin faptul că pulberea de bază utilizată pentru elaborarea acestui oțel (Distalloy AE) fiind o pulbere prealiată, difuzia elementelor de aliere la sinterizarea amestecului omogen compactizat decurge în condiții mult mai bune decât în cazul amestecului din pulberi elementale, fapt ce duce la o distribuție mai uniformă a elementelor de aliere în rețeaua feritei, respectiv perlitei aliate;
- OS aliate din categoria FD-U4,5-3,5C-7,5 prin nivelul valoric al celor trei caracteristici mecanice analizate pentru diferitele stadii în care se găsesc aceste oțeluri (sinterizat, călit, călit + revenit în apă și în aer) oferă un spectru larg de utilizare, ținând seama de intervalele dintre valorile maxime, respectiv medii ale aceleiași caracteristici mecanice în funcție de conținutul în carbon al oțelurilor și starea acestora;
- în ceea ce privește parametrii operațiilor de TT de revenire după călire, aici nu se pot face comparații cu alte OS similare, deoarece în practica industrială astfel de TT nu se regăsesc.
- ca urmare, constituie o **contribuție personală** studiul revenirii după călirea OS la temperaturi situate în intervalul $(350 \div 400) ^\circ\text{C}$, precum și efectele **răcirii în apă** la revenire. Rezultatele experimentale scot în evidență importanța practicării încălzirii într-un interval termic larg la revenirea OS după călirea lor reflectată prin diversitatea valorilor caracteristicilor mecanice specifice diferitelor temperaturi de încălzire. Aceasta permite ca în practica industrială să poată fi utilizată aceeași marcă de OS pentru diferite aplicații care impun diferite valori ale caracteristicilor mecanice în condițiile aplicării unor temperaturi adecvate de încălzire la revenire după călirea OS;
- adoptarea ca **mediu de răcire la revenire a apei** constituie de asemenea o noutate, și acest lucru contribuie la creșterea spectrului valoric al caracteristicilor mecanice și al spectrului aplicabilităților unei mărci date de OS pentru diferite cerințe;
- o altă contribuție personală o constituie **proiectarea și executarea cuptorului cu baie de răcire integrată** pentru diferite TT ale OS și care este protejat sub brevet de invenție.

CERCETĂRI ASUPRA TRATAMENTELOR TERMOCHIMICE DE CARBURARE ȘI CARBONITRURARE APLICATE OȚELURILOR SINTERIZATE

4.1. SCOPUL ȘI OBIECTIVELE CERCETĂRILOR

Tratamentele termochimice aplicate OS au fost studiate puțin până în prezent. S-au practicat TTch de carburare și carbonitrurare asupra pieselor din OS cu densități de $(5,7 \div 6,4) \text{ g/cm}^3$, iar rezultatele au fost mulțumitoare [35, 69, 95, 100].

În general astfel de tratamente se aplică pieselor sinterizate pe bază de Fe cu porozitate $< 8\%$, care conțin agenți de călibilitate cum sunt: Ni, Mo, Cu și au un conținut de carbon legat relativ scăzut cuprins între $(0,15 \div 0,25) \%$.

În acest context, **scopul** cercetărilor prezentate în acest capitol a vizat studiul comportării oțelurilor sinterizate pe bază de pulbere Distalloy AE (care conține agenții de călibilitate amintiți în pulberea de Fe prealiată) la TTch de carburare și carbonitrurare. În cadrul cercetărilor au fost abordate procedee moderne de TTch și anume acela de carburare și carbonitrurare accelerată în propan și respectiv în azot și propan.

Realizarea scopului propus coincide cu atingerea următoarelor obiective:

- stabilirea parametrilor optimi de TTch de carburare și carbonitrurare aplicate OS din punct de vedere al îmbinării caracteristicilor optime ale miezului piesei (plasticitate și tenacitate ridicată) combinată cu creșterea caracteristicilor de suprafață (duritate superficială, rezistență la uzură, rezistență la coroziune);
- determinarea compoziției chimice optime în C a OS din punctul de vedere al atingerii scopului propus.

Cercetările realizate în vederea atingerii acestor obiective au vizat următoarele aspecte:

- studii asupra specificității proceselor care au loc la carburarea și carbonitrurarea accelerată în propan și respectiv în azot și propan atunci când acestea se aplică OS;
- studiul compoziției, structurii și adâncimii stratului carburat, respectiv carbonitrat;
- studiul unor parametrii mecanici și tehnologici ai startului carburat, respectiv carbonitrat, după aplicarea TT de călire.

4.2. ITINERARIUL ACTIVITĂȚILOR DE CERCETARE

Activitățile desfășurate în cadrul cercetărilor ce vizează TTch aplicate OS sunt schematizate în **Fig. 4.1**.

4.3. MATERIALE FOLOSITE PENTRU EXPERIMENTĂRI

Pentru experimentări s-au folosit probe din OS pe bază de pulbere Distalloy AE care au conținut în amestec între $(0,1 \div 0,3) \%C$ și pentru compararea efectelor TTch studiate s-au folosit probe din pulberi industriale cu baza din fier DWP 200 și DP200HD, conform **tabelului 4.1**, iar elaborarea probelor pentru încercări mecanice s-a făcut conform **tabelului 4.2**.

4.4. TRATAMENTE TERMOCHIMICE APLICATE PROBELOR DIN OȚEL SINTERIZAT

Tratamentele termochimice aplicate probelor din OS au fost:

- carburarea accelerată în propan;
- carbonitrurarea accelerată în azot și propan.

Avantajele acestor TTch au fost prezentate în paragraful 1.3.8. iar procedeul utilizat a fost ECOCARB, aceasta și datorită faptului că una dintre liniile de producție a pieselor componente ale cutiilor de viteză de la S.C. DAEWOO S.A. din Craiova cuprinde o astfel de instalație complexă, fapt ce a facilitat realizarea experimentărilor.

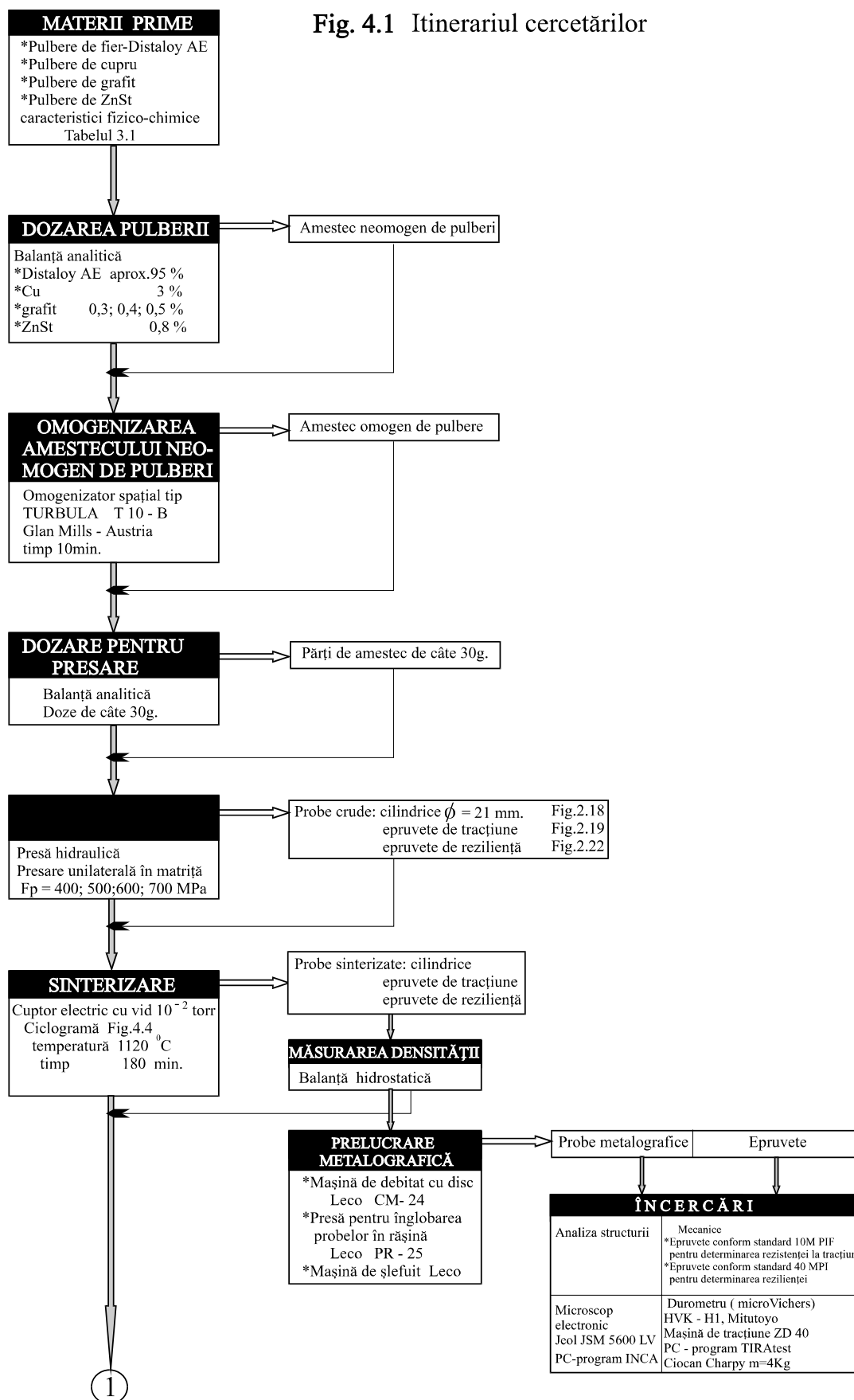
4.4.1. Descrierea utilajului

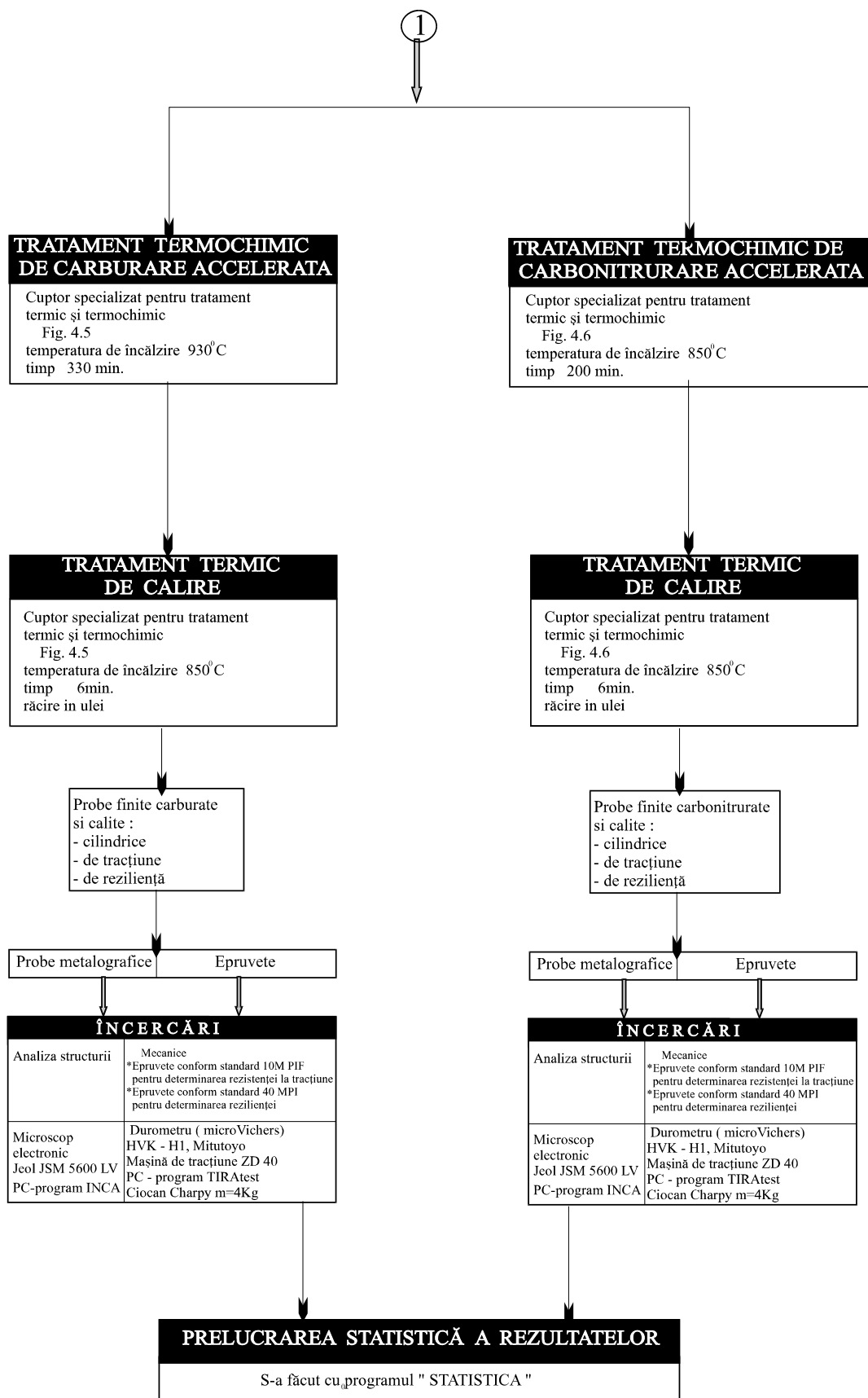
Carburarea accelerată în propan este un procedeu recent apărut (1997) și cunoscut în literatura de specialitate sub denumirea de ECOCARB [31, 40]. Acest procedeu are la bază același principiu ca și carburarea și carbonitrurarea la presiune joasă (îmbogățirea rapidă în carbon la suprafața materialului urmată de difuzia în profunzime), însă procesul are loc la presiune atmosferică.

Elementele componente ale instalației ECOCARB sunt:

- instalația pentru producerea atmosferei de carburare sau carbonitrurare;
- sistemul de control și reglarea atmosferei;
- cuptorul pentru TTch și instalația de călire;
- instalațiile și dispozitivele aferente transportului pieselor.

Fig. 4.1 Itinerariul cercetărilor





Tabelul 4.1 Compozițiile amestecurilor de pulberi folosite pentru experimentări

Nr. crt	Tipul amestecului omogen de pulberi (cod)	Caracteristicile pulberilor								Tratamene aplicate
		Pulbere de Fe			C [%]	CCu [%]	N Ni [%]	N Mo [%]	P P [%]	
		Fe [%]	Codul pulberii de Fe	Proveniență						
GRUPA A										
Amestecuri de pulberi din producția curentă S.C. SINTEROM S.A. Cluj-Napoca										
Folosite pentru realizarea probelor pentru compararea rezultatelor										
1	F50-U3-67	Bază	DWP 200	S.C. DUCTIL S.A. Buzău	0,3÷0,5	2÷4	-	-	-	călire + revenire
										feroxare
2	F50-N5-U2-69	Bază	DWP 200	S.C. DUCTIL S.A. Buzău	0,3÷0,5	2÷4	4÷6	0,3÷ 0,5	-	călire + revenire
3	DP+0,5C	Bază	DP 200 HD	S.C. DUCTIL S.A. Buzău	0,5	+ 3 (4,5)	-	-	-	carburarea benzilor subțiri
GRUPA B										
Amestecuri de pulberi folosite în cercetare										
4	DAE+U3+C1	Bază	Distalloy AE	Höganäs Suedia	0,1	+3 (4,5)	4	0,5	-	termo-chimice
5	DAE+U3+C2	Bază	Distalloy AE	Höganäs Suedia	0,2	+3 (4,5)	4	0,5	-	termo-chimice
6	DAE+U3+C3	Bază	Distalloy AE	Höganäs Suedia	0,3	+3 (4,5)	4	0,5	-	călire + revenire
										termo-chimice

Tabelul 4.2 Caracteristicile probelor folosite la experimentări

Nr. probă	C [%]	p [MPa]	ρ [g/cm ³]	S [cm ²]	h [cm]	V [cm ³]	m [g]
1	0,1	700	7,52	6,54	0,618	4,045	30,42
2		500	7,10		0,637	4,166	29,58
3		400	6,70		0,701	4,588	30,74
4	0,2	700	7,50		0,620	4,056	30,42
5		500	7,01		0,667	4,363	30,59
6		400	6,68		0,724	4,738	31,65
7	0,3	700	7,48		0,602	3,937	29,44
8		500	6,99		0,654	4,283	29,94
9		400	6,66		0,709	4,641	30,91

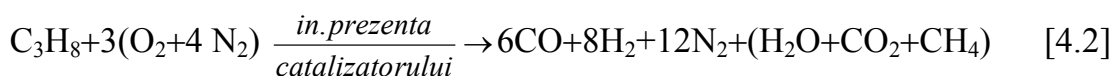
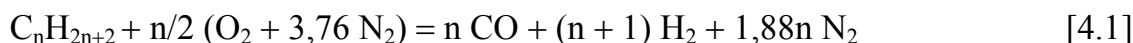
Atmosfera folosită pentru tratamentul termochimic este o atmosferă controlată pe bază de endogaz obținută în reactoare speciale denumite generatoare de atmosferă controlată endotermă prin transformarea propanului C_3H_8 (arderea unei hidrocarburi cu deficit de aer în raport cu ecuația stoechiometrică de ardere completă) în gaz de reducere (Gaz Rx) prin încălzirea amestecului propan – aer la $(980 \div 1100)^\circ C$ în prezența catalizatorului de nichel.

Gazul și aerul se găsesc în amestec în proporții de natură să asigure cantitatea de oxigen necesară obținerii CO fără CO_2 [64, 65, 66, 67].

Arderea propanului are loc în două etape:

- în prima etapă o parte din propan arde formând CO_2 și H_2O (reacție exotermă)
- în a doua etapă surplusul de propan reacționează cu CO_2 și H_2O pentru a forma CO și H_2 (reacție endotermă)

Reacția chimică globală după care se desfășoară procesul este:



Atmosfera astfel creată suferă un proces de răcire la temperatura atmosferică imediat după ieșirea din stratul de catalizator pentru evitarea oricărei reacții în afara retortei ($2 CO \rightarrow C(\text{negru de fum}) + CO_2$).

Debitul de aer necesar precum și debitul și compoziția chimică a atmosferei endoterme se calculează cu ecuațiile [40, 127]:

$$Q_{aer} = 2,38n \quad [m^3 \text{ aer}/m^3 \text{ gaz}] \quad [4.3]$$

$$Q_{atm} = 3,88n + 1 \quad [m^3 \text{ aer}/m^3 \text{ gaz}] \quad [4.4]$$

$$CO = \frac{n}{3,88n + 1} \times 100 \quad [\%] \quad [4.5]$$

$$H_2 = \frac{n + 1}{3,88n + 1} \times 100 \quad [\%] \quad [4.6]$$

$$N_2 = \frac{1,88n}{3,88n + 1} \times 100 \quad [\%] \quad [4.7]$$

Compoziția gazului Rx este: CO ; H_2 ; $N_2 = 23,8\%$; $31,6\%$; $44,6\%$.

Coeficientul de mărire a volumului gazului în urma reacției este de 1,55.

Menținerea raportului între debitul aerului și cel al gazului este deosebit de important, deoarece la valori mici ale debitului de aer catalizatorul devine inactiv

ca urmare a depunerii negrului de fum, iar pe de altă parte creșterea debitului de aer conduce la creșterea componentelor oxidante CO_2 și H_2O .

Reglarea funcționării generatorului se face în funcție de temperatura (măsurarea) punctului de rouă a endogazului produs și a conținutului de CO_2 . Temperatura punctului de rouă se reglează prin ajustarea automată (manuală) a raportului aer – gaz, în **Fig. 4.2** fiind prezentată corelația dintre punctul de rouă și conținutul în CO_2 al atmosferei endoterme [40,127].

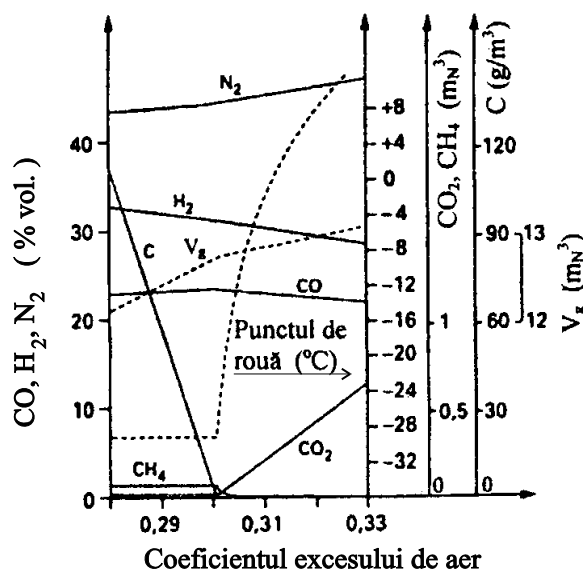


Fig. 4.2 Compoziția de echilibru la 1050 °C a atmosferei endoterme (amestec aer – propan) în funcție de coeficientul excesului de aer (coeficientul excesului de aer = volumul de aer introdus în generator/volumul de aer necesar arderii complete a 1 m³ gaz conform ecuației stoechiometrice de ardere) [40,127].

Setarea debitmetrului instalației se face conform parametrilor din **tabelul 4.3**

Tabelul 4.3 Parametrii aferenți debitului instalației de carburare

	AER	C_3H_8
Debitmetru	53,3 m ³ /h	7,25 m ³ /h
Micrometru	automat	2,5 l/min

Raportul teoretic aer–gaz este: $\frac{AER}{GAZ} = \frac{7,143}{1}$ și se păstrează în limitele $7,2 \div 7,5/1$.

Funcționarea optimă a generatorului corespunde valorii de 75% din capacitatea gazului Rx.

Mentținerea generatorului la temperatura de regim (1080 °C) se face prin intermediul răcitorului retortei cu apă de răcire a cărei temperatură trebuie să fie mai mică de 35 °C (temperatura critică - 60 °C) la un debit minim de 2 m³/h și o presiune LPG de 110 mm coloană apă. Temperatura cuptorului diferă de

temperatura gazului Rx produs, fiind necesare o serie de reglaje pentru a se ajunge la echilibrul corespunzător temperaturii cuptorului. În incinta de lucru în zona tratamentului termochimic atmosfera este reducătoare H_2 , CO și N provenită din reacția mai sus amintită care este controlată prin intermediul unui microprocesor **CONTROLLER Fig. 4.3** în funcție de mai mulți parametri: CPs, CPr, P, I, D [93]:

P, I, D – factori de proporționalitate, integratori și derivatori ai sistemului de comandă care se setează în funcție de tehnologie și experiența utilizatorului;

CPs – setat de **CONTROLLER**, este %CP (concentrația de carbon urmărită a se obține în stratul tratat);

CPr – concentrația de carbon reală din cuptor.

În timpul tratamentului termochimic (zona tratamentului termochimic a cuptorului) concentrația de carbon a suprafeței crește continuu de la o valoare inițială Co la cea prescrisă Cs (setată la **CONTROLLER**).

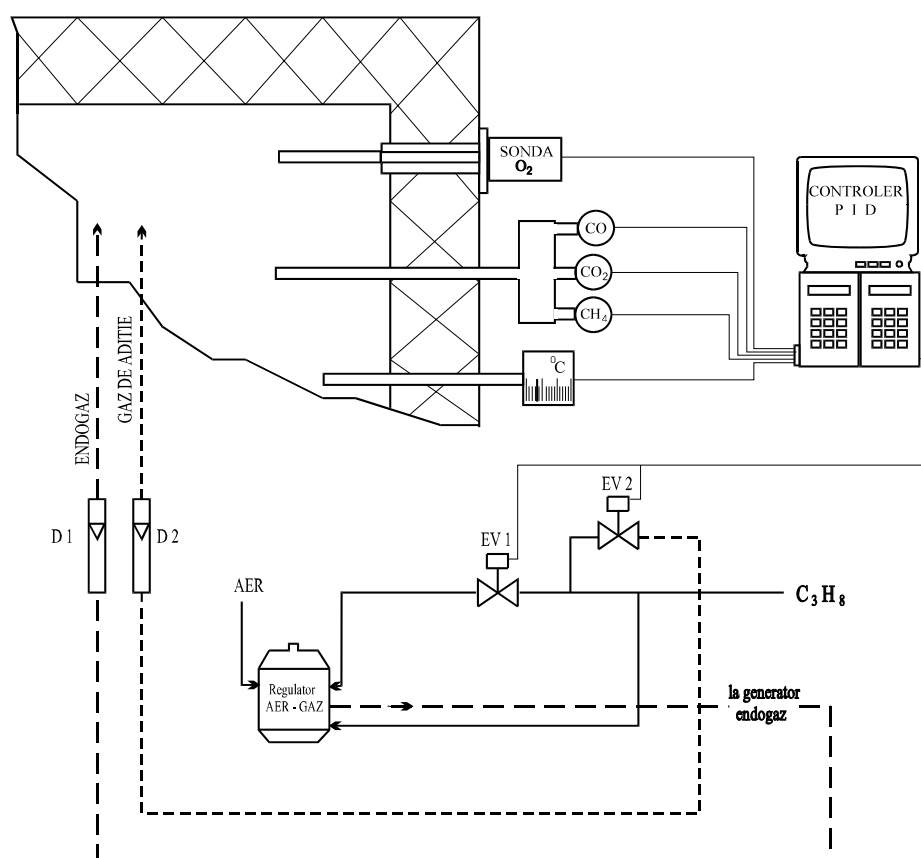


Fig. 4.3 Schema sistemului de control și reglare a atmosferei de tratament termochimic (potențialului de carbon) utilizând o sondă de oxigen și analizor cu infraroșii pentru CO , CO_2 și CH_4 conform tehnologiei DAEWOO [93]

Acest lucru se realizează pe seama transferului de substanță activă (carbon, azot) din atmosfera de lucru în suprafața piesei, respectiv prin intermediul monoxidului de carbon.

Gazul carburant se obține din propanul care se introduce în incinta de lucru pentru menținerea unui potențial constant determinat prin raportul $p\text{CO}/p\text{CO}_2$ ($0,85 \div 1,05$) și a temperaturii de tratament care se face prin comandarea parametrilor funcției CONTROLER-ului (CPs, CPr, P, I, D) pe baza datelor atmosferei cuptorului furnizate de sonda de oxigen, analizorul cu infraroșii și termocuplă.

Parametrii P, I, D, CPs și CPr sunt variabili de la o zonă la alta a cuptorului și depind de o serie de factori cum ar fi: punctul de rouă al gazului Rx, compoziția chimică ($\% \text{CO}$), presiunea din cuptor, debitul de gaz Rx, direcția de curgere a gazului Rx, temperatura din cuptor, gradul de omogenizare a atmosferei din cuptor, frecvența de deschidere a ușilor.

Microprocesorul CONTROLER comandă la rândul său electrovanele EV 1 și EV 2 care modifică debitul gazului de adiție (C_3H_8) care este introdus în incinta de lucru a cuptorului precum și de debitul gazului care alimentează regulatorul AER – GAZ al generatorului endogaz.

4.4.2. Tehnologia tratamentului de carburare accelerată în propan aplicat în cadrul cercetărilor

Probele din materialele cu compoziția chimică descrisă în **tabelul 4.2** de formă cilindrică precum și epruvetele pentru încercări la tracțiune și reziliență au fost mai întâi sinterizate la 1150°C în vid, conform ciclogramei din **Fig. 4.4** [85]

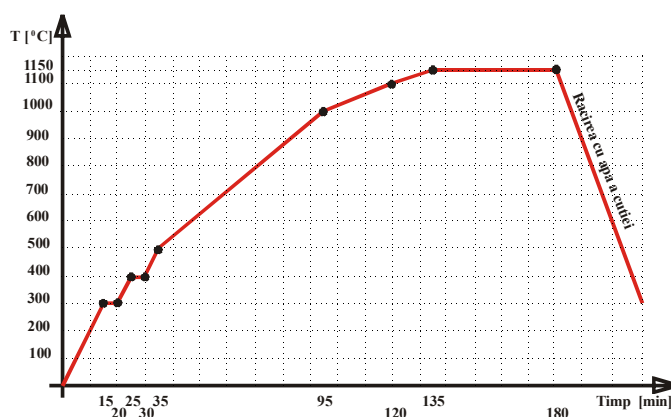


Fig. 4.4 Ciclograma de sinterizare în cutie etanșe cu vid 10^{-2} torr în cuptorul electric [85].

De asemenea, s-au folosit piese din producția S.C. SINTEROM S.A. Cluj-Napoca și anume rondelle de sprijin și butuci sincron, care au servit drept elemente de comparare. După sinterizare, probele au fost supuse tratamentului de carburare accelerată în propan, conform ciclogramei din **Fig. 4.5**, utilizând parametrii de reglaj prezentați în **tabelul 4.4** [89].

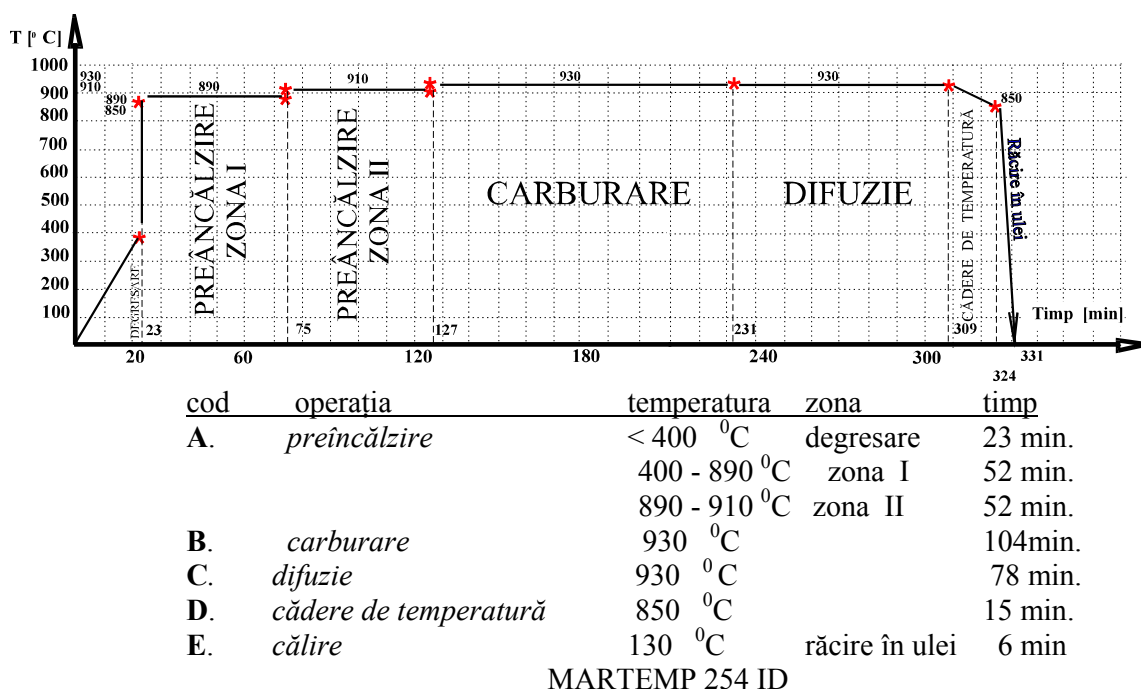
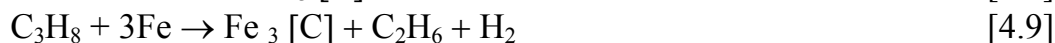


Fig. 4.5 Ciclograma tratamentului de carburare accelerată în propan [89]

Tabelul 4.4 Parametrii de reglaj ai instalației de carburare

Parametrii	Preîncălzire			Carburare	Difuzie	Cădere Temp.
	Degresare	Zona I	Zona II			
Temp (°C)	400	890	910	930	930	850
Gaz Rx (m ³ /h)	-	10	10	8	8	10
C ₃ H ₈ (l/min)	-	1,5	1,5	AUTOMAT	AUTOMAT	AUTOMAT
Potențial carbon %C	-	-	-	1,05	0,95	0,85
Timp (min.)	23	52	52	104	78	15

În cadrul tratamentului are loc încălzirea probelor la temperatura de austenitizare, aceasta realizându-se în două cicluri, unul mai rapid, până la temperatura de 890 °C (încălzire timp de 52 de minute), iar cel de-al doilea ciclu este mult mai lent, în sensul că încălzirea de la 890 °C la 910 °C are loc în 52 de minute. În continuare, probele trec în zona de carburare, unde temperatura este de 930 °C, potențialul de carbon fiind de 1,05, iar durata operației de absorbție a carbonului pe suprafața materialului este de 104 minute. În continuare, probele sunt trecute în zona de difuzie, care are un potențial mai mic de carbon, și anume 0,95 %, zonă în care carbonul difuzează în profunzimea stratului superficial. În incinta de lucru, la carburare au loc următoarele reacții chimice:

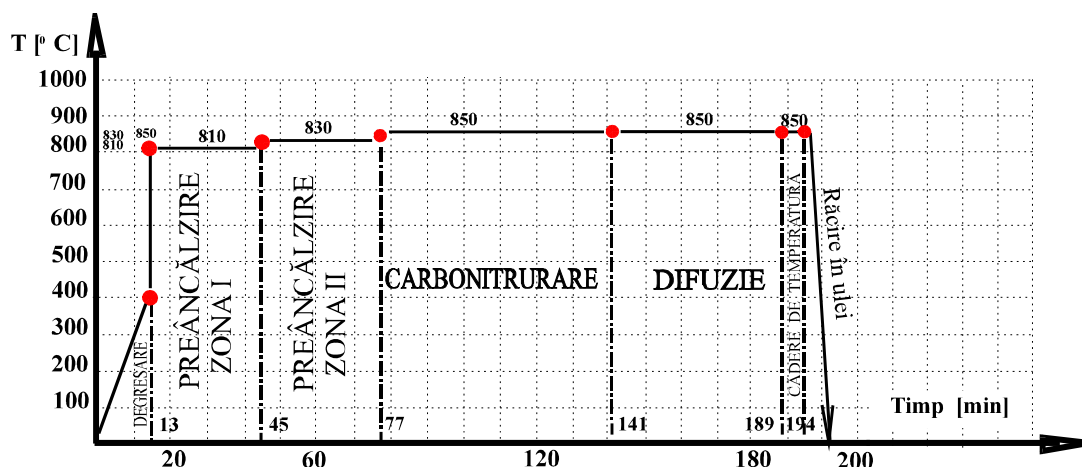


După cum se observă, în urma TTch în stratul superficial al probelor se formează carburi de tipul Fe[C].

Probele sunt răcite în zona căderii de temperatură până la 850 °C pentru călire. În această zonă potențialul de carbon al atmosferei este de 0,85 %, iar timpul de menținere este de 15 minute. În acest stadiu au fost scoase o parte din probe pentru a se studia compoziția în carbon a stratului superficial, precum și microstructura startului. Celelalte probe au continuat ciclul în cuptor și anume au fost răcite pentru călire în ulei Martemp 254 ID în regim de răcire forțată timp de 6 minute [88].

4.4.3. Tehnologia tratamentului de carbonitrurare accelerată în azot și propan aplicat în cadrul cercetărilor

Probe din aceeași categorie cu cele asupra cărora s-a practicat TTch de carbonitrurare în azot și propan. Ciclograma urmată în cadrul TTch este prezentată în **Fig. 4.6**, iar parametrii de lucru sunt prezentați în **tabelul 4.5** [90, 92].



cod	operația	temperatura	zona	timp
A.	<i>preîncălzire</i>	< 400 °C	degresare	13 min.
		400 - 810 °C	zona I	32 min.
		810 - 830 °C	zona II	32 min.
B.	<i>carbonitrurare</i>	850 °C		64min.
C.	<i>difuzie</i>	850 °C		48 min.
D.	<i>cădere de temperatură</i>	830 °C		5 min.
E.	<i>călire</i>	130 °C	răcire în ulei	6 min

MARTEMP 254 ID

Fig. 4.6 Ciclograma tratamentului de carbonitrurare accelerată în azot și propan [90].

