

STUDII ȘI CERCETĂRI ASUPRA COMPORTĂRII MECANICE A UNOR MATERIALE COMPOZITE PENTRU FRÂNAREA VEHICULELOR FEROVIARE

Teză destinată obținerii
titlului științific de doctor inginer
la
Universitatea "Politehnica" din Timișoara
în domeniul INGINERIE MECANICĂ
de către

Ing. Alin Daniel Rus

Conducători științifici:
Referenți științifici:

Prof.univ.dr.ing.eur.ing. Babeu Tiberiu Dimitrie
Prof.univ.dr.ing. Bejan Mircea
CP1 dr.ing. Surdean Gheorghe Tudor
Prof.univ.dr.ing. Faur Nicolae

Ziua susținerii tezei: 21. 02. 2008

Seriile Teze de doctorat ale UPT sunt:

- | | |
|------------------------|---|
| 1. Automatică | 7. Inginerie Electronică și Telecomunicații |
| 2. Chimie | 8. Inginerie Industrială |
| 3. Energetică | 9. Inginerie Mecanică |
| 4. Ingineria Chimică | 10. Știința Calculatoarelor |
| 5. Inginerie Civilă | 11. Știința și Ingineria Materialelor |
| 6. Inginerie Electrică | |

Universitatea „Politehnica” din Timișoara a inițiat seriile de mai sus în scopul diseminării expertizei, cunoștințelor și rezultatelor cercetărilor întreprinse în cadrul școlii doctorale a universității. Seriile conțin, potrivit H.B.Ex.S Nr. 14 / 14.07.2006, tezele de doctorat susținute în universitate începând cu 1 octombrie 2006.

Copyright © Editura Politehnica – Timișoara, 2008

Această publicație este supusă prevederilor legii dreptului de autor. Multiplicarea acestei publicații, în mod integral sau în parte, traducerea, tipărirea, reutilizarea ilustrațiilor, expunerea, radiodifuzarea, reproducerea pe microfilme sau în orice altă formă este permisă numai cu respectarea prevederilor Legii române a dreptului de autor în vigoare și permisiunea pentru utilizare obținută în scris din partea Universității „Politehnica” din Timișoara. Toate încălcările acestor drepturi vor fi penalizate potrivit Legii române a drepturilor de autor.

România, 300159 Timișoara, Bd. Republicii 9,
tel. 0256 403823, fax. 0256 403221
e-mail: editura@edipol.upt.ro

Cuvânt înainte

Prezenta lucrare este rezultatul activității de studiu și de cercetare desfășurată pe parcursul mai multor ani. În toți acești ani am avut șansa de a cunoaște și de a munci alături de mai mulți oameni deosebiți către care mi se îndreaptă acum gânduri de recunoștință.

Ca o prezentare a părții practice a prezentei teze executată în S.C.Sinterom S.A. Cluj-Napoca, am procedat la formarea epruvetelor, studierea influenței conținutului de oxizi asupra caracteristicilor fizice și mecanice ale cermeților, determinarea evoluției coeficientului de frecare și a temperaturii pe durata încercării la uzură.

Un interes deosebit o prezintă evoluția coeficientului de frecare și a intensității de uzură funcție de conținutul de oxizi, de presiunea de compactare și presiunea specifică prin realizarea comparațiilor cu materialele de fricțiune existente în exploatare.

Pentru realizarea actualei lucrări doresc să aduc mulțumiri :

- conducătorului științific, domnului Prof.Univ.Dr.Ing. Eur Ing Tiberiu Dimitrie Babeu pentru sprijinul, competența îndrumare și deschiderea spre nou, reprezentând pentru mine un model permanent;
- domnului Prof.Univ.Dr.Ing. Mircea Bejan pentru ajutorul acordat privind vasta documentare bibliografică și sprijinul acordat în colaborarea cu conducerea S.C.Sinterom S.A. Cluj-Napoca;
- domnului Dr.Ing. Tudor Surdeanu a cărei competență profesională, intuiția de cercetător reprezintă pentru mine un model demn de urmat privind activitatea de cercetare, înlesnindu-mi obținerea unor cărți și articole de ultimă oră în domeniul studiat;
- domnului Prof.Univ.Dr.Ing. Nicolae Faur a cărei îndrumare a adus un aport deosebit tezei privind analiza termică cu elemente finite;
- domnului Prof.Dr.Ing. Mircea Rațiu pentru ajutorul acordat în obținerea unei valoroase documentații, precum și un sprijin considerabil în definitivarea tezei;
- doamnei Conf.Univ.Dr.Ing. Carmen Sticlaru pentru sprijinul acordat în utilizarea programului ANSYS.

Timișoara, 21.02.2008

Ing.Dipl.Rus Alin Daniel

Tatălui meu, soției și fiicei mele

Rus, Alin Daniel

Studii și cercetări asupra comportării mecanice a unor materiale compozite pentru frânarea vehiculelor feroviare

Teze de doctorat ale UPT, Seria 9, Nr. 19, Editura Politehnica, 2008, 208 pagini, 139 figuri, 39 tabele, 135 formule.

ISSN: 1842-4937

ISBN: 978-973-625-596-0

Cuvinte cheie:

materiale compozite, cermeți, sinterizare, compactare, coeficient de frecare, intensitate de uzură

Rezumat:

Materialele compozite constituie, în foarte multe domenii, materialele viitorului. Încercările de obținere a materialelor superperformante au fost direcționate spre un nou concept alcătuit din mai multe materiale de natură diferită sub denumirea de materiale compozite.

În acest sens există deja tendința de a renunța la materialele tradiționale utilizate pentru frânarea vehiculelor feroviare la noi în țară.

Cercetările efectuate în cadrul tezei au urmărit obținerea unui material compozit de tip cermet compatibil pentru frânarea vehiculelor feroviare.

Rezultatele cercetării au ca scop și prezentarea unui studiu comparativ al materialelor de tip cermeți cu Al_2O_3 și MgO care aduc noi informații din punct de vedere al caracteristicilor fizice, mecanice, a coeficienților de frecare, a intensității de uzură și a rezistenței la compresiune ținând cont de caracteristicile diferite a celor două tipuri de pulberilor ceramice utilizate.

Din analiza rezultatelor cercetării în cadrul tezei este prezentat un studiu comparativ, privind intensitatea de uzură și coeficientul de frecare, al materialelor de tip cermeți cu al materialului LCL G40 Carbone Lorraine existent în exploatarea vehiculelor feroviare.

Urmare a analizei rezultatelor cercetărilor din cadrul tezei, sunt prezentate recomandări.

CUPRINS

| | |
|--|----|
| 1. INTRODUCERE GENERALĂ..... | 8 |
| 1.1. ... Generalități..... | 8 |
| 1.2. Scurt istoric..... | 10 |
| 2. OBIECTIVELE TEZEI..... | 16 |
| 3. CONTRIBUȚII PRIVIND STUDIUL ANALIZEI PROCESULUI DE FRÂNARE CU SABOȚI A VEHICULELOR FERROVIARE..... | 16 |
| 3.1. ... Introducere..... | 16 |
| 3.2. Coeficientul de frânare, Procentul de frânare..... | 20 |
| 3.3. ... Limitarea forței de apăsare pe sabot sau pe garnitura de frecare.... | 23 |
| 3.4. Frânarea în funcție de viteză..... | 24 |
| 3.5. Frânarea în funcție de încărcătură la frâna cu saboti..... | 25 |
| 4. CONTRIBUȚII PRIVIND STUDIUL COMPORTĂRII MECANICE..... | 28 |
| 4.1. Analiza stării de tensiune-presiune de contact cu alunecare..... | 28 |
| 4.1.1. Metoda elementului finit pentru studierea stării de tensiune și deformații..... | 28 |
| 4.1.1.1. Noțiuni de bază în formularea metodei elementului finit.... | 29 |
| 4.1.1.2. Etape în aplicarea metodei elementelor finite..... | 30 |
| 4.1.1.3. Fundamente în probleme de transfer de căldură | 32 |
| 4.1.2. Considerații asupra tensiunilor de contact..... | 38 |
| 4.1.3. Considerații asupra desfășurării degradării suprafețelor.... | 44 |
| 4.2. Analiza tribotermică..... | 46 |
| 4.2.1. Determinarea temperaturii elementelor cuplelor de frecare în cazul frânării de oprire..... | 46 |
| 4.2.1.1. Introducere..... | 46 |
| 4.2.1.2. Determinarea temperaturii elementelor cuplei de frecare sabot-roată..... | 46 |
| 4.2.1.2.1. Stabilirea ecuației căldurii (Fourier) pentru frânarea de oprire..... | 46 |
| 4.2.1.2.2. Repartiția căldurii pe sabot și roată..... | 49 |
| 4.2.1.3. Determinarea temperaturii suprafeței de frecare a elementelor cuplei de frecare garnitură de frecare-disc de frână.... | 50 |
| 4.2.1.3.1. Influența variației cu temperatura a proprietăților fizice a materialelor elementelor cuplei de frecare ale frânei cu disc..... | 50 |
| 4.2.1.3.2. Determinarea temperaturii medii asupra suprafeței de frecare a elementelor cuplei de frecare ale frânei cu disc..... | 51 |
| 4.2.2. Cercetări asupra stabilității termice a garniturilor de frecare..... | 53 |
| 4.3. Rezistența la compresiune coroborată cu relațiile strivirii..... | 56 |

6 Cuprins

| | | |
|------------|---|-----|
| 4.3.1. | Considerații asupra rezistenței la strivire a oțelurilor nealiat. | 56 |
| 4.3.2. | Încercări mecanice. | 63 |
| 4.4. | Rezistența la uzură abrazivă. | 72 |
| 5. | CONTRIBUȚII PRIVIND MATERIALELE COMPOZITE COMPATIBILE PENTRU FRÂNAREA VEHICULELOR FERROVIARE. | 76 |
| 5.1. | Experimentări cu sabotji din materiale compozite. | 76 |
| 5.1.1. | Prezentarea sabotului 6KV10. | 76 |
| 5.1.2. | Prezentarea sabotului MPA VIII RPR. | 76 |
| 5.1.3. | Considerații asupra materialelor compozite utilizate la frânare. | 78 |
| 5.1.3.1. | Solicitări termice. | 78 |
| 5.1.3.2. | Acțiunea umidității. | 81 |
| 5.2. | Compozite ceramico-metalice. | 83 |
| 5.2.1. | Introducere. | 83 |
| 5.2.2. | Natura legăturilor în cermeți. | 84 |
| 5.2.3. | Tipuri de cermeți. | 89 |
| 5.2.3.1. | Introducere. | 89 |
| 5.2.3.2. | Cermeții Cr - Al ₂ O ₃ . | 90 |
| 5.2.3.3. | Cermeții (Fe, Co, Ni) - Al ₂ O ₃ . | 92 |
| 5.2.3.4. | Cermeții (Mo, W) - Al ₂ O ₃ . | 94 |
| 5.2.3.5. | Cermeții Al - Al ₂ O ₃ . | 96 |
| 6. | CONTRIBUȚII ORIGINALE PRIVIND CERCETĂRILE EFECTUATE CU CERMEȚI ÎN CADRUL TEZEI. | 101 |
| 6.1. | Controlul tehnologiei de fabricație. | 101 |
| 6.1.1. | Materii prime. | 101 |
| 6.1.1.1. | Pulberile metalice. | 102 |
| 6.1.1.1.1. | Pulberi metalice utilizate și caracteristicile acestora. | 103 |
| 6.1.1.2. | Oxizi ceramici. | 107 |
| 6.1.1.2.1. | Pulberi oxidice utilizate și caracteristicile acestora. | 108 |
| 6.1.1.3. | Lubrifianți utilizați în metalurgia pulberilor. | 111 |
| 6.1.2. | Aparatura utilizată. | 112 |
| 6.2. | Rezultatele examinărilor. | 118 |
| 6.2.1. | Compresibilitatea cermeților. | 118 |
| 6.2.1.1. | Condiții experimentale. | 118 |
| 6.2.2. | Dilatarea cermeților. | 120 |
| 6.2.3. | Porozitatea totală a cermeților. | 120 |
| 6.2.4. | Duritatea cermeților. | 121 |
| 6.2.5. | Determinarea caracteristicilor tribometrice ale cermeților. | 123 |
| 6.2.6. | Variația coeficientului de frecare în cazul cermeților cu Al ₂ O ₃ . | 128 |
| 6.2.7. | Variația intensității de uzură în cazul cermeților cu Al ₂ O ₃ . | 134 |
| 6.2.8. | Variația coeficientului de frecare în cazul cermeților cu MgO. | 140 |
| 6.2.9. | Variația intensității de uzură în cazul cermeților cu MgO. | 146 |
| 6.2.10. | Variația coeficientului de frecare pentru cermeții cu Al ₂ O ₃ și MgO. | 153 |
| 6.2.11. | Variația intensității de uzură pentru cermeții cu Al ₂ O ₃ și MgO. | 161 |

| | | |
|-----------|--|-----|
| 6.2.12. | Încercarea la compresiune a cermeților..... | 169 |
| 6.2.12.1. | Încercarea la compresiune a cermeților cu MgO... | 169 |
| 6.2.12.2. | Încercarea la compresiune a cermeților cu Al ₂ O ₃ .. | 170 |
| 6.2.13. | Analiza rezultatelor cercetării..... | 171 |
| 6.2.14. | Textura cermeților cu Al ₂ O ₃ determinată metalografic..... | 174 |
| 6.2.15. | Textura cermeților cu MgO determinată metalografic..... | 179 |
| 6.2.16. | Textura garniturii de frână LCL G40 Carbone Lorraine determinată metalografic..... | 184 |
| 6.2.17. | Analiza fluxului de căldură cu elemente finite | 186 |
| 6.3. | Aprecierea durabilității degradarea de uzură a suprafeței..... | 193 |
| 7. | CONCLUZII GENERALE..... | 195 |
| 7.1. | Concluzii privind activitatea de cercetare..... | 195 |
| 7.2. | Avantaje economice..... | 198 |
| 7.3. | Recomandări urmare a încercărilor efectuate..... | 199 |
| | BIBLIOGRAFIE..... | 200 |

1. INTRODUCERE GENERALĂ

1.1. Generalități

Dezvoltarea contemporană a transporturilor, explorând în plină concurență toate căile de comunicație: terestre, navale și aeriene, se caracterizează prin mărirea vitezei de circulație în general, asociată cu creșterea capacității de încărcare în anumite limite specifice fiecărui tip de vehicul. Progresele remarcabile atinse în construcția de mașini, odată cu reducerea dimensiunilor acestora, deschid largi perspective pentru traficul rapid, dar exploatarea potențialului mașinilor rămâne în permanență sub cenzura posibilităților de anihilare intempestivă a energiei cinetice înmagazinată în vehicul. Astfel, satisfăcând exigențele siguranței circulației, performanțele frânelor determină în ultimă instanță viteza maximă admisibilă, independent de potențialul obținabil în tractarea vehiculelor.

Dacă în ultimul secol în construcția mașinilor s-au înscris adevărate revoluționări tehnice, în schimb mijloacele de frânare s-au menținut principial la soluția adoptată încă la echiparea vehiculelor cu tracțiune animală: frânele de fricțiune, cu saboți sau disc. Procesele tribotermice constituie consumatori, avizi și siguri, ai energiei cinetice care permit înscrierea parametrilor cinematici ai circulației în limite foarte stânse atât la decelerare cât mai ales, la oprire. Încadrarea mașinilor de tractare drept consumatori ai energiei cinetice – frâne dinamice: generator electric, acționare hidrodinamică, motor – compresor – asigură doar în parte reducerea vitezei, fără de a putea suplini frânele de fricțiune nici chiar la vehiculul automotor și cu atât mai puțin în cazul unui convoi de vehicule remorcate.

Aplicarea frânelor de fricțiune în traficul cu viteze sporite, ridică o serie de noi probleme strâns legate de comportarea materialelor cuplului de frecare. Anihilarea rapidă a energiilor cinetice mari, acumulate în vehicule cu sarcini și viteze sporite, reclamă utilizarea unor materiale care să preia acțiunea proceselor tribotermice fără de a se degrada calitativ și cantitativ: fără de a se modifica sensibil proprietățile de frecare și fără de a se uza excesiv.

S-au preconizat în cursul timpului diverse materiale pentru garnituri de frână: de la lemn și fontă până la variate compoziții de materiale plastice aglomerate. Dacă pentru vehicule rutiere echiparea cu garnituri din materiale plastice a ajuns să fie consacrată, în schimb la vehicule feroviare se mai mențin și astăzi garniturile de saboți din fontă, a căror consum masiv constituie o grevare considerabilă a balanței economice pentru fiecare administrație de cale ferată.

Pentru înlocuirea saboților feroviari din fontă s-au inițiat în ultimele decenii pe plan mondial numeroase acțiuni de cercetare și experimentare vizând elaborarea unor materiale plastice termorezistente, care să asigure atât desfășurarea frânării în condiții optime cât și mărirea durabilității, fără însă de a implica o creștere a costurilor de exploatare. În această direcție s-au obținut rezultate remarcabile, dar până în prezent nu s-a ajuns la o acceptare oficială a utilizării saboților din materiale plastice din partea administrației de cale ferată, ridicându-se încă rezerve față de uniformitatea calității într-o fabricație de serie.

Materialele compozite constituie, în foarte multe domenii, materialele viitorului. Această afirmație derivă din avantajele obținute prin folosirea acestor tipuri noi de materiale:

- Posibilitatea utilizării a două sau mai multe materiale cu caracteristici diferite, fără a exista o combinație chimică între ele, pentru a obține un material nou, cu performanțe superioare față de cele ale fazelor componente;
- Posibilitatea proiectării caracteristicilor noului material;
- Posibilitatea modelării materialului conform cu distribuția stării de tensiune existente în element.

Aceste avantaje incontestabile se obțin în urma cunoașterii aprofundate a micro și macromecanicii, a utilizării de materiale componente având caracteristici mecanice și elastice înalte și a folosirii unor tehnologii avansate de fabricație (constituire).

Avantajele materialelor compozite au rezultat în urma cercetărilor făcute în acest domeniu pe plan mondial. Nu există universitate de renume sau institut ce studiază materialele care să nu aibă ca obiect de cercetare caracteristicile, proiectarea și tehnologia materialelor compozite.

Încercările de obținere a materialelor superperformante au fost direcționate spre un nou concept alcătuit din mai multe materiale de natură diferită sub denumirea de materiale compozite. Este cunoscut faptul că aliajele metalice prezintă proprietăți superioare față de cele ale componentelor constituente. Același lucru se poate spune și despre materialele compozite.

Majoritatea compozitelor sunt formate dintr-o fază continuă, majoritară, care este matricea și o fază minoritară, care este materialul de armare sau umplutură, aceasta putând avea diferite geometrii, adică: tridimensională (particule dispersate), bidimensională (lamine) sau unidimensională (fibre sau filamente).

Agentul de umplutură fiind dispersat omogen în matrice dar fără a se dizolva în aceasta, ambele acționând concertat dau materialului o comportare și proprietăți ce sunt total diferite și net superioare față de cele ale componentelor individuale [3].

Materialele de formă tridimensională au primit denumirea de umpluturi disperse, în timp ce laminatele și fibrele pe aceea de agenți de ramforsare. Din umpluturile disperse fac parte pulberile metalice, carbonatul de calciu, talcul, caolinul, sfere compacte sau goale de sticlă. Ca agenți de ramforsare se utilizează fibra de sticlă, fibrele de grafit și carbon, fibrele metalice, fibrele de kevlar care sunt aramidice din grupa fibrelor poliamidice aromatice, etc.

La rândul ei matricea poate fi realizată din materiale plastice, din materiale minerale sau metalice. Dintre materialele plastice folosite ca matrice în materialele compozite fac parte: materialele termoplastice care sunt construite din polimeri cu structură amorfă (policlorură de vinil, policarbonați, polimetil acril, polistiren, politetrafluoretilenă, etc.) sau cu structură cristalină (polipropilenă, poliamidă, etc.); materiale elastomerice, care sunt construite din elastomeri cu structură amorfă (cauciuc butilic, cauciuc natural, cauciuc silicos, etc.); materiale termoreactive, care sunt formate din compuși macromoleculari, sub forma de rășini sintetice [3].

Pe plan mondial o preocupare deosebită o reprezintă problema înlocuirii metalului cu materialele compozite la piesele de mare consum, supuse la uzură rapidă provocată de frecarea uscată de alunecare. Dintre aceste piese s-a acordat o atenție deosebită, saboților de frână precum și garniturilor de frecare utilizate la frânarea vehiculelor feroviare.

Preocuparea principală de înlocuire a sabotului de frână cu un material compozit se datorează pierderii de material din timpul frânării vehiculelor feroviare, pierdere care este de 60 % din sabot sub formă de praf metalic, bun conducător de electricitate care deranjează funcționarea aparatului electric, precum și înlăturarea zgomotului din timpul procesului de frânare [1].

Datorită pierderilor în cantități apreciabile de metal, în diferite țări se fac cercetări în vederea descoperirii și utilizării unui nou material (material compozit), care are mai ales la viteze mari de circulație proprietăți de frecare mai bune, uzură redusă și un cost diminuat considerabil [1].

Materialele compozite sunt create pentru a răspunde unor cerințe deosebite în ceea ce privește rezistența mecanică și rigiditatea, rezistența la coroziune, rezistența la acțiunea agenților chimici, greutate scăzută, rezistență la solicitări variabile, șoc și uzură, condiții de mediu, conductivitate termică, etc. caracteristici care trebuie menținute și la temperaturi ridicate.

1.2. Scurt istoric

Din literatura de specialitate obținută se observă o preocupare deosebită în urma unor intense cercetări în acest domeniu, în diferite țări. În fosta URSS începând din 1955, există un interes deosebit pentru găsirea unui material compozit corespunzător saboților de frână.

Dintre materialele încercate a prezentat interes compoziția 6 KV10, întrucât saboții experimentali au avut o durabilitate de 4 ori mai mare decât cei din fontă, coeficient de frecare cuprins între 0,25 – 0,30, uzura bandajului și drumul de frânare reduse cu 25-30% iar ca și greutate de circa 3 ori mai mică decât a celor din fontă.

În fosta RFG cercetările privind înlocuirea saboților din fontă au început încă din 1943, iar rezultatul obținut a fost o durabilitate de circa 4 ori mai mare decât a celor din fontă, un coeficient de frecare aproape constant de circa 0,3, valorile instantanee fiind cuprinse între 0,2-0,4 ca și la saboții sovietici 6 KV10, necesitând modificarea instalației de frână. Din cauza supraîncălzirilor locale au apărut defecte termice pe unele bandaje și o uzură medie a bandajelor sensibil mai mare decât la saboții din fontă [1].

În Anglia încă din anul 1968 se întrebunțau saboți din material plastic marca FERODO la trenurile suburbane electrice și la vagoane de metrou cu o rezistență la uzură de 5 ori mai mare decât a saboților din fontă, cu un coeficient de frecare cuprins între 0,22-0,35 care impune modificarea instalației de frână.

În Polonia în același an s-au experimentat saboți din materiale sintetice care au arătat o rezistență la uzură de circa 2.5 ori mai mare, un coeficient de frecare care variază de la 0,25 până la 0,38, ceea ce antrenează modificarea timoneriei de frână, reducerea drumului de frânare și fără a încălzi excesiv bandajul.

În România, în anul 1962 la Centrul de Cercetări Tehnice din Timișoara, problema saboților din materiale compozite a prezentat un interes deosebit în țara noastră. Datorită importanței comportării în exploatare a acestor piese s-a considerat necesar în primul rând efectuarea cercetărilor de laborator asupra unor materiale compozite cu caracteristici corespunzătoare saboților din fontă. S-au experimentat unele dintre aceste materiale la saboții de la vagoane de tramvai, iar rezultatele obținute fiind corespunzătoare s-a trecut la experimentarea cu alte compoziții apropiate la vehiculele feroviare [1].

Din studiile efectuate s-a constatat că saboții de la vehiculele de cale ferată trebuie să aibă un coeficient de frecare mai redus în comparație cu saboții

vagoanelor de tramvai dar să nu necesite modificarea instalației de frână, evitându-se cheltuieli suplimentare pentru aceste lucrări.

Pentru ilustrarea performanțelor atinse în acest domeniu se vor expune succint rezultatele experimentelor întreprinse în țară din partea unui colectiv de cercetători de la fostul Centru de cercetări tehnice din Timișoara, în prezent transferat la Centrul de sudură și încercări la oboeală Timișoara, în colaborare cu cadre de specialiști de la Uzina de vagoane Arad și de la Direcția regională CFR Timișoara. În baza unei compoziții originale -NCG-, -brevetată ca invenție și distinsă cu medalia de aur în Salonul de la Bruxelles 1969- s-au presat în anii 1963-1970 la Uzina de vagoane Arad o serie de loturi de saboți din material plastic aglomerat - NCG-, care au fost supuși unor îndelungate examinări de laborator și în exploatarea feroviară curentă.

În principiu toate materialele de fricțiune constau din particule minerale - umplutură - cu granulație fină și duritate ridicată, imersate în masa amorfă a unei rășini sintetice - liantul, -care conține în cantități reduse diverse alte materiale - aditivi. Încărcarea pe suprafața de contact din cursul frânării este preluată de umplutură, iar liantul asigură conlucrarea mecanică a aglomeratului prin deformări elastoplastice și împiedică desprinderea granulelor. Aditivii îmbunătățesc comportarea mecanică a liantului, în principal conferă o stabilitate termică la temperaturi ridicate. Compozițiile asimilate în fabricație sunt foarte variate dar prea puțin cunoscute, fiind înscrise sub secretele brevetelor de invenții.

Pentru saboții feroviari compozițiile experimentale, indicate în publicațiile de specialitate, atestă prevalarea unei compoziții din rășini fenol-formaldehidice cu umplutură minerală (cuart, caolină, azbest), cauciuc și pulberi metalice. În această grupă se încadrează și rețeta brevetului de invenție românesc, utilizând materii prime existente în țară: novolac + hexametilentetramină, caolină, azbest, cauciuc sintetic și concentrat de grafit. Compoziția caracterizată invenție de către Oficiul de Stat pentru Invenții conține: 23 % novolac, 2 % hexametilentetramină, 27 % fulgi de azbest, 10 % caolin, 12 % fulgi de cauciuc și 26 % grafit. Amestecul format din rășină sintetică și materiale de umplutură s-a presat la o presiune de (400.....500) kgf/cm² adică (39,2 ... 49)·10⁶ Pa într-o matrită încălzită la o temperatură de 150 - 160 °C timp de 30 minute. Proporțiile amestecului sunt dozate în funcție de performanțele tribo-termice urmărite: valoarea coeficientului de frecare și stabilitatea acestuia la încălzire, caracteristicile funcționale definitorii pentru eficiența frânării. Odată satisfăcute exigențele frânării, în limitele prescripțiilor siguranței circulației, se tinde să se confere compoziției, prin elementele incorporate sau prin procesul tehnologic, o rezistență la uzare cât mai ridicată, caracteristică tehnico-economică definitorie pentru rentabilitatea utilizării materialului plastic respectiv [1].

Caracteristicile funcționale ale materialelor plastice pentru garnituri de frână evidențiază în general o comportare superioară celei obținute cu saboții din fontă. Coeficienții de frecare pot fi larg modificați prin schimbarea dozării componentelor și astfel materialul se pretează unei detaliate diferențieri funcție de specificul exploatarei vehiculului respectiv. Se preconizează în general pentru saboții de vagoane un coeficient de frecare în momentul aplicării frânării între 0,2.....0,3 care să se mențină practic între aceleași limite până la viteze de 30 km/h. Valorile mai coborâte ($\mu = 0.2$) sunt prevalate în traficul feroviar întrucât în prezența forțelor mai mari funcționarea atelajului frânei este mai eficientă, iar influența umezelii și a gheții pe suprafețele de contact este mai scăzută. De altfel pentru saboții din fontă echiparea actuală a materialului rulant se prescrie tocmai această valoare și în consecință aplicarea saboților din material plastic nu mai necesită nici o modificare a

atelajului frânei, mai mult chiar, sub anumite rezerve, se poate trece la o echipare mixtă pe același vagon.

Comportarea superioară în cursul frânării a saboților din material plastic este conferită de menținerea cvasiconstantă a coeficientului de frecare atât în momentul aplicării frânelor de la diverse viteze, cât și în tot cursul frânelor de oprire. Astfel, decelarea se produce continuu fără de a se mai reclama variația forțelor de apăsare a saboților, operație obligatorie în exploatarea saboților din fontă. Totodată, invariabilitatea coeficientului de frecare permite o riguroasă departajare față de nivelul coeficientului de aderență dintre roată și șină – cu o valoare independentă față de viteză – evitându-se implicit patinările din cursul frânării cu dregradările suprafeței bandajului. Aderența dintre roată și șină poate fi în schimb influențată de depunerile adezive de material plastic din saboți pe suprafața bandajului, dezagregamente care au fost semnalate la experimentările unor rețete cu conținut de grafit, uleiuri, cauciuc etc. după o serie de frânări de lungă durată. În final, încadrarea în prescripțiile siguranței circulației feroviare este evidențiată global prin proba practică de determinare a drumului parcurs de vehicule izolate și de garnituri de tren la aplicarea frânării de siguranță.

Pe lângă aceste performanțe superioare în desfășurarea frânării mai trebuie menționate avantajele exploatarei silențioase și fără scânteii, avantaje care concură la ridicarea „confortului” și a siguranței traficului cu vagoane echipate cu saboți din material plastic. Rentabilitatea introducerii saboților din material plastic se reflectă în creșterea impresionantă a durabilității în exploatare. Datele experimentărilor efectuate în ultimii ani pe plan mondial confirmă o majorare a duratei de folosire a saboților din material plastic de 3.....8 ori față de cea stabilită pe același traseu cu saboții din fontă, în condiții climatice identice [1].

Datele culese din experimentările efectuate în țară cu un tren de persoane echipat cu saboți din material tip NCG în anii 1967-1969 sunt concludente în acest sens. Se prezintă în paralel nivelul uzurii, gravimetrice și volumice, precum și consumul de saboți, indicatori raportați la lungimea parcursului efectuat în exploatare. Importante sunt costurile specifice ale întreținerii cu saboți din fontă, respectiv din materiale NCG; costurile specifice s-au evaluat din convertirea în preț de cost a uzurii saboților raportată la lungimea parcursului. Este de menționat faptul că prețul saboților din material NCG este costul actual de livrare la o producție ad-hoc în loturi reduse, fără de organizarea unei fabricații propriu-zise. Astfel, se apreciază că prețul saboților din material NCG ar putea fi redus până la nivelul costului unui sabot din fontă la o fabricație în masă. Chiar și în situația actuală se înregistrează o reducere a cheltuielilor de întreținere în raportul 2,8:1. În cazul unui consum anual de 1 milion saboți din fontă rezultă economii de circa 12000 tone fontă/an și o reducere a cheltuielilor de exploatare de circa 40 milioane lei /an.

Analiza sumară tehnico-economică expusă evidențiază imperioasa necesitate de a se introduce saboții din material plastic în traficul feroviar. Rezervele administrațiilor naționale de căi ferate și în ansamblu a Uniunii Internaționale – U.I.C.- reflectă grija deosebită acordată siguranței circulației, care trenează în exploatarea feroviară orice inițiativă inovatoare. Dar prin acțiuni largi de colaborare internațională întreprinse la Oficiul de Cercetări și Încercări al U.I.C. de către un colectiv de specialitate, se tinde ca să se legitimize tentativele de aplicarea saboților din material plastic ale unor administrații particulare și chiar a unor administrații de stat, pentru trafic local [2].

Pentru asigurarea calității corespunzătoare a noilor materiale, eludându-se specificarea compoziției spre a nu se afecta dreptul de invenție, se impune în practica recepției un vast program de încercări desfășurat în trei faze :

14 Introducere generală - 1

- examinări de laborator pe epruvete prelevate din loturi de fabricație curentă,
- examinări cu saboți montați pe standuri cu volant și la automotoare dinamometrice, la operațiile de omologare a rețetelor și controale periodice ale fabricației,
- examinări cu saboți montați la trenuri de probă, în cadrul omologării rețetelor pentru stabilirea durabilității.

Examinările de laborator cu epruvete prelevate din corpul sabotului cuprind principal determinările consacrate ale proprietăților fizice – densitate, dilatometria, conductibilitate termică – și ale caracteristicilor mecanice – rezistență, duritate -, la temperatura ambiantă și la temperatura ridicată. Deosebit de semnificative pentru aprecierea calității materialului sunt analizele tribo-termice în regim staționar cu măsurarea variației coeficientului de frecare în funcție de mărimea presiunii, viteza de alunecare și temperatura suprafeței de contact. Prin acest ansamblu de determinări, la care se modifică la fiecare încercare numai un singur parametru, se evidențiază în mod univoc comportarea materialului fără a fi afectată de conjuncția arbitrară a alegerii mărimii diversilor parametri. Chiar dacă regimul staționar nu respectă o similitudine cu procesul de frecare din cursul frânării, totuși pretându-se unei reglementări detaliate se asigură o riguroasă reproductibilitate, condiție absolut necesară pentru constituirea unei scări de valori de referință în aprecierea comportării la frecare și uzare a diverselor materiale. Odată normalizată metoda de reproducere a scării de frecare și uzare, în regim staționar, se pot stabili corelații statistice de corespondență cu caracteristicile din exploatarea propriu-zisă a sabotilor din materialul respectiv.

Construcția unei mașini de determinări tribotermice, realizată la Centrul de sudură și încercări Timișoara este reprezentată de o mașină ce constă dintr-un disc antrenat la o anumită turație pe care este apăsată epruveta montată glisant la capătul unei lame elastice. Discul este încălzit la diverse temperaturi prin rezistențe electrice încorporate. Forța de apăsare-greutățile aplicate pe epruvetă și temperatura discului sunt menținute constante în cursul fiecărei încercări. Mașina permite înregistrarea simultană pentru : forța de antrenare laterală a epruvetei-forța tangețială -, temperatura din corpul epruvetei, măsurată cu o termorezistență, și uzura liniară, respectiv coborârea epruvetei.

Tabelul 1

| Nr.crt. | Caracteristica | Unit.de măsură | Limite prescrise |
|---------|---|----------------------|-------------------------------------|
| 1. | Densitatea | kg/m ³ | 1600-1800 |
| 2. | Coeficientul de frecare disc neîncălzit(t=40-50°C) disc încălzit la 100°C disc încălzit la 200°C | | 0.27-0.32 0.28-0.33 0.38-0.46 |
| 3. | Intensitatea de uzare disc neîncălzit la 100°C la 200°C | mm ³ /kwh | Maxim 70 Maxim 100 Maxim 200 |
| 4. | Higroscopicitatea | % | Maxim 1 |
| 5. | Duritatea Brinell | HB 10/100/15 | 11-16 |
| 6. | Duritatea Rockell | HRS | 65-85 |
| 7. | Rezistența la compresiune | MPa | Minim 25 |

Caracteristicile obținabile la materialul plastic NCG, prescrise prin caietul de sarcini pentru recepția loturilor, sunt centralizate în tabela (1).

Imposibilitatea reeditării la scară redusă a acțiunii proceselor tranzitorii (nestaționare) ale frânării cu saboți reclamă atestarea performanțelor funcționale în situații riguros identice cu cele din exploatare. În acest scop se dotează laboratoarele cu standuri de frânare cu volanți. Spre deosebire de încercările de laborator, pe aceste standuri se urmărește variația coeficientului de frecare la oprirea volantului în rotație sub acțiunea unei frânări cu presiune constantă, - frânarea de oprire - măsurându-se concomitant încălzirea suprafețelor cuplului de frecare. Încercările se completează cu reeditarea frânărilor de durată (echivalente coborârilor în pantă). În acest caz volantul este în permanență antrenat mecanic la o rotație constantă, în timp ce prin frânarea cu saboți se preia un moment constant prescris în metodică de recepție. Fluctuațiile coeficientului de frecare sunt compensate prin variația corespunzătoare a presiunii, astfel ca forța de frecare să se mențină practic constantă pe durata operației.

Măsurarea parametrilor frânării se mai execută și direct pe automotoare echipate corespunzător. Asemenea investigații au fost întreprinse și în cadrul programului de cercetare a comportării saboților din materialul plastic NCG. La timonerie frânei s-au montat bare dinamometrice cu extensometre electrice rezistive, înlocuind atârănătorii saboților și bara de tracțiune. Variația forțelor din barele dinamometrice în cursul unui larg spectru de frânare au fost înregistrate simultan cu variația vitezei, sesizată de dinamul vitezometrului. Valorile coeficientului de frecare, determinate cu această instalație la aplicarea frânărilor de încetinire sunt relevante în acest sens. În cursul frânărilor s-au mai efectuat intermitent - la oprire - măsurarea temperaturii cu termometre de contact aplicate pe suprafața frontală a bandajului și suprafața laterală a saboților. Rezultatele acestor examinări, coroborate cu determinările drumului de frânare, au atestat satisfacerea tuturor exigențelor siguranței circulației.

Confirmarea definitivă a competitivității saboților din material plastic reclamă parcurgerea unui program de experimentări în exploatare pe un traseu cu profil semnificativ pentru întreaga rețea de cale ferată, program extins pe o perioadă de cel puțin un an de zile pentru a include toată gama variațiilor condițiilor climatice. Pe baza analizelor statistice a consumului de saboți se stabilește durabilitatea medie a acestora și, implicit, se poate evalua rentabilitatea folosirii saboților din materialul plastic examinat.

Programul de experimentări de exploatare întreprins cu saboții din material NCG s-a efectuat cu un tren de persoane pe linia Arad-Orșova, echipat exclusiv cu saboți din material NCG, timp de 3 ani : 1967-1969 . Pentru ilustrarea durabilității în exploatare s-au raportat uzurile volumetrice ale saboților din material plastic la valorile aferente ale saboților din fontă din echiparea trenului pereche de pe același traseu și din aceeași perioadă. Rentabilitatea este evidentă, durabilitatea relativă a saboților din material plastic majorându-se în raportul mediu de 5:1 pe întreaga perioadă. Este notabilă tendința sistematică de creștere a durabilității în cursul perioadei, ceea ce atestă perfecționarea tehnologică de la lot la lot [1].

Rezultatele experimentărilor în exploatare confirmă pe deplin competitivitatea materialului plastic realizat în țară atât din punct de vedere funcțional, pentru siguranța circulației, cât și economic, prin reducerea considerabilă a cheltuielilor de întreținere a atelajului frânei. Astfel, o angajare plenară în fabricarea saboților din material plastic apare pe deplin justificată, experiența acumulată constituind girul reușitei acțiunii.

16 Introducere generală - 1

Datorită efectelor nocive asupra sănătății pe care le are azbestul, în unele țări sunt interzise unele sortimente de azbest, cum este cazul Angliei iar în Suedia sunt interzise toate sortimentele.

Începând cu anul 2000 sunt admiși în traficul internațional saboți din materiale compozite cu un coeficient mediu de frecare de 0,35. Saboții nu se recomandă la utilizarea vagoanelor de marfă existente deoarece necesită modificări ale instalației de frână [2].

Materialele compozite polimerice folosite în domenii în care se manifestă forțe mari de frecare, au avantajul că, spre deosebire de metale, nu necesită neapărat o lubrifiere [3].

2. OBIECTIVELE TEZEI

- a. cerințele frânării în serviciile feroviare
- b. mecanismul frânării cu saboți
- c. comportarea mecanică, stabilitate tribotermică, rezistență: compresiune, strivire, uzura-abrazivă
- d. cercetarea materialelor compozite
 - utilizări actuale în exploatarea feroviare
 - cercetările întreprinse cu CERMEȚI
 - tehnologia fabricației, examinări fizice
 - încercări de rezistență: compresiune, uzură

3. CONTRIBUȚII PRIVIND STUDIUL ANALIZEI PROCESULUI DE FRÂNARE CU SABOȚI A VEHICULELOR FEROTIARE

3.1. Introducere

Pentru a reduce energia cinetică a unui vehicol feroviar sau pentru a o anula avem nevoie să introducem în sistem un element care să poată consuma această energie în condiții de siguranță a circulației și fără a afecta negativ mediul înconjurător. Acest element numit sistem de frânare al vehiculului feroviar micșorează sau anulează viteza de deplasare prin frecarea sabotului (din fontă sau din material compozit) aplicat pe roată sau garnitura de frecare aplicată pe discul de frână.

Frâna cu saboți este cea mai folosită la materialul rulant. Roata este solicitată pe de o parte de forțele necesare conducerii vehiculului și pe de altă parte de forțele de frânare. Pentru cea de a doua categorie de solicitare a fost necesară stabilirea limitelor de temperatură și uzură.

La frânele automate cu saboți forța care se manifestă la tija pistonului cilindrului de frână este amplificată de elementele timoneriei de frână și transmisă saboturilor de frână care apasă pe suprafața de rulare a roților.

Sabotul de frână este organul principal de care depinde în mare măsură efectul frânării. La căile ferate membre ale Uniunii Internaționale de Căi Ferate (UIC) sabotii de frână sunt unificați din punct de vedere dimensional și al materialului. Sabotul de frână este supus uzurii și se schimbă când grosimea acestuia este la limită [9].

Calitatea frânării caracterizată prin lungimea drumului de frânare, depinde printre altele și de forma, dimensiunile și calitatea materialului din care este fabricat sabotul. Influența acestor factori este cuprinsă într-o oarecare măsură în valoarea coeficientului de frecare dintre sabot și roată.

Pe baze experimentale s-a stabilit că lungimile optime ale saboților sunt 320 mm în cazul montării în portsaboți simpli și de 250 mm în cazul montării în portsaboți dubli. Lățimea saboților în toate cazurile este de 80 mm.

La frâna cu disc forța activă necesară frânării dezvoltată de cilindrul de frână cu regulator automat de timonerie încorporat transmite forța de la piston la timoneria de frână, (menținând constantă cursa pistonului, compensând automat uzura articulațiilor, a discului de frână și a garniturii de frecare) și transmite garniturilor de frână care apasă pe discul de frână [9].

De regulă, în exploatare se utilizează garnituri de frână din material plastic al căror coeficient de frecare are în medie valoarea de 0,35 care este mult mai mare decât valoarea obținută în cazul utilizării materialului compozit al sabotului de frână.

În consecință pentru cazul momentelor de frânare egale pentru frâna cu disc forța de apăsare a garniturii de frână pe discul de frână vor fi mai mici deci vom avea o timonerie de frână mai simplă care evident va fi mai ușoară [2].

Pentru studiul coeficientului de frecare al garniturii de frecare μ_d aceasta se face în funcție de viteza de deplasare al vehiculului pentru cele trei valori ale presiunii specifice {2 daN/cm² (200 kPa); 4 daN/cm² (400 kPa); 5,5 daN/cm² (550kPa)} [2].

Garniturile de frecare din materiale sinterizate sunt mai puțin sensibile la umezeală, dar solicită termic mai mult discul de frână și au un preț mai ridicat.

Garniturile de frecare ale frânei cu disc, având funcții similare saboților, se realizează în general din materiale plastice fără azbest sau din materiale sinterizate.

Lipsa de spațiu, îndeosebi în cazul locomotivelor, ca și necesitatea reducerii prețului, au impus reducerea permanentă a greutateii frânei cu disc. Această reducere a greutateii a determinat acceptarea unei temperaturi mai mari de lucru, care au crescut de la 300÷400 °C la peste 600 °C. În acest caz însă garniturii de frecare au fost realizate din pulbere metalică sinterizată [2].

Suprafața activă a garniturilor de frecare a fost unificată la valorile:

- 300 cm² pentru tramvaie și metrouri;
- 350 și 400 cm² pentru vagoane;
- 500 cm² pentru locomotive.

De obicei, cilindrii de frână sunt amplasați câte doi pe fiecare boghiu.

În figura 1 este prezentat schematic procesul de formare al forței de frânare la acțiunea frânei cu sabot (fig.1 a) și a celei cu disc (fig.1 b) în care P_s și P_d reprezintă forța de apăsare pe sabot respectiv pe discul de frână, Q fiind sarcina pe roată, forța de apăsare normală pe șină notată F_a în punctul de contact (aderență), μ_s și μ_d reprezentând coeficienții de frecare pentru cazul saboților de frână pe roată și respectiv a garniturii de frână pe discul de frână iar cu "r" s-a notat raza discului de frână și R-raza roții.