Tabelul 4.5 Parametrii de reglaj ai instalației de carbonitrurare [92]

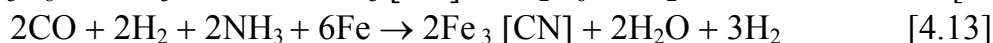
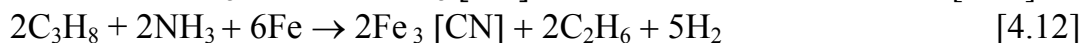
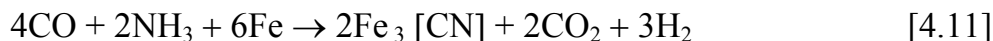
Parametrii	Preîncălzire			Carbo – nitrurare	Difuzie	Cădere Temp.
	Degre- sare	Zona I	Zona II			
Temp (°C)	400	810	830	850	850	830
Gaz Rx (m ³ /h)	-	10	10	8	8	10
C ₃ H ₈ (l/min)	-	1,5	1,5	AUTOMAT	AUTOMAT	AUTOMAT
NH ₃ (l/min)	-	2	2	2	2	2
Potențial carbon (%CP)	-	-	-	1,0	0,9	0,8
Timp (min.)	13	32	32	64	48	5

În prima etapă (zona I) piesele sunt încălzite la 810 °C timp de 32 minute, după care temperatura este ridicată la 830 °C în alte 32 minute în zona II de preîncălzire.

Urmează etapa de carbonitrurare când piesa este încălzită la 850 °C și unde suprafața este îmbogățită puternic în carbon și azot timp de 64 min. datorită atmosferei de carbonitrurare din cuptor care are un potențial de carbon de 1,00% și un debit al gazului amoniac de 2 l/min.

După această etapă urmează etapa de difuzie timp de 48 min. la aceeași temperatură de 850°C unde atmosfera din cuptor are potențialul de carbon de 0,9% și un debit al gazului amoniac de 2 l/min.

În incinta de lucru, la carbonitrurare au loc următoarele reacții chimice:



În stratul superficial al piesei apar carburi mai dure de tipul Fe [CN] decât cele de tipul Fe[C] de la carburare.

După difuzie se reduce temperatura piesei la 830 °C timp de 5 minute, după care piesele sunt călite (răcite) în ulei într-un bazin cu răcire forțată prin agitator, după care la temperatura de aproximativ 130 °C sunt scoase în atmosfera naturală. O parte din probe au fost scoase din cuptor înaintea călirii.

4.5. STRUCTURA ȘI PROPRIETĂȚILE STRATURILOR TRATATE TERMOCHIMIC

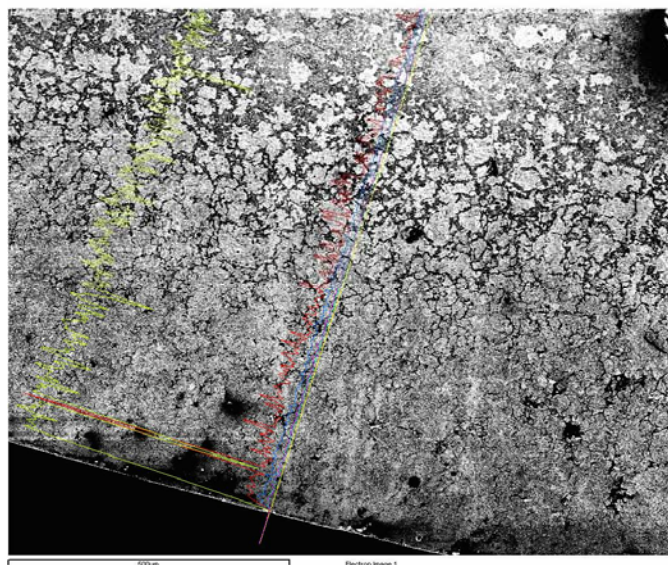
Structurile obținute după aplicarea TTch de carburare și carbonitrurare accelerată în propan și respectiv în azot și propan au fost studiate din punct de vedere al compoziției chimice și din punctul de vedere al naturii constituenților structurali.

4.5.1. Compoziția chimică a straturilor carburate

Determinările s-au făcut pe probe carburate în stare șlefuită și lustruită prin procedeul descris în paragraful 2.3.1, folosind programul INCA. În **Fig. 4.7** este redată evoluția compoziției chimice în stratul carburat în cazul oțelului pe bază de pulbere Distalloy AE care a avut inițial conținutul de 0,1 % C, iar în **Fig.4.8** este reprezentată distribuția elementelor în stratul carburat în cazul unei probe similare, dar pe bază de pulbere de fier DWP.

Analizând comparativ cele două imagini constatăm că în cazul OS pe bază de pulbere Distalloy AE, adâncimea stratului carburat ajunge până la limita de 900 micrometri, în timp ce în cazul OS industrial pe bază de pulbere de fier DWP, de la circa 450 de micrometri conținutul în carbon începe să scadă în adâncime. Este de remarcat faptul că peak-urile din grafice nu trebuie luate în considerare, întrucât fiind vorba de oțeluri realizate prin MP, distribuția pulberilor elementale în faza de omogenizare nu poate fi perfectă.

Prin urmare, din punctul de vedere al compoziției în carbon a straturilor carburate în aceleași condiții de carburare, dar pentru tipuri diferite de oțeluri se observă că în cazul noului tip de oțel, și anume oțelul pe bază de pulbere prealiată de Fe tip Distalloy AE, adâncimea stratului carburat este aproape dublă, și anume circa 900 micrometri, față de circa 400 ÷ 450 micrometri în cazul OS pe bază de pulbere de fier DWP amestecată cu aceleași elemente de aliere (Cu, Ni, Mo) folosită în producția industrială de la S.C. SINTEROM S.A. Cluj-Napoca.



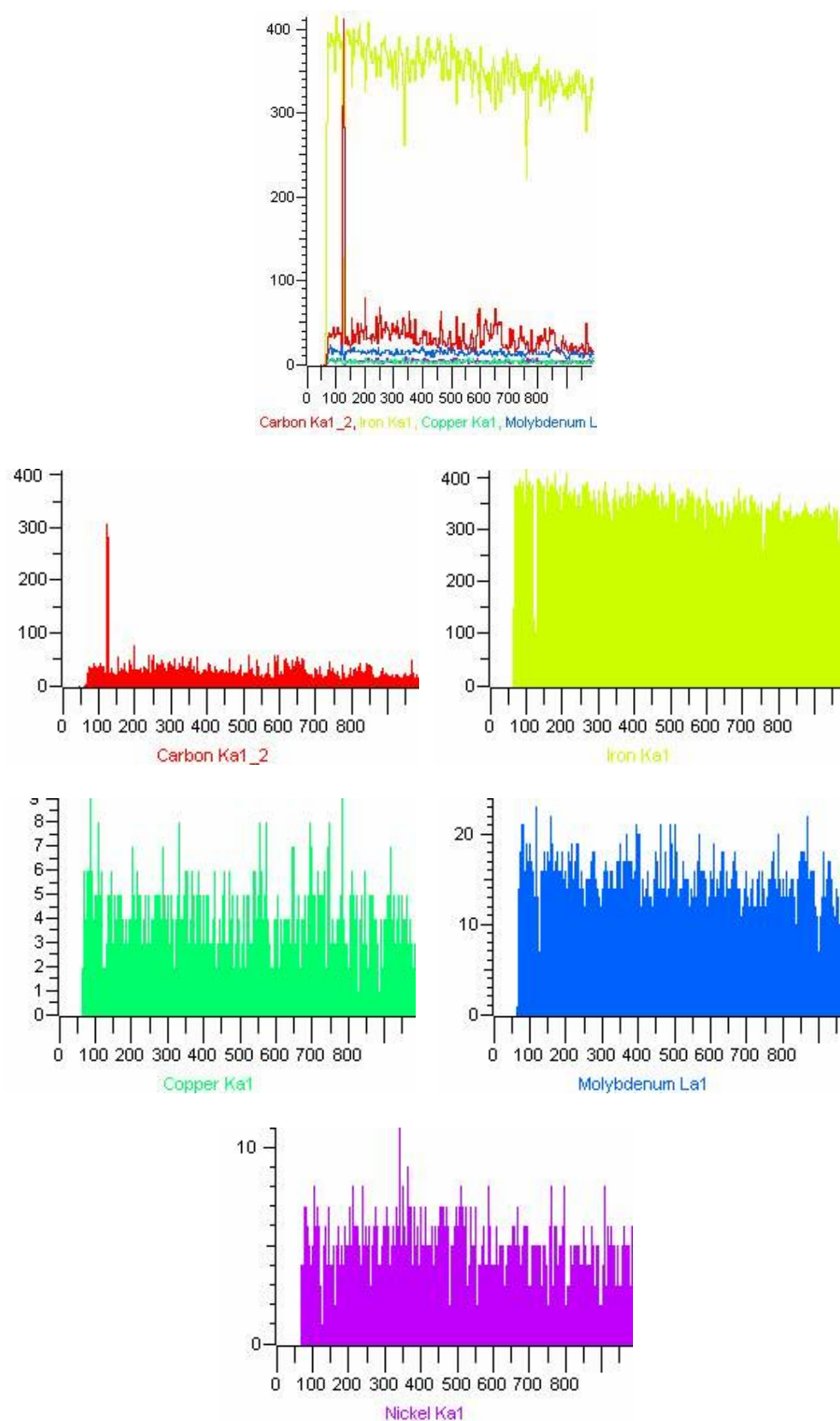


Fig. 4.7 Strat carburat și evoluția compoziției chimice pentru Distalloy AE

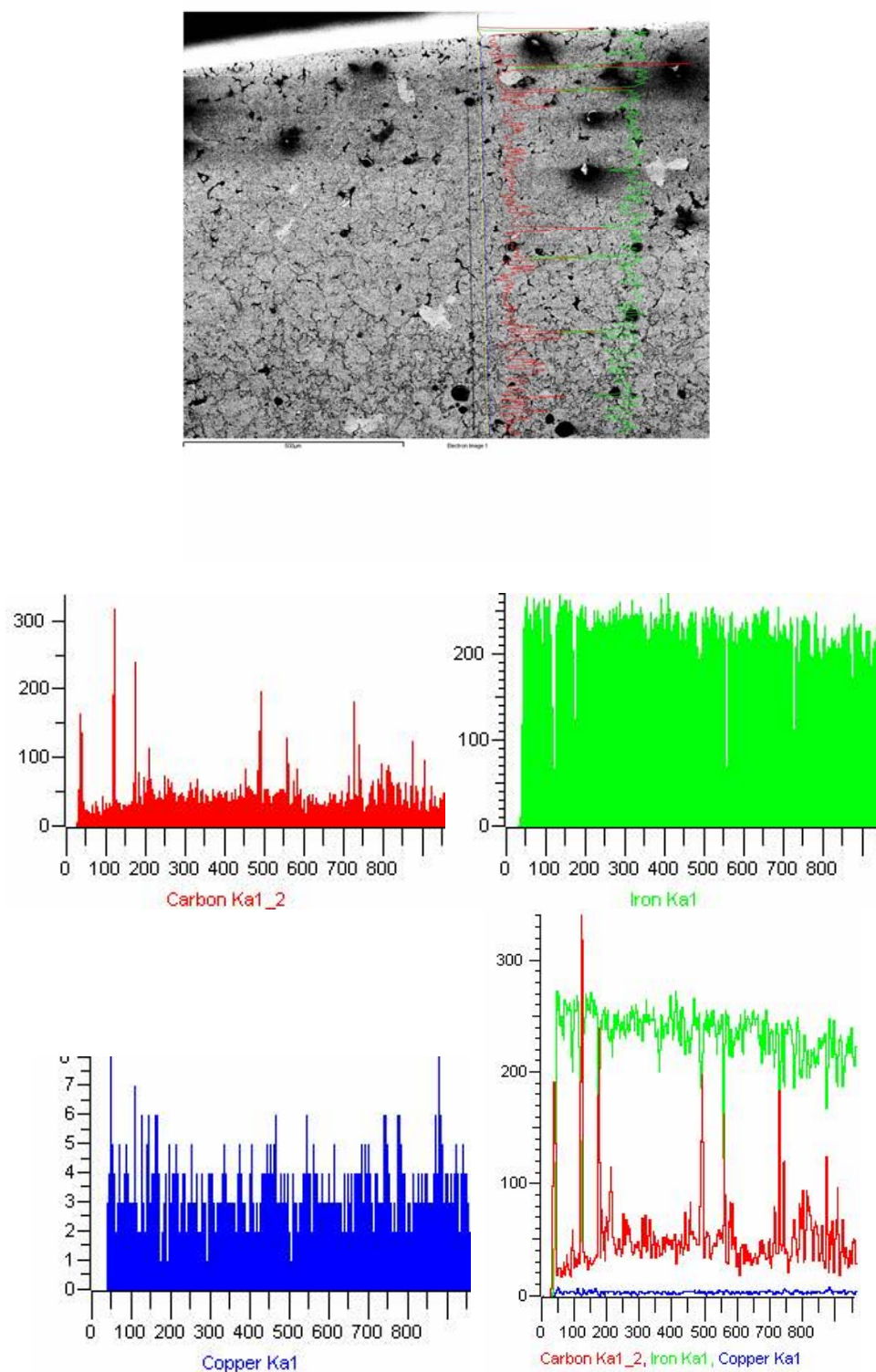


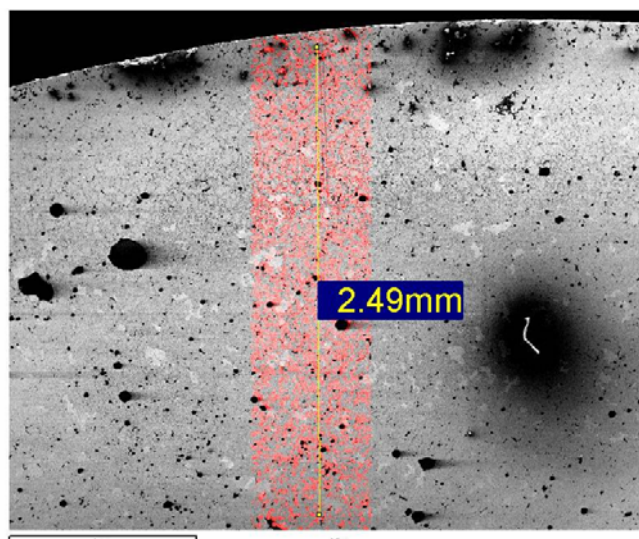
Fig. 4.8 Strat carburat și evoluția compoziției chimice pentru Fe DWP

Conform imaginilor din **Fig. 4.7** rezultă că are loc îmbogățirea în C a stratului de suprafață pe o adâncime de 800 μm . Se obține scăderea conținutului în C (graficul roșu) în profunzime pornind din suprafață în paralel cu reducerea intensității pentru Fe (graficul verde). Elementele de aliere Cu, Ni, Mo se păstrează la fel ca în starea sinterizată și netratată termic.

4.5.2. Compoziția chimică a straturilor carbonitrate

Au fost analizate aceleași tipuri de probe și anume pe bază de pulbere prealiată de fier tip Distalloy AE și, respectiv pulbere de fier de tip DWP după tratamentul de carbonitrurare.

În **Fig. 4.9** este prezentată compoziția chimică în stratul superficial a OS pe bază de pulbere Distalloy AE, iar în **Fig. 4.10** este prezentată compoziția chimică în stratul carbonitratat a OS pe bază de pulbere DWP. Se impune ca o primă remarcă faptul că datorită limitelor aparaturii de lucru (a se vedea paragraful 2.3.1) nu s-a putut detecta conținutul de azot.



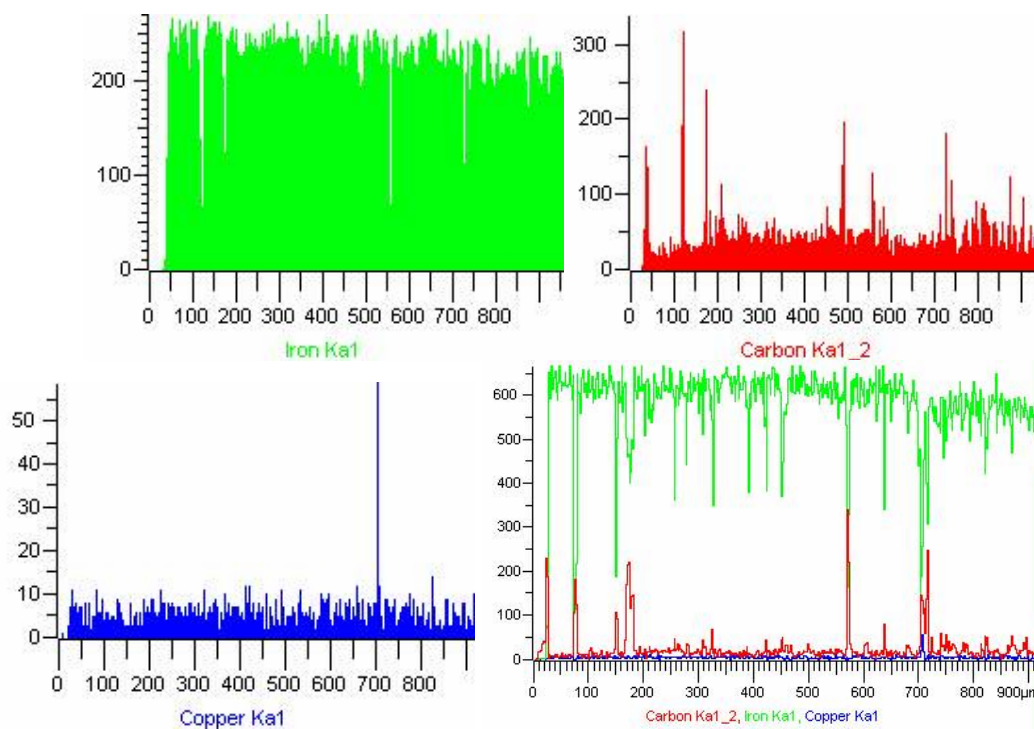
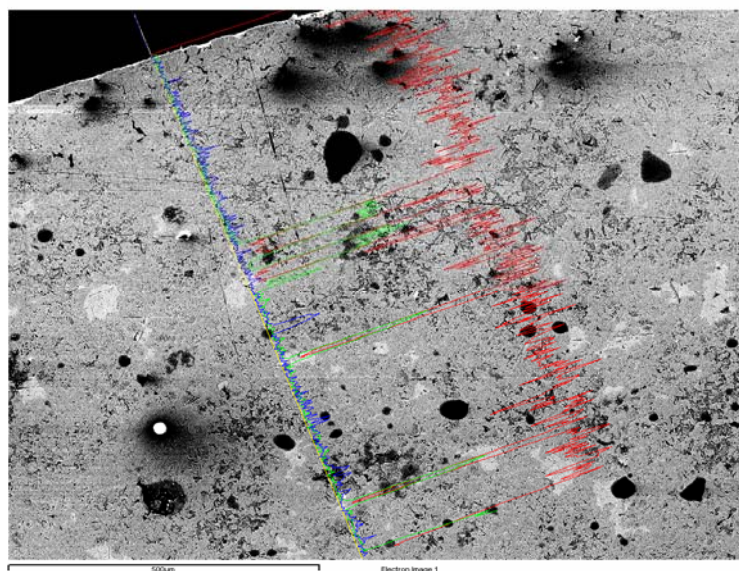


Fig. 4.9 Strat carbonitrat și evoluția compoziției chimice pentru Distalloy AE



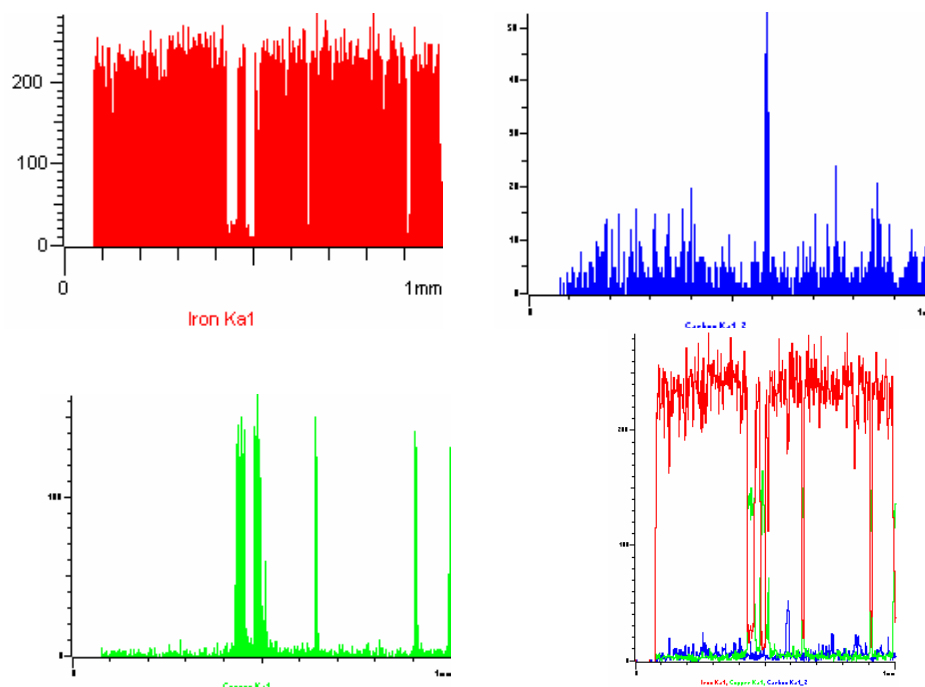


Fig. 4.10 Strat carbonitrat și evoluția compoziției chimice pentru Fe DWP

Analizând cele două figuri constatăm următoarele:

- stratul carbonitrat (îmbogățit în C) în cazul OS pe bază de pulbere prealiată Distalloy AE are adâncimea mai mare de 800 μm în timp ce în cazul OS industrial pe bază de pulbere de fier DWP 200 adâncimea stratului nu depășește (500 ÷ 600) μm . (roșu în **Fig. 4.9** și albastru în **Fig. 4.10**).
- distribuția C în stratul superficial carbonitrat este mult mai uniformă în cazul OS pe bază de pulbere Distalloy AE. Se observă o decarburare în ambele cazuri pe adâncimea de (50 ÷ 100) μm . de la suprafață dar aceasta este mai mică la OS pe bază de pulbere prealiată Distalloy AE.

În ansamblu dată fiind calitatea mai bună a stratului carbonitrat se poate afirma că OS elaborat din pulbere de fier prealiată Distalloy AE are capacitatea tehnologică superioară de a fi supus TTch de carbonitrare accelerată în azot și propan.

4.5.3. Microstructurile straturilor carburate

Analizele s-au făcut pe straturile superficiale ale OS după TTch de carburare urmat de TT de călire, aceasta datorită faptului că piesele confecționate din astfel de oțeluri sunt utilizate în această stare de tratament.

Constituenții structurali au fost determinați prin difracție cu raze X și prin analiză microscopică. Difracția cu raze X s-a practicat pe un difractometru DRON3.

În **Anexa 4.1** și **Anexa 4.2** sunt prezentate difractogramele OS pe bază de pulbere prealiată de fier Distalloy AE, respectiv de fier DWP realizate în stratul de suprafață carburat + călit în ulei. În ambele cazuri se constată prezența constituenților tipici de călire: martensită + austenită reziduală.

Forma și distribuția constituenților structurali a fost determinată prin microscopie optică, respectiv electronică.

În **Fig. 4.11** sunt redată microstructurile obținute după sinterizarea celor două categorii de oțeluri. Din analiza lor rezultă că, constituenții structurali sunt ferita și perlita, predominând ferita datorită conținutului scăzut în carbon (în amestec s-a introdus 0,1 % grafit). De asemenea ies în evidență porii și respectiv grafitul nelegat care sunt elemente specifice structurilor sinterizate.

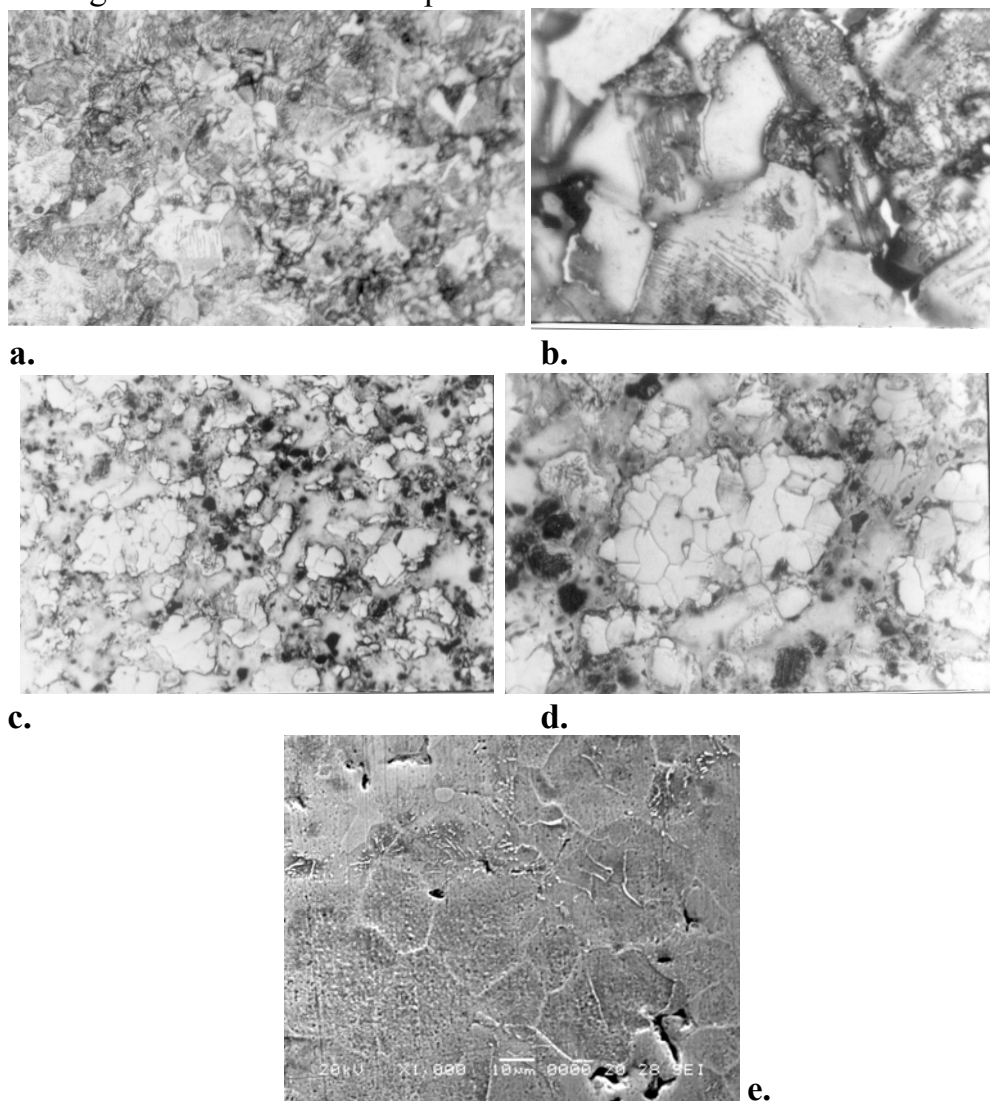


Fig.4.11 Microstructura după sinterizare la 1150 °C timp de 30 min. pentru un aliajele cu compoziția chimică:

- a.** Fe(DWP 200) + 5%Cu + 0,1%C, **b.** Fe(DWP 200) + 5%Cu + 0,3%C,
c. Fe(Distalloy AE) + 3%Cu + 0,1%C, **d.** Fe(Distalloy AE) + 3%Cu + 0,3%C
e. Fe (Distalloy AE) + 3%Cu + 0,1%C (SEM)

În **Fig. 4.12** sunt redată microstructurile probelor pe bază de pulbere DWP respectiv, Distalloy AE în zona stratului carburat și călit.

Se poate observa că, constituentul majoritar este martensita de călire, fapt ce înseamnă că s-a ajuns la o îmbogățire în carbon care a asigurat posibilitatea ulterioară de călire. În cazul OS pe bază de pulbere Distalloy AE se observă că după carburare și călire avem o structură de martensită fină de tip acicular stabilizată de Ni, precum și austenită reziduală.

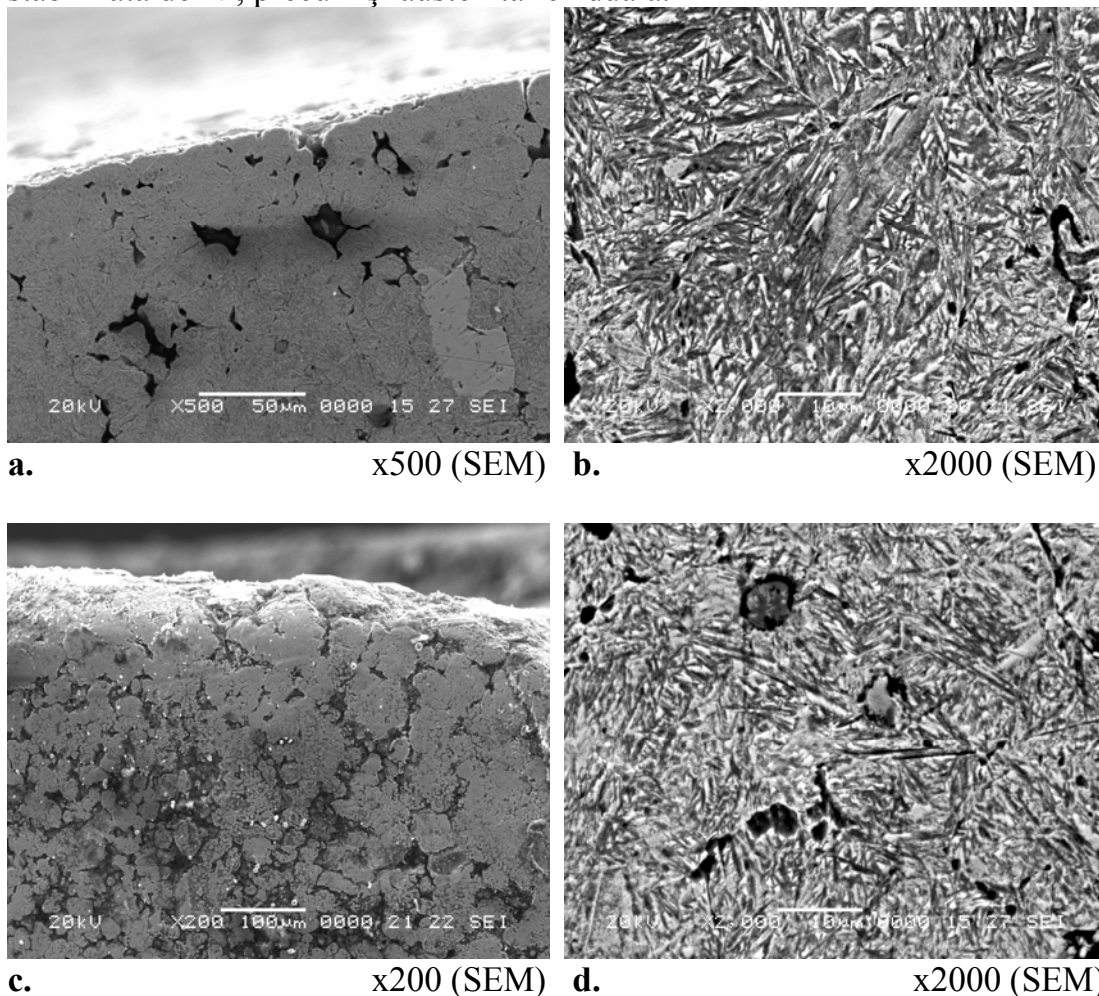


Fig.4.12 a, b Microstructura stratului carburat și călit în ulei pentru proba
Fe(DWP200) + 5%Cu + 0,1% grafit
c, d Microstructura stratului carburat și călit în ulei pentru proba
Fe(Distalloy AE)+3%Cu+0,1%grafit

Analiza microscopică a straturilor carburate și călite scoate în evidență faptul că adoptarea procedurii de carburare accelerată în propan este benefică pentru OS, fapt ce rezultă din structurile tipice de călire și în plus din calitatea martensitei obținută în finalul proceselor. Aceasta urmează să se reflecte prin valoarea caracteristicilor mecanice ale OS aduse în stările respective.

4.5.4. Microstructurile straturilor carbonitrurate

Analog OS carburate s-a procedat și la analiza structurii straturilor carbonitrurate în **Anexa 4.3**, respectiv **Anexa 4.4** fiind redată difractograma de raze X practicate asupra probelor în stratul superficial carbonitrurat și călit, iar în **Fig.4.13** și în **Fig. 4.14** sunt redată microstructurile în strat ale probelor din OS pe bază de pulbere prealiată de fier Distalloy AE, respectiv DWP după carbonitrurare și călire, iar în **Fig. 4.15** și în **Fig. 4.16** [87] sunt redată microstructurile în strat ale pieselor din OS de tipul F50-N2-U2-69 (executat din pulbere de fier DWP) respectiv DAE + U3 + C1 (executat din pulbere de fier Distalloy AE).