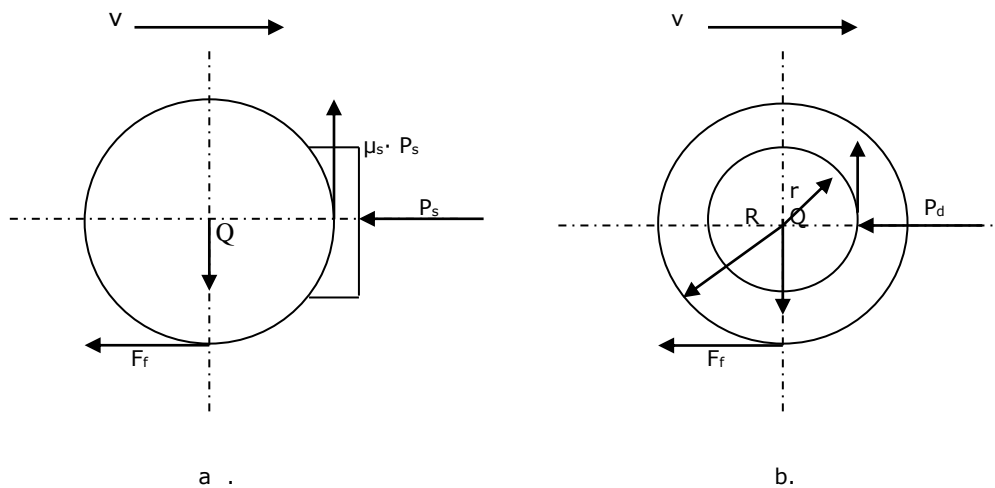


Fig.1

$$F_f = \mu_s \cdot P_s \quad F_{f\max} = \mu_d \cdot P_d \cdot \frac{r}{R} \quad (1)$$

$$F_{f\max} = F_a = \mu_a \cdot Q \quad F_{f\max} = F_a = \mu_a \cdot Q \quad (2)$$

Nu se poate afirma sigur că valoarea coeficientului de aderență luat în considerare la proiectarea sistemelor de frânare ale vehiculelor feroviare elimină complet fenomenul de alunecare al roții pe șine (al blocării roților la frânare).

Nu este indicat ca decelerația vehiculelor la frânare să fie mai mare de 0,8...1 m/s² respectiv că valorile coeficienților de aderență la viteze mici să fie mai mari de 0,08...0,12 (chiar 0,14) [2].

Pentru a îmbunătăți valoarea coeficientului de aderență diverse administrații de cale ferată utilizează în principal dispozitive contra blocării roții.

Cercetarea materialelor compozite are ca scop de a obține un asemenea material care să înlocuiască sabotul din fontă sau garnitura de frână, îndeplinind următoarele condiții : să nu modifice instalația de frână, să aibă un coeficient de frecare care să depindă în mică măsură de variația vitezei, de condițiile atmosferice, o rezistență ridicată la uzură și care să aibă capacitatea de a rezista căldurii din timpul frecării, să uzeze la minim suprafața de rulare a roții sau discul de frână, să asigure o frânare lină a trenului, producerea uzurii să nu fie dăunătoare și tehnologia de fabricație necostisitoare.

Unul din principalele avantaje al acestor materiale compozite este raportul ridicat dintre rezistența la uzură și greutatea lor volumică. Aceste caracteristici nu numai că au asigurat utilizarea pe scară largă a materialelor compozite, dar au stimulat cercetările pentru descoperirea unor noi tipuri de materiale, cu proprietăți îmbunătățite [3].

Fenomenele de frecare și uzură nu sunt întotdeauna corelate. De exemplu politetrafluoretilena are un coeficient de frecare foarte scăzut, dar în absența unui agent de umplutură are rezistență scăzută la uzură. Din acest motiv se adaugă în proporție de 50% agenți de umplutură ca : azbest, sticlă sau mică [3].

În afara agenților de umplură, alți factori care influențează frecarea sunt : dimensiunea particulelor, orientarea în cazul fibrelor și adeziunea dintre matricea polimerului și agentul de umplură.

De mulți ani se folosesc în aplicații în care se cere rezistență mare la frecare, materiale compozite pe bază de rășini fenolice și epoxidice cu umpluturi de bumbac, azbest și sticlă. Spre exemplu negrul de fum mărește rezistența la uzură a anvelopelor, performanțele atingând un maxim la creșterea concentrației acestuia [3].

În cazul frânărilor de durată, puterea de frânare P utilizată la coborârea pe pante este constantă, iar temperaturile dintre saboți și roți devin staționare. O parte din puterea de frânare se regăsește sub formă de căldură atât în sabot, cât și în roată, iar o altă parte este cedată în exterior prin convecție, conform relației:

$$P = m \cdot c \cdot \frac{dQ}{dt} + \lambda \cdot S \cdot \Delta Q \quad (3)$$

în care :

- m reprezintă masa partenerilor de frecare (kg);
- c căldura specifică (J/kg°C);
- λ coeficient de transfer al căldurii (W/m²°C);
- S suprafața de cedare a căldurii (m²);
- ΔQ temperatura (°C).

După un anumit timp de frânare, la frânarea de durată, puterea de frânare intrată în sistem este cedată integral mediului ambiant prin convecție [2].

În cazul frânării de oprire, temperatura în partenerii de frecare nu se mai repartizează uniform. Datorită timpului scurt în care se produce frânarea, apar diferențe mari de temperatură pe direcția perpendiculară suprafeței de frecare, iar schimbul de căldură realizat prin convecție se poate neglija.

Peste o anumită valoare a energiei degajate, prin frecare se ating temperaturi de 200 °C, în anumite puncte locale putându-se ajunge și la temperaturi de 700-800 °C, care pot duce la rupere chimică a matricei polimerice.

Pentru frâna cu discuri se poate calcula sau măsura temperatura suprafeței de frecare cu o precizie destul de ridicată. În cazul frânărilor de oprire literatura de specialitate indică diverse formule de calcul a temperaturilor, una dintre acestea fiind ecuația (4) de mai jos:

$$Q_{\max} = f_s(t) \cdot \frac{4}{3\sqrt{2} \cdot \pi \cdot \rho \cdot \lambda \cdot c} \cdot \frac{m \cdot V_n^{1,5} \cdot a^{0,5}}{S_g} \quad (4)$$

în care:

- $f_s(t)$ factor de repartiție a cantității de căldură între disc și garnitura de frecare;
- ρ densitate (kg/m³);
- g_f procent de greutate frânată (%);
- c căldura specifică (J/kg°C);
- V_0 viteză inițială (km/h);
- a decelerația (m/s²);
- m masa (kg);
- S_g suprafața de contact disc-garnitură (m²).

Factorul $f_s(t)$ ia în considerație repartiția fluxurilor de căldură între discul de frână și garnitura de frecare. Pentru garniturile de frecare din materiale plastice, factorul $f_s(t)$ are o valoare de circa 0,95.

La frânările de oprire datorită timpului scurt în care se produce frânarea apar în discul de frână diferențe mari de temperatură în direcție perpendiculară pe suprafața de frecare și drept consecință pot apărea pentru anumite decelerații mai mari de $1,2 \text{ m/s}^2$ fisuri termice [2].

Uzura garniturii de frecare din materiale plastice fără azbest [2]

Uzura garniturii de frecare depinde de numeroși factori, dintre care amintim:

- Presiunea de apăsare pe disc;
- Viteza de circulație;
- Temperatura de funcționare;
- Rugozitatea discului;
- Tipul garniturii și repartiția materialelor în corpul acesteia;
- Starea de îmbătrânire și solicitarea precedentă.

Mărimea uzurii se poate determina aproximativ cu formula de calcul (5) sau mai precis prin încercări pe standuri.

$$W_g = K_{AB} \cdot m^4 \cdot V_0^6 \cdot a^2 \cdot S_{gg}^{-1} \cdot S_{eg}^{-2} \quad (5)$$

în care:

- K_{AB} este o constantă având valoarea $0,20 \dots 0,44 \cdot 10^{-26}$ și se măsoară în $\text{g} \cdot \text{s}^{10} / \text{kg}^4 \text{m}^2$;
- a este decelerația (m/s^2);
- V_0 viteza la începutul frânării (km/h);
- S_{gg} suprafața de contact geometrică a garniturii de frecare cu discul (m^2);
- S_{eg} suprafața de contact efectivă a garniturii de frecare cu discul (m^2).

Uzura discului de frână, ca și a garniturii de frecare depinde de mulți factori, dintre care cel mai important este tipul materialului garniturii de frecare.

La garniturile de frecare din materiale plastice fără azbest limitele de putere se calculează ținând cont că presiunile specifice nu depășesc $5,5 \text{ daN/cm}^2$ (550 kPa) și că uzura crește progresiv începând de la $350 \text{ }^\circ\text{C}$, materialul se sfărâmă la $400 \text{ }^\circ\text{C}$, iar la circa $500 \text{ }^\circ\text{C}$ există pericolul aprinderii. Această temperatură depinde însă de numărul și dimensiunile discurilor de frână, și poate fi redusă în mod corespunzător prin dimensionarea judicioasă a frânei [2].

Limitele de putere ale discului de frână se determină în primul rând pentru cazul frânărilor de oprire, deoarece în acest caz pot apărea în disc tensiuni termice mari care să ducă la oboseala materialului și la fisuri termice.

3.2. Coeficientul de frânare, procentul de frânare

S-au prezentat aspectele mai importante legate de :

- coeficientul de frânare dintre sabotul de frână și roată;

22 Contribuții privind studiul analizei procesului de frânare cu saboți - 3

- coeficientul de frecare dintre garnitura de frecare și discul de frână
- modul de formare al forței de frânare.

Comparând relațiile rezultă că roata se va rostogoli pe șină atâ timp cât forța de frecare $\mu_a Q$, adică atâ timp cât vor păstra inegalitățile :

$$\mu_s \cdot P_s \leq \mu_a \cdot Q \quad (6)$$

$$\mu_d \cdot P_d \cdot \frac{r}{R} \leq \mu_a \cdot Q$$

În momentul când această condiție nu mai este satisfăcută, roata se va bloca, va aluneca pe șină și deci nu va mai avea loc o frânare normală. La limita patinării forța de frânare maximă este egală cu forța de aderență :

$$F_{\text{fmax}} = F_a \quad (7)$$

Pentru cazurile frânei cu saboți și a frânei cu disc se pot scrie relațiile:

$$\mu_s \cdot P_s = \mu_a \cdot Q \quad (8)$$

$$\mu_d \cdot P_d \cdot \frac{r}{R} = \mu_a \cdot Q$$

Corespunzator fiecărui tip de frână se definesc rapoartele:

$$\delta_s = \frac{P_s}{Q} = \frac{\mu_a}{\mu_s} \quad (9)$$

$$\delta_d = \frac{P_d}{Q} = \frac{\mu_a}{\mu_d} \cdot \frac{R}{r}$$

Rapoartele δ_s și δ_d se numesc coeficienți de frânare pentru frâna cu saboți și, respectiv, frâna disc și reprezintă o corelație relativă dintre forța de frânare și forța de aderență [2].

Pentru a se determina valorile coeficienților de frânare trebuie să fie cunoscut modul de variație al coeficienților de frecare și aderență, cât și modul de realizare a forțelor de apăsare pe saboți sau pe garniturile de frecare.

Modul de variație al coeficientului de frecare și al coeficientului de aderență poartă numele de caracteristică de frecare și, respectiv, caracteristică de aderență.

Coeficientul de frânare dacă se înmulțește cu 100 se numește procent de frânare sau grad de apăsare al sabotului sau garniturii de frecare al frânei cu disc față de sarcina pe roată și se notează cu " δ ". Alegerea mărimii lui " δ " se face astfel încât pe de o parte efectul de frânare măsurat, prin mărirea drumului de frânare să fie cât mai bun, iar pe de altă parte tendința de blocare a roților să fie cât mai redusă și să se manifeste în zona vitezelor mici. Din această cauză, în funcție de

condițiile existente în exploatare și de tipul frânei și al vehiculului, s-au stabilit valori diferite pentru mărimea lui δ .

Dintre factorii care determină variația coeficientului de frânare δ în funcție de viteză, fac parte: coeficientul de aderență dintre roată și șină precum și coeficientul de frecare dintre sabot și roată [2].

Luând în considerare valorile coeficienților δ_s și δ_d date de relații, rezultă că trebuie să se limiteze forțele de apăsare pe saboți sau garnituri de frecare asigurându-se un compromis după cum urmează:

- pentru o distanță între semnale dată, se adoptă o valoare δ cât mai mare pentru a putea circula cu viteze cât mai mici;
- o valoare δ convenabilă pentru frânarea la viteze mari trebuie să nu producă blocarea roții. Blocarea roții poate fi admisă în domeniul vitezelor mai mici de 20 km/h deoarece aceasta nu mai este periculoasă, timpul parcurs de vehicul până la oprire fiind mic.

D. Tîlea prezintă în lucrarea sa valorile maxime ale procentului de frânare δ pentru tipurile uzuale de frână.

Aceste valori sunt date de tabelul de mai jos :

Tabelul 2

| Tipul frânei și vehiculului | Procentul de frânare δ (%) |
|---|-----------------------------------|
| Frână bilaterală pentru trenuri de călători și marfă : - boghiuri cu sarcina pe osie 150-200 kN - vagoane cu sarcina pe osie 50-200 kN | 80-95 85-90 |
| Frână bilaterală cu reglarea frânării la viteze peste 55 km/h (frâna de mare putere) : - boghiuri cu sarcina pe osie 150-200 kN - boghiuri cu sarcina pe osie 50-200 kN | 160-220 130-220 |
| Frâna cu disc | 28-35 |
| Locomotive electrice : - pentru viteza maximă de 120 km/h - pentru viteza maximă de 120 km/h | Minim 80 Minim 200 |

Procentul de frânare δ se determină de regulă în funcție de sarcina pe osie în stare goală a vehiculului. Dacă există dispozitive de frânare în funcție de încărcare manuale sau automate procentul de frânare va fi realizat în trepte sau continuu. Pentru vagoanele de marfă care circulă în regimul S cu viteza maximă de 100 km/h sunt prevăzute schimbătoare de frână cu două poziții : gol și încărcat . Procentul de frânare se micșorează pe măsură ce crește încărcarea vagonului până la atingerea valorii minime δ_{min} de 50 % cu condiția asigurării procentului de masă frânată minimă dată. Apoi schimbătorul de frână se comută la poziția "încărcat " pentru care coeficientul de frânare δ crește în jurul valorilor inițiale și va scădea din nou pe măsura creșterii încărcării până la atingerea lui δ_{min} care este reglementat de acte normative sau UIC. Vagoanele de marfă care circulă în regim de circulație SS cu viteza maximă de 120 km/h trebuie să fie înzestrate cu schimbător automat de frânare proporțională cu încărcătura realizând valori ale coeficientului δ crescător. În cazul vagoanelor de călători care circulă cu viteze mai mari de 120 km/h trebuie ca frâna acestora să fie de mare putere, iar coeficientul de frânare crește peste 90 % [2].

3.3. Limitarea forței de apăsare pe sabot sau pe garnitura de frecare

Valoarea coeficientului de frânare pentru frâna cu saboți ' δ_s ' și pentru frâna cu disc ' δ_d '

După cum s-a văzut mai sus, importanța relativă a forței pe sabot în raport cu sarcina pe roată se exprimă prin coeficientul de frânare ' δ '.

La alegerea acestui coeficient trebuie să se țină seama de utilizarea optimă a aderenței dintre roată și șină.

Dacă viteza trenului în momentul frânării era de 75 km/h, pe măsura ce crește forța pe sabot P_s va crește în mod corespunzător și forța de frânare F_f , din care cauză viteza se micșorează. La câteva secunde de la începutul frânării, apăsarea sabotului atinge valoarea maximă, dând naștere la o forță de frânare de aproximativ 20 kN. La această forță de frânare, aderența roților începe să fie insuficientă, adică se produce calarea parțială a roților, când viteza de rotație a acestora se micșorează și deci valoarea coeficientului de frecare dintre sabot și roată crește brusc. În acest moment și forța de frecare crește brusc până la o valoare maximă. Acest punct corespunde cu blocarea definitivă a roților care alunecă definitiv pe șine. În această situație forța de frânare nu va mai fi funcție de forța de frecare dintre sabot și roată, ci de frecarea de alunecare ce ia naștere între roată și șină, adică :

$$F_f = \mu_a \cdot Q \quad (10)$$

unde:

- μ_a este coeficientul de alunecare dintre roată și șină;
- Q sarcina pe roata blocată.

La limita de patinare, comparând coeficientul de frecare μ_a' care are valori mai mici decât coeficientul de aderență μ_a , rezultă că și forța de frânare va fi corespunzător mai mică. Astfel, în momentul blocării forța de frecare scade brusc de la F_f la F_f' , care este aproximativ de trei ori mai mică decât forța de frecare medie a saboților pe roți.

Este deci clar că atunci când începe patinarea, coeficientul de aderență transformându-se în coeficient de frecare, efectul frecării se va reduce simțitor. Pe de altă parte, prin alunecarea roților pe șine se vor forma pe suprafața de rulare locuri plane, care sunt dăunătoare atât pentru materialul rulant, cât și pentru cale.

În această situație, alegerea justă a valorilor coeficientului de frânare va duce, pe de o parte la mărirea forței de frânare până la limita aderenței, iar pe de altă parte la evitarea patinării [2].

Deoarece coeficientul de frânare este în funcție de μ_a și μ_s , și cum aceștia depind de viteză, rezultă că pentru fiecare viteză de mers se va obține o anumită valoare pentru δ_s . Cu cât viteza este mai mare, cu atât și valoarea lui δ_s va trebui să fie mai mare pentru a utiliza la maxim aderența.

Prin urmare dacă se va construi timonerie de frână astfel încât să dea o forță pe sabot care în raport cu sarcina pe roată să ducă la un coeficient de frânare

corespunzător unei viteze mai mici decât v , vehiculul va fi expus patinării, iar la viteze mai mari decât v vehiculul va fi frânat mai slab.

De aceea, pentru evitarea patinării s-a căutat să se adopte pentru coeficientul de frânare δ valori corespunzătoare vitezelor la care patinările nu sunt periculoase. Aceste viteze sunt cuprinse între 8 și 20 km/h, pentru care valorile lui μ_a și μ_s sunt : $\mu_a = 0,24$, iar $\mu_s = 0,30 \dots 0,27$.

$$\text{Dacă } \delta_s = \frac{P_s}{Q} = \frac{\mu_a}{\mu_s} = 0,8 \dots 0,9 \text{ atunci } P_s = (0,8 \dots 0,9) \cdot Q \quad (11)$$

Pe această bază, la majoritatea vehiculelor de cale ferată s-a limitat forța pe sabot în medie de 85% din sarcina pe roată. La vagoanele echipate cu frână disc forța de apăsare este limitată de presiunea specifică la care se produce sfărămarea garniturii de frecare de circa 5-6 daN/cm² (500-600 kPa). Pentru $\mu_{d \text{ mediu}} = 0,35$ și $\mu_a = 0,15$, se obține coeficientul de frecare pentru frâna disc $\delta_d = 0,30$ [2].

3.4. Frânarea în funcție de viteză

Cunoscând valoarea forței pe sabot, care rămâne constantă tot timpul procesului de frânare, se poate determina variația forței de frânare în funcție de viteză cu ajutorul relației:

$$F_f = \mu_a \cdot P_s$$

Deoarece valoarea forței pe sabot este calculată în limitele aderenței, pentru $v = 8 \dots 20$ km/h în scopul de a evita patinarea, rezultă că forța de frânare la viteze mai mari va avea aceeași variație ca și variația coeficientului de frecare.

Pentru că forța de frânare la frâna cu saboți să rămână în limitele aderenței, va trebui ca forța pe sabot să fie majorată astfel încât să compenseze scăderea coeficientului de frecare μ_s față de valoarea coeficientului de aderență μ_a .

Într-adevăr, dacă se exprimă forța de frânare în funcție de coeficientul de aderență se obține :

$$F_f = \mu_s \cdot P_s = \mu_a \cdot Q$$

sau

$$\frac{F_f}{\mu_a} = \frac{\mu_s \cdot P_s}{\mu_a}$$

de unde :

$$F_f = \mu_a \cdot \frac{P_s}{\frac{\mu_a}{\mu_s}} = \mu_a \cdot \frac{P_s}{\delta_s} \quad (12)$$

În concluzie, forța de frânare va rămâne în limitele maxime ale aderenței numai dacă forța pe sabot va fi majorată astfel încât raportul dintre P_s și δ_s să

rămână constant. În acest caz, variația forței pe sabot trebuie să fie ca și variația raportului dintre μ_a și μ_s .

De exemplu :

La viteza $v = 100$ km/h, când se obține $\mu_a = 0,16$ și $\mu_s = 0,107$ rezultă :

$$\delta_s = \frac{\mu_a}{\mu_s} = \frac{0,16}{0,107} = 1,50$$

În acest caz, forța de frânare corespunzătoare vitezei de circulație de 100 km/h va fi în limitele maxime ale aderenței numai dacă forța pe sabot va fi majorată de la 85 %, față de sarcina pe roată, la 150 %. Notând această majorare cu ΔP_s , rezultă că forța totală pe sabot va fi :

$$P_s + \Delta P_s$$

Însă deoarece coeficientul de frecare μ_s crește pe măsură ce viteza scade, va trebui ca în aceeași măsură să se reducă și surplusul de forță ΔP_s , pentru a evita patinarea .

Variația automată a forței pe sabot în funcție de viteză, respectiv creșterea sau descreșterea forței P_s , se obține pe baza variației de presiune în cilindrul de frână, care se realizează cu ajutorul unor aparate speciale montate în instalația de frână. Deoarece aceste aparate sunt destul de complicate, rezultă că nu este rentabil să se aplice acestea decât la vehicule cu regim de funcționare la viteze mari, adică la trenurile accelerate și rapide [2].

Acest sistem de reglare automată a forței de frânare în funcție de viteză este adoptat și la vehiculele pentru accelerate și rapide din parcul CFR care realizează, la viteze de peste 100 km/h, un procent de frânare de aproximativ 130 %, fiind apoi redus automat la 85 % când viteza a scăzut la 55 km/h.

Prin prezența acestui sistem de reglare automată a forței pe sabot se deosebește esențial frâna trenurilor accelerate și rapide de frâna trenurilor de marfă și persoane.

3.5. Frânarea în funcție de încărcătură la frâna cu saboți

Forța pe saboți calculată în condițiile arătate mai sus reprezintă în medie 85% din sarcina pe roată. În această situație pe întreg vagonul coeficientul de frânare δ_s va fi:

$$\delta_s = \frac{\sum P_s}{Q} = 0,85 \quad (13)$$

în care :

- Q reprezintă sarcina pe roți compusă din greutatea proprie a vagonului și încărcătură;
- $\sum P_s$ reprezintă suma forțelor pe saboții pentru întreg vehiculul.

Notând cu T greutatea proprie a vagonului (tara) și cu G încărcătura din vagon, vom avea :

$$\delta_S = \frac{\sum P_S}{T + G} \quad (14)$$

de unde rezultă că forța pe sabot este în funcție de tara vagonului și de încărcătură.

La vagoanele obișnuite de călători, greutatea încărcăturii în raport cu tara vagonului este destul de mică, încât poate fi neglijată la calculul frânării. La aceste vagoane suma forțelor pe sabot va fi calculată în limita lui 85 % din tară [9].

Dimpotrivă, la vagoanele de marfă, unde greutatea încărcăturii este mult mai mare decât greutatea proprie a vagonului, forța pe saboți va trebui să fie proporțională cu încărcătura. Pentru realizarea acestei proporționalități frâna vagoanelor de marfă posedă dispozitive speciale care permit frânarea funcție de greutatea încărcăturii. Există două feluri de schimbătoare: schimbătorul mecanic gol-încărcat cu acționare manuală și schimbătorul automat de frânare proporțională cu încărcătura.

Variația coeficientului de frânare în cazul schimbătorului de frână mecanic gol-încărcat cu acționare manuală, în două trepte, se utilizează la marea majoritate a frânelor vagoanelor de marfă din parcul CFR și pentru schimbătorul automat de frânare proporțională cu încărcătura [9].

Suma forțelor pe saboți $\sum P_{S1}$ în cazul vagonului gol se va deduce din relația :

$$\delta_1 = \frac{\sum P_{S1}}{T} = 0,85 \quad (15)$$

Pe măsură ce se încarcă vagonul, coeficientul de frânare se va reduce, având o variație hiperbolică, dată de ecuația:

$$\delta_x = \frac{\sum P_{S1}}{T + G_x} \quad (16)$$

în care :

- T este tara vagonului;
- G_x este încărcătura din vagon la un moment dat.

La schimbătorul gol-încărcat cu acționare manuală, majoritatea forței pe saboți în funcție de încărcătură nu este posibilă decât după o anumită încărcătură, care se alege astfel încât coeficientul de frânare să nu scadă sub 50 %.

În acest caz valoarea minimă a coeficientului de frânare va fi:

$$\delta_2 = \frac{\sum P_{S1}}{T + G_{\min}} = 0,50 \quad (17)$$

Atât timp cât sarcina pe roți este cuprinsă între T și G_{\min} frâna va fi în regim gol, suma forțelor de frânare pentru vagonul gol va fi dată de relația :

$$\Sigma P_{f_{gol}} = \mu S \cdot \Sigma P_{S1} \quad (18)$$

După realizarea unei sarcini pe roți egală cu $T + G_{min}$ numită și greutate de comutare, se poate comuta frâna de la gol la încărcat, după care se majorează din nou forța pe saboți la 85 % din sarcina pe roți. Suma forțelor pe saboți în acest caz se va deduce din relația:

$$\delta_3 = \frac{\Sigma P_{S2}}{T + G_{min}} = \frac{\Sigma P_{S2}}{U} = 0,85 \quad (19)$$

în care U reprezintă greutatea de comutare, respectiv sarcina minimă pe osii, la care se trece de la regimul de frânare "gol" la regimul de frânare „încărcat”.

Pentru restul încărcăturilor coeficientul de frânare se va reduce din nou la valoarea dată de relația:

$$\delta_4 = \frac{\Sigma \cdot \Sigma P_{S2}}{T + G_{max}} = \frac{\Sigma P_{S2}}{U} \quad (20)$$

care, de asemenea, se recomandă să nu scadă sub 50 %.

Suma forțelor de frânare în regim încărcat va fi dată de relația :

$$\Sigma F_{finc} = \mu S \cdot \Sigma P_{S2} \quad (21)$$

Acest sistem de frânare a încărcăturii prezintă dezavantajul că forța de frânare nu este proporțională cu încărcătura. Procentul maxim de frânare are loc atunci când vagonul este gol sau atunci când vagonul este încărcat la greutatea de comutare. Pentru restul încărcăturilor intermediare vagonul este frânat mai puțin.

Pentru a evita aceste neajunsuri s-au realizat dispozitive de frânare automată și proporțională a încărcăturii. Coeficientul de frânare în acest caz este crescător pe tot domeniul de încărcare al vagonului [9].

4. CONTRIBUȚII PRIVIND STUDIUL COMPORTĂRII MECANICE

4.1. Analiza stării de tensiune – presiune de contact cu alunecare

4.1.1. Metoda elementului finit pentru studierea stării de tensiune și deformații

Metoda elementului finit a apărut ca o necesitate de a studia starea de tensiune și deformație pentru structuri de mare complexitate geometrică, pentru care calculul se face mai ușor în cazul în care întregul corp se împarte în domenii mai simple. Datorită caracterului de generalitate al acestei metode, ea s-a extins cu rapiditate aproape în toate domeniile calculului ingineresc, care au la bază metodele fizico-matematice de calcul. Deși numele metodei elementului finit a fost introdus recent, conceptul a fost utilizat acum câteva secole în urmă. De exemplu, matematicienii din antichitate au aflat circumferința cercului aproximându-l ca pe un poligon.

Aplicarea metodei elementului finit sub forma actuală își are începuturile în fundamentarea următoarelor metode și teorii cu aplicații deosebite în inginerie:

- metoda reziduurilor ponderate (Gauss 1795, Galerkin 1915, Biezeno-Koch 1923);
- metode variaționale (Rayleigh 1870, Ritz 1909);
- diferențe finite (Richardson 1910, Liebman 1918, Southwell 1940);
- diferențe finite variaționale (Varga 1962);
- testarea continuității funcțiilor pe subdomenii (Courant 1947, Prager-Synger 1947);
- rezoluția prin analogie structurală (Hreikoff 1941, McHenry 1943, Mewark 1949);
- discretizarea în elemente finite a mediilor continue (Argyris 1959, Turner, Clough, Martin și Tropp 1956);
- introducerea noțiunii de element finit (Clough 1960).

Se poate spune că metoda elementului finit așa cum se cunoaște astăzi a fost prezentată în 1956 de către Turner, Clough, Martin și Tropp într-o lucrare în care prezintă aplicarea elementelor finite simple (bare cu articulații și plăci triunghiulare cu sarcini aplicate în plan) pentru analiza structurii aparatelor de zbor, fiind considerată una din contribuțiile cheie în dezvoltarea metodei elementului finit [26].

Noțiunea de *element finit* a apărut pentru prima dată în lucrarea lui R. W. Clough în anul 1960, intitulată „Elementul finit în analiza stărilor plane de tensiune”. Zienkiewicz și Cheung au dat o interpretare largă metodei elementului finit și practic semnaleză aplicabilitatea ei la orice problemă inginerescă. Cu această interpretare generală a metodei elementului finit, s-a constatat că, de fapt, și ecuațiile metodei elementului finit pot fi, de asemenea, obținute folosind metoda reziduurilor ponderate, cum este, de exemplu, metoda Galerkin sau abordarea prin metoda celor mai mici pătrate. Toate acestea au condus la un interes larg răspândit printre

specialiști în matematică aplicată în aplicarea metodei elementului finit pentru rezolvarea problemelor liniare și neliniare. De-a lungul anilor au fost publicate diferite lucrări la conferințe și cărți referitoare la această metodă [28].

Calculatoarele numerice au asigurat mijloace rapide de efectuare a unui volum mare de calcule implicate în analiza cu elemente finite și a făcut, practic, ca metoda să fie aplicabilă. Se poate spune că metoda elementelor finite fără utilizarea calculatoarelor numerice de mare capacitate nu ar fi viabilă. O dată cu dezvoltarea calculatoarelor digitale de mare viteză, aplicarea metodei elementului finit a progresat cu o viteză impresionant de mare.

4.1.1.1. Noțiuni de bază în formularea metodei elementului finit

Metoda elementului finit sau analiza cu element finit se bazează pe conceptul construirii obiectelor complicate din obiecte mai simple sau divizarea obiectelor complicate în obiecte mai simple pentru care se pot aplica scheme de calcul cunoscute.

În multe situații aparatul matematic existent nu este suficient pentru găsirea soluției exacte, uneori chiar a unei soluții aproximative, pentru majoritatea problemelor practice. Ideea de bază în metoda elementului finit este de a găsi soluția unei probleme complicate, înlocuind-o prin una mai simplă.

În rezolvarea problemelor complexe pentru care soluțiile analitice sunt dificile prin aparatul matematic existent, sunt cunoscute două direcții de rezolvare aproximativă :

1. Utilizarea unor metode aproximative de rezolvare a ecuațiilor diferențiale pentru un model de calcul exact. Acest lucru se poate face astfel:
 - Se neglijează termenii de importanță secundară care permit în continuare rezolvarea exactă;
 - Se aplică metodele numerice în rezolvarea sistemului de ecuații diferențiale. Metoda diferențelor finite este foarte eficientă în obținerea rapidă a unor soluții acceptabile.
2. Utilizarea unor metode exacte de rezolvare aplicate unor modele de calcul aproximative, care se pot obține prin acceptarea unor ipoteze simplificatoare privind cea mai probabilă configurație a deplasărilor care respectă condițiile pe contur. După gradul de generalitate al ipotezelor folosite, se disting două categorii de ipoteze:
 - Ipoteze cu caracter general aplicabile întregului corp, dintre care se poate aminti ipoteza secțiunilor plane și normale (ipoteza lui Bernoulli aplicabilă în teoria barelor), ipoteza lui Kirckoff, aplicabilă în teoria plăcilor subțiri, ipoteza nedeformabilității conturului, etc.
 - Ipoteze cu caracter local, valabile pentru porțiuni mai mici sau subdomenii, componente ale unei entități complexe. Ipotezele acceptabile trebuie să asigure continuitatea dintre subdomenii. Metoda elementelor finite folosește ipoteze cu caracter local în elaborarea modelului aproximativ de calcul.

Metoda elementelor finite a apărut ca o consecință a necesității de a calcula structuri de rezistență complexe pentru care modelele analitice de calcul nu sunt operabile. Ideea de bază este aceea că în cazul în care structura se împarte în mai multe părți numite „elemente finite”, pentru fiecare dintre acestea se pot aplica teoriile de calcul corespunzătoare schematizării adoptate (teoria de placă, bară sau masiv). Împărțirea întregului în părți de dimensiuni mai mici, operație care poartă denumirea consacrată de „discretizare” va avea drept efect obținerea de forme

simple pentru elementele finite componente ale structurii. Modelul de calcul utilizat în analiza cu elemente finite este un model aproximativ, obținut prin asamblarea elementelor finite componente, ținând cont de geometria structurii. Conectarea elementelor finite se realizează numai în anumite puncte numite puncte nodale sau „noduri”. Nodurile reprezintă punctele de intersecție ale liniilor de contur rectilinii sau curbe ale elementelor finite. Elementele finite pot fi uni-, bi- sau tridimensionale, în funcție de geometria structurii pe care o modelează [26].

Nodurile sunt plasate, de obicei, pe contururile elementului unde elementele adiacente sunt conectate între ele. Deoarece variația reală a variabilei de câmp (ca deplasarea, tensiunea, temperatura, presiunea sau viteza) în interiorul continuului nu este cunoscută, se admite că variația variabilei de câmp pe domeniul unui element finit poate fi aproximată printr-o funcție simplă. Aceste funcții de aproximare (numite modele de interpolare) sunt definite în funcție de valorile variabilelor de câmp în noduri [28].

Caracterul aproximativ al metodei elementului finit rezultă ca urmare a faptului că geometria reală este întotdeauna înlocuită cu o rețea de elemente finite care urmărește forma reală, dar nu o poate reda cu exactitate decât numai pentru anumite geometrii particulare, datorită numărului finit de elemente, iar mărimile necunoscute ale problemei sunt calculate numai în nodurile structurii. Rezultă de aici concluzia că precizia de calcul crește o dată cu creșterea numărului de elemente finite. Continuitatea rezultatelor obținute depinde de caracterul de continuitate pe care funcțiile de aproximare trebuie să-l asigure la nivelul zonelor interelemente.

Formularea metodei elementului finit se bazează pe exprimarea condițiilor de extrem pe care unele mărimi care intervin în fenomenul studiat trebuie să le satisfacă. Metoda elementelor finite este o metodă cu un vast domeniu de aplicabilitate care se bucură de avantajul unei formulări relativ simple. Caracterul de generalitate al metodei îi conferă avantajul de a se adapta cu modificări simple celor mai complexe și variate probleme cum sunt problemele liniare și neliniare, solicitări de contact, probleme de mecanica ruperii, grupate în cele trei tipuri de probleme: probleme de echilibru, probleme de valori proprii și probleme de propagare.

4.1.1.2. Etape în aplicarea metodei elementelor finite

Aplicarea metodei elementului finit presupune parcurgerea următoarelor etape :

1. *Studiul structurii* în vederea alegerii unui model de calcul și a tipurilor de elemente finite adecvate care să reproducă cât mai fidel starea reală de tensiune și deformație. Alegerea tipurilor de elemente finite trebuie să se facă în concordanță cu precizia și calitatea rezultatelor pe care se doresc a se obține.
2. *Discretizarea structurii* trebuie să se facă de așa manieră încât în zonele de interes cum de exemplu sunt zonele cu concentratori de tensiune sau în alte zone în care dorim un calcul cât mai exact, dimensiunile elementelor finite să fie cât mai mici. Trecerea de la zonele cu elemente finite de dimensiuni mici la elementele finite cu dimensiuni mari trebuie să se facă prin intermediul elementelor finite de trecere progresive în scopul eliminării distorsiunilor care se produc la trecerile bruște.

La alegerea modului de discretizare se va în vedere ca elementele finite să nu fie distorsionate. Se recomandă ca raportul dintre lungimile laturilor să fie apropiat de 1, iar în plus cazul elementelor finite de tip patrulater sau hexaedre se va avea în vedere ca unghiurile dintre laturi să fie apropiate de 90°. Distorsiunile

care intervin în geometria elementelor finite pot conduce la distorsiuni severe ale rezultatelor obținute.

Pentru majoritatea programelor de analiză cu elemente finite există module de preprocesare a datelor de intrare cu ajutorul cărora se pot face discretizări parametrice sau automate. Și în aceste cazuri verificarea configurației elementelor finite folosite reprezintă o etapă importantă în rezolvarea cu erori minime a analizei propuse.

3. *Studiul elementelor finite* în vederea constituirii ecuațiilor elementelor finite. Aceste ecuații care descriu comportarea mediului în cuprinsul unui element poartă denumirea de ecuații elementale. Necunoscute în aceste ecuații sunt gradele de libertate impuse pentru tipul de element utilizat. Constituirea ecuațiilor elementale se poate face în mai multe moduri, în funcție de categoria din care face parte problema studiată.

- Metoda directă, a cărei aplicare este sugerată de metoda deplasărilor. Este o metodă simplă, intuitivă și ușor de aplicat, dar utilizarea ei se poate face doar la calculul structurilor alcătuite din bare. În cazul structurilor de rezistență se ajunge la un sistem de ecuații de forma:

$$\{P_e\} = [K_e] \{U_{(e)}\} \quad (22)$$

unde:

$[K_e]$ reprezintă matricea caracteristicilor fizico-geometrice a elementului finit, cunoscută sub denumirea de matricea de rigiditate a elementului. Această matrice se bucură de proprietăți speciale dintre care se poate aminti faptul că este matrice pătrată, simetrică în raport cu diagonala principală. Diagonala principală conține numai elemente pozitive.

$\{U_{(e)}\}$ este o matrice coloană și reprezintă vectorul deplasărilor nodale necunoscute pentru elementul finit.

$\{P_e\}$ este o matrice coloană și reprezintă vectorul forțelor nodale generalizate ale elementului finit.

- Metode variaționale – sunt cele mai utilizate în analiza cu elemente finite a problemelor mecanice și termice. Dintre acestea se poate aminti principiul lucrului mecanic virtual și teorema minimului energiei interne de deformație.
 - Metoda reziduurilor este o metodă generală, care se folosește în cazul în care metodele variaționale nu pot fi aplicate. Metoda reziduurilor permite o abordare unitară a problemelor liniare și neliniare, de propagare și de valori proprii. În cadrul acestei metode se înlocuiește criteriul de minimizare a energiei interne de deformație cu minimizarea reziduului.
 - Formularea pe baza bilanțului energetic prin utilizarea primei legi a termodinamicii. Această formulare permite abordarea problemelor specifice mecanicii mediilor continue în domeniul liniar și neliniar, ale câmpurilor electromagnetice, ale câmpurilor termice, etc.
4. *Transformarea matricelor de rigiditate* a elementelor din sistemul de coordonate local în sistemul de coordonate global al structurii.
 5. *Asamblarea ecuațiilor elementale* în sistemul de ecuații atașat structurii sau asamblarea elementelor finite. În cadrul acestei etape se impune condiția ca funcțiile necunoscute ale problemei să aibă aceleași valori în nodurile comune.

Asamblarea ecuațiilor elementale constă, de fapt, în asamblarea matricilor de rigiditate $[K_e]$ ale elementelor finite în matricea de rigiditate $[K_g]$ a structurii și a vectorilor forțelor nodale generalizate $\{P_e\}$ în vectorul forțelor nodale generalizate $\{P_g\}$ pentru întreaga structură.

În urma operației de asamblare se obține un sistem de ecuații de forma:

$$\{P_g\} = [K_g] \{U_g\} \quad (23)$$

unde $\{U_g\}$ reprezintă vectorul funcțiilor necunoscute pentru întreaga structură.

Rezolvarea problemei se face luându-se în considerare condițiile pe contur. Cum anumite deplasări sunt cunoscute în conformitate cu modul de rezemare al structurii și de asemenea, anumite forțe din noduri sunt date, numărul total de necunoscute ale problemei se vor reduce corespunzător. Rezultă un sistem redus de ecuații de forma:

$$\{P_r\} = [K_r] \{U_r\} \quad (24)$$

În acest sistem de ecuații matricea de rigiditate redusă $[K_r]$ se obține prin suprimarea în matricea de rigiditate $[K_g]$ a acestor linii și coloane corespunzătoare gradelor de libertate pentru care deplasările sunt nule, în conformitate cu modul de rezemare al întregii structuri. Matricea de rigiditate $[K_r]$ a structurii se bucură de aceleași proprietăți ca și matricea de rigiditate $[K_e]$ și este o matrice a căror elemente sunt dispuse în jurul diagonalei principale, celelalte elemente fiind nule. Această ultimă proprietate facilitează operația de inversare a ei cu necesități minime de memorie.

6. *Rezolvarea sistemului de ecuații (3)* se face prin unul din procedeele numerice cunoscute (metoda Gauss, metoda iterativă Jacobi, metoda Gauss-Siedel și metoda relaxării). În acest mod se determină necunoscutele principale ale problemei, care sunt, de fapt, valorile gradelor de libertate din noduri.

7. *Calculul necunoscutelor secundare* ale problemei care, în cazul structurilor de rezistență sunt deformațiile specifice ε , γ și componentele σ , τ ale tensorului tensiunii.

Programele profesionale moderne de analiză cu elemente finite sunt prevăzute cu module de postprocesare a datelor de ieșire, etapă în care se realizează o prelucrare superioară a mărimilor care caracterizează starea de tensiune și deformație a corpului.

4.1.1.3. Fundamente în probleme de transfer de căldură

Acestă parte a subcapitolului se ocupă cu problema transferului termic de căldură în 2D care este determinată de către ecuația (25):

$$D_x \frac{\partial^2 T}{\partial x^2} + D_y \frac{\partial^2 T}{\partial y^2} - gT + q = 0 \quad (25)$$

Să presupunem că domeniul problemă este divizat în elemente iar pentru un singur element rezultatul poate fi obținut cu metoda lui Galerkin:

$$R^{(e)} = -\int_{A_e} N^T \left(D_x \frac{\partial^2 T^h}{\partial x^2} + D_y \frac{\partial^2 T^h}{\partial y^2} - g T^h + q \right) dA \quad (26)$$

$D_x = k_x m$, $D_y = k_y m$, k -coeficient de conductivitate termică, m -grosimea stratului, h - coeficient de convecție termică, $g = 2h$. Observăm că semnul (-) este adăugat reziduului în special de conveniență. Integrala (26) trebuie să fie evaluată ca să obținem matricea element. În cazul 1D integrala este evaluată pe componente, dar în cazul 2D avem nevoie de teorema divergențelor lui Gauss. Utilizând produsul pentru prima diferențiere următoarea expresie poate fi obținută:

$$\frac{\partial}{\partial x} \left(N^T \frac{\partial T}{\partial x} \right) = N^T \frac{\partial^2 T}{\partial x^2} + \frac{\partial N^T}{\partial x} \frac{\partial T}{\partial x} \quad (27)$$

Prima integrală a ecuației (26) poate fi obținută:

$$-\int_{A_e} N^T D_x \frac{\partial^2 T}{\partial x^2} dA = -\int_{A_e} D_x \frac{\partial}{\partial x} \left(N^T \frac{\partial T}{\partial x} \right) dA + \int_{A_e} D_x \frac{\partial N^T}{\partial x} \frac{\partial T}{\partial x} dA \quad (28)$$

unde A_e este suprafața elementului. Teorema divergenței lui Gauss poate fi explicată matematic pentru acest caz după cum urmează:

$$\int_{A_e} \frac{\partial}{\partial x} \left(N^T \frac{\partial T}{\partial x} \right) dA = \int_{\Gamma_e} N^T \frac{\partial T}{\partial x} \cos \theta d\Gamma \quad (29)$$

unde θ este unghiul dintre normala exterioară de pe conturul Γ_e elementului cu respectarea axelor coordonate.

Ecuția 29 este astfel înlocuită în ecuația 28 și se obține următoarea ecuație 30:

$$-\int_{A_e} N^T D_x \frac{\partial^2 T}{\partial x^2} dA = -\int_{\Gamma_e} D_x N^T \frac{\partial T}{\partial x} \cos \theta d\Gamma + \int_{A_e} D_x \frac{\partial N^T}{\partial x} \frac{\partial T}{\partial x} dA \quad (30)$$

În același mod se obține și a doua integrală din ecuația 26 astfel:

$$-\int_{A_e} N^T D_y \frac{\partial^2 T}{\partial y^2} dA = -\int_{\Gamma_e} D_y N^T \frac{\partial T}{\partial y} \cos \theta d\Gamma + \int_{A_e} D_y \frac{\partial N^T}{\partial y} \frac{\partial T}{\partial y} dA \quad (31)$$

Cele două integrale 30 și 31 sunt înlocuite în reziduul din ecuația 26 din care să rezulte ecuația 32:

$$R^{(e)} = -\int_{\Gamma_e} N^T \left(D_x \frac{\partial^2 T^h}{\partial x^2} \cos \theta + D_y \frac{\partial^2 T^h}{\partial y^2} \sin \theta \right) d\Gamma + \int_{A_e} \left(D_x \frac{\partial N^T}{\partial x} \frac{\partial T^h}{\partial x} + D_y \frac{\partial N^T}{\partial y} \frac{\partial T^h}{\partial y} \right) dA + \int_{A_e} g N^T T^h dA - \int_{A_e} q N^T dA \quad (32)$$

Câmpul variabil T este acum interpolat din variabilele nodale de către forma funcției $T^h(x) = N(x)T^e$ care este apoi înlocuită în relația 32 și rezultă :

$$\begin{aligned}
 R^{(e)} = & -\int_{\Gamma_e} N^T \left(D_x \frac{\partial T^h}{\partial x} \cos \theta + D_y \frac{\partial T^h}{\partial y} \sin \theta \right) d\Gamma + \left(\int_{A_e} \left(D_x \frac{\partial N^T}{\partial x} \frac{\partial N}{\partial x} + D_y \frac{\partial N^T}{\partial y} \frac{\partial N}{\partial y} \right) dA \right) T^e \\
 & + \left(\int_{A_e} g N^T N dA \right) T^e - \int_{A_e} q N^T dA
 \end{aligned} \quad (33)$$

Sau în forma matricei

$$R^{(e)} = b^{(e)} + [k_D^{(e)} + k_g^{(e)}] T^{(e)} - f_q^{(e)} \quad (34)$$

Unde:

$$b^{(e)} = -\int_{\Gamma_e} N^T \left(D_x \frac{\partial T^h}{\partial x} \cos \theta + D_y \frac{\partial T^h}{\partial y} \sin \theta \right) d\Gamma \quad (35)$$

$$k_D^{(e)} = \int_{A_e} \left(D_x \frac{\partial N^T}{\partial x} \frac{\partial N}{\partial x} + D_y \frac{\partial N^T}{\partial y} \frac{\partial N}{\partial y} \right) dA \quad (36)$$

$$k_g^{(e)} = \int_{A_e} g N^T N dA \quad (37)$$

$$f_q^{(e)} = \int_{A_e} q N^T dA \quad (38)$$

Identic cu cazul 1D vectorul $b^{(e)}$ este redat de derivatele temperaturii (fluxul de căldură) pe limitele elementului. În continuare vom analiza ecuațiile 36 și 39.