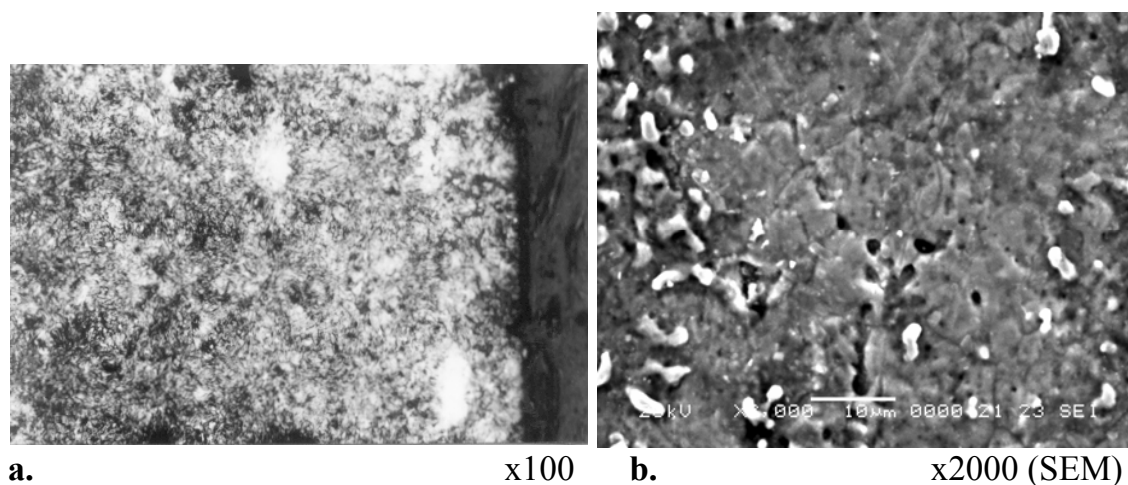


Fig.4.13 Microstructura stratului carbonitrurat și călit în ulei pentru proba Fe (DWP 200) + 5%Cu + 0,1%C

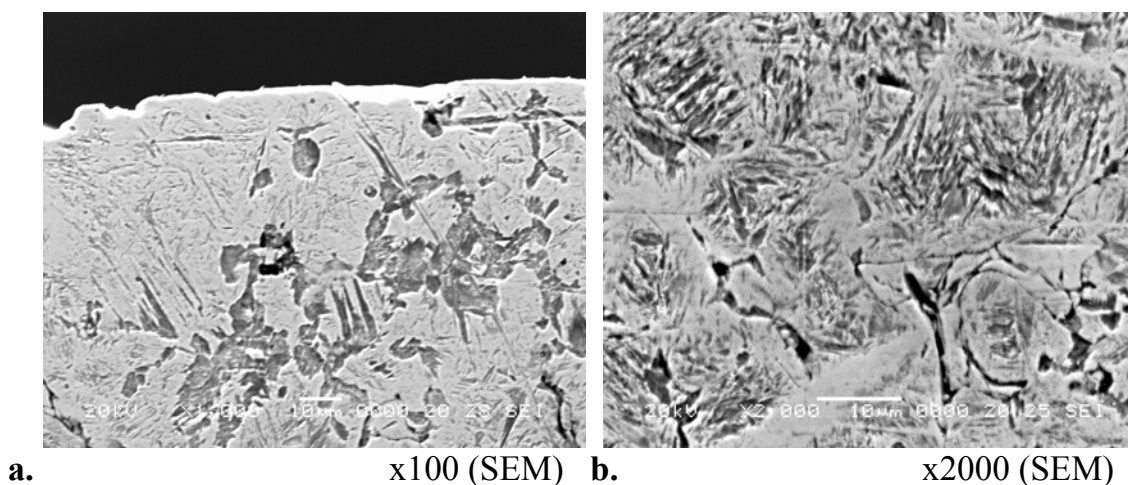
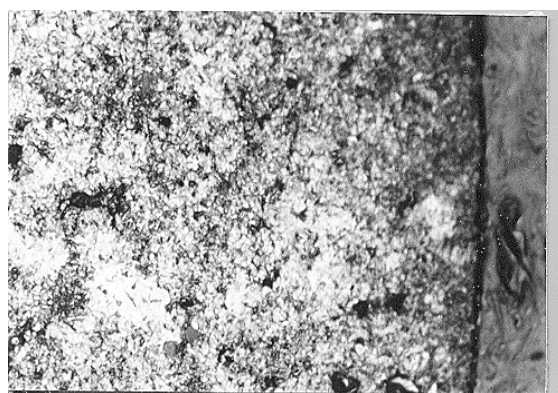
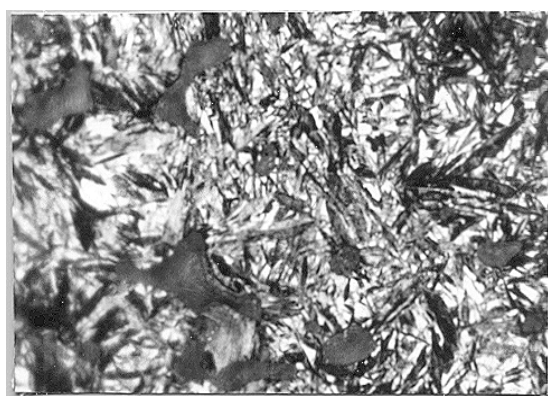


Fig.4.14 Microstructura stratului carbonitrurat și călit în ulei pentru proba Fe (Distalloy AE) + 3%Cu + 0,1 %C

**a.**

x100

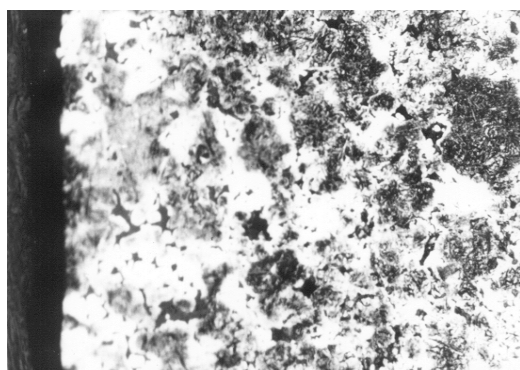
**b.**

x1000

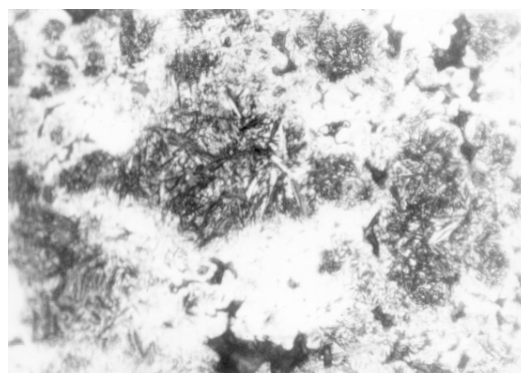
**c.**

x1000

Fig.4.15 Microstructura stratului carbonitrat și călit în ulei pentru piesa Rondelă de sprijin I (**fig.2** din **tabelul 2.11**);

**a**

x100

**b**

x200

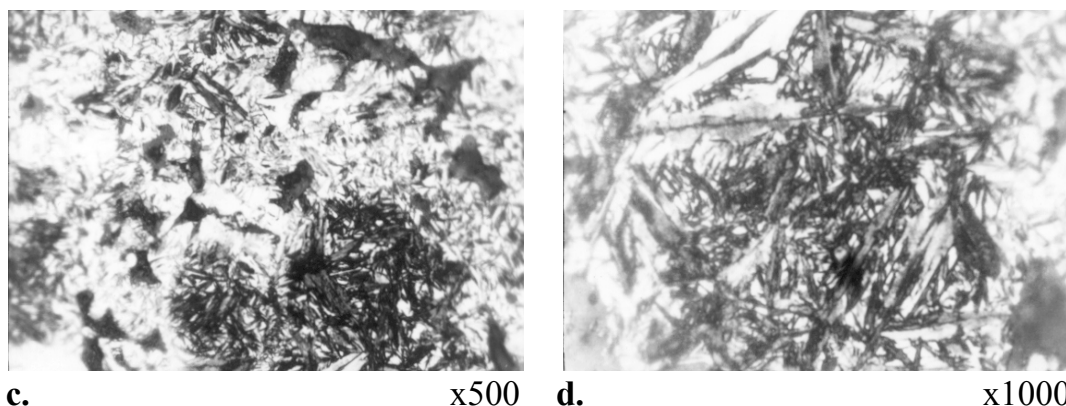


Fig.4.16 Microstructura stratului carbonitrat și călit în ulei pentru piesa butuc sincron (**fig 5** din **tabelul 2.11**) [87].

Față de situația probelor carburate, difractogramele de raze X indică prezența martensitei și austenitei reziduale și a nitrurilor de fier: Fe_2N , Fe_3N , iar din punct de vedere microscopic, dat fiind faptul că, carbonitrurarea și călirea după carbonitrurare se face la temperaturi mai scăzute decât carburarea, cantitățile de martensită sunt mai mici. În ceea ce privește cele două tipuri de OS, în cazul celui ce are la bază pulberea de fier Distalloy AE, după carbonitrurare și călire se identifică prezența în structură a unui constituent alb intens care este martensita aciculară fină stabilizată de Ni, precum și carburi ale fierului și azotului $\text{Fe}[\text{CN}]$ alături de care se găsește austenita reziduală.

În cazul OS pe bază de pulbere de fier DWP structura este asemănătoare, dar în strat avem martensită de călire fină.

Diferența dintre cele două oțeluri constă în faptul că, în cazul OS pe bază de pulbere Distalloy AE, martensita este aglomerată în cuiburi, structură caracteristică troostitei, constituent care îmbină duritatea și tenacitatea ridicată.

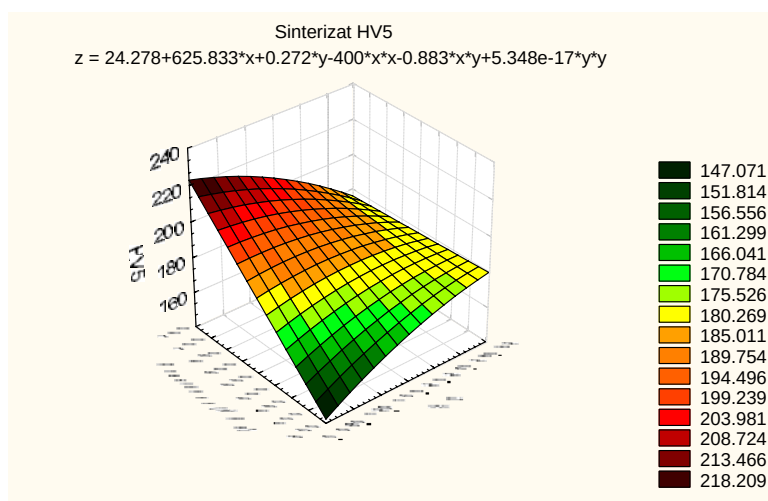
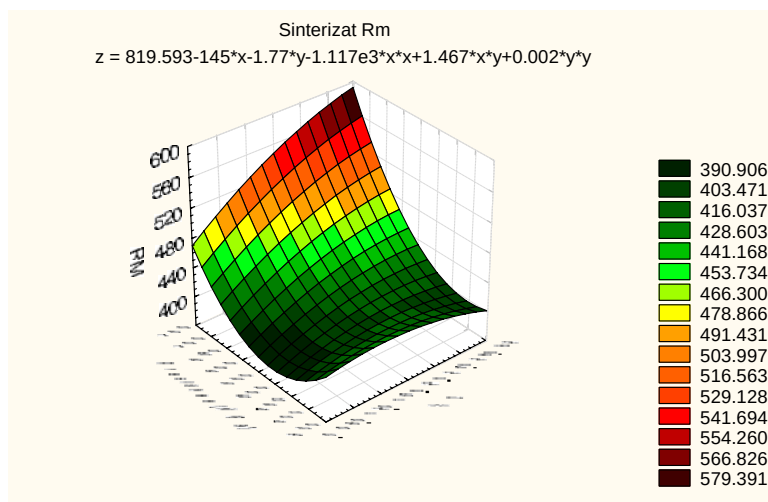
4.5.5. Caracteristicile mecanice și de utilizare ale oțelurilor sinterizate tratate termochimic

Probele din OS în stare sinterizată și respectiv tratate termochimic și călite au fost supuse încercărilor la tracțiune, la duritate și reziliență, evoluția celor trei caracteristici mecanice fiind redată în **Fig. 4.17 ÷ Fig. 4.25**.

După cum se poate observa în graficele respective variabilele au fost conținutul în carbon a probelor înaintea tratamentului termochimic, respectiv presiunea de compactizare care de fapt determină densitatea probei. Valorile optime rezultate din aceste grafice sunt sintetizate în **tabelul 4.6**.

Tabelul 4.6 Caracteristicile mecanice ale probelor tratate termochimic și călite

Nr. probă	Densitate	Rm [MPa]			Reziliență			Duritate		Strat CN+călit
		Sint.	Carb + Călit	CN + Călit	Sint.	Carb + Călit	CN + Călit	HRB	HV5	
								Sint.	Strat carb+călit	
1	7,52	400	525	557	3	8,9	4,9	80	270	367
2	7,10	400	432	445	2,9	8,5	4,3	74	206	352
3	6,70	376	392	412	2,7	8,3	3,8	69	179	270
4	7,50	512	555	573	3,9	6,6	3,4	92	335	395
5	7,01	469	498	512	3,6	6,2	3	86	315	353
6	6,68	412	420	433	3,5	5,7	2,9	83	304	293
7	7,48	533	557	583	4,4	5,4	2,9	108	395	492
8	6,99	498	518	525	4,3	5,2	2,5	96	342	359
9	6,66	420	426	445	4,1	4,7	1,9	89	319	317

**Fig.4.17****Fig.4.18**

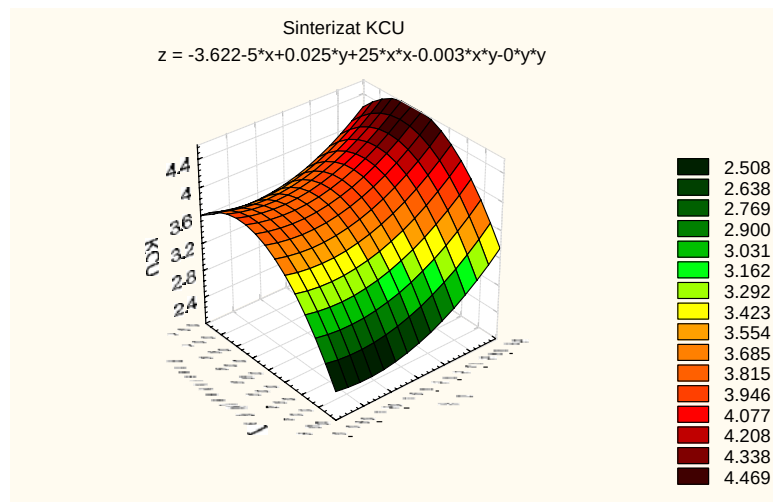


Fig.4.19

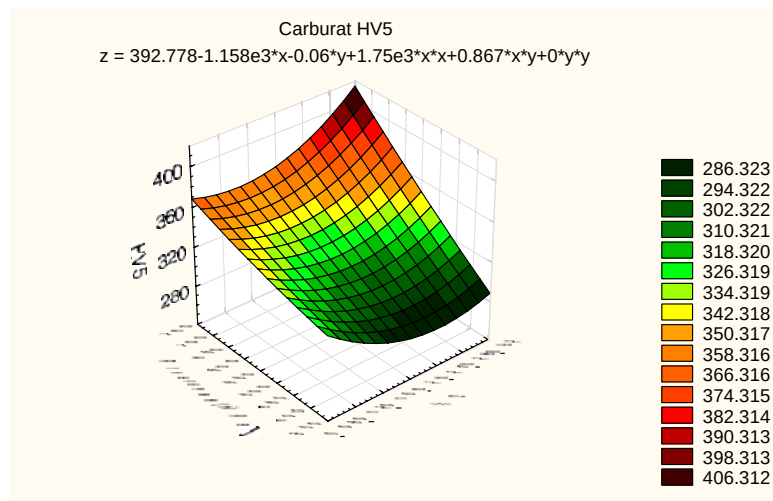


Fig.4.20

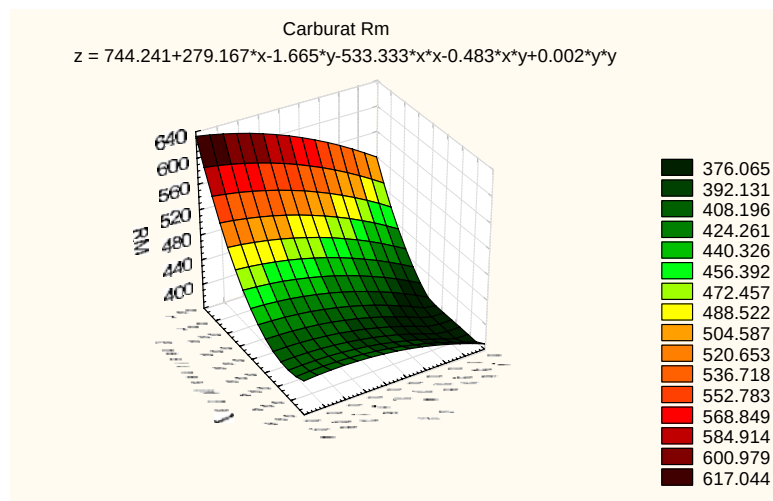


Fig.4.21

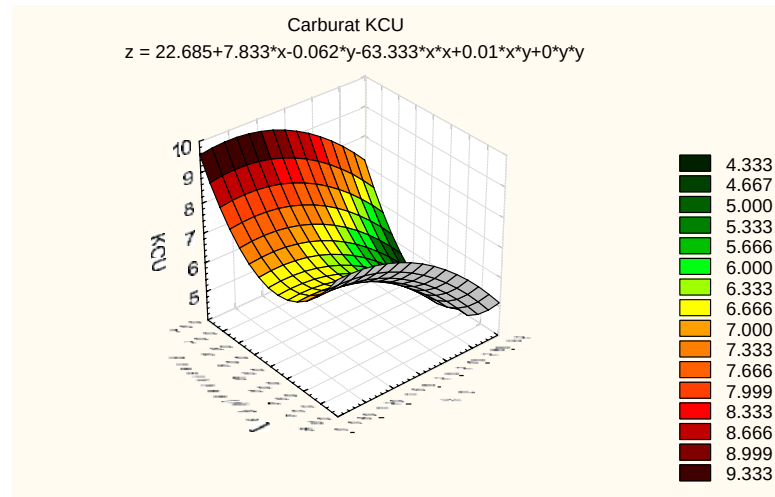


Fig.4.22

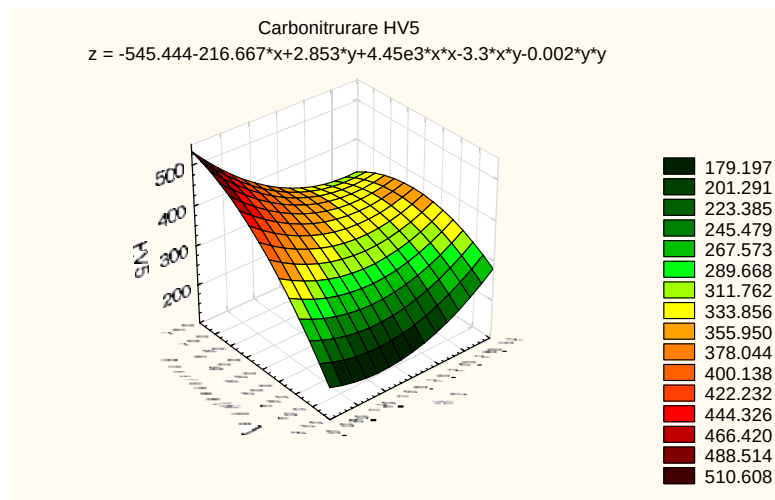


Fig.4.23

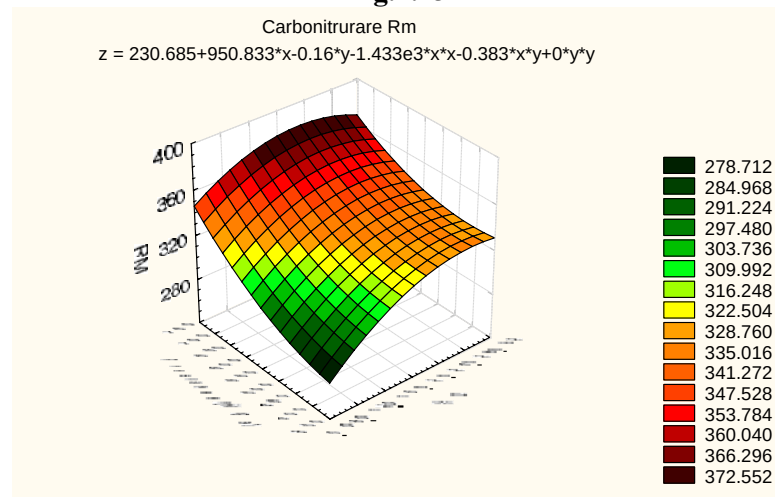


Fig.4.24

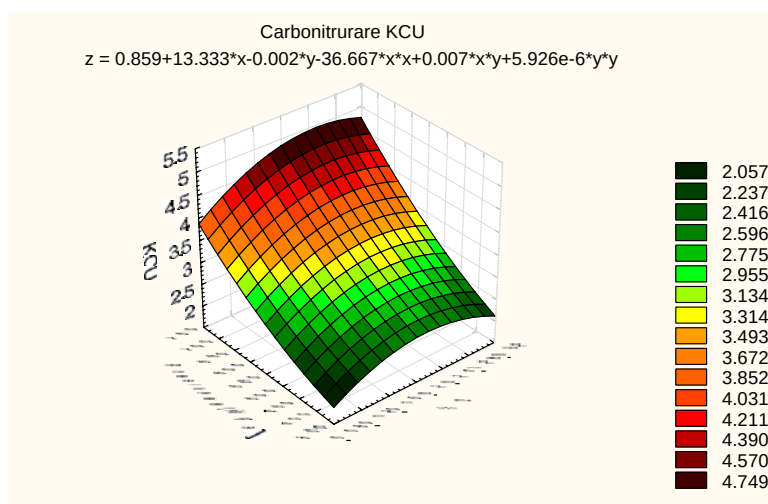


Fig.4.25

Din grafice și din **tabelul 4.6** se constată următoarele:

- duritățile cele mai ridicate le au probele care inițial au avut un conținut în grafit între (0,16 ÷ 0,20) %; întrucât duritatea a fost determinată pe strat înseamnă că prin tratamentul termochimic de carburare respectiv carbonitrurare a avut loc îmbogățirea corespunzătoare în carbon, respectiv carbon și azot fapt ce dă posibilitatea creșterii durităților în stratul tratat termochimic și călit;
- analizând comparativ duritățile în strat în stare sinterizată, respectiv în stare de OS tratat termochimic și călit, creșterile de duritate sunt notabile așa cum se poate constata din ultimele trei coloane ale **tabelului 4.6**;
- în ceea ce privește diferențele de duritate HV₅ între probele din OS carburat și călit respectiv OS carbonitrat și călit probele carbonitrate au durități mai mari cu (15 ÷ 35) %;
- în ceea ce privește rezistența mecanică având în vedere datele din **tabelul 4.2** și **tabelul 4.6** se constată următoarele:
 - rezistența mecanică a probelor din OS crește odată cu creșterea conținutului în carbon, densitatea materialului având o influență mai mică; spre exemplu proba nr. 9 având 0,3 % C și densitatea $\rho = 6,66 \text{ g/cm}^3$ are rezistența mecanică de 420 MPa față de proba nr. 1 care are 0,1 % C și $\rho = 7,52 \text{ g/cm}^3$ atingând rezistența mecanică de 400 MPa;
 - pentru probele cu același conținut în carbon de 0,3 % C (probele nr. 7, 8, 9) rezistența mecanică crește odată cu creșterea densității;
 - referitor la diferența de rezistență mecanică între probele din OS în stare sinterizată respectiv în stare tratată termochimic și călit se constată că rezistența mecanică crește cu circa (8 ÷ 12) % în cazul probelor tratate termochimic;

- asemănător cu duritatea și rezistența mecanică a probelor carbonitrate și călite este mai mare comparativ cu cea a probelor carburate și călite;
- reziliența este influențată de conținutul în carbon și anume ea scade odată cu creșterea concentrației în carbon a OS și de asemenea pentru același conținut în carbon reziliența descrește odată cu descreșterea densității OS. Din punctul de vedere al influenței tratamentelor termochimice asupra acestui parametru constatăm că cele mai bune valori de reziliență le au probele în stare carburată și călită în timp ce cele în stare carbonitrată și călită au reziliență uneori mai mică decât în stare sinterizată.

Ca o concluzie în ceea ce privește influența TTch de carburare și carbonitrare accelerată în azot și propan rezultă faptul că cele trei caracteristici mecanice sunt afectate pozitiv, valorile determinate fiind mai mari decât cele indicate în cataloage (a se vedea **Anexa 3.1** și **3.2**), reziliența fiind mai puțin îmbunătățită în cazul probelor carbonitrate și călite.

4.5.6. Comportarea la uzură a oțelurilor sinterizate tratate termochimic

Pentru experimentări s-a procedat la executarea unor serii de teste la uzură prin utilizarea cuplei de frecare cu disc în condiții de frecare uscată (fără lubrifianți) pe un stand cu disc rotitor de forma celui prezentat în **Fig. 4.26**, cu epruvetele fixate pe discul inferior, viteza relativă fiind de 5,25 m/s (viteză de valoare medie).

Discul de frecare (contra-piesa probelor carburate) este confecționat din oțel aliat călit, cu o duritate de 61 HRC și cu rugozitatea de $(1,6 \div 3,2) \mu\text{m}$, și este răcit cu apă și aer pentru evitarea încălzirii la frecare, fenomen ce poate modifica plasticitatea materialului.

Epruvetele în număr de trei dispuse la 120° pe același platan cu $\varnothing 100\text{mm}$. au dimensiunile de $10 \times 10 \times 5\text{mm}$. și rugozitatea inițială de $1,6 \mu\text{m}$.

Sarcina de apăsare este în funcție de greutatea " G " care în cazul de față este de 2,5 kg și se aplică timp de 20 min.

În **Fig.4.27** se prezintă vibrogramele și coeficienții de frecare în cazul probelor studiate, iar în **tabelul 4.7** sunt prezentați coeficienții de frecare obținuți în urma testului, valorile pierderilor de masă ale probelor studiate și rugozitatea suprafețelor uzate; coeficienții de frecare se calculează după metoda ARCHARD în funcție de intensitatea de uzare a fiecărei probe.

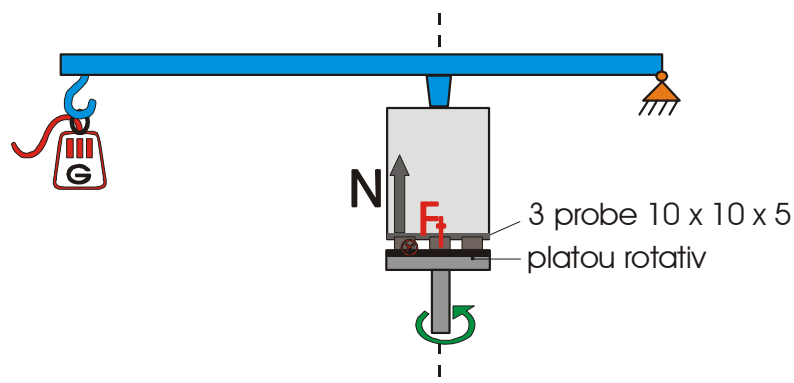


Fig.4.26 Schema cinematică a standului cu disc rotitor pentru încercarea la uzură

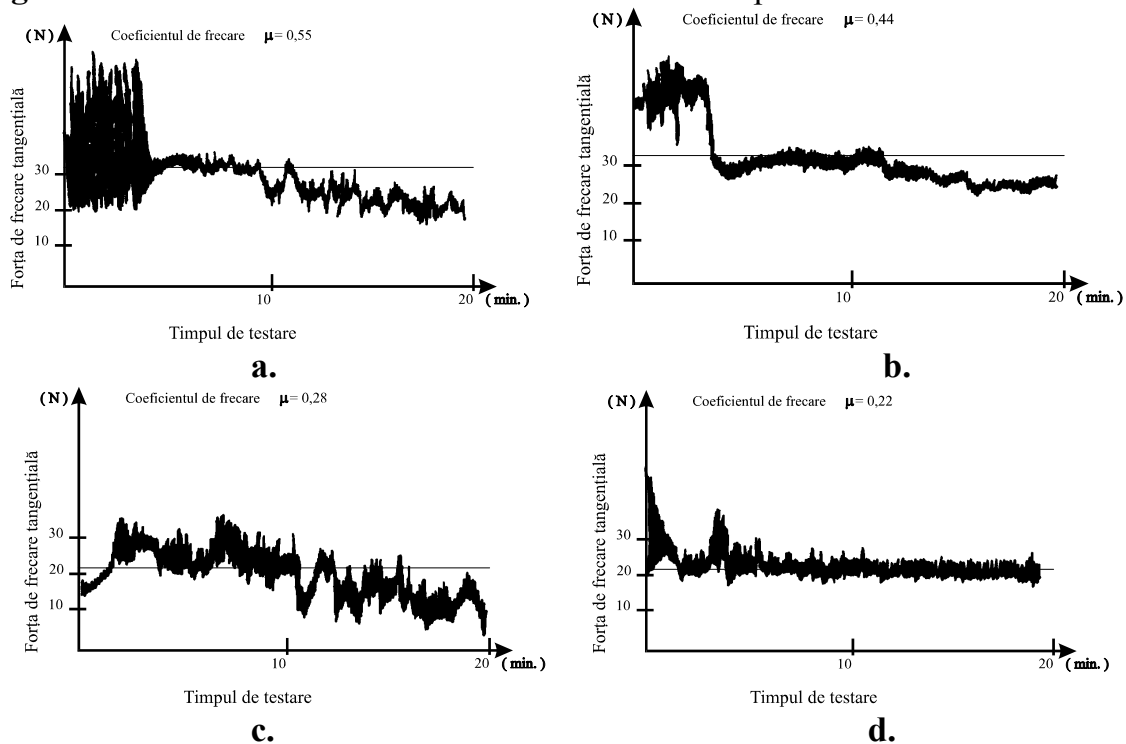


Fig. 4.27 Vibrogramele la uzură pentru oțel carbon:

Fe(DWP 200) – 5%Cu – 0,1%C **a.** sinterizat; **b.** carburat și călit în ulei
 Fe(Distalloy AE) + 3%Cu + 0,1%C **c.** sinterizat, **d.** carburat și călit în ulei

Tabelul 4.7

Material (marca)	Proces teh. de execuție	Masa epruvetei –media determinărilor [g]			Coef.de frecare μ	Rugozit. R_A [$\mu\text{m.}$]
		m_i	m_f	Δm		
Fe(DWP 200) – 5%Cu – 0,1%C	sinterizat	3,228	3,072	0,156	0,55	8,21
	carburat+călit	3,280	3,219	0,061	0,28	4,64
Fe(DistalloyAE) + 3%Cu+0,1%C	sinterizat	3,207	3,092	0,115	0,44	5,54
	carburat+călit	3,250	3,210	0,040	0,22	2,26

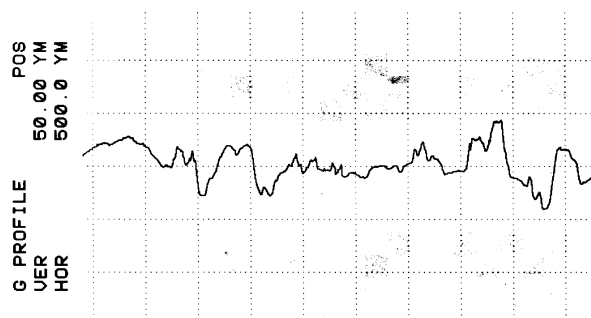
Datele prezentate în tabelele 4.7 și 4.8 relevă faptul că probele din OS pe bază de pulbere Distalloy AE se comportă la uzură mai bine decât OS fabricate pe bază de pulbere de fier DWP 200.

Astfel coeficienții de frecare în cazul OS pe bază de pulbere de fier Distalloy AE sunt mai mici comparativ cu OS pe bază de pulbere de fier DWP 200 atât în stare sinterizată a probelor cât și în stare TTch și călit.

În aceleași stări cele două OS au rugozitatea Ra diferită și anume aceasta este mai mică în cazul probelor din OS pe bază de pulbere de fier Distalloy AE.

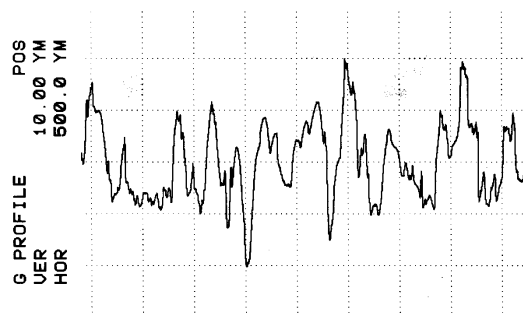
În ceea ce privește influența TTCh urmate de călire pentru ambele grupe de oțeluri constatăm că atât coeficientul de frecare cât și rugozitatea sunt mai bune în cazul probelor carbonitruate și călite comparativ cu cele carburate călite.

DWAR-CRAIOVA
CAMERA DE MASURA
G1214W006/00
INSPECTOR:
PART NAME:
NR.:
DAT.: 18.07.00 13:21
PROGRAM 1
MEASUREMENT ***
T8 FRW-750 750 22
LT 5.600 MM
LM 4.000 MM
UB 250.0 YM
LC GS 0.800 MM
RA 8.21 YM
RMAX 48.86 YM



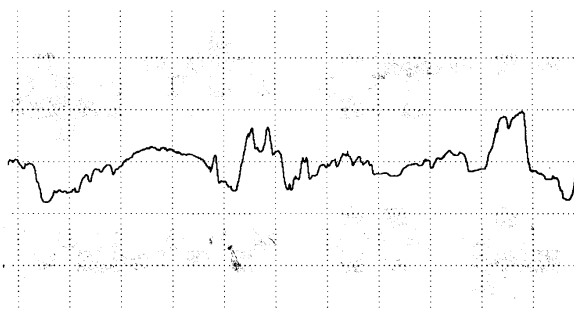
a.

DWAR-CRAIOVA
CAMERA DE MASURA
G1214W006/00
INSPECTOR:
PART NAME:
NR.:
DAT.: 18.07.00 13:32
MEASUREMENT 4
T8 FRW-750 750 22
LT 5.600 MM
LM 4.000 MM
UB 250.0 YM
LC GS 0.800 MM
RA 4.64 YM
RMAX 34.44 YM

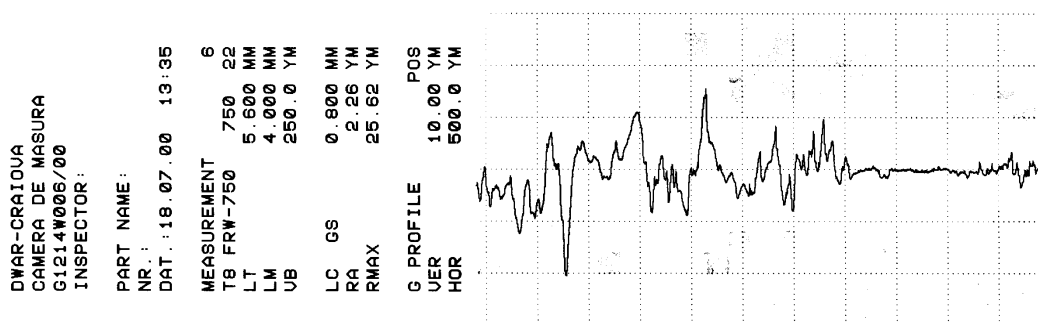


b.

DWAR-CRAIOVA
CAMERA DE MASURA
G1214W006/00
INSPECTOR:
PART NAME:
NR.:
DAT.: 18.07.00 13:25
MEASUREMENT 2
T8 FRW-750 750 22
LT 5.600 MM
LM 4.000 MM
UB 250.0 YM
LC GS 0.800 MM
RA 5.54 YM
RMAX 47.90 YM
G PROFILE POS
VER 50.00 YM
HOR 500.0 YM



c.



d.

Fig. 4.28 Profilograme la uzură pentru :

Fe(DWP 200) – 5%Cu – 0,1%C **a.** sinterizat; **b.** carburat și călit în ulei
Fe(Distalloy AE) + 3%Cu + 0,1%C **c.** sinterizat, **d.** carburat și călit în ulei

Din rezultatele prezentate se poate observa că o serie întreagă de oțeluri sinterizate se pot trata termochimic prin carburare accelerată în atmosferă de azot și carbon urmată de călire în ulei, dar rezultate mult mai bune se obțin pentru oțelurile din pulberi de fier prealiate cu Ni și Mo în amestec cu Cu și grafit, pentru un conținut mai mare de 0,5%C.

În special Mo este un element care mărește substanțial călibilitatea oțelurilor sinterizate deoarece produce autocălirea suprafeței la răcire a materialului, în acest fel obținându-se duriități mari și rezistențe superioare la uzură în timp ce miezul rămâne tenace.

Prin aplicarea procedurii de carburare accelerată în propan se obțin duriități ale stratului superficial apropiate de cele obținute în tratamentele termochimice ale oțelurilor clasice, iar valorile celorlalte proprietăți sunt mai mult sau mai puțin apropiate de cele ale oțelurilor clasice în afara rezilienței care are valori scăzute apropiate de cele obținute direct din sinterizare, rezultând că oțelurile sinterizate își păstrează proprietățile de fragilitate fiind nerecomandate pentru procese care prezintă sarcini cu șoc.

Asemănător cu metodologia descrisă anterior s-a procedat la executarea unor serii de teste la uzură și pentru probele tratate termochimic prin carbonitrurare accelerată în azot și propan urmată de TT de călire. În **Fig. 4.29** se prezintă vibrogramele și coeficienții de frecare în cazul materialelor studiate.

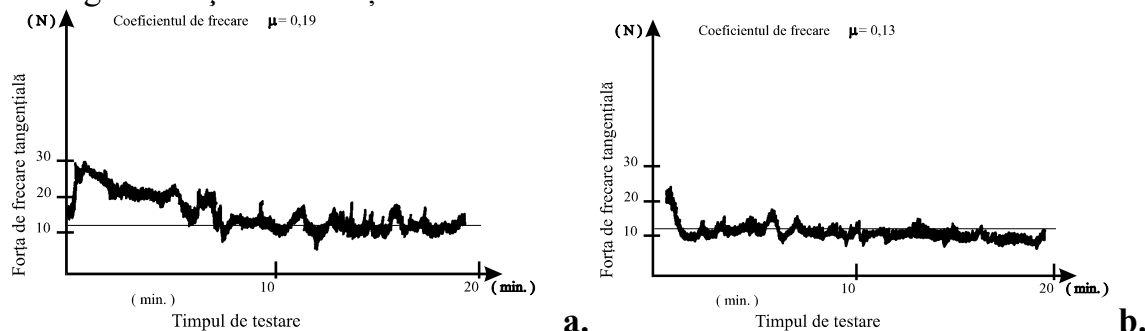


Fig. 4.29 Vibrogramele la uzură pentru oțel carbon: carbonitrurat și călit în ulei:
a. Fe(DWP 200) - 5%Cu - 0,1%C **b.** Fe(Distalloy AE) + 3%Cu + 0,1%C.

Tabelul 4.8 Coeficienții de frecare la uzură pentru oțel carbon: carbonitrat și călit în ulei

Material (marca)	Proces teh. de execuție	Masa epruvetei – media determinărilor [g]			Coef.de frecare μ	Rugozit. R_A [$\mu\text{m.}$]
		m_i	m_f	Δm		
Fe(DWP 200) - 5%Cu – 0,1%C	sinterizat	3,228	3,072	0,156	0,55	8,21
	carbonitrat+călit	3,200	3,090	0,110	0,19	2,26
Fe(DistalloyAE) + 3%Cu+0,1%C	sinterizat	3,207	3,092	0,115	0,44	5,54
	carbonitrat+călit	3,300	3,210	0,090	0,13	1,75

În **tabelul. 4.8** sunt prezentați coeficienții de frecare obținuți în urma testului de uzură, valorile pierderilor de masă ale probelor studiate și rugozitatea suprafețelor uzate; coeficienții de frecare se calculează după metoda ARCHARD în funcție de intensitatea de uzare a fiecăruia dintre materialele studiate.