Integrala din ecuația 36 poate fi rescrisă în formă matriceală prin definirea lui D

$$D = \begin{bmatrix} D_x & 0 \\ 0 & D_y \end{bmatrix} \quad (39)$$

și a vectorului gradient

$$\nabla T = \begin{bmatrix} \frac{\partial T}{\partial x} \\ \frac{\partial T}{\partial y} \end{bmatrix} = \begin{bmatrix} \frac{\partial N}{\partial x} \\ \frac{\partial N}{\partial y} \end{bmatrix} T^{(e)} = B T^{(e)} \quad (40)$$

Unde B în matricea finală este dată de :

$$B = \begin{bmatrix} \frac{\partial N}{\partial x} \\ \frac{\partial N}{\partial y} \end{bmatrix} = \begin{bmatrix} \frac{\partial N_1}{\partial x} & \frac{\partial N_2}{\partial x} & \dots & \frac{\partial N_{nd}}{\partial x} \\ \frac{\partial N_1}{\partial y} & \frac{\partial N_2}{\partial y} & \dots & \frac{\partial N_{nd}}{\partial y} \end{bmatrix} \quad (41)$$

Observând că pentru a obține 41 este utilizată forma funcției

$N = [N_1 \ N_2 \ \dots \ N_{n_d}]$ unde N_i este forma funcției pentru x și y iar n_d este numărul de noduri a elementului.

Utilizând ecuațiile 39, 40 și 41 poate fi ușor verificată astfel:

$$B^T DB = D_x \frac{\partial N^T}{\partial x} \frac{\partial N}{\partial x} + D_y \frac{\partial N^T}{\partial y} \frac{\partial N}{\partial y} \quad (42)$$

Prin urmare elementul general al matricei pentru 2D este dat de ecuația:

$$k_D^{(e)} = \int_{A_e} B^T DB dA \quad (43)$$

Care este exact la fel cu ecuația care se obține utilizând principiul lui Hamilton excepție făcând matricea de elasticitate care este înlocuită cu matricea conductivității căldurii. Observăm că ecuația 37 $k_g^{(e)}$ este matricea convecției termice aceeași cu matricea dată pe problema mecanică. Observăm din nou că formulările date de Galerkin sunt la fel cu setul de ecuații care exprimă principiul energiei.

Elemente triunghiulare

Utilizând forma funcției elementului triunghiular câmpul funcției temperaturii T poate fi interpolat după cum urmează:

$$T^{(e)} = NT^{(e)} = [N_1 \ N_2 \ N_3] \begin{Bmatrix} T_1 \\ T_2 \\ T_3 \end{Bmatrix} \quad (44)$$

Unde N_i $i=(1,2,3)$ sunt trei forme ale funcției și T_i sunt valorile nodale ale temperaturii în cele trei puncte ale elementului triunghiular.

Observăm că matricea B este constantă pentru elementul triunghiular.

Utilizând ecuația 43 $k_D^{(e)}$ poate fi evaluată cu ușurință ca o integrală dacă ar fi o matrice constantă adică constantele materialului D_x și D_y nu-și schimbă nici un element:

$$k_D^{(e)} = \int_{A_e} B^T DB dA = B^T DB \int_{A_e} dA = B^T DB A_e \quad (45)$$

Extinzând matricea conductivității termice obținem:

$$k_D^{(e)} = \frac{D_x}{4A} \begin{bmatrix} b_i^2 & b_i b_j & b_i b_k \\ b_i b_j & b_j^2 & b_j b_k \\ b_i b_k & b_j b_k & b_k^2 \end{bmatrix} + \frac{D_y}{4A} \begin{bmatrix} c_i^2 & c_i c_j & c_i c_k \\ c_i c_j & c_j^2 & c_j c_k \\ c_i c_k & c_j c_k & c_k^2 \end{bmatrix} \quad (46)$$

Este de observat că matricea este simetrică.

Matricea $k_g^{(e)}$ definită prin ecuația 37 poate fi evaluată ca și:

$$\begin{aligned} k_g^{(e)} &= \int_{A_e} g N^T N dA = g \int_{A_e} \begin{Bmatrix} N_1 \\ N_2 \\ N_3 \end{Bmatrix} [N_1 \ N_2 \ N_3] dA \\ &= g \int_{A_e} \begin{bmatrix} N_1^2 & N_1 N_2 & N_1 N_3 \\ N_1 N_2 & N_2^2 & N_2 N_3 \\ N_1 N_3 & N_2 N_3 & N_3^2 \end{bmatrix} dA \end{aligned} \quad (47)$$

Integrala 47 este realizată utilizând formule factoriale și faptul că coordonatele suprafeței sunt la fel cu forma funcției. De exemplu:

$$\int_{A_e} N_1 N_2 dA = \int_{A_e} L_1^1 L_2^1 L_3^0 dA = \frac{1!1!0!}{(1+1+0+2)!} 2A = \frac{1}{4 \times 3 \times 2 \times 1} 2A = \frac{A}{12} \quad (48)$$

Utilizând coordonatele suprafeței și forma factorială, matricea $k_g^{(e)}$ este:

$$k_g^{(e)} = \frac{gA}{12} \begin{bmatrix} 2 & 1 & 1 \\ 1 & 2 & 1 \\ 1 & 1 & 2 \end{bmatrix} \quad (49)$$

Elementele forței vectorului $f_q^{(e)}$ definit în ecuația 38 include de asemenea integrala formei funcțiilor și poate de asemenea să fie obținută de formule factoriale:

$$f_q^{(e)} = \int_{A_e} q N^T dA = q \int_{A_e} \begin{Bmatrix} N_i \\ N_j \\ N_k \end{Bmatrix} dA = q \int_{A_e} \begin{Bmatrix} L_1 \\ L_2 \\ L_3 \end{Bmatrix} dA = \frac{qA}{3} \begin{Bmatrix} 1 \\ 1 \\ 1 \end{Bmatrix} \quad (50)$$

Este de presupus că q este constant în interiorul elementului. Valoarea q_A este egală în cele trei noduri ale elementului.

Elemente dreptunghiulare

Considerăm acum patru noduri iar câmpul funcției q este interpolat după cum urmează:

$$q^{(e)} = Nq^{(e)} = [N_1 \ N_2 \ N_3 \ N_4] \begin{Bmatrix} q_1 \\ q_2 \\ q_3 \\ q_4 \end{Bmatrix} \quad (51)$$

Observăm că pentru elementul dreptunghiular sistemul de coordonate obișnuit se folosește ca și în problemele mecanice.

Utilizând ecuația 43 putem evalua $k_D^{(e)}$

$$k_D^{(e)} = \int_{A_e} B^T D B dA = \int_{-1}^{+1} \int_{-1}^{+1} ab B^T D B d\xi d\eta$$

$$= \frac{D_x b}{6a} \begin{bmatrix} 2 & -2 & -1 & 1 \\ -2 & 2 & 1 & -1 \\ -1 & 1 & 2 & -2 \\ 1 & -1 & -2 & 2 \end{bmatrix} + \frac{D_y a}{6b} \begin{bmatrix} 2 & 1 & -1 & -2 \\ 1 & 2 & -2 & -1 \\ -1 & -2 & 2 & 1 \\ 1 & -1 & 1 & 2 \end{bmatrix} \quad (52)$$

Matricea $k_g^{(e)}$ poate fi evaluată

$$\begin{aligned} k_g^{(e)} &= \int_{A_e} g N^T N dA = \int_{-1}^{+1} \int_{-1}^{+1} abg N^T N d\xi d\eta \\ &= abg \int_{A_e} \begin{bmatrix} N_1^2 & N_1 N_2 & N_1 N_3 & N_1 N_4 \\ N_1 N_2 & N_2^2 & N_2 N_3 & N_2 N_4 \\ N_1 N_3 & N_2 N_3 & N_3^2 & N_3 N_4 \\ N_1 N_4 & N_2 N_4 & N_3 N_4 & N_4^2 \end{bmatrix} d\xi d\eta \end{aligned} \quad (53)$$

Care rezultă în

$$k_g^{(e)} = \frac{gA}{36} \begin{bmatrix} 4 & 2 & 1 & 2 \\ 2 & 4 & 2 & 1 \\ 1 & 2 & 4 & 2 \\ 2 & 1 & 2 & 4 \end{bmatrix} \quad (54)$$

Elementul vectorului $f_q^{(e)}$ definit în relația 38 include de asemenea integrala formei funcțiilor obținându-se:

$$f_q^{(e)} = \int_{A_e} q N^T dA = q \int_{A_e} \begin{Bmatrix} N_1 \\ N_2 \\ N_3 \\ N_4 \end{Bmatrix} dA = \frac{qA}{4} \begin{Bmatrix} 1 \\ 1 \\ 1 \\ 1 \end{Bmatrix} \quad (55)$$

Observăm că valoarea lui q este constantă în interiorul elementului.

În această parte a subcapitolului matricele k_D , k_g , f_q au fost evaluate cu exactitate și explicit pentru elemente dreptunghiulare. În practica ingierească, câteodată, sunt foarte rar folosite elementele dreptunghiulare în afară de cazul când geometria domeniului problemă este de asemenea dreptunghiulară. Foarte des, elementele patrulaterului cu patru noduri și patru laturi neparalele sunt utilizate pentru geometria domeniului problemă. Cu elementele patrulaterului este dificil să descrii forma explicită a matricelor element. Cu toate acestea, integralele sunt realizate în cele mai multe pachete de program comerciale utilizând integrale numerice.

4.1.2. Considerații asupra tensiunilor de contact

Determinarea rezistenței materialelor la solicitările provocate de presiunea de contact, constituie încă o problemă incomplet elucidată teoretic și experimental.

Numeroase cercetări teoretice au urmărit evaluarea tensiunilor și a deformațiilor în zonele comprimate local, studiul limitându-se inițial la deformările elastice și, în ultimul timp, extinzându-se și în domeniul deformărilor plastice [16].

Aplicând ecuațiile generale ale teoriei elasticității și metodele teoriei potențialului, H. Hertz stabilește în anumite condiții mărimea suprafeței de contact atinsă prin deformarea elastică la comprimarea locală sferă-plan.

Se admite că aria suprafeței de contact rămâne foarte redusă față de suprafața corpurilor respective, iar presiunile normale pe suprafața de contact prezintă o distribuție elipsoidă.

Suprafața de contact, provocată prin imprimarea elastică a unui corp sferic pe o suprafață plană, după Hertz este un cerc cu diametrul:

$$d = 1,8172 \left(\frac{1-\nu_1^2}{E_1} + \frac{1-\nu_2^2}{E_2} \right)^{1/3} \cdot (F \cdot R)^{1/3} \quad (56)$$

în care:

- ν_1 și ν_2 - sunt coeficienții lui Poisson, pentru materialul corpului sferic, respectiv a corpului plan;
- E_1 ; E_2 - modulele de elasticitate ale materialelor respective în MPa;
- F - forța de imprimare în MN;
- R - raza corpului sferic, în m.

Din această relație (56) rezultă:

$$F = 0,1666 \left(\frac{E_1}{1-\nu_1^2} + \frac{E_2}{1-\nu_2^2} \right) \cdot \frac{d^3}{R} \quad (57)$$

Relația (57) relevă o dependență între forța aplicată F și mărimea deformației produse d , de forma:

$$F = \varphi \cdot \frac{d^3}{R} \quad (57')$$

unde φ este o constantă specifică materialelor în contact.

Valabilitatea relației (57) este condiționată de Hertz de atingerea limitei de curgere σ_c a materialului, de presiunea maximă din dreptul centrului de contact p_0 dată de relația:

$$p_0 = 0,5784 \left(\frac{E_1}{1-\nu_1^2} + \frac{E_2}{1-\nu_2^2} \right)^{2/3} \cdot \left(\frac{F}{R^2} \right)^{1/3} \leq \sigma_c \quad (58)$$

respectiv pentru forța maximă de apăsare:

$$F_H \leq 5,1679 \left(\frac{1-\nu_1^2}{E_1} + \frac{1-\nu_2^2}{E_2} \right) \cdot R^2 \cdot \sigma_c^3 \quad (59)$$

Experiențele efectuate cu piese de sticlă, încă în cursul vieții lui Hertz și ulterior de F. Auerbach, au infirmat apariția unor deformații mai mari în centrul suprafeței de contact. Dimpotrivă, fisurarea a intervenit întotdeauna la marginea suprafeței de contact și numai în placa de sticlă.

Pentru explicarea acestei neconcordanțe experimentale, se extinde analiza stării de tensiune asupra întregii zone deformate elastic în cursul imprimării unei sfere într-o placă plană. Sunt indicate după M.T. Huber relațiile componentelor stării de tensiune $\sigma_x; \sigma_y; \sigma_z; \tau_{xy}$ în diverse puncte ale zonei deformate din placa plană, în funcție de poziția față de centrul suprafeței de contact: distanță radială r și nivelul z .

a. tensiunile într-un punct oarecare

$$\sigma_x = -p_0 \left\{ \frac{1-2\nu}{3} \cdot \frac{r^2}{\rho^2} \cdot \left[1 - \left(\frac{z}{\sqrt{u}} \right)^3 \right] + \frac{z}{\sqrt{u}} \cdot \left[2\nu + \frac{(1-\nu)u}{r^2+u} - (1+\nu) \frac{\sqrt{u}}{r} \operatorname{arctg} \frac{r}{\sqrt{u}} \right] \right\}$$

$$\sigma_y = -p_0 \left\{ \frac{1-2\nu}{3} \cdot \frac{r^2}{\rho^2} \cdot \left[1 - \left(\frac{z}{\sqrt{u}} \right)^3 \right] + \left(\frac{z}{\sqrt{u}} \right)^3 \cdot \frac{r^2 u}{u^2 + r^2 z^2} + \frac{z}{\sqrt{u}} \cdot \left[\frac{(1-\nu)u}{r^2+u} + (1+\nu) \frac{\sqrt{u}}{r} \operatorname{arctg} \frac{r}{\sqrt{u}} - 2 \right] \right\}$$

$$\sigma_z = p_0 \left(\frac{z}{\sqrt{u}} \right)^3 \cdot \frac{r^2 u}{u^2 + r^2 z^2}$$

$$\tau_{yx} = \tau_{xy} = -p_0 \cdot \frac{\rho z^2}{u^2 + r^2 z^2} \cdot \frac{r^2 \sqrt{u}}{r^2 + u}; \quad \tau_{yz} = \tau_{zy} = 0; \quad \tau_{xz} = \tau_{zx} = 0 .$$

În aceste relații s-a notat $\rho^2 = x^2 + y^2$; iar u este cea mai mare rădăcină a ecuației:

$$\frac{\rho^2}{r^2+u} + \frac{z^2}{u} = 1; \quad u = \frac{1}{2} \cdot \left[-(r^2 - \rho^2 - z^2) \pm \sqrt{(r^2 - \rho^2 - z^2)^2 + 4z^2 r^2} \right];$$

b. tensiunile pe suprafața de contact ($\tau_{xy} = 0$)

pentru $\rho \leq r$; $z=0$; $u=0$; $\frac{z}{\sqrt{u}} = \sqrt{1 - \frac{\rho^2}{r^2}}$; pentru $\rho > r$; $z=0$; $u = -(r^2 - \rho^2)$; $\frac{z}{\sqrt{u}} = 0$

Tabelul 3

| Tensiunea | În interior $\rho < r$ | Pe contur $\rho = r$ | În exterior $\rho > r$ |
|------------|--|-------------------------------|--|
| σ_x | $-p_0 \left\{ \frac{1-2\nu}{3} \cdot \frac{r^2}{\rho^2} \left[1 - \sqrt{\left(1 - \frac{\rho^2}{r^2} \right)^3} \right] + 2\nu \cdot \sqrt{1 - \frac{\rho^2}{r^2}} \right\}$ | $-p_0 \cdot \frac{1-2\nu}{3}$ | $-p_0 \cdot \frac{1-2\nu}{3} \cdot \frac{r^2}{\rho^2}$ |
| σ_y | $p_0 \left\{ \frac{1-2\nu}{3} \cdot \frac{r^2}{\rho^2} \left[1 - \sqrt{\left(1 - \frac{\rho^2}{r^2} \right)^3} \right] - \sqrt{1 - \frac{\rho^2}{r^2}} \right\}$ | $p_0 \cdot \frac{1-2\nu}{3}$ | $p_0 \cdot \frac{1-2\nu}{3} \cdot \frac{r^2}{\rho^2}$ |
| σ_z | $-p_0 \cdot \sqrt{1 - \frac{\rho^2}{r^2}}$ | 0 | 0 |

c. tensiunile în lungul axei forței

$$\text{pentru } \rho = 0; u = z^2; \frac{z}{\sqrt{u}} = 1; \left\{ \frac{r^2}{\rho^2} \cdot \left[1 - \left(\frac{z}{\sqrt{u}} \right)^3 \right] \right\}_{\rho=0, u=z^2} = \frac{3r^2}{2(r^2 + z^2)}$$

Tabelul 4

| Tensiunea | În centrul de contact $\rho = 0$ | Sub suprafața de contact |
|-------------------|----------------------------------|---|
| σ_x | $-p_0 \cdot \frac{1+2\nu}{2}$ | $-p_0 \cdot \left[(1+\nu) - \frac{r^2}{2(r^2+z^2)} - (1+\nu) \frac{z}{r} \arctg \frac{r}{z} \right]$ |
| σ_y | $-p_0 \cdot \frac{1+2\nu}{2}$ | $-p_0 \cdot \left[(1+\nu) - \frac{r^2}{2(r^2+z^2)} - (1+\nu) \frac{z}{r} \arctg \frac{r}{z} \right]$ |
| σ_z | $-p_0$ | $-p_0 \cdot \frac{r^2}{r^2+z^2}$ |
| τ_{45° | $p_0 \cdot \frac{1-2\nu}{4}$ | $\frac{1}{2} p_0 \cdot \left[(1+\nu) - \frac{3}{2} \frac{r^2}{r^2+z^2} - (1+\nu) \frac{z}{r} \arctg \frac{r}{z} \right]$ |

Examinarea stării de tensiune în zona deformată elastic – în suprafața de contact și sub aceasta – relevă condiții de solicitare foarte diferite, care explică pe deplin lipsa de concurență a presiunii din centrul de contact pentru comportarea materialului. Pentru exemplificare se evaluează, cu ajutorul relațiilor din tabelul (3), mărimea tensiunilor în raport cu presiunea din centrul suprafeței de contact p_0 (relația 58), adoptându-se constanta lui Poisson $\nu = 0,3$.

În centrul suprafeței de contact apare o stare de tensiune triaxială convergentă – o compresiune spațială – cu tensiuni normale principale egale cu :

$$\sigma_x = \sigma_y = -0,8 \cdot p_0; \sigma_z = -p_0 \quad (60)$$

$$\tau_{\max} = \frac{\sigma_x - \sigma_z}{2} = 0,1 \cdot p_0 \quad (61)$$

Pe conturul suprafeței de contact se stabilește o stare de tensiune biaxială, corespunzătoare unei solicitări de tăiere pură, cu tensiunile normale principale egale cu :

$$\sigma_x = -\sigma_y = 0,133 p_0 ; \sigma_z = 0 \quad (62)$$

$$\tau_{\max} = \frac{\sigma_x - \sigma_y}{2} = 0,133 p_0 \quad (63)$$

Astfel, în planul suprafeței de contact apar tensiuni normale maxime în dreptul centrului și tensiuni tangențiale maxime pe contur. Determinantă pentru comportarea mecanică a materialului este mărimea tensiunii tangențiale, întrucât epuizarea rezistenței la tăiere precede atingerea rezistenței materialului la compresiune spațială. Acest fapt a fost confirmat experimental în încercările lui F. Auerbah, prin apariția sistematică a fisurărilor la marginea imprimărilor efectuate cu corpuri sferice din diverse materiale fragile.

În lungul axei Oz, sub suprafața de contact, tensiunile normale sunt orientate convergent menținând starea de compresiune spațială. Tensiunile tangențiale maxime, dispuse la un unghi de 45° față de axa Oz, preiau diferite valori în zona deformată.

Valoarea minimă a tensiunii tangențiale τ_{\max} se înregistrează în dreptul centrului de contact $\tau_{\max} = 0,1 \cdot p_0$. Sub centrul de contact, la distanța $z = 0,48 \cdot r$, r fiind raza suprafeței de contact, se obține valoarea cea mai mare a tensiunii, tangențiale:

$$\tau_{\max_{\max}} = 0,310 p_0 \quad (64)$$

De fapt această valoare $\tau_{\max_{\max}} = 0,310 p_0$ limitează comportarea elastică a materialului și nu tensiunea normală din centrul suprafeței de contact $\sigma_z = p_0$. Astfel, conform teoriei tensiunilor tangențiale maxime, rezultă condiția evitării deformațiilor plastice sub forma:

$$\tau_{\max_{\max}} = 0,310 p_0 \leq \frac{\sigma_c}{2} \quad (64')$$

respectiv limitarea presiunii din centrul de contact la:

$$p_0 \leq 1,6 \cdot \sigma_c \quad (64'')$$

σ_c fiind limita de curgere a materialului plăcii.

Menținerea deformațiilor elastice și la valori $p_0 > \sigma_c$, implicit respectarea relațiilor lui Hertz la evaluarea deformațiilor elastice, a fost confirmată experimental la încercările executate cu bile călite din oțeluri de rulmenți de R. Stribeck și din oțeluri de scule de M. Rațiu și R. Prexl [16].