Din analiza vibrogramelor din **Fig. 4.29** precum și a datelor din **tabelul.4.8** se observă că dintre oțelurile carbon realizate prin metalurgia pulberilor cele mai rezistente la uzură sunt cele aliate cu Mo și Ni și tratate termochimic prin carbonitrurare urmată de călire în ulei fiind mai dure decât cele obținute prin carburare și au un coeficient de frecare mai mic.

În cadrul experimentelor de analiză completă a oțelurilor carbon realizate prin metalurgia pulberilor tratate termochimic prin carbonitrurare accelerată în mediu de azot și propan urmată de călire în ulei s-a procedat și la ridicarea profilogramelor suprafețelor epruvetelor supuse la uzură.

Aceste profilograme sunt prezentate în **Fig. 4.30**.

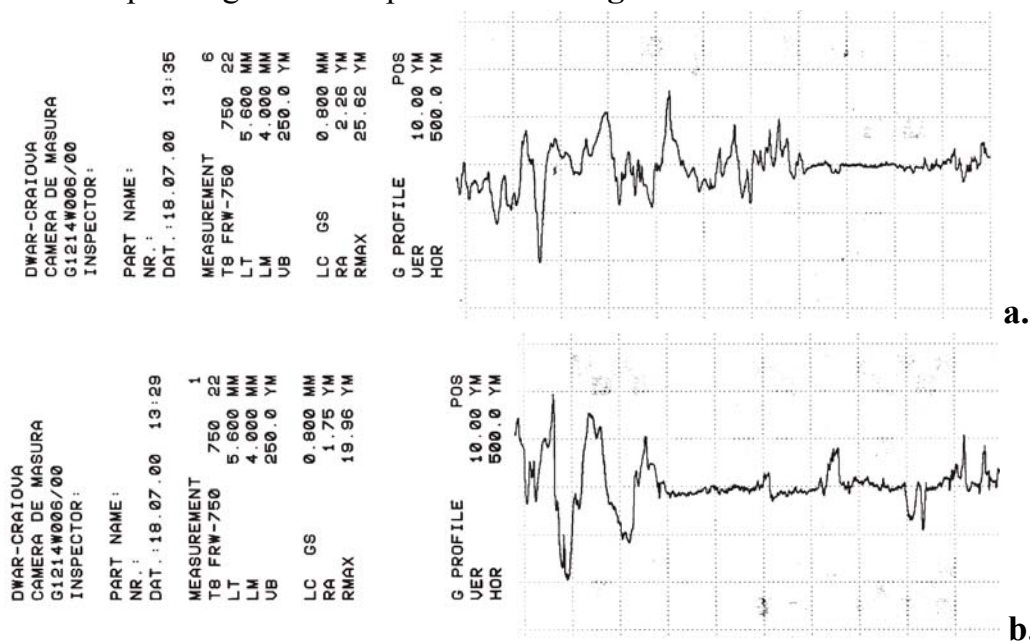


Fig.4.30 Profilograme la uzură pentru probe carbonitrurare urmată de călire în ulei:
a. Fe(DWP 200) – 5%Cu – 0,1%C **b.** Fe(Distalloy AE) + 3%Cu + 0,1%C.

4.6. CONCLUZII PARȚIALE

Cercetările din cadrul acestui capitol au vizat două aspecte principale, și anume:

- studiul posibilităților de aplicare a TTch de carburare și carbonitrurare OS în vederea asigurării unor caracteristici mecanice optime;
- studiul comparativ al efectelor TTch aplicate OS folosite la nivel industrial, respectiv OS fabricat pe bază de pulbere de fier Distalloy AE.

Ca o noutate trebuie subliniat faptul că experimentările s-au făcut practicând procedee moderne de TTch și anume carburarea și carbonitrurarea accelerată în mediu de azot și propan. Comparativ cu procedeele clasice de carburare, respectiv carbonitrurare în mediu gazos, aceste noi procedee și-au demonstrat superioritatea atât în ceea ce privește calitatea stratului tratat termochimic și călit, cât și prin reducerea cu (15 – 20)% a timpului de TTch comparativ cu procedeele convenționale.

Păstrând condițiile de TTch au fost studiate comparativ comportarea OS industriale pe bază de pulbere de fier DWP 200, respectiv a unor noi compoziții de OS pe bază de pulbere de fier Distalloy AE. Din punctul de vedere a calităților structurale ale straturilor rezultate în urma aplicării TTch plus călire, precum și al caracteristicilor mecanice (rezistență mecanică, reziliență, duritate) și de uzură ale celor două categorii de oțeluri.

Principalele contribuții aduse prin aceste experimentări sunt următoarele:

1. adâncimea straturilor tratate termochimic este cu circa 50% mai mare ($900 \div 950$) μm comparativ cu ($400 \div 450$) μm în cazul OS pe bază de pulbere de fier Distalloy AE față de OS industriale;
2. din punct de vedere al calității straturilor carburate, respectiv carbonitrate și călite, OS elaborate pe bază de pulbere Distalloy AE au o distribuție chimică mai uniformă a elementelor de TTch pe adâncimea stratului TTch comparativ cu OS de uz industrial.
3. în cazul OS pe bază de pulbere de fier Distalloy AE în structura stratului TTch plus călite se constată prezența unei martensite fine de tip acicular stabilizată de nichel comparativ cu OS industriale pe bază de pulbere de fier DWP 200.
4. deși ambele oțeluri conțin ca element de aliere nichel (circa 3,5 %), diferențele structurale recomandă utilizarea pentru elaborarea OS a pulberilor de fier prealiate, cum este pulberea Distalloy AE deoarece influența acestora asupra procesului de călire este mai pregnantă.
5. din punct de vedere caracteristicilor mecanice, cele trei caracteristici mecanice analizate (RM, KCU, HB) sunt afectate pozitiv ca urmare a aplicării TTch de carburare și carbonitrurare accelerată în propan și respectiv

în azot și propan. Valorile determinate experimental fiind superioare celor indicate în caracteristicile de produs.

6. în ceea ce privește comportarea OS TTch și călite la uzură sunt notabile în următoarele aspecte:

- în urma carburării, respectiv carbonitrurării, urmată de TT de călire, se micșorează coeficientul de frecare și rugozitatea suprafeței în cazul OS comparativ cu starea inițială sinterizată și acest lucru era de așteptat;
- TTch de carbonitrurare și călire este superior TTch de carburare și călire și acest lucru rezultă din analiza comparativă a coeficienților de frecare și anume se constată o creștere cu circa 40% a coeficientului de frecare în cazul OS pe bază de pulbere Distalloy AE carbonitrurat și călit, respectiv 32% în cazul OS industriale pe bază de pulbere DWP 200.
- este influențată, deasemenea, pozitiv de TTch de carbonitrurare plus călire astfel: R_A în cazul OS pe bază de pulbere de fier Distalloy AE este de 1,75 μm după carbonitrurare plus călire, respectiv 2,26 μm după carburare și călire. La fel în cazul OS industriale pe bază de pulbere DWP 200 $R_A=2,26 \mu\text{m}$ în stare carbonitrurat plus călit, respectiv $R_A=4,64 \mu\text{m}$ în stare carburat și călit.

În ansamblu, din cele prezentate rezultă că și în ceea ce privește comportarea noului OS elaborat pe bază de pulbere de fier prealiată Distalloy AE la TTch de carburare și carbonitrurare, caracteristicile mecanice ulterioare TTch și călirii, precum și rezistența la uzură sunt superioare OS industriale fabricate din pulberi de fier aliate cu pulberi elementale ale acelorași elemente de aliere.

CERCETĂRI ORIENTATE SPRE ELABORAREA UNUI NOU PROCEDEU DE FABRICARE A BENZILOR SUBȚIRI SINTERIZATE DIN OȚEL PRIN CARBURARE

5.1. SCOPUL ȘI OBIECTIVELE CERCETĂRIILOR

La ora actuală elaborarea benzilor subțiri din pulberi laminate și sinterizate este un procedeu destul de bine cunoscut [17, 23, 33, 58, 74, 81, 96, 114, 128, 131].

Elaborarea benzilor subțiri din oțel sinterizat în varianta tehnologică industrială urmează itinerariul prezentat în **Fig. 5.1**.

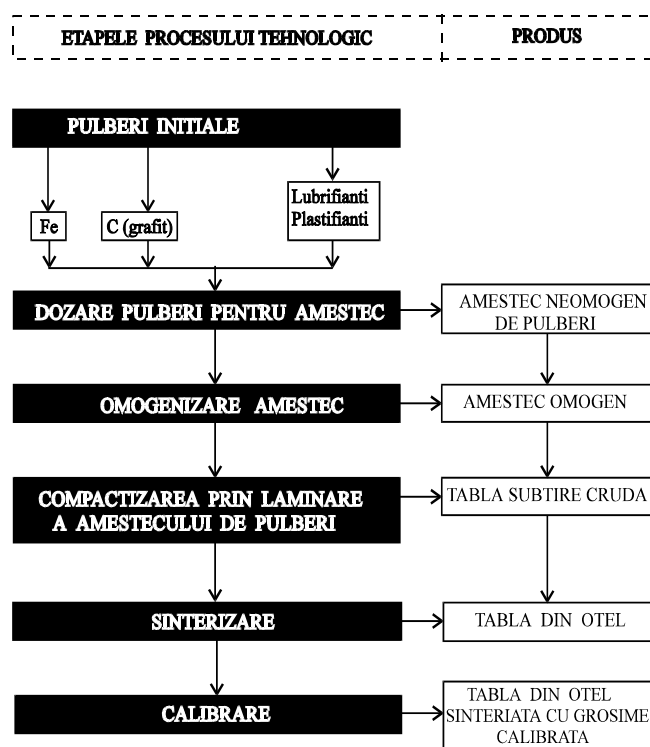


Fig. 5.1 Tehnologia clasică de elaborare a benzilor subțiri din OS

După cum se observă adaosul de carbon se realizează prin introducerea acestuia sub formă de pulbere de grafit în amestecul de pulberi inițiale, urmând ca în procesul de sinterizare o parte din acest carbon să devină carbon legat prin difuzia sa în rețeaua fierului și să se obțină în felul acesta OS.

În cazul fabricării tablelor subțiri sinterizate din oțel prin acest procedeu prezența carbonului sub formă de pulbere de grafit în amestecul de pulberi inițiale aduce inconveniente majore astfel:

- procesul de omogenizare a amestecului pulberii de fier și a pulberii de grafit este greu de controlat;
- rezistența benzii în stare crudă obținută după compactizarea la laminare este scăzută în special datorită prezenței grafitului a cărei rezistență mecanică este practic nulă. Ca atare semifabricatul crud este sfărâmicios;
- la sinterizarea tablei grafitului nu difuzează integral în rețeaua fierului, el rămânând parțial sub formă de segregatii, reducând astfel în bună măsură rezistența mecanică a MS;
- la sinterizare, grafitul care nu se dizolvă în rețeaua fierului, prin ardere lasă în structura benzii o porozitate suplimentară care se adaugă peste porozitatea rezultată din contactul dintre particulele pulberii de fier;

Din acest motiv, cercetările au fost orientate în scopul stabilirii unui nou procedeu de elaborare a tablei sinterizate din oțel în care să fie eliminate deficiențele arătate.

Cercetările ale căror rezultate sunt prezentate în acest capitol au avut ca **scop** elaborarea OS sub formă de bandă laminată prin alierea Fe cu C în timpul proceselor de tratamente după sinterizare – carburare accelerată în propan.

Realizarea acestui scop a fost posibilă prin atingerea următoarelor obiective:

- asigurarea unei rezistențe mecanice mărite a benzii crude după laminare prin laminarea pulberii de Fe (fără a fi amestecată cu grafitul);
- asigurarea aportului de C de aliere cu Fe după laminare în cadrul tratamentelor de sinterizare și carburare accelerată în mediu de propan;
- obținerea prin acest procedeu original a unei table din OS cu caracteristici mecanice superioare celor obținute pe baza amestecului de pulbere de Fe + Grafit.

Pentru atingerea obiectivelor propuse s-au întreprins studii și cercetări în următoarele direcții:

- studii asupra posibilităților de obținere a OS în întregul volum de tablă de Fe sinterizată printr-un aport de C provenit din TTch de carburare a benzii după sinterizare;
- studii comparative asupra caracteristicilor mecanice privind rezistența la rupere, a modulului de elasticitate longitudinal și transversal, deformației elastice și duriității Vickers ale benzilor laminate din OS obținute prin tehnologie clasică (amestec de pulbere de Fe + Grafit) respectiv noua tehnologie de aliere a Fe cu C în cadrul TTch a benzii de Fe sinterizate.

Ca urmare a acestor studii și cercetări a rezultat o tehnologie nouă de fabricare a benzilor subțiri sinterizate din oțel care a fost propusă și acceptată spre brevetare la OSIM București [95].

5.2. ITINERARIUL TEHNOLOGIC PROPUȘ CA NOU PROCEDEU DE OBTINERE A TABLELOR SUBȚIRI SINTERIZATE DIN OȚEL

Principalul element care s-a avut în vedere în elaborarea noii tehnologii a constat în evitarea introducerii grafitului în amestecul de pulberi inițiale, aportul de carbon ce urmează să se alieze cu fierul pentru formarea oțelului provenind din TTch de carburare practicat ca operație finală în procesul tehnologic desfășurat conform itinerariului din **Fig. 5.2**.

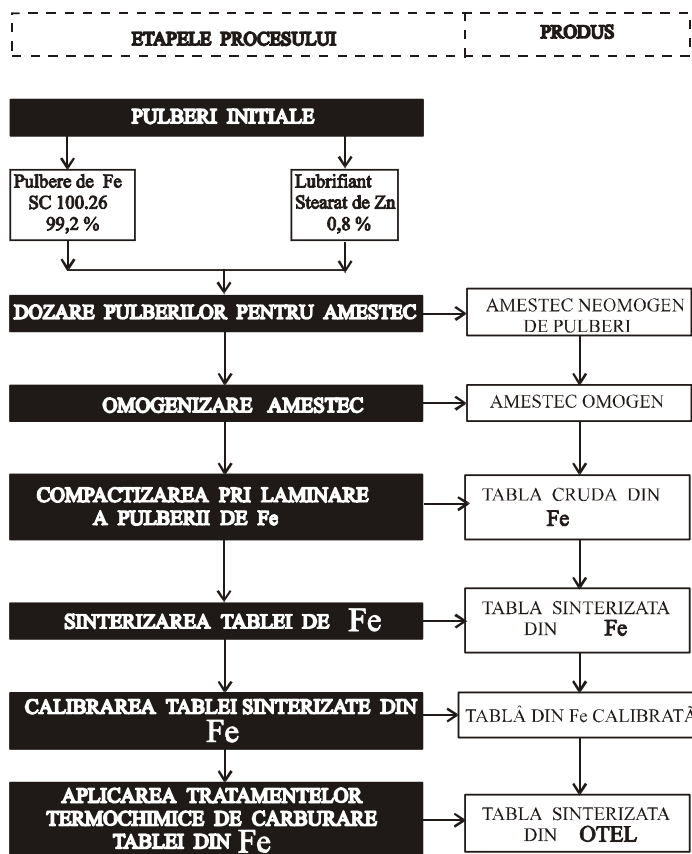


Fig. 5.2 Noul procedeu de elaborare a tablelor subțiri din oțel sinterizate

Prin acest procedeu practic putem spune că se obține OS sub formă de tablă subțire, cu alte cuvinte se obține oțelul după elaborarea tablei din fier sinterizat, ceea ce constituie o noutate în materie.

Aplicarea unui astfel de procedeu este importantă pentru unele aplicații industriale cum ar fi, spre exemplu: presarea anizotropă [117] din șlam a pulberilor ceramice magnetice pentru obținerea magneților ceramici permanenți, cu alte cuvinte a magneților ceramici anizotropi, procedeu schematizat în Fig. 5.3 [74].

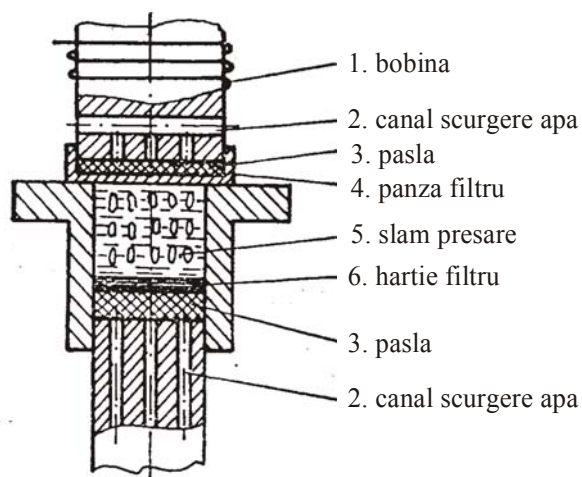


Fig. 5.3. Montajul filtrelor în matriță pentru presarea anizotropă a magneților ceramici [74]

După cum se observă pozițiile 4 și 6 reprezintă filtrele cu ajutorul cărora se asigură eliminarea fluidului din șlamul de presat.

Utilizarea filtrelor din OS obținute direct sub formă de bandă subțire este avantajoasă în acest caz, deoarece, spre deosebire de alte tipuri de filtre metalice nu mai necesită operații de ajustare și calibrare [115, 129].

Din punct de vedere tehnologic, procedeul aduce și avantajul că tabla în stare crudă obținută prin compactizare prin laminare, fiind numai din pulbere spongioasă de fier, are o rezistență mecanică crescută, astfel încât poate fi manipulată ușor fără riscuri crescute de fisurare, crăpare sau rupere în bucăți.

5.3. LAMINAREA PULBERILOR DE FIER

Laminarea este un proces tehnologic de presare (compactare) continuă și progresivă a unei pulberi metalice sau amestec omogen de pulberi metalice și aditivi între doi cilindri de laminor care se învârt în sens invers unul față de celălalt, rezultând benzi cu grosimi cuprinse în intervalul $(0,05 \div 3)$ mm.

Laminarea pulberilor de fier poate fi folosită eficient pentru a produce benzi cu concentrație mică de carbon pentru aplicații în industria electrotehnică și de fabricare a magneților, ori ca benzi de tablă, atunci când concentrația de carbon este mai mare, în industria constructoare de mașini sau în cea a bunurilor de larg consum.

Aceste benzi se vor numi în continuare table sinterizate întrucât după laminare aceste produse care nu au o rezistență mecanică suficient de mare sunt sinterizate pentru a li se asigura o consistență mecanică sporită. De aceea, în majoritatea cazurilor, procesul de sinterizare face parte integrantă din ciclul de fabricație, materialul laminat continuându-și mișcarea cu viteza de laminare pe un pat de role (sau bandă) prin cuptorul de sinterizare.

Procesul tehnologic de laminare a pulberilor metalice cuprinde următoarea succesiune de etape:

- presarea benzii crude din pulbere metalică;
- sinterizarea benzii;

și eventual

- consolidarea benzii sinterizate;
- laminarea pentru densificare și calibrare;
- recoacerea.

Pulberile metalice supuse laminării trebuie să aibă o densitate aparentă în stare liber vărsată de $(2 \div 3) \text{ g/cm}^3$ iar granulația de $(40 \div 100) \mu\text{m}$.

Pulberile care satisfac aceste cerințe sunt pulberi de fier, cupru, nichel, oțel inoxidabil procedeul având extindere către zona oțelurilor sinterizate.

Această dezvoltare a tehnologiei se datorează în principal faptului că tablele laminate au următoarele avantaje :

- au caracteristici mecanice ridicate ca urmare a compactității ridicate, cât și a grăunților foarte fini. **tabelul 5.1** [96];

Tabelul 5.1 Caracteristici mecanice ale unor table laminate din pulberi metalice [96]

Tipul pulberii	Rezistența la rupere [daN/cm ²]	Alungirea relativă [%]
Cupru	28	34
Alamă	38	45
Nichel	39	40
Fier	32	20
Oțel inoxidabil	76	33

- sunt materiale izotrope, deoarece după deformarea grăunților de pulbere la laminare, aceștia sunt reorientați la sinterizare astfel încât materialul rezultat are aceleași proprietăți în toată masa;

- laminatele obținute au densitate și porozitate controlată prin intermediul parametrilor procesului de laminare, care sunt următorii [131] :

a) *parametrii geometrici*

- a.1 diametrul cilindrilor
- a.2 distanța dintre cilindrii
- a.3 grosimea benzii crude laminate
- a.4 lățimea benzii laminate
- a.5 grosimea de prindere
- a.6 unghiul de prindere
- a.7 unghiul de laminare
- a.8 unghiul de presare
- a.9 unghiul neutru

- a.10 unghiul de strângere elastică
- a.11 unghiul de contact
- b) *parametrii fizico-mecanici*
 - b.1 densitatea de umplere
 - b.2 densitatea de tasare
 - b.3 compoziția chimică
 - b.4 compoziția granulometrică
 - b.5 presabilitatea pulberii
 - b.6 fluiditatea pulberii
 - b.7 forma granulelor
 - b.8 viteza de laminare
 - b.9 calitatea suprafețelor de lucru a cilindrilor
 - b.10 rigiditatea cadrului laminorului
 - b.11 compoziția și vâscozitatea mediului gazos

- prețul de cost al laminatelor obținute este de două ori mai mic decât al celor obținute prin tehnologii convenționale de turnare și laminare a oțelurilor carbon clasice.

Laminarea benzilor crude este definită ca o legare mecanică a pulberilor metalice într-o bandă poroasă și fragilă. În laminarea directă [33] pulberea este trecută printr-un spațiu dintre doi cilindri unde face obiectul unei presări suficient de mari pentru a se obține benzi crude care să se autosustină.

Cilindrii de laminare pot fi orizontali sau verticali, fiind preferați cei orizontali pentru că nu introduc probleme cu suplimentarea pulberii pierdute în spațiul dintre cilindrii.

În **Fig. 5.4** [33] se prezintă schema de principiu a laminării pulberilor metalice cu indicarea zonelor prin care trece pulberea și a condițiilor de prindere a pulberii între cilindrii laminorului.

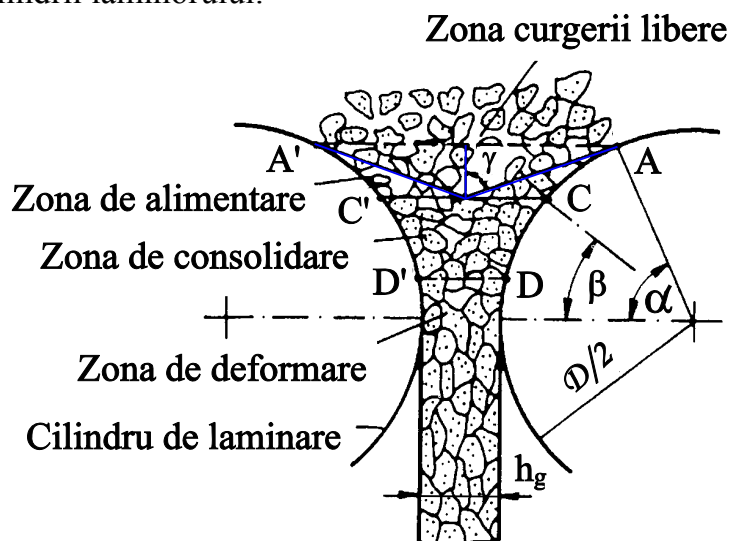


Fig. 5.4 Laminarea pulberilor – schema de principiu [33].

În procesul de laminare a pulberii există patru zone prin care trece pulberea:

- zona curgerii libere – în care pulberea cade sub efectul gravitației;
- zona de avans (alimentare) – în care pulberea deși nelegată (incoerent) este împinsă înainte de cilindrii laminorului fiind determinată de unghiul α ;
- zona de consolidare – care începe la unghiul de angajare β zonă, în care comportarea pulberii poate fi comparată cu consolidarea dintre două plăci;
- zona de deformare – care începe la unghiul central α_p (care depinde de calitatea pulberii și rugozitatea suprafeței cilindrilor) și unde pulberea este deformată în benzi crude care ajung la o rezistență suficient de mare pentru a putea fi manipulate. În această zonă comportarea pulberii poate fi comparată cu comportamentul la laminare al unui OC.

Parametrii procesului de laminare sunt unghiurile determinate de poziția transversală a zonelor mai sus prezentate față de cilindrii de laminare; în **Fig. 5.5** [131] se prezintă aceste unghiuri.

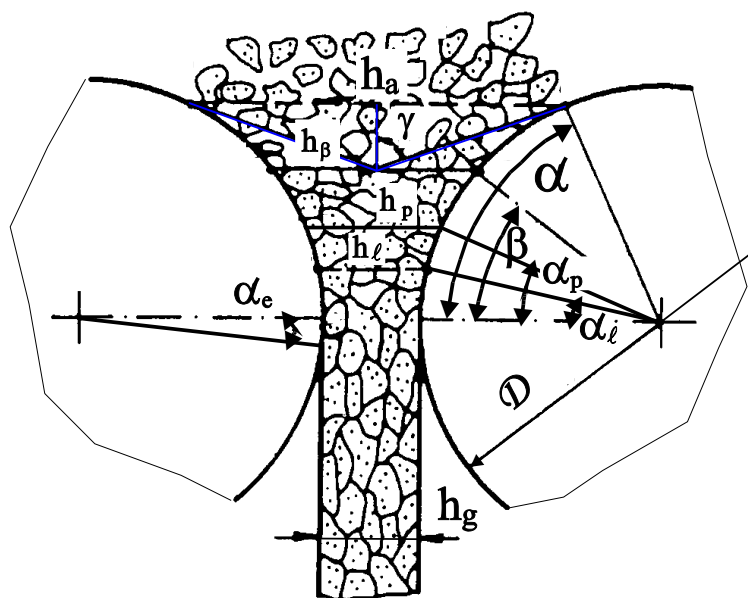


Fig. 5.5 [131] Laminarea pulberilor – parametrii procesului

- α - unghiul de alimentare dat în secțiunea h_a a buncărului de alimentare al instalației de laminare
- β - unghiul de angajare a pulberii corespunzător trecerii dintre zona de alimentare (incoerentă) și zona de consolidare corespunzător secțiunii h_β

- α_p – unghiul de prindere (central) a pulberii care determină prima zonă de presare a granulelor de pulbere între cilindrii laminorului din cadrul zonei de deformare corespunzător secțiunii h_p
- α_l – unghiul de laminare care determină cea de-a doua zonă de presare și delimitează materialul sub formă de pulbere față de cel compact corespunzător secțiunii h_l
- α_e – unghiul de strângere elastică a cilindrilor care determină zona de ieșire a benzii laminate dintre cilindrii de laminare corespunzătoare liniei centrelor și a secțiunii de ieșire a laminatului h_g
- γ - unghiul neutru este determinat de schimbarea sensului forțelor specifice de frecare în secțiunea neutră

Pentru o laminare de calitate trebuie să se îndeplinească condiția diametrului minim al cilindrilor de laminare [114].

$$D_{\min} = \frac{2h_g}{\alpha_l^2} \left(\lambda - \frac{\rho_l}{\rho_u} - 1 \right) \quad [\text{mm}] \quad (5.1)$$

în care:

$D_{\min}$ – diametrul minim al cilindrilor de laminare

H_g – grosimea benzii crude laminate

α_l – unghiul de laminare

ρ_u - densitatea de umplere a pulberii înainte de laminare

ρ_l – densitatea benzii crude laminate

λ - coeficient de laminare

pentru o viteză critică superioară calculată cu formula [58]:

$$v_{crit} = \frac{K}{2v\alpha_p^2} \left[\frac{\Delta P}{H} \right]_{K_p} \quad (5.2)$$

în care:

k/v – coeficient de penetrabilitate a aerului în masa de pulbere

ΔP – valoarea presiunii coloanei de pulbere a zonei coerente

a – înălțimea sau grosimea stratului de pulbere în direcția rezistenței minime

Formulă care adaptată la dimensiunile laminorului va avea forma:

$$v_{crit} = \frac{12,5khg \cdot D_{\min} \cdot \rho_n (\sin \beta - \sin \alpha_p)}{2v(\beta - \alpha_p)} \quad [\text{rot/min}] \quad (5.3)$$

Viteza reală de laminare fiind determinată în funcție de dimensiunile particulelor:

$$<30 \text{ } \mu\text{m} \quad v_l = (8 \div 10) v_{\text{crit}}$$

$$<150 \text{ } \mu\text{m} \quad v_l = (4 \div 5) v_{\text{crit}}$$

$$<300 \text{ } \mu\text{m} \quad v_l = (1,5 \div 2) v_{\text{crit}}$$

Grosimea benzii crude laminate așa cum se vede din formula de determinare a diametrului minim al cilindrilor laminorului este dată tocmai de acest diametru printr-o variabilă empirică:

$$h_{g \text{ max}} = KgD \quad [\text{mm}] \quad (5.4)$$

în care:

$h_{g \text{ max}}$ – grosimea maximă a benzii crude laminate

Kg – $0,003 \div 0,017$ coeficient

D – diametrul cilindrilor în mm

Relația dintre grosimea benzii crude laminate și diametrul cilindrilor de laminare este prezentată în Fig. 5.6 [81].

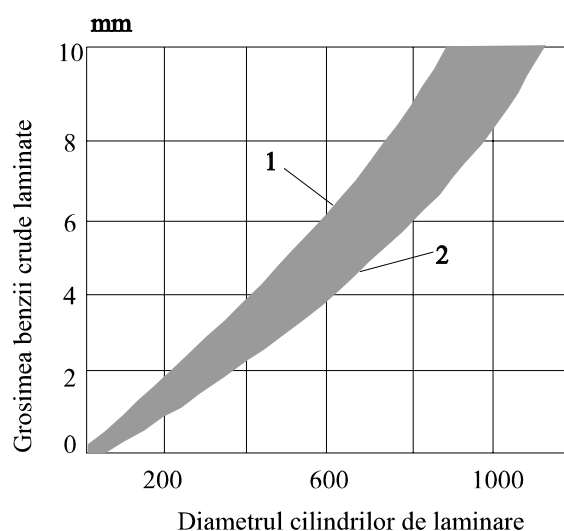


Fig. 5.6 Diagramă pentru determinarea diametrului cilindrilor de laminare în funcție de grosimea laminatului [81]: 1. laminare 2. relaminare

Experimental s-a constatat că grosimea maximă a benzii crude variază între 0,33 și 2 % din diametrul cilindrilor.

Întregul proces de laminare este influențat de caracteristicile pulberilor și parametrii cilindrilor de laminare. O creștere a distanței dintre cilindrii reduce densitatea benzii ca și creșterea vitezei de laminare.

Porozitatea benzilor crude este de $(8 \div 15) \%$.

5.4. ELABORAREA TABLEI DIN FIER SINTERIZATĂ

Pentru cercetări s-a utilizat pulbere sortul SC 100.26 ale cărei caracteristici chimice și morfologice au fost prezentate în capitolul al doilea. Așa cum s-a arătat la paragraful 2.3.2., granula de pulbere are o structură spongioasă, asigurând astfel o bună presabilitate.

Pentru comparație s-a lucrat în paralel, în sensul că s-a laminat în aceleași condiții pulbere de fier DP 200-HD în amestec omogen cu 0,5 % grafit, condițiile de laminare fiind prezentate în **tabelul 5.2**.

Tabelul 5.2 Caracteristicile tablelor subțiri laminate din pulberi : DP 200-HD și SC 100.26

Nr. crt.	Pulbere de Fe	Viteza de laminare [m/min]	Distanța dintre cilindrii [mm]	Grosimea benzii crude [mm]	Lățimea benzii crude [mm]	Densitatea benzii crude ρ [g/cm ³]	Rezistența de rupere la tracțiune a benzii în stare sinterizată σ_r [MPa]
1.	DP200-HD	3,00	0,30	0,38	36 ^{±0,5}	7,22	172
2.	SC100.26			0,35		7,27	216
3.	DP200-HD		0,60	0,67		6,84	108
4.	SC100.26			0,64		6,78	132
5.	DP200-HD	4,00	0,30	0,45		7,06	93
6.	SC100.26			0,42		6,96	109
7.	DP200-HD		0,60	0,72		6,84	97
8.	SC100.26			0,70		6,57	104
9.	DP200-HD	5,00	0,30	0,48		7,01	161
10.	SC100.26			0,44		6,86	196
11.	DP200-HD		0,60	0,75		6,75	125
12.	SC100.26			0,72		6,65	150
13.	DP200-HD	6,00	0,30	0,50		6,96	128
14.	SC100.26			0,47		6,82	159
15.	DP200-HD		0,60	0,78		6,68	98
16.	SC100.26			0,75		6,52	118

După cum se poate constata, pentru aceleași condiții de laminare, pentru cele două tipuri de materiale diferă atât grosimile benzilor cât și densitățile. Densitatea în cazul pulberii de fier simplă neamestecată cu grafît, este mai mare, întrucât, prin lipsa grafîtlui, gradul de compactizare a pulberii de fier este mai bun.

5.5. DESCRIEREA TEHNOLOGIEI DE CARBURARE A BENZII

Procedeul constă în carburarea accelerată a benzii crude de fier în atmosferă controlată de azot și propan într-un cuptor de tipul celui descris în paragraful 4.4., conform tehnologiei și ciclogramei din **Fig.4.5** și folosind parametrii de reglare ai cuptorului din **tabelul 4.4**.

Având de a face cu o îmbogățire în carbon atomic (**Fig.5.7**), porozitatea datorată grafîtlui dispare astfel încât porozitatea tablei este cea rezultată din laminarea granulelor pulberii de fier.

Prin aplicarea acestui procedeu se elimină operația de represare a tablei sinterizate. Îmbogățirea în carbon se face în cantitatea dorită în funcție de proprietățile mecanice dorite prin controlarea procentului de carbon al atmosferei protectoare din cuptor.

Temperatura de încălzire a benzii pentru carburare a fost de $(900 \div 950) ^\circ\text{C}$.

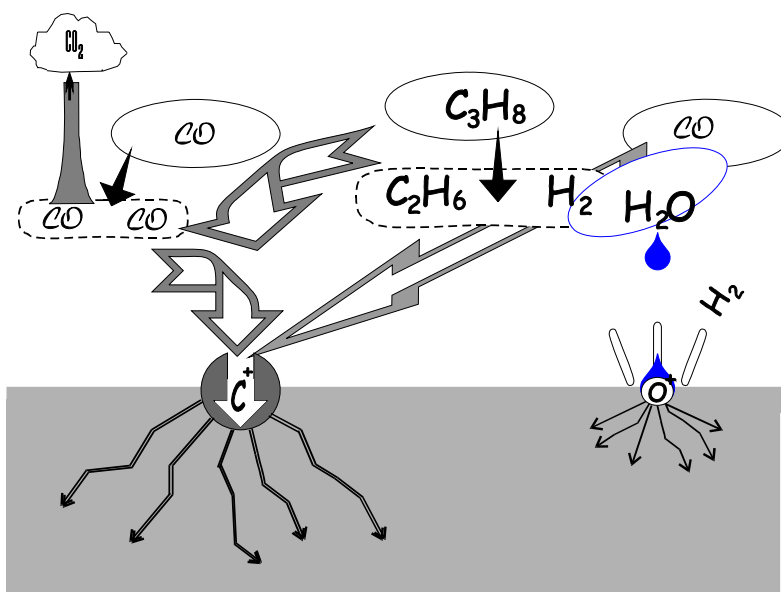


Fig.5.7 Mecanismul difuziei carbonului atomic în tabla din pulbere de fier laminată

5.6. ANALIZA STRUCTURALĂ A BENZII CARBURATĂ

În continuare s-a procedat la studiul structurii și compoziției chimice a OS rezultat prin carburarea benzii din pulbere laminată și sinterizată de fier SC 100.26.

În **Fig. 5.8** este prezentată structura microscopică a oțelului sub formă de bandă carburată, realizată la microscopul electronic JEOL JSM 5600 LV.

În microfotografie se observă structura tipică de sinterizare, fiind prezentate punțile de sinterizare, precum și porozitățile dintre granule.

În continuare, pe aceeași suprafață s-a procedat la analiza chimică folosind metoda descrisă în paragraful 2.3.1

Astfel, în **Fig. 5.9** este redat spectrul elementelor determinate, iar în **Fig. 5.10** este redată distribuția carbonului la nivelul microstructural al oțelului. Petele, respectiv punctele roșii, reprezintă carbonul pe fondul gri al fierului. Se observă distribuția destul de uniformă a carbonului în structura oțelului și, de asemenea se identifică aglomerări de carbon (pete roșii) în zona unor pori, fapt specific tratamentelor de carburare aplicate pieselor sinterizate. Spre deosebire de grafitul sub formă de segregatie rezultat din amestecul omogen de pulberi și care se găsește în granulele de pulbere, carbonul aglomerat și nedifuzat în pori provenit din carburare nu influențează negativ caracteristicile mecanice intrinseci ale OS, deoarece nu constituie o incoerență în masa metalică de bază.