Impunând condiția $p_0 = 1,6 \cdot \sigma_c$, în relațiile presiunii din centrul de contact (58), rezultă expresia forței limită pentru domeniul deformațiilor elastice sub forma:

$$F_e \leq 21,1678 \left(\frac{1-\nu_1^2}{E_1} + \frac{1-\nu_2^2}{E_2} \right) \cdot R^2 \cdot \sigma_c^3 \quad (65)$$

Până la aplicarea unei forțe $F \leq F_e$ relația (57') $F = \varphi \cdot \frac{d^3}{R}$ stabilește univoc mărimea imprimării. La sarcini mai mari apar succesiv, în diversele puncte ale zonei comprimate, deformări plastice însoțite inerent de o acțiune de întărire variabilă a materialului.

Problema imprimărilor plastice a fost soluționată teoretic numai pentru anumite tipuri de penetratoare – stampe – și în anumite ipoteze asupra comportării materialului. În cazul imprimării pentru penetratorul sferic pe o placă A. Iu. Işlinski stabilește la materiale ideal plastice, necruisabile, relația:

$$F = (2k)m \cdot \pi \cdot r^2 \quad (66)$$

în care:

$2k = \sigma_c$ este ipoteza tensiunii tangențiale totale – Haar – Karman,

r – raza suprafeței de contact în planul plăcii imprimate,

m – o mărime evaluată după o funcție dată, pentru diverse rapoarte r/R dintre raza suprafeței de contact r și raza de curbură a penetratorului R .

Din relația (66) se relevă că domeniul deformațiilor plastice, la materiale necruisabile, legătura dintre forțele de apăsare și diametrul urmei $d=2r$ apare ca o funcție de gradul doi sub forma

$$F = b \cdot m \cdot d^2 \quad (66')$$

în care:

$F = \frac{\pi}{4}(2k)$ este constantă pentru fiecare material,

$m = f(r/R)$ - o mărime determinată de raportul r/R atins la imprimare.

Relația (66') relevă o corespondență cu relația (67) stabilită în domeniul deformațiilor elastice, legătura dintre forța de apăsare și diametrul urmei fiind dată de aceeași relație de forma

$$F = v \cdot d^n \quad (67)$$

în care exponentul $n=3$ la imprimări elastice și $n=2$ la imprimări în materiale ideal plastice, iar v este o mărime constantă, în funcție de material și de dimensiunile penetratorului [16].

Numeroase determinări experimentale menționate în publicațiile de specialitate au confirmat în domeniul plastic, la diverse materiale, valabilitatea relației (67), înregistrând pentru exponentul n valori între $n=1,8-2,4$. Variația exponentului în limitele înregistrate experimental reflectă influența diferită a întăririi materialelor examinate în cursul deformațiilor plastice, valoarea $n=2$ reprezintă de fapt cazul limită al materialelor necruisabile admis de Işlinski.

Cercetările ample efectuate de D. Tabor au confirmat la metalele în prealabil ecruisate atât valabilitatea legii $F = v \cdot d^n$ cât și în parte valorile forțelor limită menționate anterior pentru deformările elastice (relația 65) și pentru deformările plastice ideale (relația 66).

După datele publicate de D. Tabor pentru un oțel în prealabil ecruisat cu $\sigma_{0,2} = 770$ MPa; $E = 2 \cdot 10^5$ MPa. Relația $F = v \cdot d^n$ apare în această reprezentare sub forma unor segmente cu pante diferite corespunzătoare expresiei:

$$\log F = n \cdot \log d + \log v$$

În diagrama de imprimare se identifică valoarea $n=3$ pentru deformările elastice. În zona de tranziție, cu deformări elasto-plastice, apare o reducere continuă a exponentului n , pentru ca la atingerea completei plasticizări să se stabilizeze valoarea $n=2$.

Relația sub forma generală (67) este cunoscută în literatura de specialitate ca legea empirică exponențială a lui E. Meyer, enunțată pe baza unor considerații anterioare teoretice asupra imprimării plastice formulate de A. Föppl și A. Rasch. Este de remarcat faptul că legea empirică exponențială a lui E. Meyer a fost stabilită considerând o repartiție uniformă a presiunii pe suprafața de contact, ipoteză afirmată atât teoretic cât și experimental. Totuși, valabilitatea experimentală a acestei relații la imprimările elastice cu penetrator sferic, după metoda Brinell, a determinat pe numeroși cercetători să o accepte pentru stabilirea unei corespondențe între duritatea Brinell și caracteristicile mecanice de rezistență și deformare: rezistența la rupere, limita de curgere, alungirea, gătuirea, neglijându-se diferența esențială dintre stările de tensiune existente la încercările cu solicitări spațiale la compresiune locală [16].

Analiza expusă, asupra stării de tensiune sub presiunea de contact la imprimări sferă-plan, relevă posibilitatea determinării teoretice a unor relații între mărimea forței de apăsare și dimensiunea imprimării, relații specifice pentru fiecare domeniu în parte: elastic, elasto-plastic cu întărire și complet-plastic. Acceptarea unei singure relații pentru întregul domeniu – a unui singur exponent și a unei singure constante în relația (67) – nu este posibilă. Existența acestor legi diferite, care domină procesul de imprimare, relevă neconcludența examinărilor pe baza imprimărilor remanente, ca și în cazul practicii încercărilor de duritate.

Pentru determinarea efectivă a rezistenței materialului la presiunea de contact, se apreciază că ar trebui să se recurgă la urmărirea detaliată a întregului proces de deformare. Prin înregistrarea variației deformației – a diametrului imprimării în cazul penetratoarelor sferice, în funcție de mărimea forței aplicate, se poate evidenția practic comportarea mecanică globală a materialului, stabilindu-se în mod analog ca și la încercările de rezistență – tracțiune, compresiune, încovoiere, răsucire – limitele caracteristice diferitelor categorii de deformații și anume:

- Sarcina limită după Hertz – F_H – pentru care se ajunge ca $p_0 = \sigma_c$ (relația 58);
- Sarcina limită de elasticitate F_e , până la atingerea căreia se constată valabilitatea relației $F = \varphi \cdot \frac{d^3}{R}$ (relația 65);
- Sarcina limită de plasticitate F_c , la atingerea căreia se ajunge la o completă plasticizare a materialului, depășindu-se capacitatea de

ecruisare, identificată prin stabilizarea relației $F = b \cdot m \cdot d^2$ (relația 66').

Sarcinile limită, astfel determinate pe baza diagramei de imprimare F, d – constituie elemente certe pentru compararea cu caracteristicile de rezistență stabilite la încercările mecanice uzuale. De altfel, aceste caracteristici limită ar trebui să se impună în dimensionarea organelor de mașini, reprezentând o corespondență cu tensiunile calculate pentru diversele condiții de solicitare la presiuni de contact, înlocuindu-se comportarea arbitrară la caracteristicile convenționale și neconcludente determinate prin încercările de duritate practicate.

4.1.3. Considerații asupra desfășurării degradării suprafețelor

Din urmărirea acțiunii de degradare a suprafețelor s-au distins în primul rând cele două faze specifice oricăror procese de uzură:

- Degradarea inițială prin acomodarea reciprocă macro și microgeometrică a suprafețelor de contact.
- Degradarea progresivă continuă.

În prima fază se manifestă acțiuni puternice, de la primele oscilații, care tind să asigure o repartizare uniformă a presiunii de contact.

În afară de această acomodare macrogeometrică intervine și o acomodare microgeometrică care se manifestă prin tendința de uniformizare a neregularităților suprafețelor. Proeminențele aferente rugozității de șlefuire constituie puncte de suprasolicitare care în cursul primelor cicluri se îndepărtează în general printr-o desprindere în puncte. Spre deosebire de alte forme de degradare, aceste puncte desprinse nu mai progresează și se identifică în aceeași formă localizată de la 10^3 cicluri și până la $5 \cdot 10^5$ cicluri, dacă încărcarea este atât de redusă încât să nu provoace alte forme de degradare; de exemplu, la probele cu încărcări liniare sub 30 kgf/mm.

În urmărirea degradării progresive continue s-au identificat trei forme distincte:

- O uzură normală, printr-o deformare plastică progresivă și o îndepărtare uniformă de metal,
- Apariția ciupiturilor, ruperilor locale prin oboseală,
- Uzura abrazivă cu zgârieturi și denivelări accentuate.

Ciupiturile apar numai la un număr de cicluri peste 10^4 sub forma unor desprinderi locale de metal, ale căror dimensiuni depășesc punctele identificate în faza inițială de acomodare microgeometrică a suprafețelor de contact. Ele se datoresc depășirii rezistenței la oboseală sub presiune de contact oscilantă. Odată cu majorarea numărului de cicluri, aceste ciupituri se măresc în dimensiuni și se multiplică împânzind întreaga suprafață.

Un aspect distinct îl prezintă degradarea suprafeței de contact de îndată ce se interpun particule străine sau chiar așchiile îndepărtate din piesele încercate. În locul uzurii apare în acest caz o uzură abrazivă, o microașchiere cu zgârieturi.

Acțiunea coroziunii, fenomen conex oricărei solicitări sub presiuni de contact ridicate, este relativ redusă, întrucât se încearcă numai uscate, fără nici o ungere, corespunzător condițiilor de exploatare.

Cercetările întreprinse pentru urmărirea degradării suprafețelor de contact sub acțiunea unei presiuni de contact alternante pe probe de articulații cuțit-perniță de la aparatele de măsurat cu pârghi relevă următoarele aspecte specifice ale comportării atraturilor superficiale în condițiile solicitate:

- Degradarea se desfășoară în două faze distincte: o acomodare inițială macro-geometrică a suprafețelor de contact până la 10^3 cicluri, urmată de o degradare continuă cumulativă. În prima fază apar ruperi localizate sub formă de știrbituri și desprinderi în puncte. Desprinderile în puncte nu afectează durabilitatea suprafeței dacă încărcarea nu este prea mare pentru a introduce alte forme de degradare. În a doua fază, degradarea se manifestă sub forma deuzură uniformă, abraziuni și ciupituri, ruperi localizate prin oboseală.
- Durabilitatea suprafeței de contact în cazul uzurii uniforme este condiționată de încărcarea liniară. Macrogeometria suprafețelor – razele rotunjite în limitele examinate $R=0,1...0,2$ mm – influențează numai faza de acomodare inițială prin imprimarea unei teșiri minime, pentru că în procesul de uzură progresivă propriu-zisă să se înregistreze aceleași teșiri la încărcări liniare identice.
- Formele de degradare sunt strâns condiționate de duritatea straturilor superficiale evidențiată numai prin metoda Vickers cu sarcini de 50 N. La durități peste 800 HV5 apar frecvent știrbituri, iar la durități sub 720 HV5 acțiunea ruperilor prin oboseală, ciupiturile, este predominantă. Durabilitatea cea mai ridicată se înregistrează la durități de 720...800 HV5m domeniu în care în general apar uzuri uniforme.

Aceste prime constatări, în strânsă corespondență cu rezultatele cercetărilor similare efectuate cu roți dințate și rulmenți, confirmă eficiența metodologiei de încercare. Astfel, prin continuarea cercetărilor, se vor putea stabili experimental încărcări limită care să asigure în dimensionarea articulațiilor cuțit-perniță menținerea profilului suprafețelor de contact, condiție de bază pentru o funcționare corespunzătoare metrologică a aparatelor de cântărit cu pârhii.

4.2. Analiza tribo-termică

4.2.1. Determinarea temperaturii elementelor cuplelor de frecare în cazul frânării de oprire

4.2.1.1. Introducere

Roțile de cale ferată constituie unul din subsamblurile vehiculelor de cale ferată cu rol hotărâtor în siguranța circulației. Din această cauză, în condițiile creșterii continue a vitezelor de circulație și a sarcinilor pe osie, este necesară cunoașterea cât mai precisă a solicitării lor în exploatare.

La roțile de cale ferată frânate cu sabot, în timpul procesului de frânare se produce încălzirea roții, care poate fi considerabilă, încât, pentru o reflectare fidelă a comportării în exploatare, calculul tensiunilor în roată trebuie să țină seama de efectele termice provocate de frânare. Pentru aceasta este necesară cunoașterea distribuției temperaturii în roată.

Fenomenul este foarte complex datorită formei geometrice, modului de solicitare termică, naturii procesului de cedare a căldurii, caracterul tranzitoriu al fenomenului, variației caracteristicilor termice cu temperatura (neliniarități). Din această cauză un studiu bazat pe metode analitice nu este posibil.

Calea experimentală permite determinarea pe standuri de frânare a temperaturii numai într-un număr redus de puncte, fără a face posibilă cunoașterea amănunțită a câmpului termic.

În schimb, metodele numerice de calculator, în mod special metoda elementului finit, asigură acest lucru cu un grad suficient de precizie, care poate fi confirmat apoi prin metode experimentale, comparând valorile de temperatură în punctele de măsurare.

Folosirea analizei cu element finit se poate face fie prin utilizarea unui program general de calcul cu elemente finite, fie prin folosirea unui program special dedicat problemei în cauză. Prima cale prezintă inconvenientul de a necesita un asemenea program general, precum și calculatoare destul de puternice pe care să poată rula. Pe de altă parte, realizarea unui proces de simulare impune includerea programului de analiză cu element finit în programul de simulare, ceea ce este dificil de realizat cu un program cu caracter foarte general.

4.2.1.2. Determinarea temperaturii elementelor cuplei de frecare sabot – roată

4.2.1.2.1. Stabilirea ecuației căldurii (Fourier) pentru frânarea de oprire

Principalul mod de transmitere a căldurii, în cazul frânării de oprire este conducția, întrucât căldura transmisă prin convecție și radiație este foarte mică și nu afectează în mare măsură temperatura elementelor cuplei de frecare sabot-roată .

Conducția este procesul de transmitere a căldurii în interiorul unui corp sau între două corpuri aflate în contact direct, de la particulă la particulă (la nivel atomic).

În cazul frânării de oprire a vehiculelor feroviare, conducția are loc între roată (monobloc sau cu bandaj) și saboți de frână, două corpuri diferite ca material și proprietăți fizico-mecanice.

Câmpul de temperaturi în acest caz se scrie cu ecuația diferențială a căldurii considerând că transmiterea căldurii de la suprafața de frecare se face numai în direcție perpendiculară pe aceasta. Astfel dacă considerăm un element de volum infinezimal (fig.2) cu suprafața dS și grosimea dx și presupunând o variație liniară (a coeficientului de absorbție a energiei cinetice) de temperatură în lungul lui dx vom obține:

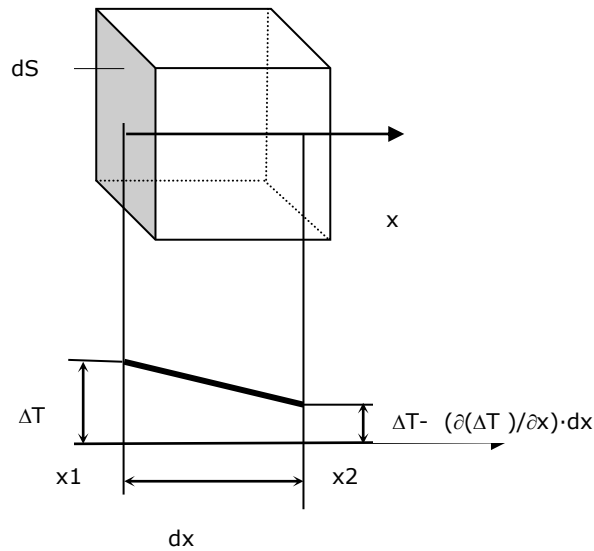


Fig.2

- Cantitatea de căldură intrată în elementul de volum considerat în unitate de timp este dată de relația :

$$dQ_1 = \lambda \cdot \frac{\partial(\Delta T)}{\partial x} \cdot dS \quad (68)$$

- Cantitatea de căldură ce iese din elementul x_2 este :

$$dQ_2 = \lambda \cdot \frac{\partial}{\partial x} \left(\Delta T - \frac{\partial(\Delta T)}{\partial x} \cdot dx \right) \cdot dS \quad (69)$$

unde λ este coeficientul de conductibilitate termică interioară a corpului ($W/m \text{ } ^\circ C$).

- Căldura înmagazinată în volumul elementar considerat este dată de diferența primelor două :

$$dQ_1 - dQ_2 = \lambda \cdot \frac{\partial^2(\Delta T)}{\partial x^2} \cdot dx \cdot dS \quad (70)$$

Căldura înmagazinată în volumul elementar, ținând cont de caracteristicile materialului din care este confecționat corpul, este dată de relația :

$$dQ = \rho \cdot c \cdot \frac{\partial(\Delta T)}{\partial t} \cdot dx \cdot dS \quad (71)$$

unde :

- ρ este densitatea materialului respectiv (kg/m^3);
- c este căldura specifică a corpului în punctul considerat ($\text{J/kg } ^\circ\text{C}$).

Deci :

$$dQ_1 - dQ_2 = dQ$$

$$\lambda \cdot \frac{\partial^2(\Delta T)}{\partial x^2} \cdot dx \cdot dS = \rho \cdot c \cdot \frac{\partial(\Delta T)}{\partial t} \cdot dx \cdot dS \quad (72)$$

care devine :

$$\frac{\partial(\Delta T)}{\partial t} = \frac{\lambda}{\rho \cdot c} \cdot \frac{\partial^2(\Delta T)}{\partial x^2} \quad (73)$$

Ținând cont că : $\frac{\lambda}{\rho \cdot c} = A$ - coeficient de difuzivitate a temperaturii vom obține

$$\frac{\partial(\Delta T)}{\partial t} = A \cdot \frac{\partial^2(\Delta T)}{\partial x^2} \quad (74)$$

Această ecuație diferențială este ecuația căldurii pentru un corp neomogen dar izotrop care descrie fenomenul conducției într-o formă generală numită ecuația lui Fourier [6].

Dacă se consideră fluxul termic q și $t = t_b$ rezultă temperatura:

$$\Delta T(x, t_b) = \frac{q}{\sqrt{\pi} \cdot \sqrt{\lambda \cdot \rho \cdot c} \cdot \sqrt{t_b}} \cdot e^{-\frac{x^2}{4 \cdot A \cdot t_b}} \quad (75)$$

Mărimile λ (conductivitatea termică), ρ (densitatea), c (căldura specifică) și A (coeficientul de difuzivitate a temperaturii) sunt valori ale materialelor corpurilor în contact direct, t_b este durata de frânare, iar x distanța de la suprafața de frecare.

Notând cu b lățimea sabotului de frână, coeficientul Fourier este dat de relația:

$$F_o = \frac{A \cdot t_b}{b^2} \quad (76)$$

Din expresia coeficientului Fourier se observă că $F_o \approx 0$ pentru $b \rightarrow \infty$ iar t_b și A deosebit de mici, lucru care nu se poate aplica în practică.

4.2.1.2.2. Repartiția căldurii pe sabot și roată

În stratul limită de contact roata și sabotul au aceeași temperatură, deoarece pe locul de producere a căldurii au aceeași suprafață.

Astfel la frânarea de oprire, pe partea sabotului rezultă temperatura:

$$\Delta T(t,0) = 2 \cdot \frac{2 \cdot q_{aK} \cdot \sqrt{t}}{\sqrt{\pi} \cdot \sqrt{\lambda_K \cdot \rho_K \cdot c_K}} \cdot \left(1 - \frac{2}{3} \cdot \frac{t}{t_b}\right) \quad (77)$$

iar pentru roți:

$$\Delta T(t,0) = 2 \cdot \frac{2 \cdot q_{aR} \cdot \sqrt{t}}{\sqrt{\pi} \cdot \sqrt{\lambda_R \cdot \rho_R \cdot c_R}} \cdot \left(1 - \frac{2}{3} \cdot \frac{t}{t_b}\right) \quad (78)$$

expresia $\sqrt{\lambda \cdot \rho \cdot c}$ reprezintă o valoare ce depinde exclusiv de material.

Pentru același coeficient Fourier se obține repartizarea căldurii pe sabot și roată:

$$\frac{q_{aK}}{q_{aR}} = \frac{\sqrt{\lambda_K \cdot \rho_K \cdot c_K}}{\sqrt{\lambda_R \cdot \rho_R \cdot c_R}} \quad (79)$$

Dacă se ține seama însă de neegalitatea coeficienților Fourier pentru sabot și roată, rezultă pentru repartiția căldurii:

$$\frac{q_{aK}}{q_{aR}} = \frac{1}{f_{FoK}} \cdot \frac{\sqrt{\lambda_K \cdot \rho_K \cdot c_K}}{\sqrt{\lambda_R \cdot \rho_R \cdot c_R}} \quad (80)$$

unde f_{FoK} este factor de corecție definit ca fiind raportul dintre temperaturile medii ale suprafețelor de frecare pentru $F_o \approx 0$ și $F_o > 0$.

Din relația de mai sus și $q_a = q_{aK} + q_{aR}$ rezultă partea căldurii care revine roții:

$$q_{aR} = \frac{q_a}{1 + \frac{1}{f_{FoK}} \cdot \frac{\sqrt{\lambda_K \cdot \rho_K \cdot c_K}}{\sqrt{\lambda_R \cdot \rho_R \cdot c_R}}} \quad (81)$$

Factorul de corecție f_{F_0} se determină cu relația:

$$f_{F_0} = \frac{5\sqrt{\pi}}{12\sqrt{F_0}} \cdot \left[F_0 + \frac{1}{2} + \frac{1}{15 \cdot F_0} \right] \quad (82)$$

Coeficientul Fourier necesar pentru determinarea factorului de corecție rezultă din relația:

$$F_0 = \frac{A_{K,R} \cdot t_b}{b_{K,R}^2} \quad (83)$$

unde indicele K reprezintă sabotul iar R roata [6].

4.2.1.3. Determinarea temperaturii suprafeței de frecare a elementelor cuplei de frecare garnitură de frecare–disc de frână

4.2.1.3.1. Influența variației cu temperatura a proprietăților fizice a materialelor elementelor cuplei de frecare ale frânei cu disc

Căldura specifică și conductivitatea termică a materialelor elementelor cuplei de frecare variază mult cu temperatura, lucru care influențează mărimea temperaturilor medii a suprafețelor de frecare ale discului de frână și garniturii de frecare.

Factorul de material f_m considerat constant cu temperatura s-a reconsiderat ținând cont de modificarea căldurii specifice (c) și conductivității termice (λ) la variația temperaturii. Astfel factorul f_m nu mai este constant cu temperatura ci depinde de aceasta.