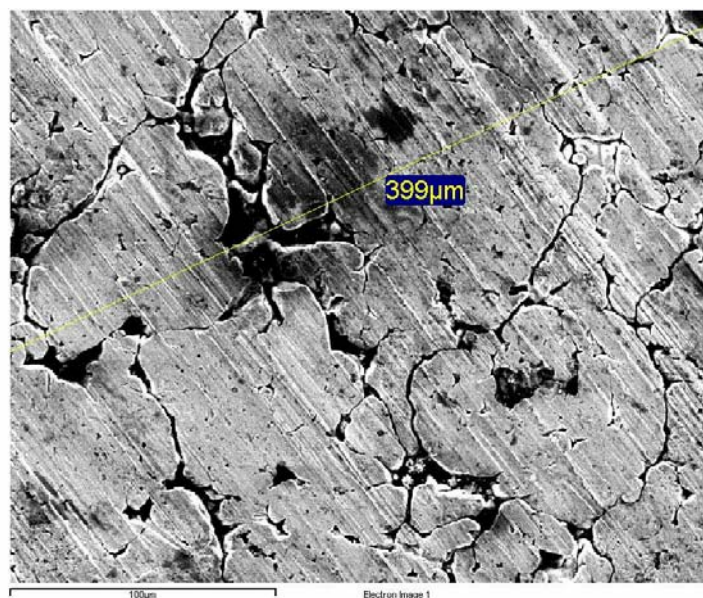


Fig. 5.8 Microstructura tablei subțiri sinterizate din SC 100.26

Nivelul de uniformitate al distribuției carbonului rezultă și din **Fig. 5.11**, unde este trasat conținutul de carbon de-a lungul unei linii de 399 μm pe microfotografie și unde sunt relevante următoarele aspecte:

- dacă studiem evoluția carbonului într-o singură granulă și anume cea din partea stângă jos a microfotografiei a cărei lungime este de circa 150 μm , observăm că în interiorul ei distribuția carbonului este uniformă. Imediat în dreapta este o zonă de porozitate în care avem un salt semnificativ al conținutului în carbon, aglomerarea respectivă de carbon în pori, fiind determinată de cele prezentate anterior și nefiind nocivă;

Așa cum se observă în spectrul din **Fig. 5.9**, identificăm ca element chimic și Al. Pentru edificare, în **Fig. 5.12** este prezentată mixarea elementelor chimice pe suprafața studiată microscopic, și constatăm că, culoarea verde corespunzătoare aluminiului este aglomerată exclusiv în porozități. Aluminiul este de fapt de proveniență mecanică și anume de la alumina folosită pentru lustruirea probei, care s-a aglomerat în pori și nu a putut fi eliminată prin spălare, dar aceasta nu afectează în nici un fel structura și caracteristicile oțelului.

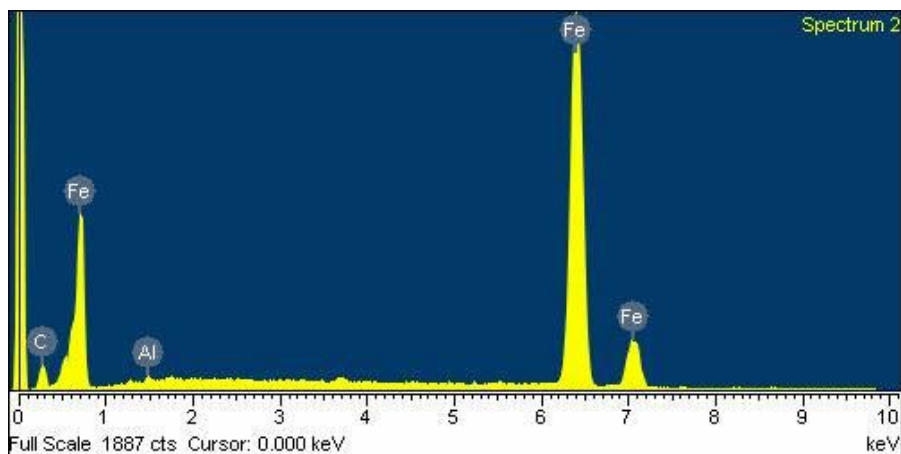


Fig.5.9 Spectrul elementelor pentru tabla subțire sinterizată din SC 100.26

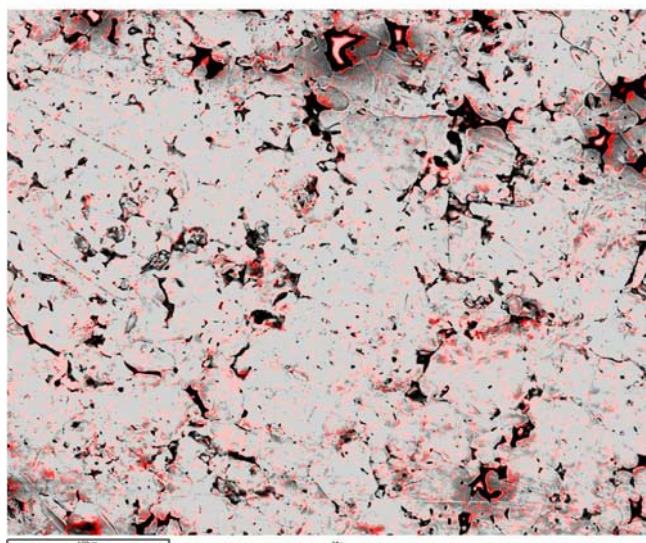


Fig.5.10 Distribuția carbonului la nivelul microstructural al oțelului

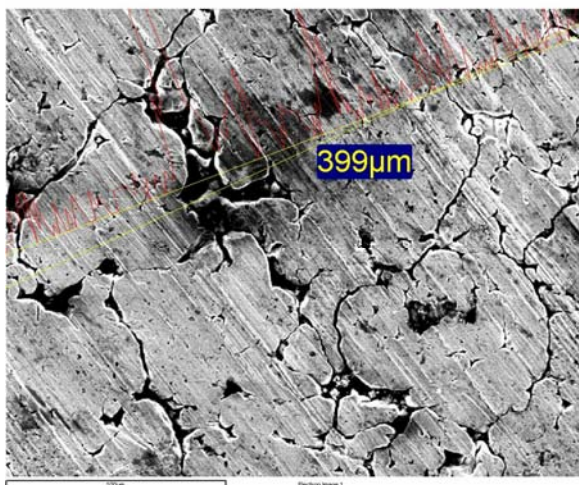
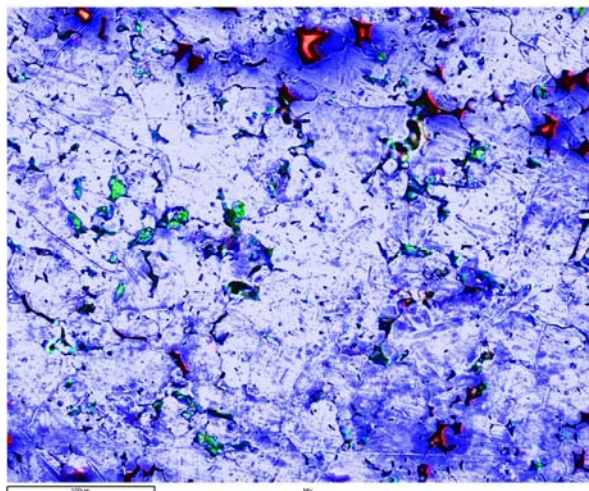


Fig. 5.11 Distribuția carbonului în oțel după o linie de 399 microni



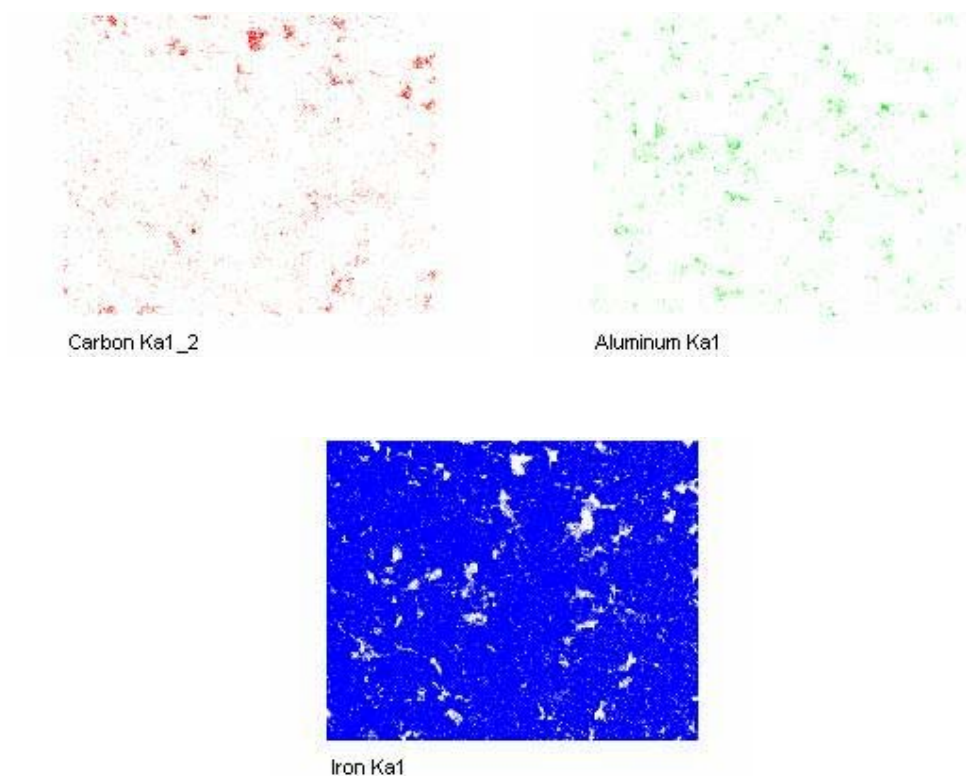


Fig. 5.12 Mixarea elementelor chimice ale oțelului pe suprafața studiată

5.7. CARACTERISTICI MECANICE ȘI DE UTILIZARE ALE TABLELOR SUBȚIRI

În urma tehnologiei de laminare și sinterizare, banda de oțel obținută are densitatea $\rho = 6,7 \div 7,1 \text{ g/cm}^3$ și greutatea specifică $\gamma = 6,67 \div 7,06 \cdot 10^4 \text{ N/m}^3$. Pentru materialul elaborat s-au determinat următoarele caracteristici mecanice:

- Rezistența la rupere, σ_r ;
- Modulul de elasticitate longitudinal E ;
- Modulul de elasticitate transversal G ;
- Deformația elastică;
- Duritatea Vickers, HV;

5.7.1. Determinarea rezistenței la rupere

Pentru determinarea rezistenței la rupere conform STAS 7324-75 [146] s-au folosit epruvete de forma prezentată în **Fig. 5.13**, cu secțiunea dreptunghiulară conform SR EN ISO 10002-5 [145].

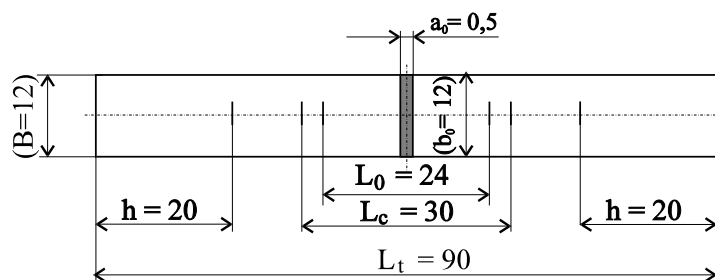


Fig. 5.13 Forma epruvetei de tracțiune conform SR EN ISO 10002-5 [145].

Încercarea s-a făcut pe o mașină universală de încercare la tracțiune de tip UZE 20, în urma cercetărilor a rezultat rezistența la rupere medie $\sigma_{rm} = 190$ MPa. S-a constatat că alungirea totală Δl și ε sunt imperceptibile. Rezultatele experimentale sunt prezentate în **tabelul 5.3**.

Tabelul 5.3 Încercarea la tracțiune a tablelor subțiri – rezultate experimentale

Tipul tablei	C [%]	a [mm]	B [mm]	L_t [mm]	σ_c [MPa]	σ_r [MPa]
Bandă laminată pentru ambutisare OL32.1 STAS 9485-80	max. 0,17	0,5	12	90	180	310 ÷ 330
Tablă sinterizată DP 200 - HD	0,2				95	98
Tablă sinterizată SC 100.26	< 0,01				118	120
Tablă sinterizată și carburată SC 100.26	0,5				180	190

5.7.2. Determinarea modulului de elasticitate longitudinal

Pentru determinarea modulului de elasticitate longitudinal s-au folosit metoda încercării la încovoiere în trei puncte conform STAS 10290-75 [148] aplicată pe un aparat conform **Fig. 5.14.a**, schema cinematică și elementele componente fiind prezentate în **Fig. 5.15**.

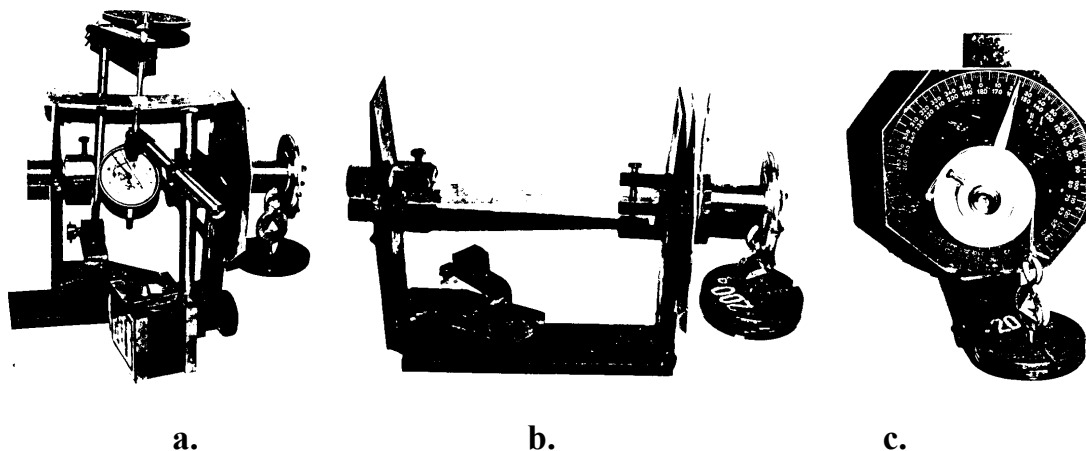


Fig. 5.14 Aparat de testare la încovoiere și răsucire

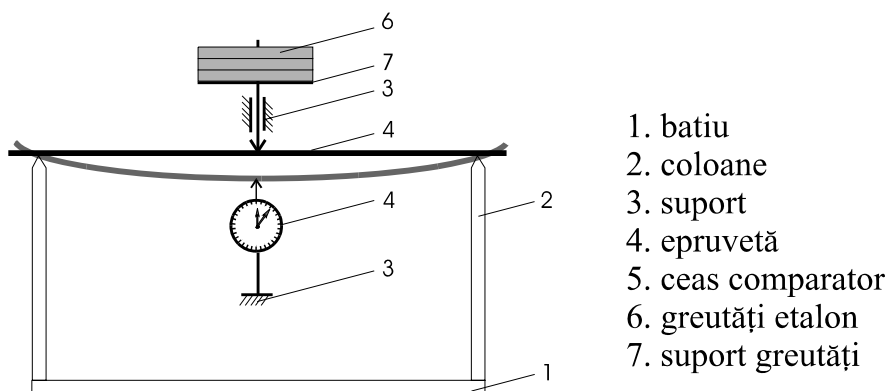


Fig. 5.15 Schema cinematică a aparatului de testare la încovoiere

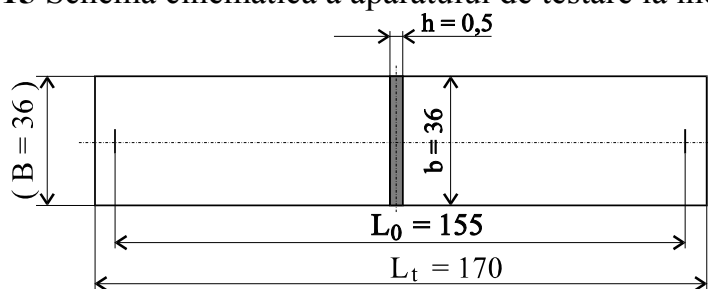


Fig. 5.16 Forma și dimensiunile epruvetei folosită la încovoiere și răsucire

Principiul metodei: epruveta cu secțiunea dreptunghiulară de dimensiunile conform **Fig. 5.16** se așează pe coloanele (2) potrivindu-se vârful ceasului comparator (5) (reglat în zero) sub epruvetă la mijloc (în centrul de greutate) și tangent cu aceasta, iar pe partea opusă la mijloc sprijinindu-se pe epruvetă vârful suportului pentru greutăți etalon. Pe talerul suportului pentru greutăți (7) se așează progresiv greutăți și se măsoară săgețile corespunzătoare deformațiilor. Săgeata maximă f este la mijlocul epruvetei dublu rezemate și se calculează cu relația:

$$f = \frac{PL_0^3}{48EI_z}, \quad (5.5)$$

$$E = \frac{PL_0^3}{48I_z} = \frac{L_0^3}{48 \frac{bh^3}{12}} \cdot \frac{\Delta P_i}{\Delta f_i} = \frac{L_0^3}{4bh^3} \cdot \frac{\Delta m_i g}{\Delta f_i} \quad (5.6)$$

unde: f - săgeata

E - modulul de elasticitate transversal Young, [MPa];

I_z - momentul de inerție axial, [mm⁴];

P - sarcina aplicată, [N];

m - masa greutății etalon, [Kg];

$g = 9,81 \text{ m/s}^2$, accelerația gravitațională;

$L_0 = 155 \text{ mm}$, lungimea epruvetei între reazeme;

$b = 36 \text{ mm}$, lățimea epruvetei;

$h = 0,5 \text{ mm}$, grosimea epruvetei;

După înlocuirea constantelor rezultă:

$$E = \frac{L_0^3}{4bh^3} \cdot \frac{\Delta m_i g}{\Delta f_i} = \frac{155^3 \cdot 9,81}{4 \cdot 36 \cdot 0,5^3} \cdot \frac{\Delta m_i}{\Delta f_i} = 2029512 \frac{\Delta m_i}{\Delta f_i} \quad (5.7)$$

Deci modulul de elasticitate longitudinal va fi:

$$E_m = \frac{1}{3} \sum_{i=1}^3 2029512 \frac{\Delta m_i}{\Delta f_i} = \frac{2029215 \left(\frac{0,1}{1,66} + \frac{0,2}{3,3} + \frac{0,3}{5,3} \right)}{3} = 1200450 \quad [\text{MPa}] \quad (5.8)$$

În mod similar s-a determinat modulul de elasticitate longitudinal E pentru tablele din pulbere DP 200 – HD și SC 100.26 sinterizate; sinterizate și carburate în comparație cu o bandă clasică laminată din OL 32.1, [147].

Rezultatele obținute în urma experimentărilor pentru tablele studiate sunt prezentate în **tabelul 5.4**.

Tabelul 5.4 Modulul de elasticitate longitudinal – rezultate experimentale

Tipul tablei	C [%]	a [mm]	B [mm]	L _t [mm]	săgeata [mm.]			E [MPa]
					m ₁ 100 g	m ₂ 200 g	m ₃ 300 g	
Bandă laminată pentru ambutisare OL32.1 STAS 9485-80	max 0,17	0,5	36	170	1,1	1,8	2,9	2066200
Tablă sinterizată DP 200 - HD	0,2				1,2	2,1	3,2	1841990
Tablă sinterizată SC 100.26	< 0,01				1,3	2,4	3,7	1632420
Tablă sinterizată și carburată SC 100.26	0,5				1,66	3,3	5,3	1200450

5.7.3. Determinarea modulului de elasticitate transversal

Pentru determinarea modulului de elasticitate transversal s-a folosit metoda încercării la răsucire, epruveta fiind solicitată pe un aparat conform **Fig. 5.14**, schema cinematică și elementele componente fiind prezentate în **Fig. 5.17**.

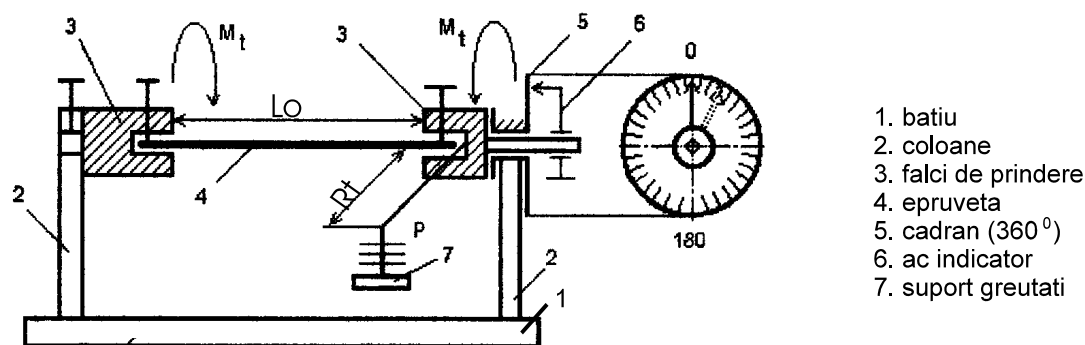


Fig. 5.17 Schema cinematică a aparatului de testare la răsucire.

Principiul metodei: epruveta cu secțiunea dreptunghiulară de dimensiunile conform **Fig. 5.16** se prinde în fălcile (3) dintre care una este rigidă la una din coloanele (2), iar cealaltă falcă este rigidă de un ax ce se rotește în cea de a doua coloană. Axul trece prin mijlocul cadranelor (5) care este fixat rigid de a doua coloană.

Axul antrenează acul indicator (6) ce măsoară unghiul deformației la răsucire φ dat de greutatea etalon ce se așează progresiv pe suportul (7) care este fixat prin intermediul unui fir pe un disc cu raza R_t rigid pe ax.

Unghiul maxim la răsucire (torsiune) θ este dat de relația:

$$\theta = \frac{M_t}{\beta h b^3 G} \quad (5.9)$$

unde: M_t – momentul maxim de răsucire;

h - grosimea epruvetei;

b - lățimea epruvetei;

G - modulul de elasticitate transversal (de forfecare);

β - coeficient de depinde de raportul h/b .

de unde rezultă:

$$G = \frac{M_t \cdot L_0}{\beta \cdot h b^3 \varphi} \quad (5.10)$$

Răsucirea specifică este dată de relația:

$$\theta = \frac{\varphi}{L_0} \quad (5.11)$$

unde: φ [rad.] - unghiul de răsucire;

L_0 [mm.] - lungimea epruvetei între reazeme (fălcile de prindere);

iar momentul de torsiune este:

$$M_t = P R_t \quad (5.12)$$

unde: P – sarcina aplicată;

R_t – raza discului (distanța până în punctul de aplicare al sarcinii).

După înlocuirea lui φ și M_t în relația (5.10) rezultă:

$$G = \frac{M_t L_0}{\beta h b^3 \varphi} = \frac{P R_t L_0}{\beta h b^3 \frac{\pi \varphi}{180}} = \frac{180 R_t L_0}{\beta h b^3 \pi} \cdot \frac{\Delta P_i}{\Delta \varphi_i} = \frac{180 R_t L_0}{\beta h b^3 \pi} \cdot \frac{\Delta m_i g}{\Delta \varphi_i} = \frac{180 R_t L_0 g}{\beta h b^3 \pi} \cdot \frac{\Delta m_i}{\Delta \varphi_i} \quad (5.13)$$

iar după înlocuirea constantelor se obține:

$$G = \frac{180 R_t L_0 g}{\beta h b^3 \pi} \cdot \frac{\Delta m_i}{\Delta \varphi_i} = \frac{180 \cdot 30 \cdot 155 \cdot 9,81}{0,33 \cdot 36 \cdot 0,5^3 \cdot \pi} \cdot \frac{\Delta m_i}{\Delta \varphi_i} = 1760022 \frac{\Delta m_i}{\Delta \varphi_i} \quad (5.14)$$

Deci modulul de elasticitate transversal va fi:

$$G = \frac{1}{3} \sum_{i=1}^3 1760022 \frac{\Delta m_i}{\Delta \varphi_i} = \frac{1760022 \left(\frac{0,2}{8} + \frac{0,4}{16,5} + \frac{0,6}{23} \right)}{3} = 441930 \text{ [MPa]} \quad (5.15)$$

Coeficientul lui Poisson ν se calculează cu relația:

$$\nu = \left(\frac{E}{2G} - 1 \right) = \left(\frac{120045}{2 \cdot 44193} - 1 \right) = (1,358 - 1) = 0,358 \quad (5.16)$$

iar deformația volumică specifică cu relația:

$$e = \frac{\sigma(1 - 2\nu)}{E} = \frac{190(1 - 2 \cdot 0,358)}{120045} = 0,00044 \quad (5.17)$$

În mod similar s-a determinat modulul de elasticitate transversal G pentru tablele din pulbere DP 200 – HD și SC 100.26 sinterizate; sinterizate și carburate în comparație cu o bandă clasică laminată din OL 32.1, [147].

Rezultatele obținute în urma experimentărilor pentru tablele studiate sunt prezentate în **tabelul 5.5**.

Tabelul 5.5 Modulul de elasticitate transversal – rezultate experimentale

Tipul tablei	C [%]	a [mm]	B [mm]	L _t [mm]	Unghiul φ [mm.]			G [MPa]
					m ₁ 100 g	m ₂ 200 g	m ₃ 300 g	
Bandă laminată pentru ambutisare OL32.1 STAS 9485-80	max 0,17	0,5	36	170	4	8° 30'	15	804088
Tablă sinterizată DP 200 - HD	0,2				5	9	16	717847
Tablă sinterizată SC 100.26	< 0,01				6° 30'	13	18	556588
Tablă sinterizată și carburată SC 100.26	0,5				8	16° 30'	23	441930

Rezultatele obținute pentru modulul de elasticitate Young s-au verificat și prin determinarea acestuia prin metoda vibrațiilor.

Epruveta de dimensiunile prezentate în **Fig. 5.16** se încastrează la un capăt, iar la capătul cel liber este încărcată cu o sarcină concentrată dată de masa unui traductor piezoelectric de tipul KB 10 – 90383 de masă $m_{cpt} = 0,04 \text{ Kg.}$, **Fig.5.18**.

Pentru schema din **Fig. 5.19** ecuația deformației y într-o secțiune x este dată de relația:

$$y = \frac{G_{tr} \left(\frac{Lx^2}{2} - \frac{x^3}{6} \right)}{EI_z} \quad (5.18)$$

din care rezultă deformația maximă:

$$y_2 = f = \frac{G_{tr} L_0^3}{3EI_z}. \quad (5.19)$$

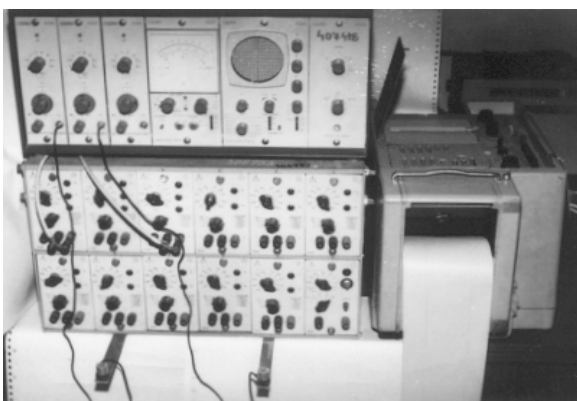


Fig. 5.18 Oscilograf cu bucle cu 12 canale de tip K121-P010

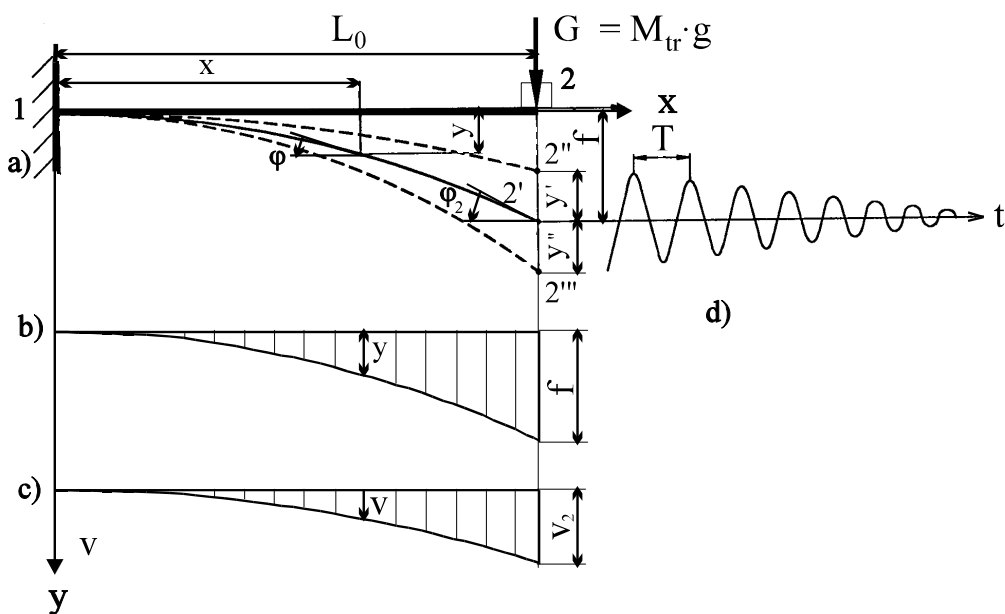


Fig. 5.19 Diagrama la deformații prin metoda vibrațiilor

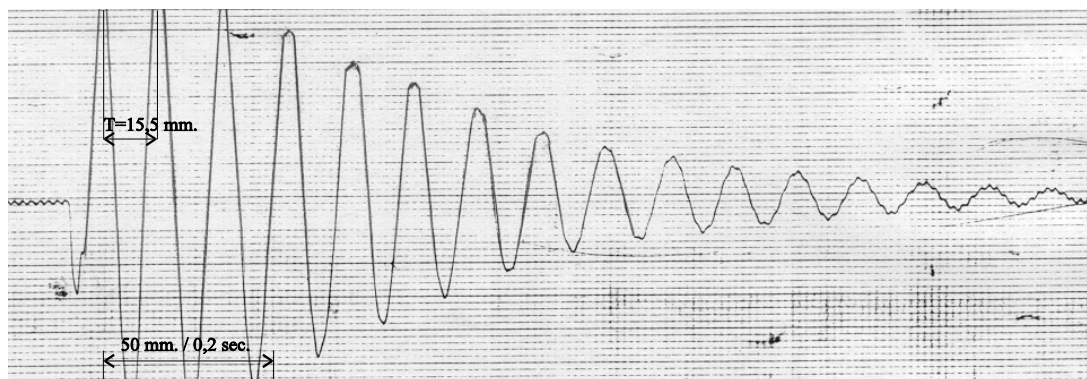


Fig. 5.20 Oscilogramă la deformarea tablei prin metoda vibrațiilor

Sub influența greutateii traductorului proba se deformează din poziția (1-2) în poziția (1-2') rămânând în această ultimă poziție în echilibru. Pentru a pune epruveta în oscilație se apasă cu degetul pe capătul liber deformând-o suplimentar cu o cantitate y' ocupând poziția (1-2'') și apoi se lasă liberă să oscileze între punctele (2''-2''). Timpul după care mișcarea se repetă identic, numită perioadă T , se măsoară cu ajutorul unui vibrometru electronic cu trei canale de tip RFT-11031, **Fig. 5.18**, rezultatele înregistrându-se pe diagrama ridicată de oscilograful cu bucle cu 12 canale de tip K121-P010 conform **Fig.5.20**, iar expresia acestei mărimi este dată de relația:

$$T = \frac{2\pi}{\omega} \quad (5.20)$$

unde:

ω - pulsația, nr. de oscilații complete care au loc în intervalul de timp 2π sec.
Pulsația proprie " ω " sau naturală, a unui sistem care oscilează este dat de relația:

$$\omega = \sqrt{\frac{K}{M_s}} \quad (5.21)$$

în care: M_s – masa sistemului care oscilează;

K – constanta sistemului care oscilează.

Din relațiile (5.20) și (5.21) rezultă constanta K :

$$K = \frac{4\pi^2 M_s}{T^2} \quad (5.22)$$

Dar constanta elastică a probei (M_s) fiind egală cu forța care produce o deformare egală cu unitatea pe baza schemei din **Fig. 5.19** și a relației (5.19), atunci constanta K se exprimă prin relația:

$$K = \frac{3EI_z}{L_0^3} \quad (5.23)$$

Din egalarea relațiilor (5.22) și (5.23) rezultă relația care dă modulul de elasticitate transversal, E :

$$E = \frac{4\pi^2 L_0^3 M_s}{3EI_z} \quad (5.24)$$

Masa M_s a sistemului care oscilează este compusă din masa traductorului M_{tr} care acționează la capătul liber al probei și din masa probei M_p supusă oscilației, redusă în raport cu centrul de greutate al masei traductorului.

Masa traductorului se calculează cu relația:

$$M_{tr} = \frac{G_{tr}}{g} \quad (5.25)$$

unde: $g = 9,81 \text{ m/sec}^2$ este accelerația gravitațională.

Masa redusă a probei se obține din energia cinetică dezvoltată de probă când se deplasează din poziția (1-2) în poziția (1-2') conform **Fig. 5.19 a**.

Deformația y a probei într-o secțiune x este dată de relația (5.18), iar deformația maximă de la capătul liber "2" este dată de relația (5.19) de unde rezultă că:

$$G_{tr} = \frac{3EI_z}{L_0^3 f} \quad (5.26)$$

Înlocuind relația (5.26) în relația (5.18) rezultă că:

$$y = f \left(\frac{3x^2}{2L_0^2} - \frac{x^3}{2L_0^3} \right) \quad (5.27)$$

Admițând ipoteza că vitezele diferitelor puncte ale materialului probei variază în lungul acesteia după aceeași lege ca și deformațiile, atunci viteza într-o secțiune oarecare x va fi dată în funcție de viteza v_2 a extremității libere a probei cu relația:

$$v = v_2 \left(\frac{3x^2}{2L_0^2} - \frac{x^3}{2L_0^3} \right) \quad (5.28)$$

Energia cinetică a probelor de masă M_p când se deplasează cu viteza v este dată de relația:

$$W = \int_0^{L_0} \frac{1}{2} dm \cdot v^2 \quad (5.29)$$

unde:
$$dm = \frac{q_p dx}{g}, \quad (5.30)$$

este masa elementară a probei de lungime dx , iar q_p este greutatea pe unitatea de lungime a probei. Cunoșcând spațiul cu care se deplasează diferitele puncte ale probei din diagrama din **Fig. 5.19 b** se poate calcula viteza cu care se deplasează aceste puncte, **Fig. 5.19 c**.

$$v = \frac{dy}{dt} \quad (5.31)$$

$$v_2 = \frac{df}{dt} \quad (5.32)$$

atunci:

$$v^2 = \left(\frac{dy}{dt} \right)^2 \quad (5.33)$$

$$v_2^2 = \left(\frac{df}{dt} \right)^2 \quad (5.34)$$

Înlocuind relațiile (5.33) și (5.34) în relația (5.28) rezultă:

$$\left(\frac{dy}{dx} \right)^2 = \left(\frac{df}{dt} \right)^2 \left(\frac{3x^2}{2L_0^2} - \frac{x^3}{2L_0^3} \right)^2 \quad (5.35)$$

Înlocuind relațiile (5.30) și (5.35) în (5.29) rezultă:

$$W = \int_0^{L_0} \frac{1}{2} \frac{q_p dx}{g} \left(\frac{df}{dt} \right)^2 \left(\frac{3x^2}{3L_0^2} - \frac{x^3}{2L_0^3} \right)^2 \quad (5.36)$$

$$W = \frac{1}{2} \frac{q_p}{g} \left(\frac{df}{dt} \right)^2 \int_0^{L_0} \left(\frac{3x^2}{3L_0^2} - \frac{x^3}{2L_0^3} \right)^2 dx \quad (5.37)$$

deci,

$$\int_0^{L_0} \left(\frac{3x^2}{3L_0^2} - \frac{x^3}{2L_0^3} \right)^2 dx = \frac{33}{140} L_0 \quad (5.38)$$

în consecință masa redusă a probei este egală cu:

$$M_{rp} = \frac{33}{140} \cdot \frac{q_p L_0}{g} \quad (5.39)$$

iar masa totală a sistemului care oscilează este:

$$M_s = \frac{G_{tr}}{g} + \frac{33}{140} \frac{q_p L_0}{g} = \frac{G_{tr}}{g} + \frac{33}{140} \cdot \frac{G_p}{g} \quad (5.40)$$

unde: $G_p = q_p L_0$, este greutatea probei;

Înlocuind (5.40) în (5.24) rezultă:

$$E = \frac{4\pi^2 L_0^3}{3T^2 I_z g} \left(G_{tr} + \frac{33}{140} G_p \right) \quad (5.41)$$

Analizând vibrograma din **Fig. 5.20** se determină perioada oscilației T ; astfel se observă că 150 de milimetri au fost parcurși în 0,2 secunde, iar T măsurat între două oscilații este 15,5 mm, care transformat în secunde este:

$$T = 0,062 \quad [s] \quad (5.42)$$

Înlocuind valorile: $L_0 = 155 \text{ mm.}$, $b = 36 \text{ mm.}$, $h = 0,5 \text{ mm.}$,

$$G_{tr} = M_{tr} \cdot g = 0,04 \cdot 9,81 = 0,392 \quad [N]$$

$$G_p = M_{pr} \cdot g = 33 : 140 \cdot 0,016 \cdot 9,81 = 0,0369 \quad [N]$$

în formula (5.41) rezultă:

$$E = \frac{4\pi^2 L_0^3}{3T^2 I_z g} \left(G_{tr} + \frac{33}{140} G_p \right) = \frac{4 \cdot \pi^2 \cdot 155^3 (0,392 + 0,0369)}{3 \cdot (0,062)^2 \cdot 36 \cdot 0,5^3 \cdot 9810} = 123858 \text{ [MPa; N/mm}^2] \quad (5.43)$$

Eroarea de determinare a modului de elasticitate longitudinal E , prin vibrații și prin încovoiere mecanică este:

$$e = \frac{E_v - E_m}{E_v} \cdot 100 = \frac{123858 - 120045}{123858} \cdot 100 = 0,030785 \cdot 100 = 3,078 \% \quad (5.44)$$

5.7.4. Determinarea deformației elastice

S-a studiat de asemenea comportarea acestor table la încovoiere pe o mașină de încercat la tracțiune pe care s-a montat un dispozitiv cu două reazeme la o distanță de 50 mm. conform **Fig. 5.21**, forța de presare fiind aplicată prin intermediul unui dorn cu raza de 5 mm. Încercarea s-a făcut pe epruvete de tipul și dimensiunile prezentate în **Fig. 5.22**, epruvete ce au fost folosite și pentru încercarea de rupere la tracțiune.