Relația de calcul a acestuia este următoarea:

$$f_m(T) = \frac{2}{1 + \frac{\sqrt{\rho_g \cdot c_g(T) \cdot \lambda_g(T)}}{\sqrt{\rho_d \cdot c_d(T) \cdot \lambda_d(T)}}} \quad (84)$$

unde :

- $c_g(T)$; $c_d(T)$ legile de variație ale căldurilor specifice, ale materialelor garniturii de frecare și discului de frână, cu temperatura (J/Kg °C);
- $\lambda_g(T)$; $\lambda_d(T)$ legile de variație ale conductivității termice, ale materialelor garniturii de frecare și discului de frână, cu temperatura (W/m °C);
- ρ_g ; ρ_d densitățile materialelor garniturii de frecare și discului de frână, considerate constante cu variația temperaturii (Kg/m³).

Utilizând conductivitățile termice precum și căldurile specifice ale materialelor pentru diferite cuple de frecare, pentru diferite temperaturi, se determină coeficienții polinoamelor de aproximare a funcțiilor $\lambda_g = f(T)$ și $\lambda_d = f(T)$ prin metoda celor mai mici pătrate [6].

4.2.1.3.2. Determinarea temperaturii medii a suprafeței de frecare a elementelor cuplei de frecare ale frânei cu disc

Factorii de care depinde temperatura suprafeței de frecare, pe lângă variația proprietăților fizice ale materialelor cuplei de frecare ale frânei cu disc, sunt:

- fluxul termic unitar (q) determinat de frecarea plană, uscată a celor două corpuri (garnitură de frecare și discul de frână);
- durata frânării care influențează foarte mult regimul termic al suprafeței de frecare care poate fi staționar (temperatura se menține constantă în timp) sau nestaționar, tranzitoriu (temperatura variază atât în funcție de timp cât și în funcție de spațiu).

Ținând cont de acești factori, precum și de influența variației proprietăților fizice ale materialelor elementelor cuplei de frecare disc de frână – garnitură de frecare, în funcție de temperatură, pentru temperatura suprafeței de frecare se propune expresia următoare:

$$T_m = \text{const} \cdot f(T) \cdot f_m(T) \cdot q(T) \text{ (}^\circ\text{C)} \quad (85)$$

unde :

- T_m temperatura medie a suprafeței de frecare, determinată ținând cont de variația proprietăților fizice;
- $f(T)$ funcție de temperatură dată de variația căldurii specifice și a conductivității materialului discului de frână cu temperatura;
- $f_m(T)$ factor de material;
- $q(T)$ flux termic determinat cu considerarea variației vitezei în funcție de timp.

Se consideră că trenul la frânarea de oprire execută o mișcare uniform decelerată, la care $V = a \cdot t$ unde (a) este decelerația care se consideră constantă.

Spațiul de frânare corespunzător variației $V(t)$ este dat de relația:

$$S_f = \frac{3,93 \cdot (1 + \gamma) \cdot V^2(t)}{g \cdot \mu_d(t) \cdot \delta + r t} + \frac{V(t) \cdot t_u}{7,2} \text{ (m)} \quad (86)$$

unde:

- $(1 + \gamma)$ este factor care ține seama de masele aflate în mișcare de rotație ale vehiculului (în calcule $1 + \gamma = 1,05$);
- g este accelerația gravitațională (în calcule se consideră $g = 9,80665 \text{ m/s}^2$);
- δ este coeficientul de frânare (în calcule se consideră $\delta = 0,35$);

- t_u este timpul de umplere a cilindrilor de frână cu aer comprimat (în calcule se consideră $t_u=4$ s);
- r_t rezistența specifică la înaintare a vehicolului considerat ($r_t=20\text{N}/\text{KN}$);
- μ_d coeficientul de frecare dintre discul de frână și garnitura de frecare.

Pentru determinarea spațiului de frânare se calculează cu ajutorul formulei lui Karwatsky, coeficientul de frecare dintre discul de frână și garnitura de frecare pentru diferite forțe de apăsare a garniturii de frână pe disc :

$$\mu_d(t) = 0,1177 \frac{F_b + 200}{F_b + 80} \cdot \frac{V(t) + 171,8}{V(t) + 105} \quad (87)$$

Decelerațiile cu care s-a obținut aceste spații de frânare, la o variație liniară a vitezei cu timpul, se determină cu relația:

$$a = \frac{(V(t)/3,6)^2}{2 \cdot S_f} \quad (\text{m/s}^2) \quad (88)$$

Fluxul termic unitar (q) pe suprafața de frecare, a elementelor cuplei de frecare, la variația liniară a vitezei cu timpul (durata frânării), se determină cu relația:

$$q = \frac{P_{mfd}}{S_d} \quad (\text{W/m}^2) \quad (89)$$

unde:

- P_{mfd} este puterea de frânare care revine unui disc de frână (W);
- S_d este suprafața totală de frecare a discului de frână (m^2).

Dacă în relația fluxului termic unitar introducem expresia puterii de frânare vom obține:

$$q = \frac{(1 + \gamma) \cdot m \cdot (V(t)/3,6)^2}{2 \cdot t_b \cdot n_d \cdot S_d} - \frac{10}{t_b \cdot n_d \cdot S_d} \cdot \left(\frac{3,93 \cdot (1 + \gamma) \cdot V^2(t)}{g \cdot \mu_d(t) \cdot \delta + r_t} + \frac{V(t) \cdot t_u}{7,2} \right) \cdot (a + b \cdot V(t) + c \cdot V^2(t)) \quad (\text{W/m}^2) \quad (90)$$

unde:

- m este masa vehicolului;
- t_b este durata frânării;
- n_d este numărul de discuri de frână;
- $(a + b \cdot V(t) + c \cdot V^2(t))$ este expresia generală a rezistenței la înaintare a vehicolului ai cărei coeficienți se determină pe cale experimentală.

Cu ajutorul relației de mai sus se determină fluxului termic unitar pentru diferite durate ale frânărilor, cărora corespunde coeficienți de frecare diferiți funcție de forța de apăsare a garniturilor pe discurile de frână.

Cu ajutorul acestei relații s-ar explica faptul că odată cu creșterea forței de apăsare a garniturilor pe discurile de frână, scade coeficientul de frecare și totodată suprafața efectivă de transmitere a căldurii spre cele două elemente ale cuplei de frecare [6].

Odată cunoscut fluxul termic unitar de suprafață, se poate determina temperatura medie a suprafeței de frecare:

$$T_m = \text{const} \cdot f(T) \cdot f_m(T) \cdot q(T) \text{ (}^\circ\text{C)} \quad (91)$$

4.2.2. Cercetări asupra stabilității termice a garniturilor de fricțiune

În condițiile măririi vitezei de circulație, asociată în general, cu creșterea capacității de încărcare, în anumite limite specifice fiecărui tip de vehicul, aplicarea frânelor de fricțiune ridică o serie de probleme noi strâns legate de comportarea materialelor cuplei de frecare. Astfel anihilarea rapidă a energiilor cinetice mari acumulate în vehicule cu sarcini și viteze sporite reclamă utilizarea unor materiale care să preia acțiunea proceselor tribo-termice fără a se degrada calitativ și cantitativ, fără a-și modifica sensibil proprietățile.

Satisfacerea acestor exigențe se apreciază prin o serie de determinări, încercări de laborator și experimentări în exploatare, care urmăresc să evidențieze, în ansamblu, funcționalitatea și durabilitatea, implicit economicitatea materialului. Aprecierea se bazează pe examinarea unor proprietăți fizice generale și a unor caracteristici mecanice specifice, denumite caracteristici funcționale. În principal, funcționalitatea este strâns condiționată de comportarea acestora sub influența încălzirii.

Experiența arată că nu cantitatea de căldură absorbită de material este determinantă pentru delimitarea aplicabilității garniturii de fricțiune ci temperatura atinsă. Explicația constă în faptul că transformările ce apar în material, au loc la anumite temperaturi, iar aceste transformări afectează caracteristicile materialului. Astfel, măsura stabilității termice trebuie să fie dată sub forma unei temperaturi maxime admisibile la care materialul își pastrează încă nealterate toate caracteristicile.

O asemenea investigație asupra stabilității termice a fost întreprinsă la Centrul de Sudură și Încercări la Oboșeală Timișoara (CSIO), urmărindu-se determinarea în laborator a performanțelor obținabile cu saboți din fenoplaste, cu umplutură minerală și cauciuc, tip NCG 23/12/26 – compoziție brevetată ca invenție - , presați la Uzina de vagoane Arad, pentru experimentări în traficul feroviar. Experimentările s-au executat pe epruvete prelevate direct din corpul saboților – din loturile fabricate în anul 1970 – expuse unui program cuprinzând încercări la frecare-uzare, analize dilatometrice și încercări de rezistență.

Pentru realizarea încercărilor de frecare-uzare, s-a construit o mașină, care constă dintr-un disc orizontal antrenat cu o anumită turație, pe care se apasă, sub acțiunea unor greutăți, o epruvetă montată glisant într-un ochi de la capătul unei lame dinamometrice.

Forța de apăsare – greutatea aplicată pe epruvetă și turația discului pot fi menținute constante în timpul unei operații. De asemenea, discul poate fi încălzit după un ciclu sau la o temperatură constantă cu ajutorul unei rezistențe electrice

încorporate. În cursul încercărilor se înregistrează forța tangențială – recepționată de traductorii extensometrici rezistivi aplicați pe lama dinamometrică -, temperatura din disc – măsurată cu o termorezistență introdusă în corpul discului -, și deplasarea relativă dintre epruvetă și disc, mărimea aferentă uzurii liniare – măsurată cu ajutorul unui traductor inductiv montat pe suportul epruvetei. Echiparea mașinii permite încercări, cu epruvete având suprafața de 25 mm², sub presiune de 300...1200 kPa, la viteze de alunecare de 3...6 m/s și la încălziri ale discului până la 300°C.

În vederea evidențierii transformărilor pe care le suferă materialul în timpul încălzirii sale s-a executat analiza dilatometrică utilizând un dilatometru diferențial tip Ulbricht, fabricație Weiss R.D.G.

Examinarea influenței temperaturii asupra rezistenței mecanice s-a efectuat prin încercări de duritate, compresiune și forfecare.

Atenuarea proprietăților de frecare-uzare, datorită încălzirii produse prin frecarea pieselor în contact, s-a examinat cu ajutorul coeficientului de frecare.

Pentru evidențierea gradului de atenuare al coeficientului de frecare se practică, în general, două metode:

- Măsurarea variației coeficientului de frecare în cursul unui ciclu de încălzire-răcire;
- Examinarea variației coeficientului de frecare înainte și după aplicarea unui tratament termic.

În general se impune ca atenuarea coeficientului de frecare să nu depășească 10% din valoarea inițială.

Încercările asupra materialului plastic aglomerat NCG 23/12/26 au fost efectuate pe mașina de încercat descrisă anterior.

După o rodare de acomodare a suprafeței epruvetei timp de circa 20 minute, pe discul încălzit la 100°C s-a cântărit epruveta. Apoi s-a trecut la încercarea propriu-zisă. Fiecare epruvetă a fost supusă la câte două rulări pe discul încălzit, după o curbă prestabilită, de la 100°C la 200°C, respectiv 290°C, înregistrându-se concomitent, la intervale de 30 s, coeficientul de frecare și temperatura discului. A urmat o rulare de răcire până la atingerea temperaturii de 100°C.

Din valorile determinate ale coeficientului de frecare s-au reținut, pentru evaluarea gradului de atenuare, numai valorile de la începutul și sfârșitul fiecărei rulări de atenuare.

Rezultatele obținute la examinarea unor loturi de sabotți experimentali, în condițiile ciclului termic menționat, au relevat după prima rulare de atenuare creșteri mari ale coeficientului de frecare, între 14% și 69% față de valoarea inițială la 100°C. În schimb, după a doua rulare de atenuare se constată valori mai scăzute ale coeficientului de frecare la 100°C, comparativ cu valorile inițiale obținute la aceeași temperatură. Scăderea maximă înregistrată de la 10%, se încadrează în prescripțiile publicațiilor străine, pentru programe similare de încercare. Este de menționat faptul că acest grad de atenuare al coeficientului de frecare este propriu numai temperaturii de referință de – 100°C – extinderea la alte temperaturi fiind admisă.

În paralel s-a recurs la examinarea comportării la frecare-uzare a materialului plastic aglomerat NCG 23/12/26, încălzit la diverse temperaturi: 150, 200, 250°C, iar după răcire, supus aceluiași condiții de încercare ca și materialul în starea inițială.

Ciclul termic a constat din: menținerea materialului la temperatura indicată timp de trei ore și apoi răcire în aer la temperatura ambiantă. Programul de încercări la frecare-uzare s-a realizat pe mașina descrisă anterior, în regim stabilizat, menținând

constante la fiecare operație: presiunea, viteza de alunecare și temperatura corpului în contact.

Compararea modului de variația coeficientului de frecare, atins în diverse condiții de experimentare este ilustrată în curbele obținute prin medierea valorilor determinate pe cele trei epruvete examinate la fiecare treaptă de încercări. Astfel, fiecare punct reprezentat constituie media aritmetică a 15 valori determinate în aceleași condiții.

Rezultatele experimentale individuale se încadrează în limitele $\pm 50\%$ din valorile medii, această dispersie datorându-se eterogenității materialului examinat și dimensiunilor relativ reduse ale epruvetei.

În baza criteriului adoptat, se observă că, în general, la treapta de încercare 100°C , materialul plastic, netratat termic sau încălzit până la 200°C , oferă proprietăți de frecare-uzare satisfăcătoare. Aceste tratamente termice se pare că nu au reușit să stabilizeze materialul plastic din punctul de vedere al transformărilor ce au loc prin încălzirea acestuia la diverse temperaturi, dovadă fiind comportarea asemănătoare la frecare-uzare a materialului în diverse stări.

Dependența accentuată a coeficientului de frecare de temperatură se atribuie, în general, transformărilor ce au loc în stratul de material afectat termic în timpul încercării.

Pentru elucidarea acestei probleme s-a executat analiza dilatometrică, utilizând epruvete cilindrice cu dimensiunile: $\varnothing 12 \times 65$ mm, viteza de încălzire de circa $2^\circ\text{C}/\text{minut}$, fiind menținută constantă pe toată durata încălzirii de la 20 la 420°C . Răcirea s-a executat cu cuptorul deconectat.

În evoluția procesului de dilatare, la prima încălzire, apar două perioade de contracție. Reluând ciclul termic, cu aceeași epruvetă, se constată o lungire continuă monotonă, situație care se repetă ori de câte ori se reiau încercările. Salturile coeficientului de dilatare indică transformări în material care se încheie în timpul primei încălziri și sunt ireversibile.

Coroborând analiza dilatometrică cu încercările la frecare-uzare, prezentate mai înainte, rezultă că transformările ce se produc în material sub influența temperaturii sunt cauza modificării valorilor coeficientului de frecare în limite destul de largi.

Cercetarea stabilității termice a mai explorat comportarea mecanică a epruvetelor supuse aceluiași tratament termic ca și în cazul încercărilor la frecare-uzare.

Din analiza datelor se constată:

- Tratamentele termice aplicate provoacă o ușoară creștere a durității și a rezistenței la forfecare;
- Încălzirile la 150 , 200 , și 250°C afectează valorile rezistenței la compresiune, cu o scădere pronunțată a acestora. Valorile obținute sunt superioare limitelor prescrise pentru materiale similare.

În concluzie, se poate spune că materialul încercat asigură o stabilitate termică a tuturor caracteristicilor analizate, definiții pentru utilizarea sa ca material de fricțiune, până la temperaturi sub 150°C , spre a se evita orice cedare a materialului în cursul exploatării. Temperaturi mai ridicate ale suprafeței de frecare conduc la o instabilitate accentuată a coeficientului de frecare, atât în cazul materialului plastic aglomerat în stare inițială cât și la cel supus unor cicluri termice prealabile, încălzire până la 250°C – răcire în aer.

Analiza dilatometrică, repetată pe aceeași epruvetă la cicluri de încălzire succesive până la 400°C , a evidențiat apariția, doar la prima încălzire, la 150°C , a

unei transformări a materialului atribuită unei aglomerări incomplete în procesul de fabricație.

În consecință, prin reconsiderarea ciclurilor de încălzire din procesul tehnologic se poate ajunge la o comportare tribo-termică de performanțe competitive pe plan mondial până la temperaturi de 200°C.

Compararea rezultatelor examinărilor de laborator cu cele obținute în exploatarea feroviară, experimentări realizate cu un tren echipat exclusiv cu saboți din material plastic NCG 23/12/26, pe linia București-Brașov, a evidențiat capacitatea acestei compoziții de a acoperii exigențele siguranței circulației până la 100 km/h, în toate regimurile de frânare aplicate – de oprire și de durată în pantă; temperaturile măsurate pe bandaj n-au depășit 130°C. În schimb, în condițiile regimurilor de frânare a vehiculelor feroviare cu viteze peste 100 km/h, echipate cu frână disc, au apărut degradări ale aglomeratului datorită depășirii domeniului de stabilitate termică. Încercările realizate în traficul feroviar de durată, în perioada 1967-1970, cu trenuri de persoane și navetă de cazane echipate cu saboți din material plastic NCG 23/12/26, la viteze sub 100 km/h, au atestat competitivitatea funcțională, creșterea durabilității fiind de 5 : 1 față de exploatarea cu saboți din fontă uzuală. Rezultă că introducerea garniturilor din material plastic aglomerat în exploatarea feroviară din țara noastră este pe deplin validată de performanțele tehnico-economice incontestabile înregistrate în cursul programului de cercetări [1].

4.3. Rezistența la compresiune coroborată cu relațiile strivirii

4.3.1. Considerații asupra rezistenței la strivire a oțelurilor nealiat

Dimensionarea elementelor de construcții, destinate să transmită acțiunea forțelor de compresiune se bazează pe o caracteristică a materialului: rezistența la strivire. Prin, această caracteristică mecanică se tinde să se exprime capacitatea straturilor superficiale ale materialului de a prelua, în anumite limite de deformare elastică sau plastică, solicitarea presiunilor care se exercită pe suprafața de contact dintre piesele comprimate [16].

Condițiile de solicitare a acestor straturi superficiale sub acțiunea presiunii de contact sunt fundamental diferite față de starea monoaxială de solicitare examinată la încercările obișnuite de compresiune și ca atare caracteristicile mecanice uzuale, - rezistență la rupere, limita de curgere, limita de elasticitate ș. a. - nu mai sunt concludente materialului. În general acest contact se desfășoară pe suprafețe foarte mici în raport cu dimensiunea corpurilor comprimate, solicitarea restrângându-se la o zonă cu o repartiție neuniformă și o stare de tensiune triaxială. Situația devine în special echivocă de îndată ce contactul se desfășoară între corpuri cu suprafețe curbe, concave sau convexe, mărimea tensiunilor de contact putând să preia valori deosebit de ridicate, fără ca totuși să se ajungă la o degradare a straturilor superficiale care să prejudicieze exploatarea elementelor de construcție respective.

Determinarea acestor caracteristici mecanice limită, rezistență la strivire, până la care se pot încărca straturile superficiale constituie încă obiectul unor cercetări din domeniul încercărilor de materiale. Diferitele caracteristici limită preconizate sunt încă din plin controversate și se recurge deseori la relații empirice

prin care se evaluează direct mărimea încărcării limită admisibile pentru diferite organe de mașini, - rulmenți, articulații de reazem, ș.a. Aceste relații au o valabilitate restrânsă fiind specifică anumitor condiții de contact și aplicabile numai materialelor utilizate pentru fabricarea pieselor respective [16].

În dorința de a contribui la elucidarea comportării diverselor categorii de oțeluri nealiate sub acțiunea acestor presiuni de contact locale, s-au întreprins la Laboratorul de încercări de metale din Timișoara a Institutului de Metrologie, o serie de examinări pe probe de bile – pastile cu contact concav punctiform, din oțel de scule – OSC 8 și OSC 10 – și oțel carbon de calitate OLC 60. Probele sunt elemente de articulații utilizate curent la rezemarea platformelor de la basculele-pod, cu bile de diametru nominal $D_1=45$ mm și pastile cu o curbura nominală de diametru $D_2=115$ mm. Diferența mare dintre diametre asigură un contact liber cu o mobilitate ridicată corespunzătoare condițiilor de exploatare [16].

Compoziția chimică a oțelurilor este indicată în tabelul 5.

Probele din OLC 60 au avut o structură de bază martensitică aciculară, pe când probele din OSC 8 și OSC 10 au avut o structură martensitică cripto-cristalină (hardenită).

Tabelul 5

| Proba marca | Piesa | Conținutul în % | | | | | Oțelul | |
|-----------------------------------|-----------------|-----------------|------|------|-------|-------|--------|--|
| | | C | Si | Mn | P | S | Marca | |
| 60/1; 60/2 60/1;60/2;60/3;60/4 | Bile Pastile | 0,60 | 0,28 | 0,59 | 0,034 | 0,035 | OLC60 | |
| 8/1;8/2 | Bile | 0,83 | 0,10 | 0,31 | 0,023 | 0,016 | OSC8 | |
| 10/1;10/2;10/3;10/4 | Pastile | 1,02 | 0,23 | 1,27 | 0,020 | 0,021 | OSC10 | |

Examinarea inițială a duriții probelor, după metoda Rockwell și Vickers, considerată de obicei concludentă pentru rezistența materialelor sub acțiunea presiunii de contact local, au identificat o comportare echivalentă a celor două categorii de oțeluri.

Duritățile Rockwell C variază între 60 și 64 HRC. Împrăștierea relativ mare a valorilor se consideră că se datorește influenței curburii pieselor și neregularităților suprafeței, care în mod inerent afectează măsurările directe ale adâncimii urmei.

În vederea ridicării preciziei măsurărilor s-au efectuat și încercări după metoda Vickers cu sarcina de 50 N, excluzându-se astfel orice influență a curburii suprafețelor. Duritățile determinate sunt cuprinse între 810 și 840 HV, valori care apar ceva mai ridicate decât rezultatele încercărilor după metoda Rockwell aparent mai coborâtă.

Odată elucidată rezistența de pătrundere prin determinarea duriții, s-a trecut la examinarea comparativă a deformării elastice și plastice în cursul încărcării probelor. În acest scop, s-au supus probele la o serie de încercări de compresiune în trepte progresive înregistrându-se mărimile sarcinilor și deformațiilor totale, ale întregului ansamblu bilă-pastile.

Încercările s-au solicitat într-un cadru de solicitare – cu acționare mecanică, cu angrenaj cu șurub fără sfârșit, care asigură creșterea lentă și continuă a solicitării, precum și menținerea ei constantă pe o durată mai îndelungată. Aceste condiții nu au putut fi satisfăcute la operațiile prealabile executate la mașini cu încărcări hidraulice, obținându-se din această cauză o împrăștiere mare a rezultatelor care a împiedicat orice interpretare semnificativă.