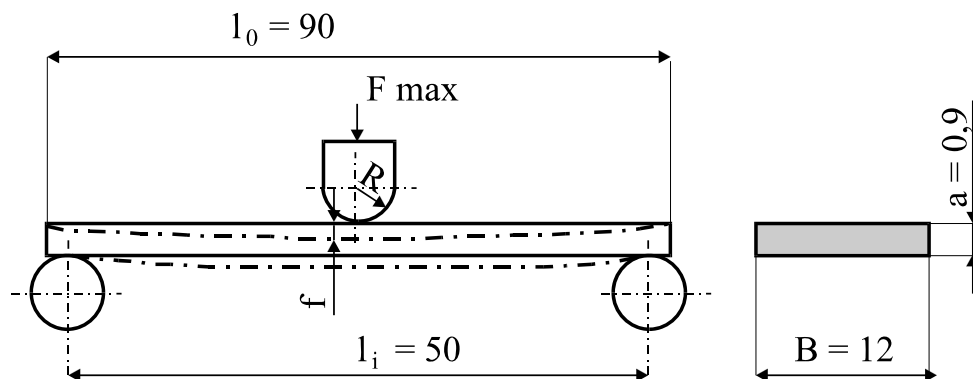


Fig. 5.21 Schema de încercare la încovoiere a tablelor subțiri de oțel sinterizate

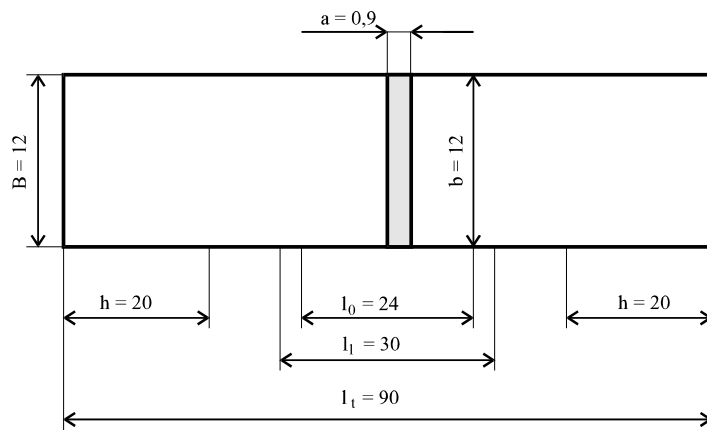


Fig. 5.22 Forma epruvetei din tablă subțire de oțel sinterizat

Rezultatele obținute la încercarea la încovoiere a tablelor subțiri din oțel carbon obținute prin carburare sunt prezentate în **tabelul 5.6** și se încadrează peste plaja valorilor medii corespunzătoare tablelor subțiri cu aceeași compoziție chimică a oțelului obținute prin tehnologia clasică de turnare și laminare a oțelurilor carbon.

Tabelul 5.6 Încercarea la încovoiere pentru tabla subțire S 100.26 carburată

FORȚA [Kgf]	SĂGEATA f [mm.]					Observații
	Determinarea I	Determinarea II		Determinarea III		
	F ↑	F ↑	F ↓	F ↑	F ↓	
0			0,08		≅ 0,00	Domeniul deformațiilor elastice
1	0,66	0,64	0,76	0,68	0,67	
2	1,18	1,19	1,37	1,17	1,24	
3	1,69	1,69	1,91	1,69	1,77	
4	2,18	2,16	2,43	2,20		
5	2,67	2,68	2,95			Domeniul deformațiilor plastice
6	3,16	3,27				
6,4	3,65					Epruveta se rupe

5.7.5. Determinarea durității

S-a procedat la măsurarea durității tablelor subțiri sinterizate din pulbere de fier de puritate 99,99% și tratate termochimic până la o îmbogățire în carbon de 0,5 % pentru un set de cinci probe rezultatele fiind prezentate în **tabelul 5.7**.

Tabelul 5.7 Durități – rezultate experimentale Ø 2,5 /187,5

Tipul tablei	C [%]	HB Ø 2,5 /187,5 [MPa]
Bandă laminată pentru ambutisare OL32.1 STAS 9485-80	max 0,17	165 ÷ 175
Tablă sinterizată DP 200 - HD	0,3	185 ÷ 190
Tablă sinterizată SC 100.26	< 0,01	200 ÷ 220
Tablă sinterizată și carburată SC 100.26	0,5	300 ÷ 330

5.8 CONCLUZII PARȚIALE

Din analiza datelor prezentate se observă că:

- materialul studiat face parte din grupa materialelor elasto-plastice și poate fi utilizat cu succes în construcția mașinilor și aparatelor industriale. Astfel se obțin caracteristici mecanice remarcabile: $E = 1,20 \cdot 10^6$ MPa, $G = 4,410^5$ MPa, $\sigma_r = (190 \div 200)$ MPa și durități de $(80 \div 90)$ HV₅ sau $(200 \div 300)$ unități HB pentru bilă Ø 2,5 mm. și forța de încercare de 187,5 Kgf.
- procedeul de laminare și sinterizare a pulberii de fier permite obținerea de benzi cu grosimea de $(0,5 \div 3)$ mm. și lățimea de $(10 \div 50)$ mm. pentru producția de serie mică ce utilizează oțeluri speciale obținându-se economii substanțiale de materiale și energie prin eliminarea unor prelucrări ce se execută în procesul clasic de laminare a tablelor.

- avantajele acestui procedeu care constau în:

- eliminarea pulberii de grafit din procesul tehnologic clasic de execuție a tablelor de oțel sinterizate și înlocuirea lui cu carbon atomic prin tratarea tablei de fier de puritate 99,99% termochimic prin carburare accelerată în atmosferă de azot și propan, procedeu în urma căruia se obțin durități și rezistențe mecanice mult mai bune ca în tehnologia clasică;

- reducerea la mai mult de jumătate a cheltuielilor privind producția tablelor subțiri în condițiile tehnologiei clasice de laminare din oțel turnat;

Dezavantajul procedeuului constă în faptul că se impune reîncălzirea benzii după sinterizare la $(950 \div 900) ^\circ\text{C}$ pentru tratamentul termochimic de carburare.

Acest dezavantaj se poate elimina prin realizarea unui utilaj specializat compus din laminor și un cuptor de sinterizare care să conțină și o zonă de tratament.

Noua tehnologie prezintă element de noutate în domeniu și este în curs de brevetare la OSIM București cu cererea de brevet Nr. A 1373/2001.

STUDIUL TRATAMENTULUI DE FEROXARE APLICAT PIESELOR SINTERIZATE

6.1. SCOPUL ȘI OBIECTIVELE CERCETĂRILOR

Feroxarea constă în acoperirea suprafețelor pieselor sinterizate cu straturi de oxizi rezultați din procesele chimice ale tratării fierului în prezența vaporilor de apă [11, 12, 13, 77].

Tratamentul se aplică pieselor sinterizate de mare rezistență cu următoarele scopuri:

- creșterea rezistenței la uzură prin îmbunătățirea coeficientului de fricțiune ca urmare a prezenței pe suprafață a peliculei de oxizi;
- mărirea durității aparente (pe suprafață) și creșterea în consecință a rezistenței MS la solicitări mecanice;
- creșterea rezistenței la coroziunea atmosferică a MS;
- în cazul pieselor care trebuie protejate la penetrarea fluidelor prin feroxare se asigură închiderea porilor și deci obturarea căilor de acces;

Feroxarea este cunoscută și aplicată destul de frecvent în MP, dar nu s-au întreprins cercetări în vederea optimizării acestui procedeu.

Cercetările ale căror rezultate sunt prezentate în acest capitol au avut ca scop studiul posibilităților de îmbunătățire ale caracteristicilor structurale ale oxizilor de feroxare.

În vederea atingerii acestor obiective s-au întreprins următoarele studii și cercetări:

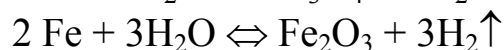
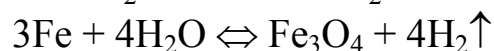
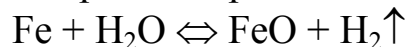
- studiul influenței procedurii de încălzire la feroxare prin analiza proceselor ce au loc la încălzirea în cuptorul continuu cu bandă;
- studiul influenței prezenței fosforului ca element de aliere, în compoziția OS asupra calității straturilor feroxate.

Obiectivele urmărite în cadrul studiilor și cercetărilor întreprinse au fost următoarele:

- asigurarea unor straturi de oxizi care să favorizeze rezistența la coroziune, închiderea porozității și îmbunătățirea rezistenței la uzură;
- analiza posibilităților de îmbunătățire a straturilor feroxate prin modificarea compoziției chimice a OS.

6.2. PROCESELE CARE AU LOC LA OXIDAREA FIERULUI SUB ACȚIUNEA VAPORILOR DE APĂ

Fierului tratat în prezența vaporilor de apă începând cu circa 300 °C este supus unor procese chimice conform următoarelor reacții [106]:



Pentru accelerarea conversiei procesului în timpul tratamentului sunt aplicate temperaturi între 450 °C și 650 °C. În **Fig. 1.31** și **Fig. 1.32** [60,106] sunt prezentate condițiile de formare a oxizilor de fier în funcție de temperatură și raportul dintre vaporii de apă din cuptor și cantitatea de hidrogen eliberată în timpul reacțiilor exoterme, $p\text{H}_2\text{O}/p\text{H}_2$ și care trebuie să fie cuprins între $10^{-1} \div 8 \times 10^4$ pentru a obține Fe_3O_4 (magnetita – oxidul feroferic) în loc de FeO (oxid de fier) și Fe_2O_3 (oxidul feros - hematita) sau FeO_x (wustita).

Caracteristica de bază pentru acest tip de tratament constă în faptul că reacția nu are loc numai pe suprafața piesei sinterizate, ci chiar și pe suprafețele interne ale porilor.

Fe_3O_4 tinde să se formeze și să-și mărească grosimea pe fiecare suprafață unde ajunge aburul supraîncălzit; și se caracterizează prin rezistență bună la coroziune pentru grosimi de 0,006 mm., peste această grosime a stratului nu mai are loc reacția de oxidare întrucât vaporii de apă nu mai penetrează în piesa sinterizată.

La piesele sinterizate din pulberi metalice suprafețele porilor deschiși sunt progresiv acoperiți de oxid, acționând în principal conform mecanismelor prezentate în **Fig. 6.1** [13], **Fig. 6.2** [84], **Fig. 6.3**, **Fig. 6.4**, **Fig. 6.5** și **Fig. 6.6**.

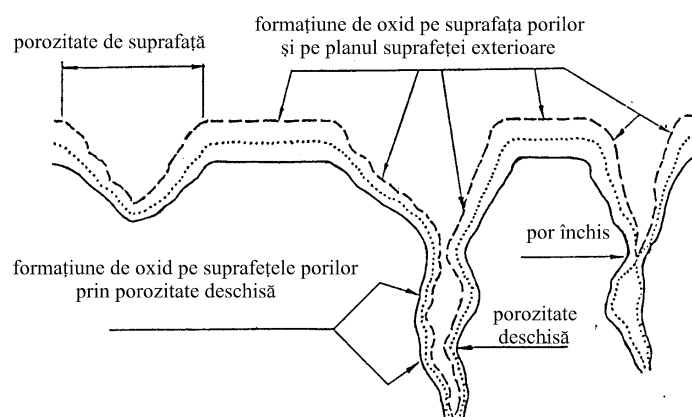
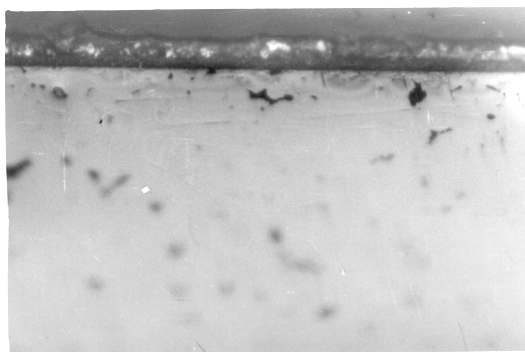
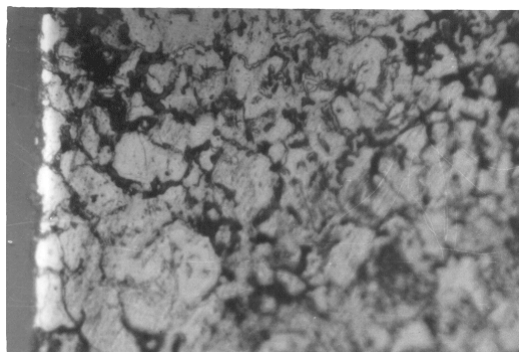


Fig. 6.1 Model schematic al mecanismelor de creștere a straturilor de oxid [13].



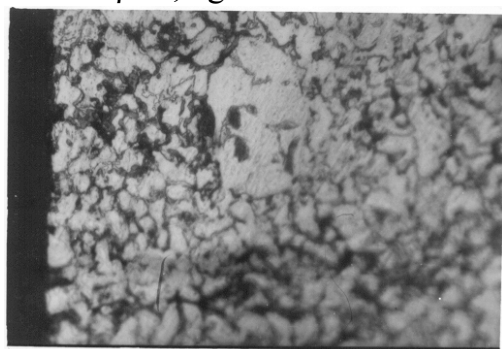
x1000

Fig. 6.2 Strat de oxid după feroxare pentru piese sinterizate cu densitatea $\rho = 7,2 \text{ g/cm}^3$



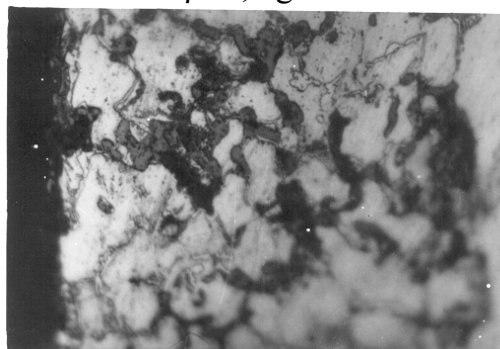
x200

Fig. 6.3 Strat de oxid după feroxare pentru piese sinterizate cu densitatea $\rho = 5,8 \text{ g/cm}^3$



a

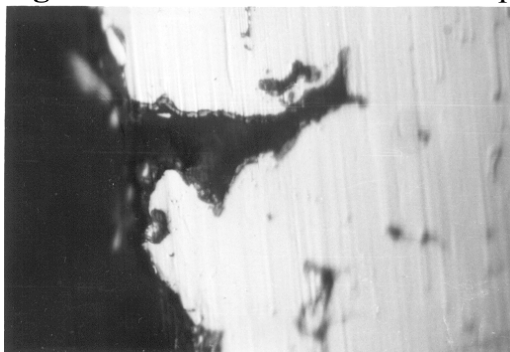
x100



b

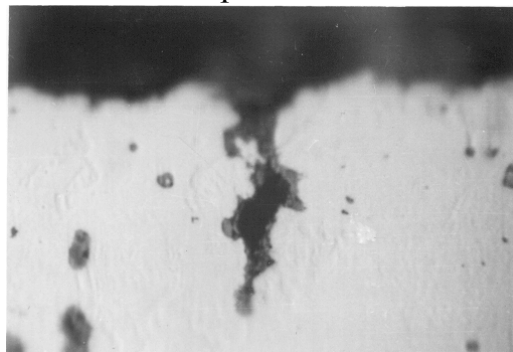
x200

Fig. 6.4 Strat de oxid în formare la piese sinterizate cu porozitate deschisă mare.



x1000

Fig. 6.5 Strat de oxid în porozitate deschisă



x1000

Fig. 6.6 Por închis în urma tratamentului de feroxare.

Cele trei mecanisme ale oxidării sunt:

“a” – oxidarea suprafețelor porilor interni prin porozitatea deschisă - ” Pa”;

“b” – oxidarea suprafețelor porilor externi Ps – Pa

unde Ps – este porozitatea de suprafață;

“c” – oxidarea suprafeței externe între porii limitrofi.

Din cauza reducerii progresive a secțiunii porilor până la închiderea completă, viteza mecanismului “a” scade pe măsura creșterii timpului de tratament.

Când toate secțiunile porilor nu mai permit ca interiorul să comunice cu exteriorul penetrarea de adâncime a feroxării nu mai este posibilă, iar mecanismul “a” încetează să se mai desfășoare. În acest stadiu porozitatea suprafeței este maximă:

$$P_s - P_a = P_s ; (P_a = 0)$$

Creșterea ulterioară a straturilor are loc atât în porozitatea de suprafață P_s , cât și pe restul suprafeței piesei $(1 - P_s)$, mecanismul “b” și “c” funcționând pe tot parcursul tratamentului.

Viteza de creștere a stratului pe zona P_s este mai mică decât pe zona $(1 - P_s)$, ca efect al unei extensii mai mari a proiecției suprafeței poroase pe un plan normal.

Viteza creșterii stratului de oxizi scade pe măsură ce durata tratamentului crește ca o consecință a creșterii continue a rezistenței stratului format prin migrarea atomilor de Fe și O precum și a direcției de difuzie a gazului oxidant în porii piesei, iar pe de altă parte de direcția opusă a difuziei hidrogenului eliberat în timpul reacției exoterme.

Într-adevăr în timp ce la o temperatură de tratament de 520°C sunt necesare aproape 100 de minute pentru închiderea completă a porozității deschise, la 650°C sunt suficiente numai 12 min.

Greutatea relativă a pieselor crește în raport de durata tratamentului termic de feroxare și de închidere a porozității, așa cum se vede în Fig. 6.7 și Fig. 6.8. [13]

Conform Fig. 6.7 panta curbei creșterii de greutate este ascendentă în timp, fiind mai abruptă în prima perioadă a tratamentului de feroxare, deoarece creșterea stratului de oxid are loc pe cea mai mare suprafață (suprafață totală care include suprafața piesei, cea a porozității de suprafață și cea a porozității deschise) și se diminuează treptat pe măsură ce secțiunile porilor deschiși se reduc (Fig. 6.8).

Greutatea piesei crește pentru temperaturi de feroxare mai reduse și timp de tratament mai mare (pentru 520°C procentul de creștere a greutateii este de 8 % din masa piesei) și scade pentru temperaturi de feroxare mai mari și timp de tratament mai mic (pentru 650°C procentul de creștere a greutateii este de 4 % din masa piesei).

Creșterea de greutate determină modificări dimensionale ale piesei de care trebuie să se țină seama la proiectarea formei pieselor sinterizate.

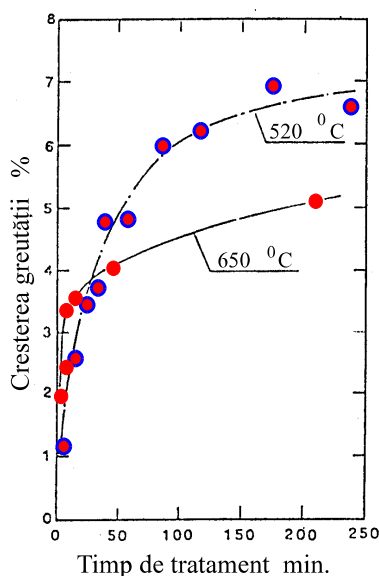


Fig. 6.7 Diagrama de creștere a greutatei pieselor sinterizate funcție de timp [13]

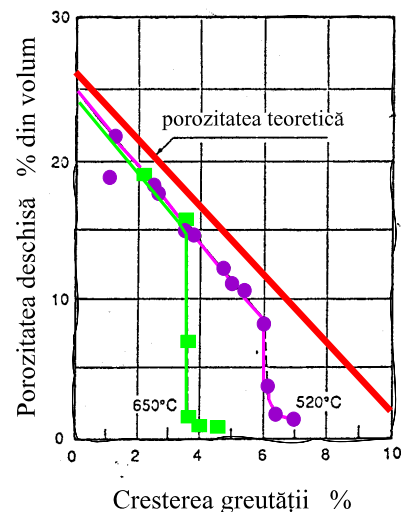


Fig. 6.8 Diagrama de creștere a greutatei pieselor sinterizate funcție de porozitatea deschisă [13]

6.3 INFLUENȚA PREZENȚEI FOSFORULUI ÎN COMPOZIȚIA OȚELURILOR SINTERIZATE

Fosforul generează fragilitatea OC datorită segregățiilor din limitele grăunților constituenților structurali, motiv pentru care concentrația de fosfor este limitată la max. 0,05 %. Oțelurile realizate prin MP suportă alte influențe în prezența P prin faptul că este afectată pozitiv călibilitatea și totodată în sistemul Fe-P creșterea rezistenței mecanice nu este însoțită de reducerea maleabilității.

În plus, prezența P este benefică pentru închiderea porozității, fapt ce se urmărește la feroxare [24, 26, 28, 38].

6.3.1. Influența fosforului asupra porozității intercomunicante

Fe_3P reacționează cu $\text{Fe}\alpha$ formând o fază lichidă (eutectic) la 1050°C .

La sinterizarea cu faza lichidă, acesta penetrează printre particulele de fier, iar în urma sinterizării la 1120°C se formează două faze structurale: ferită și perlită ($\text{P} > 0,3\%$); la mai mult de 0,65 %P structura devine pur perlitică cu observația că extinderea autodifuziei fierului în ferită este cu două ordine de mărime mai mare decât în austenită astfel durata de sinterizare fiind mult mai mare.

Creșterea duratei de sinterizare are efect asupra eliminării porilor mici și rotunjirea porilor mari, rezultând reducerea porozității intercomunicante, datorită apariției particulelor legate printr-o rețea de Fe_3P foarte fină, așa cum se vede în **Fig. 6.9 a, b** și în **Fig. 6.10 a, b** [47].

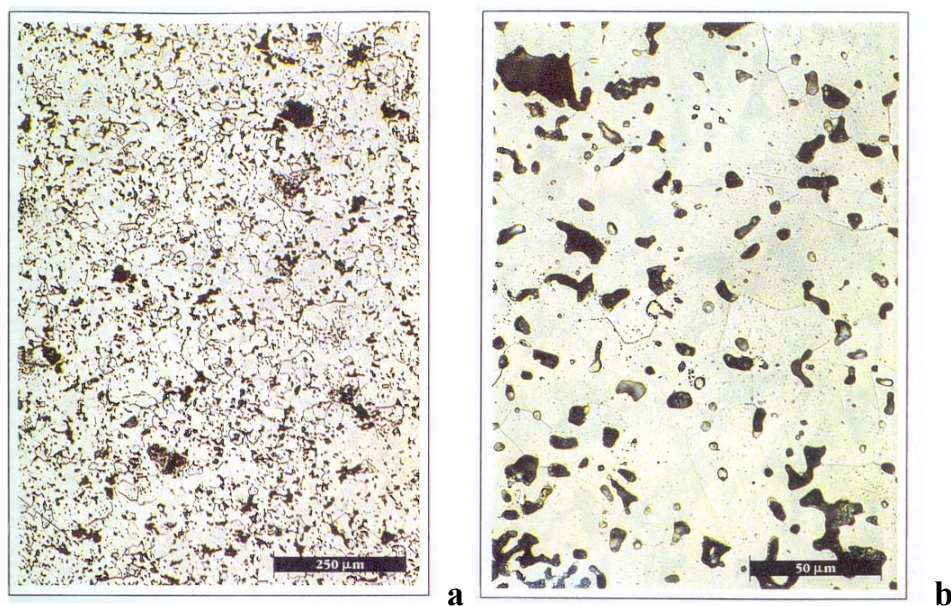


Fig. 6.9 Microstructura unui material sinterizat pe bază de pulbere de fier prealiată cu 0,45 %P de tip Hoganas (NC 100.24) presată cu o forță de 7 tf/cm², cu densitatea $\rho = 7,13 \text{ g/cm}^3$, sinterizat la 1120 °C timp de 30 min.

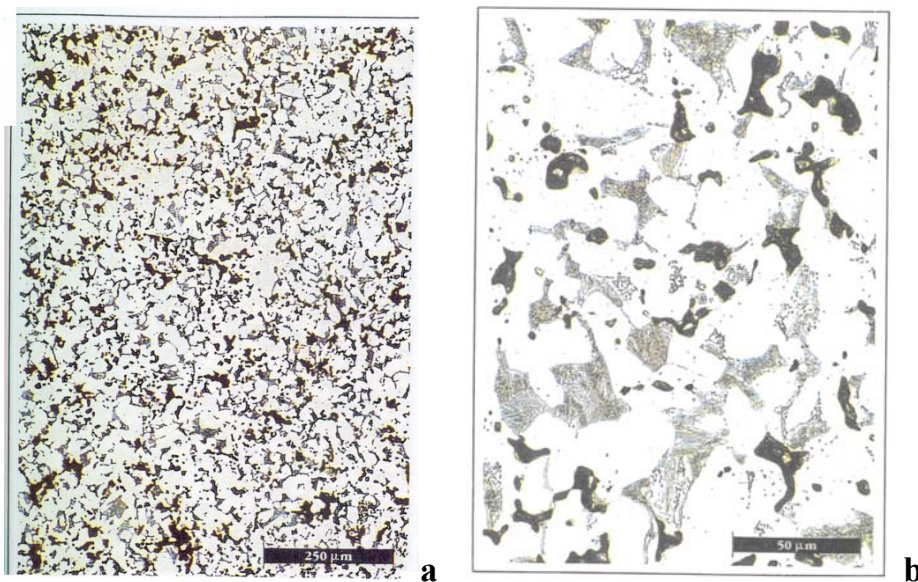


Fig. 6.10 Microstructura unui material sinterizat pe bază de pulbere de fier prealiată cu 0,45%P și 0,3%C de tip Hoganas (ASC 100.26) presată cu o forță de 6 tf/cm², cu o densitate $\rho = 7,02 \text{ g/cm}^3$, sinterizat la 1120 °C timp de 30 min.

6.3.2. Influența fosforului asupra caracteristicilor mecanice ale oțelurilor sinterizate

Apariția fazei lichide duce la o coeziune mai mare între granulele de fier ceea ce face ca materialul să devină tenace concomitent cu creșterea rezistenței [98]. Activarea sinterizării prin prezența fazei lichide mărește contracția

materialului, care determină creșterea densității și implicit a proprietăților mecanice.

O creștere a concentrației fosforului la 0,8 % duce la scăderea bruscă a proprietăților de reziliență ca urmare a segregării fosforului și precipitării lui Fe_3P la limita grăunților.

Există două tipuri de aliaje de Fe-P: unul format din pulberi de fier prealiat cu fosfor < 0,6 %, iar altul rezultat din alierea mecanică a pulberii de fier cu pulbere de fosfor, atunci când conținutul de fosfor este de 15 ÷ 20 %.

Cu creșterea conținutului de fosfor, rezistența de rupere la tracțiune crește aproximativ liniar ca în **Fig. 6.11** [68].

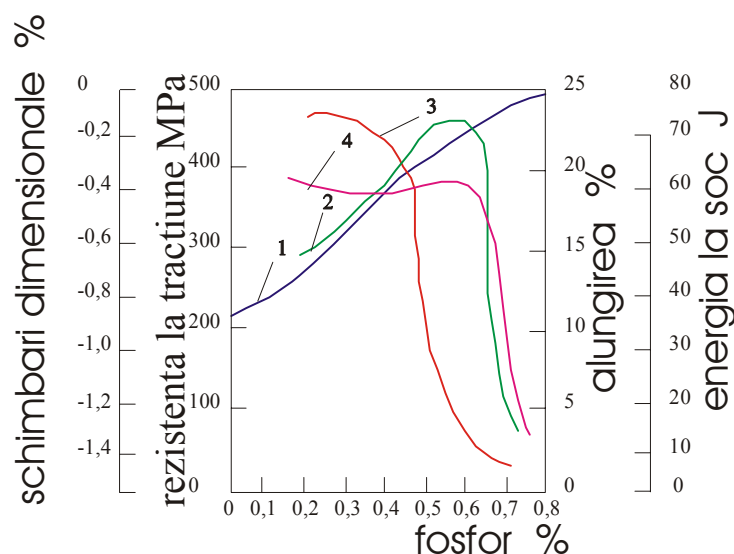


Fig. 6.11 Dependența dintre rezistența la tracțiune (1), alungirea (2), schimbările dimensionale (3) și energia la șoc (4) în funcție de procentul de fosfor pentru un material sinterizat din pulbere prealiată tip Hoganas ASC 100.29 presată la 589 MPa, sinterizată la 1120 °C timp de 30 min. [68].

Din punct de vedere al proprietăților mecanice, concentrația optimă de fosfor nu trebuie să depășească 0,6 %, iar pentru solicitările la șoc 0,3 % [54].

În aceste condiții rezistența de rupere la tracțiune a oțelurilor sinterizate Fe-P este mai mare de 400 MPa pentru o alungire mai mare de 18 % depinzând de granulația pulberii de fier (reflectată în principiu în compresibilitate).

Cea mai bună reproductibilitate în practica a proprietăților unui material sinterizat pe bază de fier aliat cu fosfor este pentru un procent de 0,45 % al elementului de aliere.

Aliajul Fe-P în combinație cu carbonul care este un element stabilizator al austenitei reduce proporția de ferită îmbogățită cu fosfor.

Aliajele Fe-P-C îmbogățite cu cupru prezintă o stabilizare a dimensiunilor piesei sinterizate contracarând fenomenul de contracție dat de fosfor.

Creșterea temperaturii de sinterizare la $(1200 \div 1300) ^\circ\text{C}$ duce la creșterea rezistenței materialelor sinterizate; de exemplu pentru un aliaj pe bază de fier aliat cu 0,45 %P; 0,6%C cu o densitate de $6,8 \text{ g/cm}^3$ sinterizat la $1120 ^\circ\text{C}$ rezistența la rupere este de 520 MPa, iar alungirea de 5,5 %.

Maleabilitatea oțelurilor sinterizate aliate cu fosfor este atinsă folosind un adaos de Fe_3P (ferofosfor) în special pentru particulele fine de fier cu un conținut scăzut de impurități și cu un procentaj de $(0,5 \div 1) \% \text{C}$ [48].

6.4 UTILAJE PENTRU FEROXARE

Feroxarea se practică curent în cuptoare cu bandă în care are loc o circulație continuă a pieselor sinterizate. În **Fig. 6.12** este prezentat unul dintre cuptoarele în care s-au realizat experimentările.

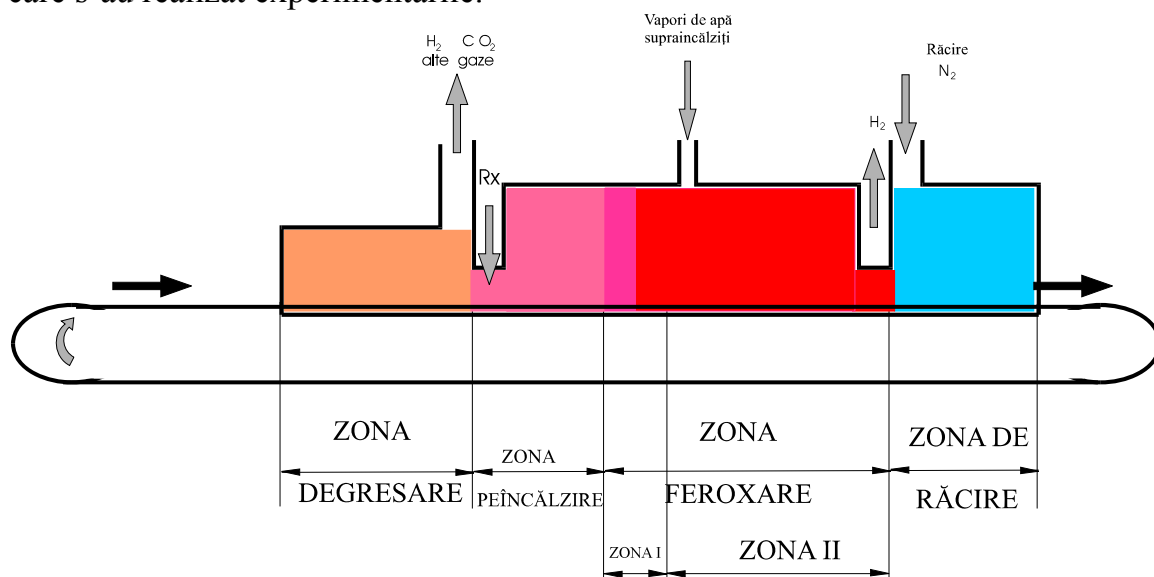


Fig. 6.12 Cuptor continuu cu bandă pentru feroxare

Cuptorul constă într-un spațiu orizontal etanș cu gaz protector prin care trece banda transportoare cu o capacitate a șarjei de 33 Kg/ml și care cuprinde mai multe zone de temperatură.

În prima zonă a cuptorului piesele sunt încălzite la $300 ^\circ\text{C}$ atunci când emulsiile și aditivii rămași de la prelucrările anterioare se evaporă. După aceasta piesele sunt încălzite la temperatura de $570 ^\circ\text{C}$, temperatura de reacție când sunt înconjurate de gazul reactive (vapori de apă la $110 ^\circ\text{C}$).

În continuare se ridică temperatura la $650 ^\circ\text{C}$ piesele menținându-se timp de 30 min. în același timp omogenizând atmosfera cuptorului cu vapori de apă la temperatura de $(110 \div 120) ^\circ\text{C}$ la presiunea de 0,6 barr. Debitul de vapori necesar desfășurării tratamentului de feroxare este de 55 Kg/h .

În **Fig. 6.13** se prezintă ciclograma de tratament.

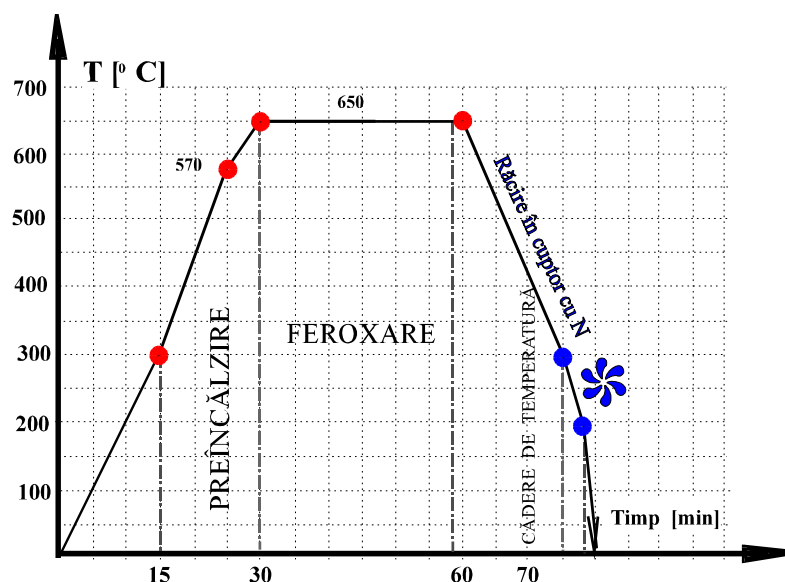


Fig. 6.13 Ciclograma tratamentului termic de feroxare

6.5. MATERIALE ȘI PROBE UTILIZATE ÎN CERECTARE

În cadrul cercetărilor au fost studiate două tipuri de OS astfel:

- un OS pe bază de pulbere de fier DWP 200 (poziția 1 din **tabelul 2.1**);
- un OS pe bază de pulbere de fier NC 100.24 (poziția 10 din **tabelul 2.1**) care în comparație cu primul oțel mai conține până la 0,6 %P;

Pentru experimentări s-au presat probe specifice încercărilor mecanice de tracțiune și s-au folosit totodată repere din producția S.C. SINTEROM S.A. Cluj-Napoca (pozițiile 4, 6, 7 și 8 din **tabelul 2.11**).

Densitatea probelor a variat utilizându-se următoarele densități: 6,49; 6,60; 6,84; 6,95 și 7,06 g/cm³.

Probele au fost utilizate pentru determinarea după feroxare a următoarelor influențe:

- influența tratamentului de feroxare asupra durității stratului superficial al probelor și pieselor ținând seama și de densitatea acestora;
- influența feroxării asupra rezistenței la tracțiune a epruvetelor și în funcție de densitatea acestora după presare și sinterizare;
- influența feroxării asupra rezistenței la uzură a pieselor tratate;
- influența feroxării asupra rugozității suprafeței pieselor feroxate după executarea testului de uzură;
- studiul comparativ privind influența prezenței fosforului asupra procesului de feroxare.

Probele au fost feroxate într-un cuptor cu bandă conform ciclogramelor prezentate la paragraful 6.4.

6.6. REZULTATE EXPERIMENTALE

6.6.1. Compoziția stratului feroxat

Punerea în evidență a prezenței compuşilor oxidici rezultați la feroxare s-a făcut prin difracție de raze X, prin analiza spectrală utilizând programul INCA conform principiilor descrise la paragraful 2.3.1. și comparativ prin analiză microscopică.

În toate probele feroxate a fost identificat oxidul Fe_3O_4 conform spectrului de difracție prezentat în **Fig. 6.14**; în plus în probele de OS cu adaos de P conform datelor din difractograma din **Fig. 6.14 b** se identifică oxizii cu fosfor [91].

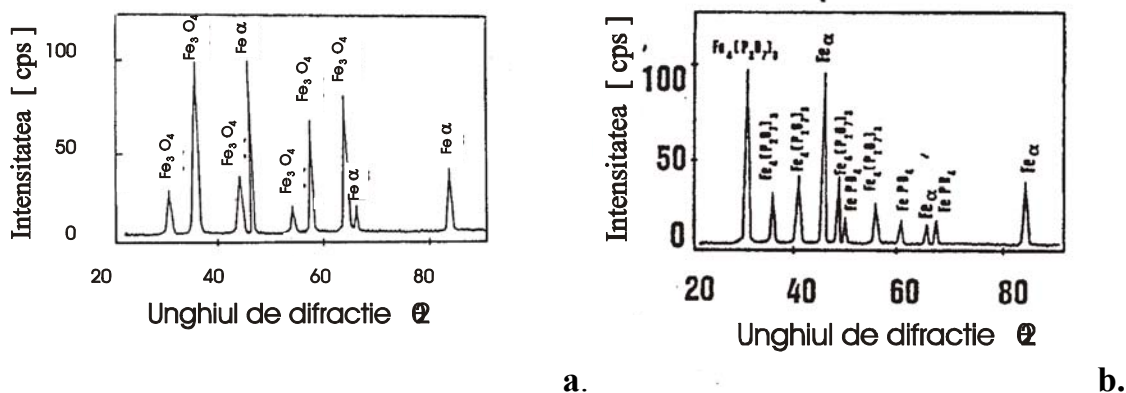


Fig. 6.14 a. Spectrul de difracție RX al oxidului feroferic Fe_3O_4 – magnetită
 b. Spectrul de difracție RX al oxizilor $\text{Fe}_4(\text{P}_2\text{O}_7)_3$ și FePO_4 [91].

Prin microscopia electronică cu baleiaj și prin analiza spectrală au fost studiate interfețele dintre materialul sinterizat MS și stratul de oxizi.

În **Fig. 6.15** este prezentată o astfel de interfață în cazul OS cu conținut de fosfor. De asemenea rezultă și conținutul cantitativ în elementele Fe, O, C.

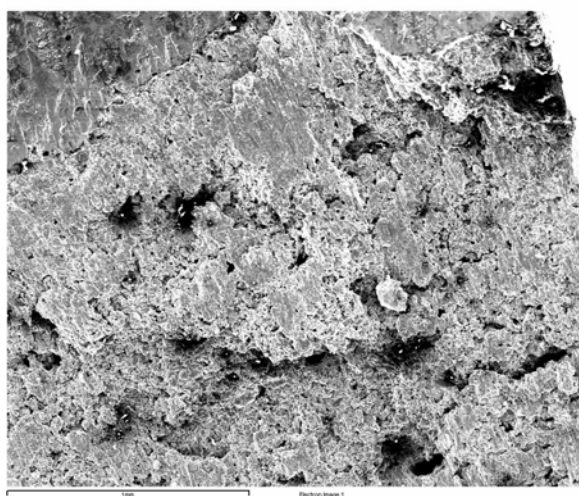


Fig. 6.15 Structura în interfața OS feroxat

Cu programul INCA s-a determinat spectrul din domeniul de interfață pentru același oțel din care (Fig. 6.16) rezultă de asemenea prezența celor trei elemente (Fe, O, C).

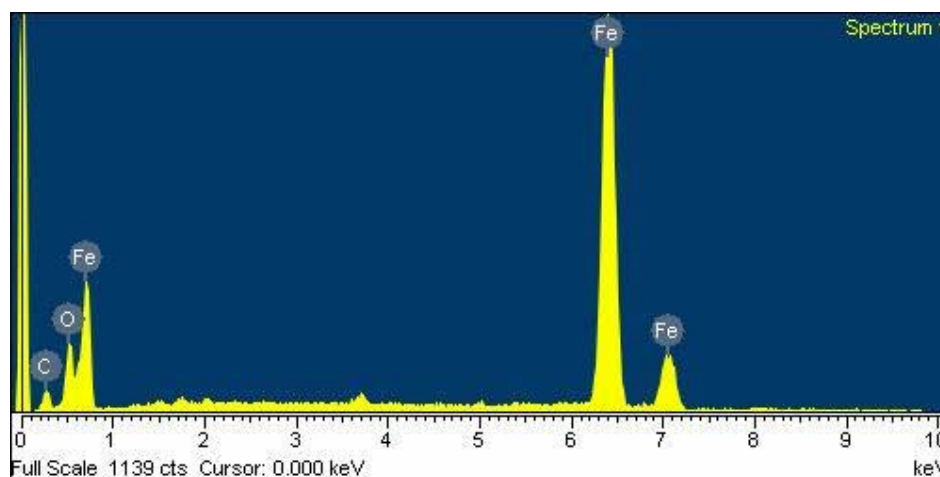


Fig. 6.16 Spectrul în interfața OS feroxat

Prin același program s-a trasat și distribuția fierului și a oxigenului în stratul feroxat, se constată (**Fig. 6.17** și **Fig. 6.18**) o distribuție relativ constantă a oxigenului pe adâncime de până la 2 mm și descreșterea cantitativă a fierului pe aceeași profunzime (**Fig. 6.18**). Explicația rezultă din faptul că așa cum se vede din **Fig. 6.17** în zonele cu porozități oxigenul crește (spectrul verde), în timp ce fierul scade (spectrul roșu). Acest lucru este normal deoarece porozitățile reprezentând cavități, acolo apare lipsa fierului, în schimb oxigenul se găsește în stratul de oxid care se formează și în cavitățile interioare ale porilor, așa cum s-a arătat de altfel și la începutul acestui capitol, când s-au discutat particularitățile feroxării aplicate PS.

Interfețele dintre straturile oxidice și cele ale MS, în cazul celor două OS au fost analizate și prin microscopie optică. În **Fig. 6.19** [91] sunt prezentate două microscopii ale straturilor de oxizi de la suprafața unei probe din OS fără fosfor, respectiv cu fosfor. Se observă că, în cazul OS cu fosfor stratul este mai subțiere ceea ce face ca timpul de tratament să fie mult mai scurt.

În microstructura redată în **Fig. 6.20** [91] corespunzătoare OS cu fosfor se observă că în suprafața piesei, acolo unde se formează stratul de oxizi (de culoare mai albă) porozitatea este mai redusă, în timp ce în miez, porozitatea este mărită fără a atinge însă nivelul din miezul probelor din OS fără adaos de fosfor, aceasta datorându-se faptului că datorită difuziei în limitele de grăunți, fosforul are tendința de a reduce volumul porilor.

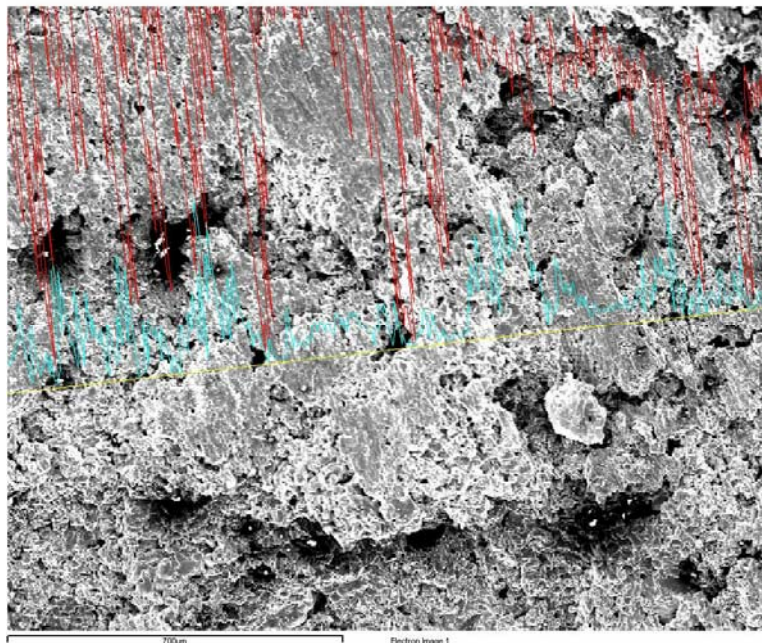


Fig. 6.17 Distribuția fierului și a oxigenului

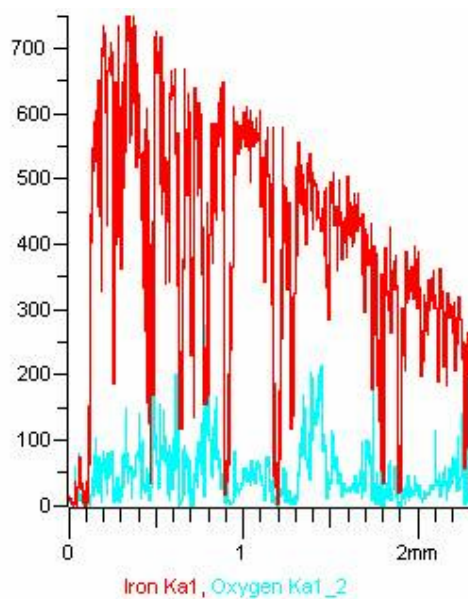
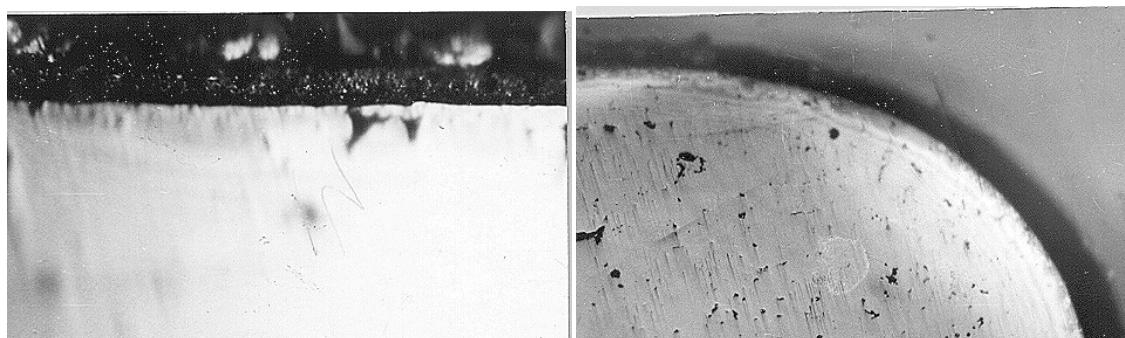


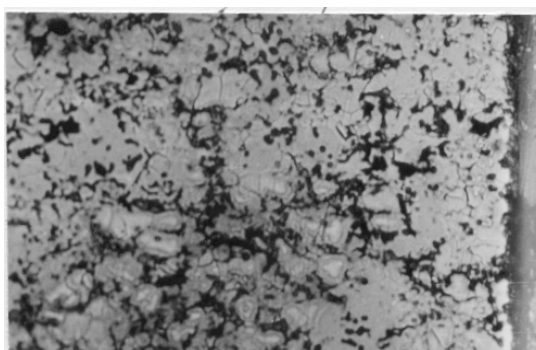
Fig. 6.18 Distribuția de ansamblu a fierului și oxigenului

**a**x100 **b**

x100

Fig. 6.19 Forma stratului de oxizi rezultat după FEROXARE [91]

- a. pentru o piesă sinterizată din aliaj DWP 200 (Fe-bază), 0,3÷0,6 %C, 2÷4%Cu;
 b. pentru o piesă sinterizată din aliaj NC 100.24(Fe-bază), 0,3÷0,6 %C, 0,6 %P.



x 100

Fig. 6.20 Microstructura stratului de oxizi în cazul OS cu fosfor [91]

6.6.2. Încercări mecanice

Probele în stare sinterizată și după feroxare au fost supuse încercărilor la tracțiune, rezultatele fiind prezentate în **tabelul 6.1**, respectiv în graficul din **Fig.6.21**.

Tabelul 6.1 Rezultate experimentale – Rezistență la tracțiune

Densitate [g/cm³] Material		Rezistența la tracțiune [MPa]				
		6,4	6,6	6,8	6,9	7,0
F50-U3	Sinterizare	110	121	143	151	160
	Feroxare	140	152	176	183	190
Fe + P	Sinterizare	122	134	158	173	192
	Feroxare	180	205	225	248	260

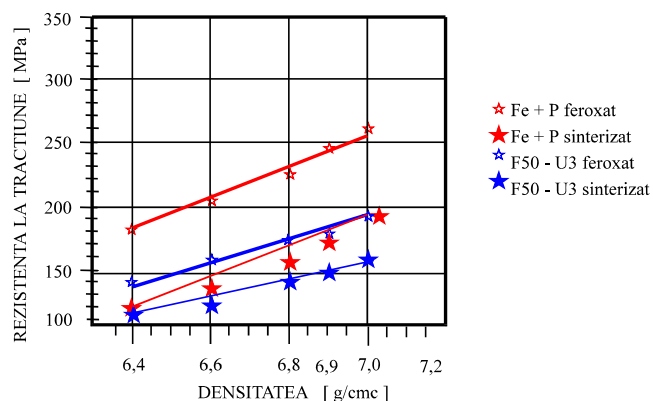


Fig. 6.21 Diagrama rezistență la tracțiune – densitate

Se observă pe deoparte că indiferent de starea probelor, rezistența mecanică a materialului crește o dată cu creșterea durității, fapt care rezultă de altfel și din teoria MP, iar pe de altă parte este important de reținut că pentru ambele categorii de materiale, rezistența mecanică crește după feroxare.

În ceea ce privește influența fosforului asupra rezistenței mecanice a OS după feroxare, aceasta este notabilă, observându-se creșteri de cca. 25% comparativ cu probele din OS față de probele pe bază de pulbere DWP fără fosfor în amestec.

6.6.3. Influența feroxării asupra durității și rezistenței la uzură

S-a procedat la măsurarea durităților probelor în stare sinterizată, respectiv feroxată, rezultatele fiind prezentate în tabelul 6.2, respectiv graficul din **Fig.6.22**.

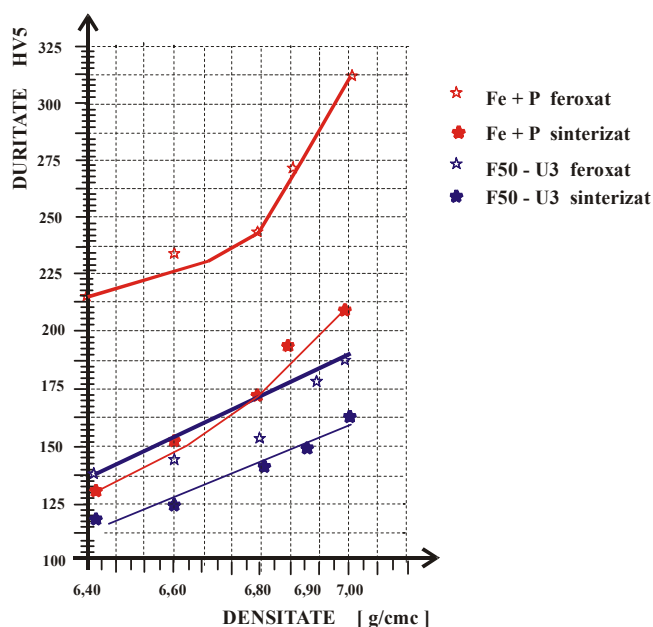


Fig. 6.22 Diagrama duritate – densitate

Tabelul 6.2 Rezultate experimentale – Durități

Densitate [g/cm³] Material		Duritate HV₅				
		6,4	6,6	6,8	6,9	7,0
F50-U3	Sinterizare	119	126	137	151	162
	Feroxare	136	141	153	178	186
Fe + P	Sinterizare	132	155	174	196	214
	Feroxare	218	229	246	273	318

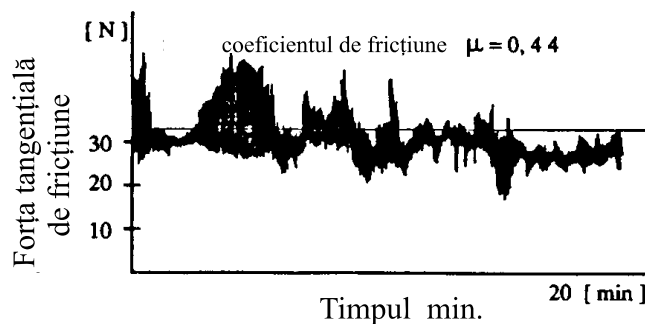
Analiza datelor scoate în evidență faptul că în mod evident după feroxare duritatea probelor crește. De asemenea duritatea celor două oțeluri feroxate analizată prin comparație, evidențiază valori mai ridicate pentru probele din OS cu conținut de fosfor. Explicația poate fi dată pe de o parte de tendința fosforului de a reduce porozitatea, iar pe de altă parte de grosimea mai mică și implicit compactizarea mai mare a stratului de oxizi, în cazul oțelurilor care conțin fosfor.

Ca o aplicație s-a studiat și rezistența la uzură prin prelevare de probe cu dimensiunile 10x10x5 mm. din material în următoarele stări: sinterizat și după feroxare. Probele au fost supuse încercării la uzură pe mașina de încercări prezentată în paragraful 4.5.6.

În **Fig. 6.23**, **Fig. 6.24** și **Fig. 6.25** sunt prezentate vibrogramele în cazul celor trei categorii de probe cu următoarele considerații:

- OS după sinterizare are coeficientul de fricțiune $\mu = 0,44$ (**Fig. 6.23**);
- OS fără fosfor după TT de feroxare are coeficientul de fricțiune $\mu = 0,26$ – (**Fig. 6.24**);
- OS cu fosfor după TT de feroxare are coeficientul de fricțiune $\mu = 0,19$ – (**Fig. 6.25**).

prin urmare, rezultă că în urma TT de feroxare proprietățile de uzură suferă o îmbunătățire substanțială, coeficientul de fricțiune scăzând cu circa 50 % în cazul OS fără fosfor și cu 67 % în cazul OS cu fosfor.

**Fig. 6.23** Vibrograma pentru Fe50-U3-6,6 după sinterizare [91]

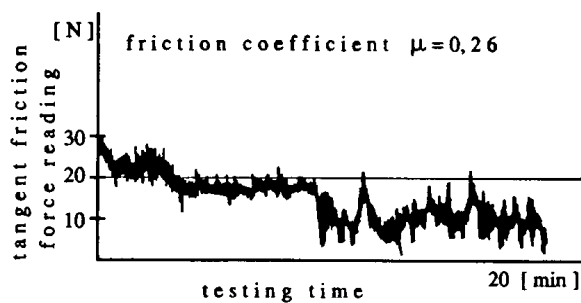


Fig. 6.24 Vibrograma pentru un material Fe-P-C feroxat; $R_a = 1,6 \mu\text{m}$. [91]

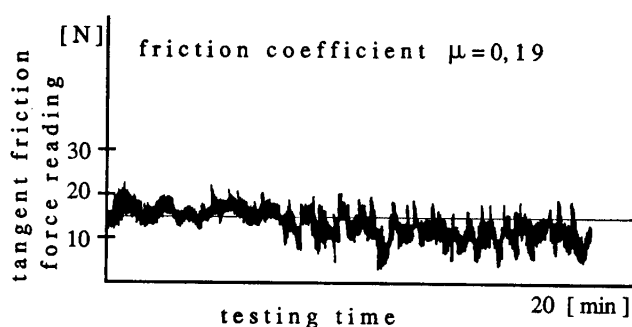


Fig. 6.25 Vibrograma pentru un material Fe-P-C feroxat [91]

S-a măsurat, de asemenea rugozitatea suprafețelor după executarea testului de uzură, determinându-se:

- în cazul probelor sinterizate – $R_a = 6,3 \mu\text{m}$ – **Fig. 6.26**;
- în cazul probelor din OS fără fosfor – $R_a = 3,2 \mu\text{m}$ – **Fig. 6.27**;
- în cazul probelor din OS cu fosfor – $R_a = 1,6 \mu\text{m}$ – **Fig. 6.28**.

DVAR-CRAIOVA
CAMERA DE MASURA
C1214Y666/66
INSPECTOR

PART NAME:
NR.1
DAT. 18.07.88 13:24

MEASUREMENT 1
T8 FRY-750 750 22
LT 5.888 MM
LM 4.888 MM
UB 258.8 YM

LC CS 6.888 MM
RA 5.87 YM
RMAX 39.89 YM

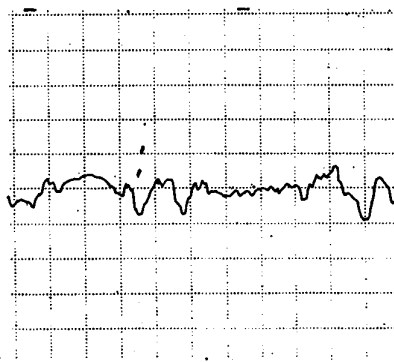


Fig. 6.26 Profilograma pentru Fe50-U3-6,6 sinterizat; $R_a = 6,3 \mu\text{m}$. [91]

DWAR-CRAIOVA
CAMERA DE MASURA
G1214V000/00
INSPECTOR:

PART NAME:
NR.:
DAT.: 10.07.00 13:34

MEASUREMENT 5
T0 FRV-700 750 22
LT 5.000 MM
LM 4.000 MM
UB 250.0 YW

LC GS 0.000 MM
RA 3.23 YW
RMAX 31.95 YW

G PROFILE POS
VER 10.00 YW
HOR 500.0 YW

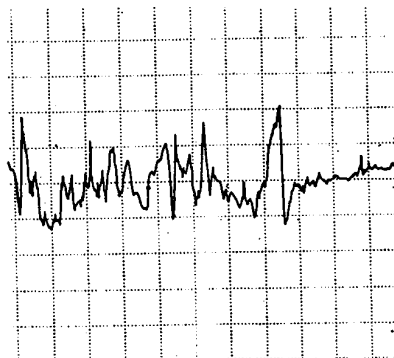


Fig. 6.27 Profilograma pentru Fe50-U3-6,6 după feroxare; $R_a = 3,2 \mu\text{m}$. [91]

DWAR-CRAIOVA
CAMERA DE MASURA
G1214V000/00
INSPECTOR:

PART NAME:
NR.:
DAT.: 10.07.00 13:29

MEASUREMENT 2
T0 FRV-750 750 22
LT 5.000 MM
LM 4.000 MM
UB 250.0 YW

LC GS 0.000 MM
RA 1.11 YW
RMAX 20.26 YW

G PROFILE POS
VER 10.00 YW
HOR 500.0 YW

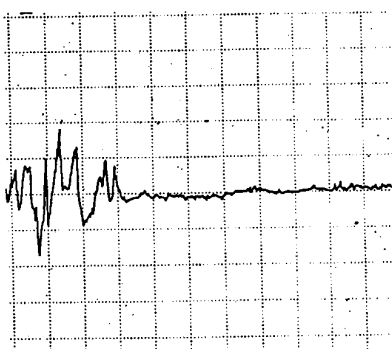


Fig. 6.28 Profilograma pentru un material Fe-P-C feroxat; $R_a = 1,6 \mu\text{m}$. [91]

6.7 CONCLUZII PARȚIALE

Elementul de noutate pe care îl aduc cercetările efectuate în acest capitol se referă la studiul influenței fosforului din compoziția chimică a OS asupra procesului tratamentului de feroxare.

Rezultatele experimentale au scos la evidență următoarele:

- din punct de vedere al influenței fosforului asupra structurii și calității stratului de oxizi rezultați la feroxare pe de-o parte fosforul prezent în compoziția chimică a OS favorizează închiderea porilor în suprafață, ceea ce duce la creșterea caracteristicilor mecanice iar pe de altă parte favorizează formarea unui oxid cu P care nu se regăsește în straturile feroxate ale OS fără conținut în fosfor și care are efecte în ceea ce privește creșterea durității;
- din punct de vedere al rezistenței mecanice la tracțiune s-a constatat creșterea acesteia în medie cu cca. $(18 \div 30) \%$ (funcție și de densitate) în cazul oțelurilor aliate cu până la 0,6 % P comparativ cu OS fără P;

- duritatea înregistrează o creștere între $(38 \div 48) \%$ (funcție și de densitate) în cazul OS aliate cu fosfor față de OS fără fosfor ca element de aliere;
- creșterea de duritate influențează rezistența mecanică și rezistența la uzură, astfel coeficientul de fricțiune după feroxarea oțelurilor aliate cu P crește cu cca. 27 % comparativ cu OS fără P și feroxate. Complementar calitatea suprafeței oțelurilor aliate cu P și feroxate este superioară ($R_a = 1,6 \mu\text{m.}$) comparativ cu cea a oțelurilor feroxate și nealiate cu P ($R_a = 3,2 \mu\text{m.}$).

Rezultă deci ca o contribuție personală evidențierea influenței pozitive a introducerii la fabricarea OS a fosforului până la max. 0,6 % pentru îmbunătățirea calității stratului de oxizi rezultați prin feroxare.

CONCLUZII ȘI CONTRIBUȚII PERSONALE

Cercetările prezentate în lucrare au vizat o tematică mai puțin abordată de specialiștii în MP și anume cea referitoare la tratamentele termice și termochimice aplicate OS.

Cercetările au fost orientate în direcția stabilirii pe de-o parte a posibilităților de lărgire a spectrului TT “clasice” cum sunt cele de călire și revenire a OS în scopul asigurării unui avantaj mai larg de caracteristici mecanice ale acestei categorii de materiale, iar pe de altă parte s-au studiat noi procedee de TTch ale OS cum sunt carburarea și carbonitrurarea accelerată în medii gazoase aplicate în scopul îmbunătățirii calitative a straturilor tratate termochimic cu efecte benefice asupra caracteristicilor mecanice și de rezistență la uzură ale OS. În același context s-au studiat cu rolul de probleme aplicative posibilitățile de elaborare a OS prin carburarea tablelor de Fe sinterizate precum și posibilitățile de îmbunătățire a structurilor și caracteristicilor mecanice și de rezistență la uzură a straturilor oxidice rezultate în urma tratamentului de feroxare a OS.

Materialele utilizate pentru cercetare au fost OS de uz industrial folosite curent în țară și în străinătate precum și noi sorturi de OS elaborate pe bază de pulbere de Fe prealiată cu agenți de călibilitate (Ni, Cu și Mo).

Rezultatele experimentale prezentate în lucrare scot în evidență o serie de elemente de noutate marcate prin îmbunătățiri ce pot fi obținute prin aplicarea TT și TTch în cazul OS concretizate prin creșteri valorice ale unor caracteristici mecanice și tehnologice ale acestor materiale.

Concluziile ce pot fi trase în urma analizei rezultatelor prezentate sunt următoarele:

- s-a stabilit că între OS există diferențe în ceea ce privește comportarea lor la TT și TTch chiar dacă compoziția lor chimică este aceeași. În acest scop s-au elaborat noi sorturi de OS (cu indicativul FD în lucrare) pe bază de pulbere de Fe prealiată cu agenți de călibilitate (Ni, Cu, Mo) și cu conținut variabil în C. Acest tip de OS are călibilitate mult mai bună comparativ cu sorturile de OS cu utilizare industrială care au aceeași compoziție chimică dar sunt elaborate prin amestecarea omogenă a pulberilor elementale (Fe + Ni + Cu + Mo + C);
- s-a determinat intervalul optim de conținut în carbon ($0,30 \div 0,35$) % C a sortului tip FD de OS pentru care caracteristicile mecanice au cele mai

bune valori indiferent de modul cum este condus TT de revenire a OS după călire;

- s-a scos în evidență importanța practicării diferitelor viteze de răcire la revenire în vederea asigurării unor parametrii mecanici cât mai ridicați. În acest scop față de răcirea în ulei (procedeu practicat la nivel industrial) s-au practicat procedee noi și anume răcirea în aer și răcirea în apă la revenire. În acest context s-a stabilit că rezistența mecanică și reziliența sunt favorizate odată cu creșterea vitezei de răcire la revenire (răcirea în apă) în timp ce duritatea este favorizată de răcirea la revenire cu viteză mică (răcirea în aer);
- în coroborare cu viteza de răcire la revenire s-a stabilit influența temperaturii de încălzire la revenire după călirea OS. Rezultatele experimentale au arătat că pentru OS la care răcirea la revenire se face cu viteză mică (aer) temperaturile optime de încălzire se situează în intervalul termic de $(430 \div 450) ^\circ\text{C}$ în timp ce la viteze de revenire mai mari (apă) intervalul termic de încălzire pentru TT de revenire se situează la nivelul de $(480 \div 500) ^\circ\text{C}$. Corelarea între temperaturile de încălzire și vitezele de răcire la TT de revenire după călirea OS s-a stabilit în contextul atingerii valorilor optime de duritate, respectiv rezistență mecanică și reziliență a acestor materiale;
- în cadrul experimentărilor care au vizat TTch ale OS s-au practicat procedee moderne, de ultimă oră, și anume carburarea și carbonitrurarea accelerată în medii gazoase;
- s-a stabilit că și din punctul de vedere al tratamentelor termochimice, OS pe bază de pulbere de Fe prealiată (FD) sunt superioare în ceea ce privește adâncimea și calitatea (omogenitatea chimică) stratului îmbogățit comparativ cu OS cu aceeași compoziție chimică inițială folosite curent în industria MP;
- s-a scos în evidență creșteri notabile ale coeficienților de frecare după aplicarea TTch de carburare respectiv carbonitrurare accelerată în medii gazoase și anume aceste creșteri au atins cca. 40 % (față de starea sinterizată) în cazul OS pe bază de pulbere de Fe prealiată, respectiv 32% în cazul OS industriale;
- s-a stabilit că rezistența mecanică a OS tratate termochimic este afectată pozitiv și anume aceasta crește cu cca. $(8 \div 12) \%$ în cazul OS tratate termochimic și călite comparativ cu aceleași OS aflate în stare sinterizată;
- s-a elaborat un nou procedeu de fabricare a OS prin carburarea tablei de Fe sinterizată. Materialul obținut face parte din grupa materialelor elasto-plastice având caracteristici mecanice notabile pentru OS, astfel: $E = 1,20 \cdot 10^6 \text{ MPa}$, $G = 4,4 \cdot 10^5 \text{ MPa}$, $\sigma_r = (190 \div 200) \text{ MPa}$ iar duritatea $(80 \div 90) \text{ HV}_5$;

- s-a studiat influența adaosului de fosfor în compoziția chimică a OS asupra straturilor oxidice obținute la feroxarea acestora;
- s-a stabilit că fosforul favorizează închiderea porilor de suprafață a MS ducând la consolidarea stratului de oxizi obținuți prin feroxare;
- prin introducerea fosforului în compoziția OS se îmbunătățește calitatea stratului oxidic format la feroxare ca urmare a apariției oxizilor pe bază de fosfor FePO_4 și $\text{Fe}_4(\text{P}_2\text{O}_7)_3$;
- prezența oxizilor pe bază de fosfor în stratul oxidic de feroxare favorizează creșterea caracteristicilor mecanice și a rezistenței la uzură a stratului. Astfel rezistența mecanică crește cu $(18 \div 30) \%$, duritatea cu $(38 \div 48) \%$, iar coeficientul de frecare crește cu cca. 27 % comparativ cu OS feroxate dar care nu conțin fosfor în compoziția lor chimică.

În ceea ce privește contribuțiile originale aduse în cadrul lucrării de doctorat apreciez ca fiind notabile următoarele:

- introducerea în circuitul MS a unor noi sorturi de OS pe bază de pulbere de Fe care funcție de compoziția chimică, în special conținutul în carbon și de densitate pot asigura un spectru valoric larg și îmbunătățit de parametrii mecanici și de rezistență la uzură prin aplicarea TT și a TTch. În concordanță cu normativele românești am codificat acest sort cu codul : FD – U4,5 – XC – Y – Z cu specificațiile prezentate în paragraful 2.5.2 din lucrare;
- proiectarea și execuția unui agregat de încălzire cu atmosferă protectoare și cu bazin de răcire încorporat pentru TT de călire și revenire ale OS care a fost brevetat la OSIM;
- abordarea unor noi parametrii la revenirea după călirea OS și anume studiul influenței temperaturilor de încălzire pentru revenire coroborat cu răcirea cu viteze diferite și anume în aer și în apă asupra caracteristicilor mecanice ale OS supuse acestor tratamente. De remarcat faptul că în prezent la nivel industrial se practică numai răcirea în ulei la revenirea după călirea OS, iar în literatura de specialitate n-am întâlnit tratarea acestei problematici;
- aplicarea în premieră în cazul OS a procedeelor de TTch de carburare și carbonitrurare accelerată în medii gazoase care în anul 1997 erau denumite “procedee în curs de dezvoltare”;
- elaborarea unui nou procedeu de obținere a OS prin carburarea benzilor sinterizate din fier, procedeu propus și acceptat spre brevetare la OSIM București;
- relevarea influenței adaosului de fosfor în compoziția OS în ceea ce privește îmbunătățirea compoziției, structurilor și caracteristicilor mecanice și de rezistență la uzură ale OS feroxate.

BIBLIOGRAFIE

1. V.Amilcarelli and G.Boghetich, PM 1982 Int. Powder Metallurgy Conference, Florence, Italy, 1982, Vol.2, p.261;
2. V. Amilcarelli, G.Boghetich and L.Cento, Powder Metall. Int., 1984, Nr.2, p.129;
3. Anonym, Metal Powder report, 1982, Nr.10, p.535;
4. A.P.M.I. Int., Process Economics for Structural PM Parts, 2000, www.epma.com;
5. A.P.M.I. Int., Powder Metallurgy 1977 Facts, www.epma.com;
6. A.P.M.I. Int., Product, www.höganäs.com;
7. A.P.M.I. Int., The Sintering Process, 2000, www.epma.com;
8. A.S.M. Int., *Metals handbook, Heat Treating*, American Society of Metals International, SUA, 1990, Vol.4, p. 229-236;
9. A.S.M. Int., *Metals handbook, Powder Metallurgy*, American Society of Metals International, SUA, 1996, Vol.7, p.436;
10. S.Audisio, R.Knoche and H.Mazille, Powder Metallurgy, 1984, Nr.3, p.147;
11. P.Beiss, *Steam treatment of sintered parts*, PM 1990, World Conf., London, England, 1990, p.488-491;
12. G.F.Bocchini, M.R.Ienco, G.Palombarini, M.R.Dinascio and E.Stangno, PM 1993 World Congress, Kyoto, Japan, 1993, p.1116;
13. G.F.Bocchini, *Steam treatment of PM parts a state of the art*, Hoganäs Italia SRL;
14. G.F.Bocchini, *The control of hardness properties of sintered and hardened steels*, PM 1995 European Symposium, Grenoble, France, 1995, p.1-2-1 ÷ p.1-2-6 ;
15. G.F.Bocchini, *The influence of the porosity on the characteristics of sintered materials*, The Int. Journal of Powder metallurgy, vol.22, Nr.3, 1986;
16. S.Bradbury, *Powder Metallurgy – Equipment Manual*, MPIF, Princeton, NJ, SUA, 1986, p.85;
17. L.Brândușan, *Metale poroase permeabile sinterizate armate*, Ed.U.T.PRES, Cluj-Napoca, 1999;
18. I.Cartiș, *Tratamento termice*, Ed. Facla, Timișoara, 1982;
19. I.Cartiș, *Tratamento termice*, Ed. Facla, Timișoara, 1988;
20. R.J.Causton and J.J.Fulmer, in: *Advances in Powder Metallurgy and Particulate Materials*, PM 1992 World Congress, San Francisco, SUA, Vol.5, p.17;
21. F.Chagnon, D.Barrow, *Effect of tempering temperature on sintered properties of sinter hardened PM steels*, PM 1997, European Conf. in:

- Advanced in Structural PM Component Production, Munich, Germany, 1997, p. 273 - 279;
- 22.M.T.Clavaguera-Mora, J.Rodriguez-Viejo and M.Gonzales-Silveira, *A study of the steam treatment of sintered ferrous parts using advanced X-ray diffraction*, PM 2001, European Congress, Nice, France, Vol.2, p.285-290;
 - 23.M.Cojocaru, *Producerea și procesarea pulberilor metalice*, Editura MatrixRom, București, 1998, p.158;
 - 24.R.A.Colvin, L.W.Crane and E.J.Davies, Powder Metallurgy, 1989, Nr.1, p.57;
 - 25.N.Danninger, *Microstructural reality in advanced PM structural materials*, Proceedings of the International Conference, Slovakia, october 13-16, vol.F, 1996;
 - 26.S.Dirnfield, D.Schetmann and S.Nietzwiedez, JIDI, 1970,Nr.210, p.670;
 - 27.A.Domșa, A.Palfalvi, ș.a. *Tehnologia fabricării pieselor din pulberi metalice*, Editura Tehnică, București, 1966, p.331;
 - 28.G.Dowson, *Powder Metallurgy – The Process and its Products*, IOP Publishing Ltd. Techno House, Bristol, England, 1990, p.139;
 - 29.E.Drudova and A.Salak, Pokroky Prascove Metalurgie, 1971, Nr.1, p.3;
 30. T. Dulămiță, E.Florin, *Tratamente termice și termochimice*, Ed. Didactică și Pedagogică, București, 1982;
 31. J.Dulciy, M.Gantois, *Cementation Accélérée*, ATT, 1991, Paris;
 - 32.Yu.V.Dzjadykevitch, N.Ya.Zablotskaya and M.V.Lutska, *Poroshk Metallurgia*, 1991, Nr.7, p.70;
 - 33.P.E.Evans, *The theoretical optimum rolling speed in powder compaction*, Modern Developments in Powder Metallurgy, Plenum Press, New York, SUA, 1966, Vol.1, p.247-252;
 - 34.H.E.Exner and H.Denninger, *Powder Metallurgy of Steel*, Metallurgy of Iron, Gmelin Durrer Verlag, Frankfurt a/M, 1993, Vol./10a,b, p.129a-209a, 72b-141b;
 - 35.H.Fergusson, Metal Powder Report, 1987, Nr.5, p.376;
 - 36.H.Fergusson, Metall Progress, 1975, July, p.55;
 - 37.S.A.Fristov ș.a. *Strength plasticity and fracture toughness of the porous materials with different fracture mechanisms*, Proceedings of the International Conference Deformation and Fracture in Structural PM Materials, Slovakia, vol.I, 1996
 - 38.R.M.German and B.H.Rabin, Powder Metallurgy, 1985, Nr.1, p.7;
 - 39.R.M.German, *Powder Metallurgy Science – second edition*, M.P.I.F., Princeton, NJ, SUA, 1994;

- 40.D.Ghiglione, C.Leroux and C.Tournier, *Practique des traitements thermochimiques de l'ingénieur*, ATTT 1977, Paris, Jouvre, No.2, p.67-72;
- 41.R.Guo, *Application of the binder treated Mo-prealloyed premixes as alternatives to diffusion bonded powder*, PM 2000, World Congress, Kyoto, Japan, 2000, p. 499-502;
- 42.W.L.Grube, *Metallurgie*, 1978, December, p.734;
- 43.M.Hariharan and S.Ashok, *Material selection for synchronizer hubs*, PM 1998 World Congress, Granada, Spain, Vol.3, p. 247-251;
- 44.H.H.Hasmer and J.K. Beddow, *Source book on powder metallurgy*, A.S.M. Ohio, SUA, 1979.
- 45.J.A.Hasson, *Metal Progress*, 1985, September, p.67;
- 46.I.Hawkes and W.C.Spehrley, *Point densit measurement and flow detection in P/M green compacts* in *Powder Metall Int.*, Nr.4, Vol.4, 1972, p.175-180;
- 47.Högänas, *Atlas of Microstructures – Ferrous Powder Metallurgy*, Högänas AB, 1997, PM 86-6;
- 48.Högänas, *Atomized Iron Powder 2000*, www.högänas.com;
- 49.Högänas and G. Bockstiegel, *Handbook for Sintered Components, Material and powder properties*, Högänas AB, 1997, Vol.1, p.54, 56;
- 50.Högänas and G. Bockstiegel, *Handbook for Sintered Components, Production of sintered components*, Högänas AB, 1997, Vol.2;
- 51.Högänas and G. Bockstiegel, *Handbook for Sintered Components, Designing and mechanical properties*, Högänas AB, 1997, Vol.3;
- 52.Högänas, *Handbook for sintered components, Metallography*, Högänas AB, 1997, Vol.6;
- 53.S.J.Jamil and G.A.Chadwich, *Powder Metallurgy*, 1985, Nr.2, p.65;
- 54.P.Jansson, *Powder Metallurgy*, 1992, Nr.1, p.63;
- 55.M.Kamada, H.Miura and Y.Tokunaga, *Austempering sintered low alloy steels*, *Int. Journal Powder Metall.*, 1991, Vol 23, Nr.3, p.255-263;
- 56.J.Karwan – Baczewska, S.Stolarz, A.Karamara, J.Kazior and J.Lisak, PM'94 World Congress, Paris, Vol.2, p.863;
- 57.J.Karwan and J.Frydfych, 7th. *Int. Powder Metall. Conf. in Poland*, Krakow, 1988, Vol.1, p.251;
- 58.O.A.Katrus, *Kriticeskie skoroski pri prokatke poroškovi*, *Poroškovaia Metallurghii*, Kiev, 1978 , Nr.1, p.34-40;
- 59.A.Kempester, J.R.Smith and C.C.Hanson, *Metal Powder Report*, 1986, Nr.6, p.456;
- 60.M.Khaleghi and R.Haynes, *Powder Metallurgy*, 1985, Nr.4, p.217;
- 61.M.Kostelitz, *Powder Metall. Int.*, 1981, Nr.3, p.140;
- 62.H.Krzyminski, *Härterei Techn. Mit.*, 1971, Nr.1,2;

63. M.Larsson, *Mechanical properties and dimensional stability obtained with different alloying techniques*, PM 2000 World Congress, Kyoto, Japan, Vol.2, p.963-966;
64. P.Lindskog, 4th Euro. Symp. Powder Metallurgy, Grenoble, France, 1975, Vol.1, p.66;
65. P.Lindskog and O.Thornblad, 5th Euro. Symp. Powder Metallurgy, Stockholm, Sweden, 1978, Vol.1, p.98;
66. P.Lindskog and O.Thornblad, Powder Metall. Int., 1979, Nr.1, p.10;
67. P.Lindskog and F.Boccini, Int. Journal Powder Metall, Powder Technology, 1979, Nr.3, p.199;
68. P.Lindskog, *Source book on powder metallurgy*, American Society of Metals – Metals Park, Ohio, SUA, 1979, p.36;
69. F.V.Lenel, *Powder Metallurgy. Principles and applications* M.P.I.F., Princeton, NJ, SUA, 1980;
70. K.Lipp, G.Strafellini, R.Wähling and B.Lindquist, PTM 1993 *Powder materials by powder technology*, Dresden, Germany, p.113;
71. N.Macovei, **T.Popescu**, *Cuptor pentru tratamente termice O.S.I.M. București Brevet Nr.101496/1992*;
72. M.Mangra, *Materiale fabricate prin metalurgia pulberilor*, Ed.Universitaria, Craiova, 1997;
73. M.Mangra, ș.a. *Tehnologii și aplicații în metalurgia pulberilor*, Ed.Universitaria, Craiova, 2002;
74. M.Mangra, I.Vida – Simiti, V.Ioniță, *Îmbunătățiri tehnologice pe liniile de fabricație a magneților ceramici permanenți*, Metalurgia, 37 (1985), Nr.9, p. 474-479;
75. H.Miura and Y.Tokunga, Int. Journal Powder Metall, Powder Technology, 1985, Nr.4, p.269;
76. A.Molinari, L.Anghelini, G.Straffelini and S.Debortoli, *Technical and economics advantages of continuous steam treatment of sintered parts*, PM 1994 World Congress, Paris, France, p.2193 – 2194;
77. C.Molins, J.A.Bas and M.Alvarez, *Steam treatment in continuous furnace to improve PM material characteristics*, Aleaciones de Metals Sinterizados, S.A. Barcelona a.s. Spain;
78. S.Nigura, G.L'Esperance and L.G.Roy, in: *Advances in Powder Metallurgy and Particulate Materials*, PM 1992 World Congress, San Francisco, SUA, 1992, Vol.4, p.1;
79. R.L.Orban, *Cercetări asupra sinterizării pieselor presate din pulberi de fier*, Rezumatul tezei de doctorat, Institutul politehnic Cluj, Facultatea de Mecanică, 1972
80. P.Orth and R.Ratzi, *Effect of pre-processing on the performance of nitride PM steels*, PM 1998, World Congress, Granada, Spain, 1998, p.430;

81. A. Palfalvi, ș.a. *Tehnologia materialelor*, Editura Didactică și Pedagogică, București, 1985, p.554;
82. D. Pohh, PM 1982 Int. Powder Metall. Conf., Florence, Italy, 1982 Vol.2, p.376;
83. Y. Pourprix, L. Plemey and R. Knoche, Int. Journal Powder Metall., Powder Technologies, 1984, Nr.1, p.12;
84. J. Purrish, Advanced Materials and Process, 1994, Nr.3, p.25;
85. **T. Popescu, S. Șontea**, *Tehnologii de tratamente termice ale pieselor din pulberi*, a – 4^a Conferință Națională – Tehnologii și metode moderne de proiectare în construcția de mașini, Craiova, 1988, Vol.2, p.112 – 115;
86. **T. Popescu**, *Thermal treatment of gear sintering of powder metal steels*, CONAT'99, IXth Conf. Brașov;
87. **T. Popescu**, *Mechanical properties of the sintered gear*, CONAT'99, IXth Conf. Brașov;
88. **T. Popescu**, *The contribution at development thermochemical treatment metallurgical process*, European Congress, EUROMAT'99, Munich;
89. **T. Popescu, S. Șontea**, *The contribution of thermochemical Treatment Metallurgical Process*, RoPM 2000, Second Int. Conf. PM 2000 Cluj – Napoca, p.507 – 512;
90. **T. Popescu, M. Mangra**, *Considerations of nitrocarburaizing applied of PM steels*, Int. Congr. on Advanced Materials their Process and Application, Munich 2000;
91. **T. Popescu, S. Șontea, M. Mangra**, *Contributions on blueing treatment of Fe – powder based parts*, PM 2000 World Congress, Kyoto, Japan, Vol.2, p.1584 – 1586;
92. **T. Popescu, M. Mangra**, *Nitrocarburing parts of PM steels in the chamber furnace with rotary charge*, XVI Int. Conf., Material flow, machines and devices in industry, Belgrade 2000, p.4-34 – 4-37;
93. **T. Popescu, M. Mangra**, *Carburarea accelerată a butucilor sincron în atmosferă controlată de azot și propan*, Prima Conf. Int. SMAT 2001, Craiova, Vol.2, p.309-314;
94. **T. Popescu, M. Mangra**, *Carbonitrurarea accelerată a butucilor sincron în atmosferă controlată de azot și propan*, Prima Conf. Int. SMAT 2001, Craiova, Vol.2, p.315-319;
95. **T. Popescu, M. Mangra, I. Vida-Simiti**, *Tablă sinterizată din oțel carbon de mare densitate și procedeu de obținere*, cerere de brevet Nr.A 1373/2001, OSIM, București;
96. I. Prezensky, *Contribuții la teoria și practica laminării pulberilor metalice și a fabricării benzilor poroase armate*, Rezumat teză de doctorat, Universitatea Tehnică Cluj-Napoca, 2000, p.51-56;

- 97.R.Ratzi, 8th Int. Powder Metall. Conf. in Czecho – Slovakia, Piestany, 1992, Vol.1, p.101;
- 98.M.Rosso, G.Scavino and G.Ubertalli, PM 1993 World Congress, Kyoto, Japan, p.1120;
- 99.M.Rosso, M.A.Grande, *Influence of nitrocarburising and Carbonitriding treatments on wear resistance and properties of Astaloy AB sintered steels*, PM 2001, European Congress, Nice, France, 2001, p.297-2302;
- 100.M.Rosso and G.Scavino, *Wear behavior of heat treated sintered steels*, PM 1998, World Congress, Granada, Spain, 1998, p. 589-494;
- 101.E.Rudnayova, A.Šalak and V.Zabavnik, Zbornik Vedeckych Prac VST Kosice, 1975, Nr.1, p.177;
- 102.A.Šalak, Int. Journal Powder Metal., Powder Technologies, 1980, Nr.4, p.369;
- 103.A.Šalak, R.Freiwillig, Y.Halasek and J.Bezilla, 7th Symposium on Metallography, Kosice, House of Technology Kosice, 1989, Vol.1, p.118;
- 104.A.Šalak, 8th Int. Powder Metall. Conf. in Czecho – Slovakia, Piestany, 1992, Vol.1, p.139;
- 105.A.Šalak, Advanced materials for structural design, Stara Lesna, UMV SAV Kosice, 1993, Vol.2, p.260;
- 106.A.Šalak, *Ferrous Powder Metallurgy*, Cambridge Int. Science Publishing, UK, 1995, p.218, p.287 – 310;
107. A.Šalak, M.Selecka, E.Dudrova, *Fracture of sintered Fe-1,5 Cr-0,7, Mn-0,2 B-0,6 C steel*, Proceedings of the Int. Conf. Deformation and Fracture in Structural PM Materials, Slovakia, vol.I, 1996;
- 108.F.Sarnes, R.Sarnes and V.Sarnes, *Contiblu-a new process for continuous steam treatment*, PM 1998 World Congress, Granada, Spain, 1998, p.454 – 460;
- 109.G.Scavino and M.Rosso, PM 1993 World Congress, Kyoto, Japan, 1993, p.112;
- 110.G.Scavino and M.Rosso, *Gaseous, vacuum and plasma carburising of PM steels: influence of the treatments on surface characteristics*, PM 1994 World Congress, Paris, France, 1994, Vol.3, p.2177;
- 111.A.Sevcik, Y.Lustik and Y.Kocich, Pokroky Praskove Metallurgie, 1988, Nr.1, p.30;
- 112.C.Skena, T.Prucher, R.Czarnek and Jin Myun Jo, *Hardenability characteristics of PM alloy steels*, Int. Journal Powder Metall., 1979, Vol.33, Nr.7., p.25 – 34;
- 113.Y.E.Smith and H.Watanable, *Modern developments in powder metallurgy*, 1977, Vol.19, p.277;

- 114.S.Şontea, M.Mangra, C.Dumitru, D.Tărăţă, Ghe.Văduvoiu, P.Herşcovici, D.Mazilu, I.Pascu, *Metalurgia pulberilor – Tehnologii de lucru şi aplicaţii*, Editura Universitaria, Craiova, 1999, p.141, 144;
- 115.S.Şontea, M.Mangra, ş.a., *Procesarea materialelor re folosibile pentru obţinerea unor materii prime*, Ed.Universitaria, Craiova, 1998;
- 116.S.Şontea, *Consideraţii privind tratamentele termice aplicate oţelurilor aliate cu siliciu pentru electrotehnică*, Revista de tratamente termice şi ingineria suprafetelor, No.5, 1993, p.35;
- 117.V.Suciu, E.Moldovanu, D.Salomie, C.Câmpean, *Aplicarea industrială a rezultatelor cercetărilor laboratorului de cercetări pentru metalurgia pulberilor în domeniul presării izostatice*, A III-a Conf. Naţ. de M.P., Cluj-Napoca, 10 -12 Noiembrie, 1988
118. Sumitomo Electric Ind. L.T.D., MPR, 1982, Vol.10, p.527;
- 119.T.Surdeanu, M.Perneş, *Piese sinterizate din pulberi metalice*, Editura Tehnică, Bucureşti, 1984, p.84, 114, 123, 125;
- 120.D.Taloi, E.Florian, C.Bratu, E.Berceanu, - *Optimizarea proceselor metalurgice*, EDP, Bucureşti, 1983.
121. J.Tengzelius, Metal Powder Report, 1993, Nr.1, p.36;
- 122.F.Thummler, R.Oberacher, *An introduction to powdre metallurgz*, The Institute of Materials, 1993;
- 123.J.M.Torralba, L.E.G. Cambrenero, J.Ramos and J.M. Ruitz – Preto, 8th Int. Powder Metall. Conf. in Czecho – Slovakia, Piestany, 1992, Vol.1, p.111;
- 124.G.S.Upadhyaya, *Manganese in powder metallurgy*, Manganese Centre, Paris, France, 1986;
- 125.G.S.Upadhyaya, *Powder Metallurgy Technology*, Cambridge Int. Science Publishing, UK, 1977, p.128;
- 126.G.Vermeşan, V.Deac, *Bazele tehnologie ale nitrurării ionice*, Ed. Universităţii din Sibiu, 1992;
- 127.H.Vermeşan, A.Munteanu, G.Vermeşan, C.Negrea, *Carburarea*, Ed.Risoprint, Cluj-Napoca, 2001, p.96 - 98;
- 128.I.Vida-Simiti, *Contribuţii la elaborarea tehnologiei de obţinere şi studiul proprietăţilor tablelor poroase subţiri din pulberi metalice*, Rezumatul tezei de doctorat, Universitatea Tehnică Cluj – Napoca, 1985;
- 129.I.Vida-Simiti, I.Magyarosz, *Materiale poroase permeabile sinterizate*, Oficiul de Informare Documentare pentru Industria Construcţiilor de Maşini, 1992;
- 130.I.Vida – Simiti, *Proprietăţi tehnologice în metalurgia pulberilor*, Editura Enciclopedică, Bucureşti, 1999, p.78 – 80;
- 131.G.A.Vinogradov, I.N. Semenov, O.A. Katrus, V.P. Kataşinskii, *Prokatka metallicheskih poroşkov*, Izdatelstvo Metallurghîia, Moscova, 1969, p.382;

- 132.V.Vrabel and E.Dudrova, Kovove Material, 1992, Nr.2, p.149;
- 133.M.Yoshida, H.Tanaka, ș.a., *Development of high fatigue strength material without heat treatment for high stress parts*, PM 2000 World Congress, Kyoto, Japan, p.141-144;
- 134.A.S.T.M. – *Standard 225*, American Society for Testing Materials, Philadelphia, SUA, 1986;
135. A.S.T.M. – *Standard 255*, American Society for Testing Materials, Philadelphia, SUA, 1986;
136. M.P.I.F. *Standard 10, Preparing and Evaluating Tensile Specimens of Powder Metallurgy Materials*, Metal Powder Industries Federation, Princeton, NJ, SUA, 1995;
- 137.STAS/SREN-10002-1-1995, *Încercarea la tracțiune*, Produse din pulberi metalice sinterizate, Colecție de standarde;
- 138.ISO 2740, *Încercarea la tracțiune*, Matriale sinterizate, Colecție de standarde;
139. M.P.I.F. – *Standard 35, Material Standards for PM Structural Parts*, Metal Powder Industries Federation, Princeton, NJ, SUA, 1994;
140. M.P.I.F. – *Standard 40 , Determination of Impact Energy of Unnotched Powder Metallurgy Test Specimen*, Metal Powder Industries Federation, Princeton, NJ, SUA, 1995;
141. SREN-10002-1-1995, *Încercarea la tracțiune*, Produse din pulberi metalice sinterizate, Colecție de standarde;
142. STAS/SREN-10045-1-1993, *Încercarea la reziliență*, Produse din pulberi metalice sinterizate, Colecție de standarde;
- 143.ISO 5740, *Încercarea la reziliență*, Materiale metalice sinterizate, Colecție de standarde;
144. SR, ISO 5755/2, *Fier sinterizat și oțel sinterizat conținând unul sau două din elementele carbon și cupru destinat fabricării pieselor de rezistență*, Materiale metalice sinterizate, Colecție de standarde;
- 145.SR, EN ISO 10002 – 5, *Forma epruvetelor la tracțiune pentru table subțiri*, Colecție de standarde;
- 146.STAS 7324 – 75, *Determinarea rezistenței la rupere*, Colecție de standarde;
- 147.STAS 9485 – 80, *Bandă laminată pentru ambutisare*, Colecție de standarde;
- 148.STAS 10290-75, *Determinarea modulului de elasticitate longitudinal, Metoda încercării la încovoiere în trei puncte*, Colecție de standarde;
149. *** *Iron powder for sintered components* – Catalog de firmă, 2000, S.C. Ductil S.A. Buzău;
150. *** *Piese metalice sinterizate* – Catalog de firmă, 2000, S.C. Sinterom S.A. Cluj – Napoca;

151. *** *Pulberi de cupru* – Catalog de firmă 2002, Combinatul Metalurgic Baia – Mare;
152. *** *Pulberi de grafit* – Catalog de firmă 2002, S.C. Selrom S.A. Râmnicu Vâlcea.

sAnexa 1.1 Compoziția și proprietățile de călibilitate pentru unele oțeluri sinterizate [102]

Aliajul	Componenta amestecului	Compoziția chimică [%]					Densi-tatea [g/cm ³]	Lungimea de călire [inch]		Adâncimea stratului [inch]	Călibi - litatea
			Mn	Cu	Ni	Mo		50 HRC	30 HRC		
1	2	3	4	5	6	7	8	9	10	11	12
OȚELURI CARBON											
F-0005	QMP 1001 Fe	0,53	0,20	-	-	-	6,65	-	-	0,071	redusă
		0,53	0,20	-	-	-	6,87	-	0,094	0,083	redusă
		0,53	0,20	-	-	-	7,03	-	-	0,086	redusă
F-0008	QMP 1001 Fe	0,82	0,20	-	-	-	6,87	-	0,094	0,079	redusă
		0,82	0,20	-	-	-	6,91	-	0,125	0,083	redusă
		0,82	0,20	-	-	-	7,06	0,062	0,125	0,103	redusă
OȚELURI CARBON DE AMESTEC ALIAT CU CUPRU											
FC-0205	QMP 1001 Fe, SCM 100 RXM Cu	0,53	0,20	1,75	-	-	6,50	-	-	0,091	redusă
		0,52	0,20	1,75	-	-	6,82	-	0,0938	0,10	redusă
		0,50	0,20	1,75	-	-	6,96	-	0,0938	0,11	redusă
FC-0208	QMP 1001 Fe, SCM 100 RXM Cu	0,64	0,20	1,91	-	-	6,40	-	0,0938	0,129	redusă
		0,77	0,20	2,09	-	-	6,81	-	0,125	0,136	redusă
		0,81	0,20	2,09	-	-	7,15	0,062	0,125	0,149	redusă
OȚELURI CARBON DE AMESTEC ALIAT CU NICHEL											
FN-0205	Ancorsteel 1000 Fe Inco 123 Ni	0,52	-	-	1,99	-	6,90	-	0,0938	0,105	redusă
		0,52	-	-	1,99	-	7,10	-	0,0938	0,112	redusă
		0,49	-	-	2,11	-	7,38	-	0,125	0,127	redusă
FN-0208	Ancorsteel 1000 Fe Inco 123 Ni	0,80	-	-	2,28	-	6,88	-	0,125	0,132	redusă
		0,81	-	-	2,23	-	6,97	-	0,125	0,14	redusă
		0,81	-	-	2,23	-	7,37	0,062	0,188	0,16	redusă
OȚELURI PREALIAE DE AMESTEC Fe – Mo ȘI Fe – Mo - Ni											
FL-4205	Ancorsteel 2000 Fe	0,49	0,30	-	0,50	0,50	6,75	-	0,156	0,24	redusă
		0,50	0,30	-	0,50	0,50	7,00	-	0,219	0,25	medie
		0,47	0,30	-	0,50	0,50	7,20	-	0,219	0,28	medie
FL-4405	Hoganas 85 HP Fe	0,51	0,14	-	-	0,83	6,64	-	0,094	0,22	redusă
		0,51	0,14	-	-	0,83	6,96	-	0,188	0,24	redusă
		0,51	0,14	-	-	0,83	7,20	-	0,281	0,29	medie
FL-4605	Ancorsteel 4600V Fe	0,53	0,17	-	1,80	0,50	6,76	-	0,156	0,36	redusă
		0,48	0,17	-	1,80	0,50	6,99	-	0,312	0,42	medie
		0,47	0,17	-	1,80	0,50	7,12	0,062	0,438	0,46	medie

1	2	3	4	5	6	7	8	9	10	11	12
OȚELURI PREALIAȚE Fe - Ni – Mo CU ADAOS DE CUPRU ÎN AMESTEC											
FLC-4608	Domfer 55 Fe, SCM Cu	0,71	0,40	1,94	1,67	0,81	6,73	-	1,688	2,25+	MARE
		0,73	0,40	1,94	1,67	0,81	7,02	-	2,25+	2,25+	MARE
		0,74	0,40	1,94	1,67	0,81	7,16	0,125	2,25+	2,25+	MARE
FLC-4608	Domfer 56 Fe, SCM Cu	0,69	0,45	2,07	1,94	0,94	6,62	-	1,50	2,25+	MARE
		0,72	0,45	2,07	1,94	0,94	7,08	-	2,25+	2,25+	MARE
		0,73	0,45	2,07	1,94	0,94	7,12	0,125	2,25+	2,25+	MARE
FLC-4608	Hoganas 4600V Fe SCM Cu	0,72	0,17	1,69	1,59	0,042	6,63	-	1,650	2,25+	MARE
		0,76	0,17	1,69	1,59	0,042	7,06	-	2,25+	2,25+	MARE
		0,76	0,17	1,69	1,59	0,042	7,14	0,188	2,25+	2,25+	MARE
FLC-4608	Domfer 55 Fe, SCM Cu	0,81	0,40	2,30	1,77	0,80	6,67	-	2,25+	2,25+	MARE
		0,81	0,40	2,30	1,77	0,80	7,04	-	2,25+	2,25+	MARE
		0,81	0,40	2,30	1,77	0,80	7,27	0,125	2,25+	2,25+	MARE
FLC-4908	Hoganas 150 HP Fe SCM Cu	0,75	0,12	1,94	0,049	1,14	6,72	-	0,531	0,467	medie
		0,79	0,12	1,94	0,049	1,14	7,08	0,25	0,594	0,478	medie
		0,78	0,12	1,94	0,049	1,14	7,16	0,344	0,656	0,490	medie
OȚELURI PREALIAȚE Fe - Ni – Mo CU ADAOS DE NICHEL ÎN AMESTEC											
FL-4205	QMP Atomet 4201 Fe Inco 123 Ni	0,50	-	-	1,80	0,56	6,68	-	-	0,30	redușă
		0,50	-	-	1,80	0,56	7,00	-	0,312	0,30	medie
		0,50	-	-	1,80	0,56	7,29	-	0,375	0,37	medie
FLN-4608	Domfer 56 Fe Inco 123 Ni	0,60	0,44	0,085	3,77	0,85	6,82	-	1,460	2,25+	MARE
		0,62	0,44	0,085	3,77	0,85	7,08	-	2,25+	2,25+	MARE
		0,62	0,44	0,085	3,77	0,85	7,27	-	2,25+	2,25+	MARE
FLN2-4405	QMP Atomet 4401 Fe Inco 123 Ni	0,57	0,14	0,021	2,04	0,60	6,71	-	0,469	0,78	medie
		0,55	0,14	0,021	2,04	0,60	7,11	-	0,656	0,80	medie
		0,56	0,14	0,021	2,04	0,60	7,23	-	0,656	0,93	medie
FLN4-4405	QMP Atomet 4401 Fe Inco 123 Ni	0,62	0,16	0,020	3,80	0,58	6,72	-	0,53	0,70	medie
		0,56	0,16	0,020	3,80	0,58	7,10	-	0,906	0,732	medie
		0,61	0,16	0,020	3,80	0,58	7,23	-	1,094	0,84	MARE
FLN6-4405	QMP Atomet 4401 Fe Inco 123 Ni	0,61	0,15	0,021	5,08	0,60	6,79	-	0,812	1,75	medie
		0,56	0,15	0,021	5,08	0,60	7,15	-	1,125	1,813	MARE
		0,57	0,15	0,021	5,08	0,60	7,30	0,062	1,875	1,844	MARE
OȚELURI PREALIAȚE Fe - Ni – Mo CU ADAOS DE CUPRU ȘI NICHEL ÎN AMESTEC											
FLNC-4408	Hoganas 85 HP Fe, Inco 123 Ni SCM Cu	0,82	0,15	1,18	1,95	0,59	6,65	-	0,562	0,659	medie
		0,83	0,15	1,18	1,95	0,59	7,06	-	0,688	0,699	medie
		0,83	0,15	1,18	1,95	0,59	7,22	0,375	0,969	0,767	medie

1	2	3	4	5	6	7	8	9	10	11	12
OȚELURI PREALIAȚE CU Ni – Mo – Cu OBTINUTE PRIN DIFUZIE											
FD-0205	Hoganas Distalloy 4600A Fe	0,51	0,17	1,33	1,80	0,45	6,98	-	0,156	0,13	redușă
		0,51	0,17	1,33	1,80	0,45	7,24	-	0,156	0,18	redușă
		0,51	0,17	1,33	1,80	0,45	7,32	-	0,281	0,26	medie
FD-0208	Hoganas Distalloy 4600A Fe	0,80	0,17	1,33	1,79	0,45	6,78	-	0,250	0,28	medie
		0,80	0,17	1,33	1,79	0,45	6,97	-	0,594	0,30	medie
		0,80	0,17	1,33	1,79	0,45	7,29	0,125	0,750	0,35	medie
FD-0405	Hoganas Distalloy 4800A Fe	0,43	-	1,32	3,69	0,45	6,70	-	0,125	0,33	redușă
		0,43	-	1,32	3,69	0,45	7,13	-	0,250	0,43	medie
		0,43	-	1,32	3,69	0,45	7,26	-	0,625	0,57	medie
FD-0408	Hoganas Distalloy 4800A Fe	0,75	-	1,32	3,68	0,45	6,70	-	0,188	0,44	redușă
		0,75	-	1,32	3,68	0,45	7,08	-	0,500	0,44	medie
		0,75	-	1,32	3,68	0,45	7,21	-	0,938	0,54	medie
OȚELURI INFILTRATE CU CUPRU											
FX-1005	Ancorsteel 1000 Fe 60%, MH 100 Fe 100%, USB XF-1 Cu	0,54	-	10,6	-	-	7,40	-	0,125	0,130	redușă
FX-1008	Ancorsteel 1000 Fe 60%, MH 100 Fe 40%, USB XF-1 Cu	0,75	-	7,60	-	-	7,39	-	0,156	0,136	redușă
FX-1008	Ancormet 101 Fe, Greenback GB678Cu	0,48	-	17,2	-	-	7,36	-	-	0,168	redușă
OȚELURI FORJATE DIN SERIA DE ALIJE 1000 SI 1100											
P/F-1020	Ancorsteel 1000 Fe	0,23	-	-	-	-	7,84	-	-	0,00	redușă
P/F-1060	Ancorsteel 1000 Fe	0,63	-	-	-	-	7,82	0,094	0,438	0,098	redușă
P/F-11C45*	Ancorsteel 1000 Fe, SCM Cu	0,44	0,22	2,20	-	-	7,83	0,125	0,156	0,125	redușă
OȚELURI FORJATE DIN SERIA DE ALIJE 4200											
P/F-4220	QMP 4201 Fe	0,18	0,28	-	0,45	0,60	7,83	-	0,188	0,00	redușă
P/F-4240	QMP 4201 Fe	0,36	0,28	-	0,45	0,60	7,81	0,188	0,438	0,293	medie
P/F-4260	QMP 4201 Fe	0,59	0,28	-	0,45	0,60	7,82	0,406	1,75	0,453	MARE
OȚELURI FORJATE DIN SERIA DE ALIJE 4600											
P/F-4620	QMP 4601 Fe	0,17	0,20	-	1,8	0,55	7,81	-	0,125	0,999	redușă
P/F-4640	QMP 4601 Fe	0,35	0,20	-	1,8	0,55	7,8	0,125	0,375	0,218	medie
P/F-4660	QMP 4601 Fe	0,57	0,20	-	1,8	0,55	7,8	0,812	2,215	0,938	MARE
P/F-4680	QMP 4601 Fe	0,81	0,20	-	1,8	0,55	7,71	1,125	2,25+	1,281	MARE

Anexa 3.1 Compoziția și proprietățile mecanice ale oțelurilor din pulberi metalice sinterizate pe bază de Fe–Cu, Fe–Ni și Ni–Mo tratate termic [17]

Oțel PM sinterizat	Cod MPIF (a)	COMPOZIȚIA CHIMICĂ %					Densitate [g/cm ³]	σ _r [MPa]	Forța de rupere transversală [MPa]	Duritatea Aparentă [HRC]	Reziliența KCU [J]
		Fe	C	Cu	Ni	Mo					
ATOMET 1001 oțel din pulberi metalice atomizate și omogenizate (b)											
Fe – Cu	FC-0205-HT	97,5	0,5	2	-	-	6,8	786	1170	27	-
							7,0	869	1345	30	-
		96,5	0,5	3	-	-	6,8	765	1235	27	-
							7,0	883	1370	29	-
	FC-0208-HT	97,3	0,7	2	-	-	6,8	862	1360	35	-
							7,0	1030	1595	40	-
		96,3	0,7	3	-	-	6,8	848	1435	34	-
							7,0	979	1745	38	-
Fe – Ni	FN-0205-HT	97,4	0,6	-	2	-	6,8	792	1235	36	6
							7,0	993	1545	41	8
							7,2	1165	1795	44	10
4201 și 4601 oțeluri din pulberi metalice prealiate											
Ni –Mo	FL-4205-HT	98,45	0,5	-	0,45	0,60	6,8	765	1480	34	-
							7,0	889	1780	38	
							7,1	979	1930	40	-
	FL-4605-HT	97,15	0,5	-	1,8	0,55	6,8	876	1505	33	-
							7,0	1035	1795	39	-
							7,1	1150	1950	42	-

(a) MPIF = Metal Powder Industries Federation

(b) Toate aliajele conțin 0,5 % stearat de zinc $[Zn(C_{18}H_{35}O_2)_2]$ sinterizate în endogaz la 1125 °C timp de 30 min.

Tratament termic: încălzit la austenitizare la 815 °C timp de 15 min., răcit în ulei la 65 °C și revenit la 175 °C timp de 60 min.