Proba a fost montată în serie cu un dinamometru arc cu extensometru cu microscop cu spirală, utilizat la măsurarea forței aplicate. Pentru urmărirea

deformației probei s-a instalat un dispozitiv cu două comparatoare tip Orthotest 1/1000 mm, dispuse diametral. Prin încadrarea a două comparatoare dispuse diametral s-a asigurat compensarea eventualelor rotiri ale pastilei superioare în cursul încercărilor. Comparatoarele au fost fixate într-o brățară legată rigid de pastila superioară, iar pe pastila inferioară s-a montat o brățară suport cu șuruburi de reglarea contactului cu palpatoarele comparatoarelor.

Diametrele bilelor și pastilelor în regiunea de contact, înainte și după încercare, s-au măsurat la un comparator cu microscop cu spirală după Abbé, în punctele indicate după două direcții perpendiculare.

Încărcarea probelor s-a demarat de la o sarcină preliminară de 5 kN, pentru imobilizarea articulației și a întregului dispozitiv. S-au aplicat apoi sarcini succesive, - după metoda descărcărilor repetate – în trepte de 10 kN până la forța maximă de 170 kN, când s-au înregistrat deformațiile remanente de 0,2 mm. După fiecare treaptă s-a recurs la o descărcare până la sarcina preliminară pentru determinarea deformației remanente. Deformațiile s-au evaluat ca media aritmetică a măsurărilor de la cele două comparatoare.

S-a recurs la măsurarea deformației întregii probe întrucât o măsurare individuală a deformației elementelor este posibilă numai după o demontare, ceea ce prejudiciază continuarea încercării pe aceeași suprafață de contact.

Din analiza rezultatelor încercărilor se pare că nu se evidențiază nici o diferență între deformările celor două categorii de oțeluri, valorile înregistrate încadrându-se în limitele dispersiei măsurărilor. În general, ambele oțeluri prezintă o comportare accentuată cvasiproporțională cu toate că se ating deformații plastice de 0,04...0,07 mm la bile, respectiv 0,07...0,09 mm la pastile. Această constatare concordă cu concluziile formulate de Stribeck R. asupra comportării oțelurilor de rulmenți. În schimb ar apărea în contradicție cu încercările cu oțeluri de rulmenți publicate de Beizelmann R. D., la care se înregistrează o variație pronunțat curbilinie cu o tendință de diminuare a deformației la trepte egale de încărcare. De fapt o asemenea regresare acțiune de strivire se evidențiază numai la deformații mari când creșterea aplatizării devine aparentă pentru repartizarea tensiunii de contact. În schimb, în limitele deformațiilor mici urmărite, proporționalitatea creșterii sarcinii odată cu deformația rămâne practic valabilă.

În vederea interpretării riguroase a condițiilor de solicitare din probe se stabilesc cu ajutorul relațiilor lui Hertz, cunoscute în teoria elasticității, în funcție de presiunea locală și curbura elementelor. Cu toate că aceste relații teoretic sunt valabile numai până la atingerea limitei de proporționalitate, respectiv numai pentru deformații elastice totuși încercările efectuate de Stribeck au arătat că sunt că sunt acoperitoare chiar până la atingerea deformațiilor remanente de 0,2%, respectiv până la limita de curgere echivalentă $\sigma_{0,2}$.

La contactul dintre bile și pastile sferice concave din același oțel, presiunea locală se exercită pe un cerc cu raza egală cu

$$r = 0,883 \sqrt{\frac{F \cdot D_1 \cdot D_2}{E \cdot (D_2 - D_1)}} \quad (92)$$

în care: r este raza cercului suprafeței de contact, mm; F, forța normală, N; E, modulul de elasticitate ($E=2,1 \cdot 10^5$ MPa pentru oțel); D_1 , diametrul bilei, mm; D_2 , diametrul de curbura al pastilei, mm.

În cadrul acestor relații se obișnuiește să se recurgă la introducerea coeficientului de curbura sub forma:

$$c = \frac{1}{1 - \frac{D_1}{D_2}} \quad (93)$$

și astfel expresia razei r devine

$$r = 0,883 \sqrt{\frac{F}{E} \cdot D_1 \cdot c} \quad (94)$$

Pe această suprafață circulară de contact se exercită o presiune medie egală cu

$$p = \frac{F}{\pi \cdot r^2} \quad (95)$$

iar în centrul suprafeței apare tensiunea maximă, tensiunea de strivire după Hertz:

$$\sigma_s = 1,5 \cdot p = 0,6153 \sqrt{\frac{F \cdot E^2}{D_1^2} \cdot \frac{1}{c^2}} \quad (96)$$

Deformarea elementelor, strivirea ζ , măsurată normal pe suprafața de contact, se stabilește cu relația:

$$\zeta = 1,553 \sqrt{\frac{F^2}{E^2} \cdot \frac{1}{D_1^2} \cdot c} \quad (97)$$

respectiv strivirea relativă se obține egală cu

$$\frac{\zeta}{D_1} = 1,553 \sqrt{\frac{F^2}{E^2} \cdot \frac{1}{D_1}} \quad (98)$$

În locul tensiunii de strivire σ_s Stribeck preconizează evaluarea unei presiuni limită caracteristice sub forma

$$p_s = \frac{F}{c^2 \cdot D_1^2} \quad (99)$$

Conform relațiilor de evaluare a tensiunilor și deformațiilor în domeniul elastic a putut fi obținută numai prin fotoelasticimetrie întrucât determinările directe pe piese din oțel nu au fost posibile din cauza deformațiilor elastice reduse [16].

Analiza solicitării probei, expusă după Hertz. Urmărește numai acțiunea normală de compresiune în stratul superficial al elementelor în contact. Această presiune se transmite însă și în straturile de sub suprafața de contact provocând tensiuni tangențiale proporționale cu presiunea medie p, care ating un maximum la

o anumită adâncime. Astfel în cazul elementelor sferice examinate, tensiunea tangențială maximă se stabilește la $0,31p$ pentru o adâncime de $0,47r - r$ fiind raza suprafeței de contact dată de relație (94) – de la planul de contact.

Acțiunea acestei tensiuni tangențiale se manifestă printr-o degradare progresivă locală a suprafeței în cursul repetării solicitărilor la rostogolirea reciprocă a elementelor. Prin aceste rostogoliri se produc solicitări pulsante în straturile superficiale care pot ajunge să depășească rezistența la oboseală a oțelului respectiv pentru tensiuni tangențiale și să provoace astfel desprinderile locale de material, cunoscute în tehnică sub denumirea de ciupituri.

Din analiza condițiilor complexe de solicitare rezultă că dimensionarea elementelor de contact trebuie să asigure de fapt numai menținerea tensiunii de strivire, respectiv presiunea de contact, sub o anumită limită, ca să evite atât deformațiile plastice cât și depășirea rezistenței la oboseală pentru tensiuni tangențiale pulsante. Fixarea acestei tensiuni admisibile constituie încă obiectul unor divergențe în publicațiile de specialitate.

Adoptarea limitei de proporționalitate a oțelului, a cărei definiție tehnică este încă discutabilă, ca mărime limită a fost infirmată de încercările de laborator cu bile din oțel călit. La încercarea bilelor s-au stabilit tensiuni de strivire și deformații aferente care se încadrează în relațiile lui Hertz și după depășirea limitei de proporționalitate a oțelului respectiv. Această extindere a valabilității relațiilor deformațiilor elastice se menține chiar și în cazul definirii limitei de proporționalitate cu variație relativă maximă a modulului de elasticitate, - cunoscută în tehnică drept limita Johnson σ_{33} .

Evaluarea unei limite de proporționalitate la încercările executate este discutabilă, întrucât nu s-au efectuat măsurări directe ale elementelor și o repartitie teoretică a deformațiilor pe elementele probei din deformația totală nu poate constitui o bază de apreciere. Totuși din examinarea valorilor globale a deformațiilor reiese că modulul de elasticitate variază până la 33%, - între $F=10$ kN și $F=170$ kN, - fără ca mărimile tensiunilor de contact stabilite după Hertz să fie infirmate de încercări prin apariția unor deformații mai mari. Astfel, limita de proporționalitate indicată de literatură germană - cu o variație a modulului de elasticitate de 10%, - limita Wawrzniok - apare cu totul nejustificată la fixarea tensiunii de contact admisibile și se impune înlocuirea ei cu limita Johnson, cu variația modulului de elasticitate de 33%.

În locul limitei de proporționalitate, caracteristica determinată în general pentru orice dimensionare de restrângere a deformațiilor, s-au preconizat încărcări limită specifice compresiunii locale în funcție de apariția unei anumite deformații măsurate direct pe elementele de reazem. Aceste încercări limită se exprimă în baza unor relații empirice în funcție de duritatea elementelor, duritatea fiind considerată în general ca singura mărime semnificativă de apreciere a capacității de încărcare prin compresiune locală [16].

După încercările lui Palmgreen - Mundt se limitează încărcarea bilelor F astfel ca să nu apară deformații plastice sesizabile direct, fără instrument special de măsură. Se apreciază în general, ca limită sesizabilă direct deformații mai mari de 0,2 mm. Relația încărcării limită preconizată pentru elementele sferice convexe este

$$F_M \leq 1,8 D_1^2 \sqrt{c} \left(\frac{HV}{750} \right)^3 \quad (100)$$

exprimată în funcție de duritatea Vickers HV a oțelurilor aliate de rulmenți.

Această condiție implică de fapt o applatizare relativă $\frac{\zeta}{D_1}$ constantă, cum reiese din relația (98) după introducerea expresiei forței din relația (85):

$$\frac{\zeta}{D_1} = 1,55 \left(\frac{HV}{750} \right)^2 \cdot \sqrt[3]{\frac{1,8}{E^2}} = \text{const} \quad (101)$$

În cazul probelor examinate, la o duritate medie de 830 HV, corespunde o deformația relativă de

$$\frac{\zeta}{D_1} = 1,55 \cdot \sqrt[3]{\frac{1,8}{E^2}} \left(\frac{HV}{750} \right)^2 = 3,7 \cdot 10^{-3}$$

Pentru o asemenea applatizare relativă corespund la încercările efectuate sarcini de 72...78 kN, considerând applatizarea dublă $2\zeta = 330\mu\text{m}$; applatizarea se măsoară pentru ambele suprafețe de contact. În schimb din relația 85 ar rezulta sarcini ceva mai scăzute de 62...65 kN.

Spre deosebire de condiția impusă de Palmgreen, care se referă la deformarea totală –elastică și plastică – în construcțiile de rulmenți se urmărește numai deformația plastică. Din considerente de exploatare se fixează drept condiție limită la rulmenți ca deformația plastică să nu depășească $\zeta = 10^{-4}D_1$. Relația empirică de calcul a forței statice de încărcare pentru bile din oțel călit cu duritatea de 840 HV pentru ca deformarea plastică să se mențină sub $10^{-4}D_1$, este:

$$F_V \leq 1,4 D_1^2 c \quad (102)$$

Față de această relație, încercările înregistrează o apropiere mai accentuată între valorile teoretice și cele experimentale. Astfel pentru o applatizare medie a probei de $2\zeta = 9\mu\text{m}$ corespund sarcini între 36 și 46 kN, față de încărcările limită calculate între 46 și 52 kN.

Diferențele dintre valorile calculate și cele determinate experimental sunt cu totul acceptabile tinând seama de condițiile dificile de măsurare a deformațiilor, pe un ansamblu de articulații și de inerentele erori de interpolare. De altfel, se recunoaște unanim că rezultatele încercărilor mecanice de strivire executate asupra bilelor sunt afectate de dispersii deosebit de mari.

În afară de încercările limită statice, încărcarea de durată este evaluată cu relația după G.Niemann:

$$F_N \leq 0,62 D_1^2 c^2 \left(\frac{HV}{750} \right)^3 \quad (103)$$

Se remarcă faptul că sarcina de durată este inferioară încărcării statice și prezintă o dependență mai strânsă de curbură suprafețelor; încărcarea de durată variază cu pătratul coeficientului de curbură c spre deosebire de încărcarea statică

direct proporțională cu coeficientul c . La fel ca și la încărcarea statică, mărimea caracteristică a materialului rămâne numai duritatea statică după Vickers.

Examinările întreprinse asupra probelor de bile și pastile confecționate din oțel de scule și din oțel carbon de calitate, permit să se formuleze anumite considerații asupra comportării mecanice a acestor oțeluri în condițiile de solicitare specifice compresiunii locale.

În primul rând s-a constatat că între cele două categorii de oțeluri nu se evidențiază nici o diferență în comportarea mecanică, la deformare elastică și plastică, dacă duritatea lor statică este egală. Cu toate că structura cristalină este diferită și granulația mai fină a oțelurilor de scule ar implica prevalarea lor, în special la rezistența la oboseală, totuși capacitatea de încărcare rămâne practic aceeași la cele două oțeluri. Ținând seama de dependența strictă de duritatea statică se consideră că se pot adopta pentru dimensionarea altor piese relațiile de evaluare a capacității de încărcare statică utilizate curent în dimensionarea rulmenților, relațiile după Palmgreen, Mundt, VKF sau altele similare. Valabilitatea acestor relații a fost confirmată experimental înregistrându-se deformațiile limită prescrise la sarcinile limită calculate pe baza relațiilor menționate.

Rezistența la uzură a oțelurilor examinate în condițiile specifice unei rostogoliri pe suprafața de contact rămâne încă o problemă neelucidată. Se impun cercetări sistematice care să exploreze parametrii acestui regim de încărcare pentru ca să se ajungă la determinarea rezistențelor de durată propriu-zise, încărcările suportate teoretic nelimitat fără a apare degradări ale suprafețelor de contact.

În orice caz, chiar dacă aprecierea comportării se mărginește doar la regimuri statice de încărcare, apare evidentă necesitatea revizuirii actualelor recomandări și prescripțiile alegerea materialelor pentru confecționarea elementelor de reazem. Nu este cu nimic justificată utilizarea unor oțeluri superioare atât timp cât aceeași capacitate de încărcare se poate sigura cu un oțel carbon de calitate, criteriul determinant fiind doar realizarea aceleași durități statice. În această situație se prezintă tocmai comparația efectuată între elemente din oțel de scule OSC 8 și OSC 10 și elemente din oțel carbon de calitate OLC 60. Aceste elemente având duritatea egală s-au comportat riguros identic la toate încercările executate în condițiile de încărcare statică. Chiar dacă s-ar evidenția o diferențiere în ceea ce privește încărcarea dinamică de durată nelimitată, totuși aceasta ar afecta alegerea numai în cazul când în exploatare se impune o asemenea condiție.

4.3.2. Încercări mecanice

Un domeniu special de utilizare a articulațiilor de reazem cu bile îl constituie construcțiile de aparate de cântărit de sarcini mari. În vederea protejării cuțitelor de la dispozitivele de cântărire de acțiunea forțelor tangențiale, provocate de deplasarea sarcinilor, platforma se așază pe pârghii prin intermediul unor articulații de reazem cu bile. Importanța deosebită a acestor articulații pentru durabilitatea cuțitelor a determinat ca în execuția lor să se recurgă la oțeluri de calitate superioare – oțeluri de scule și oțeluri de rulmenți – cu rezistențe ridicate atât la compresiune locală – strivire-, cât și la uzură, considerându-se drept nesatisfăcătoare oțelurile de calitate folosite în construcțiile metalice uzuale: oțelurile turnate de mărcile OT40, OT50 și OT 50 A și oțelul carbon de calitate OLC 35 normalizat.

În vederea elucidării durabilității articulațiilor în condițiile specifice exploatarei podurilor bascule, s-au întreprins la Secția de forțe Timișoara a Institutului de Metrologie o serie de încercări mecanice comparative asupra elementelor de articulații, bile și pastile, din oțel de scule – OSC 8 și OSC 10 -, oțelul

utilizat la Sibiu s-au efectuat încercări de uzură în exploatare la un pod basculă cu elemente combinate de articulații din ambele mărci de oțeluri menționate, încercările efectuate și rezultatele obținute sunt descrise în cadrul acestui subcapitol, prezentând interes pentru aprecierea în general a comportării mecanice a oțelurilor la presiunea locală și uzură.

În elementele articulațiilor, bile și pastile, forțele de încărcare se transmit ca forțe normale producând o compresiune locală pe suprafața de contact dintre bilă și pastilă. În general, contactul inițial între elemente este punctiform, razele de curbură fiind diferite, pentru ca în urma acțiunii forței să se ajungă prin aplatizare la o suprafață plană de contact de formă circulară. În aceste condiții, realizate în practică atât timp cât razele de curbură diferă între ele cu mai mult de 10%, se consideră că se manifestă un contact liber, de mobilitate teoretic nelimitată. De îndată ce razele de curbură ale elementelor sunt egale, respective diferența dintre ele este sub 10%, contactul se desfășoară pe un contur sferic, ceea ce constituie un așa-zis contact compact, caracterizat prin restrângerea mobilității articulației, fapt pentru care el este evitat în construcțiile mai pretențioase.

Solicitările produse de compresiunea locală în cazul contactului liber se stabilesc cu ajutorul ecuațiilor lui Hertz, cunoscute din teoria elasticității, în funcție de presiunea locală și curbura elementelor.

La contactul dintre bile cu pastile sferice din același material presiunea locală se exercită pe un cerc cu raza dată de relația:

$$r = 0,88 \sqrt[3]{\frac{F}{E} \cdot \frac{D_1 \cdot D_2}{D_2 - D_1}} \quad (104)$$

în care :

- r raza cercului suprafeței de contact, mm,
- F forța normală, kgf,
- E modulul de elasticitate ($E = 2,1 \cdot 10^5$ MPa pentru oțel)
- D_1 diametrul bilei, mm,
- D_2 diametrul de curbură al pastilei, mm.

În cadrul acestei relații se obișnuiește să se recurgă la introducerea coeficientului de curbură sub forma:

$$c = \frac{1}{1 - \frac{D_1}{D_2}} \quad (105)$$

și astfel expresia razei r devine

$$r = 0,88 \cdot \sqrt[3]{\frac{F}{E} \cdot D_1 c} \quad (106)$$

Pe această suprafață circulară de contact se exercită o presiune medie egală cu

$$p = \frac{F}{\pi \cdot r^2} \quad (107)$$

iar în centrul suprafeței apare tensiunea maximă, tensiunea de strivire după Hertz;

$$\sigma_s = 1,5 \cdot p = 0,6153 \sqrt[3]{\frac{F \cdot E^2}{D_1^2} \cdot \frac{1}{c^2}} \quad (108)$$

Deformarea elementelor, strivirea u măsurată normal pe suprafața de contact, se stabilește cu relația:

$$u = 1,55 \cdot 3 \sqrt[3]{\frac{F^2}{E^2} \cdot \frac{1}{D_1^2 \cdot c}} \quad (109)$$

respectiv strivirea relativă se obține egală cu

$$\frac{u}{D_1} = 1,55 \cdot 3 \sqrt[3]{\frac{F^2}{E^2} \cdot \frac{1}{D_1^4 \cdot c}} \quad (110)$$

Este de remarcat faptul că relațiile stabilite teoretic în condiții de deformații eminentemente elastice, mai mult chiar și proporționale cu tensiunile aferente, s-au dovedit experimental acoperitoare chiar și la solicitări mai ridicate până în apropierea apariției deformațiilor plastice mari, până aproape de limita de curgere echivalentă $\sigma_{0,2}$. Din această cauză Stribeck preconizează exprimarea presiunii de contact sub forma:

$$p_s = \frac{F}{c^2 \cdot D_1^2} \quad (111)$$

în locul relației după Hertz.

Confirmarea valabilității relațiilor de evaluare a tensiunilor și deformațiilor în domeniul elastic a fost obținută numai prin ample măsurări fotoelasticimetrice pe modele, întrucât determinările directe pe piese din oțel nu au putut fi urmărite cu suficientă precizie, din cauza valorilor foarte reduse ale deformațiilor. În schimb, în domeniul deformațiilor plastice chiar și încercările cu bile de oțel cu înregistrat o respectare riguroasă a relațiilor lui Hertz și o corespondență între presiunile de contact evaluate după Hertz și Stribeck.

Analiza expusă după Hertz urmărește numai acțiunea normală de compresiune în stratul superficial al elementelor în contact. Această presiune se transmite însă și în straturile de sub suprafața de contact, provocând tensiuni tangențiale proporționale cu presiunea medie p , care ating un maxim la o anumită adâncime. Astfel, în cazul elementelor sferice examinate, tensiunea tangențială maximă se stabilește la $\tau_{\max} = 0,31p$ pentru o adâncime de $0,47r$ - r fiind raza suprafeței de contact dată de relația de la planul de contact [16].

Acțiunea acestei tensiuni tangențiale se manifestă printr-o degradare progresivă locală a suprafeței în cursul repetării solicitărilor la rostogolirea reciprocă a elementelor. Prin aceste rostogoliri se produc solicitări pulsante în straturile superioare, care pot ajunge să depășească rezistența la oboseală a oțelului

respectiv pentru tensiuni tangențiale (τ_0) și să provoace desprinderile locale de material, cunoscute în tehnică sub denumirea de ciupituri. Din analiza condițiilor complexe de solicitare rezultă că dimensionarea elementelor de contact trebuie să asigure de fapt numai menținerea tensiunii de strivire, respectiv presiunea de contact, sub o anumită limită, ca să se evite atât deformațiile plastice cât și depășirea rezistenței la oboseală pentru tensiuni tangențiale pulsante. Fixarea acestei tensiuni admisibile constituie încă obiectul unor divergențe în publicațiile de specialitate.

Adoptarea limitei de proporționalitate a oțelului, a cărei definiție este încă discutabilă, ca mărime limită a fost infirmată de încercările de laborator cu bile din oțel călit [16].

La încărcarea bilelor s-au stabilit tensiuni de strivire și deformații aferente care se încadrează în relațiile lui Hertz, și după depășirea limitei de proporționalitate a oțelului respectiv. Această extindere a valabilității relațiilor deformațiilor elastice se menține chiar și în cazul definerii limitei de proporționalitate cu variația relativă maximă a modului de elasticitate, cunoscută în tehnică ca limita Johnson σ_{33} .

În locul limitei de proporționalitate, caracteristica determinată în general pentru orice dimensionare de restrângere a deformațiilor, s-au preconizat încărcări limită specifice compresiunii locale în funcție de apariția unei anumite deformații măsurate direct pe elementul de reazem.

Aceste încercări limită se exprimă în baza unor încercări empirice în funcție de duritatea elementelor, duritatea fiind considerată în general ca singura mărime semnificativă de apreciere a capacității de încărcare prin compresiune locală.

După încercările lui Palmgreen-Mundt, se limitează încărcarea bilelor, astfel ca să nu apară deformații plastice sesizabile direct, fără instrument special de măsură. Se apreciază în general ca limită sesizabilă direct deformații mai mari de 0,2 mm. Relația încărcării limită preconizată pentru elemente sferice convexe este

$$F_M \leq 1,8 D_1^2 \sqrt{c} \left(\frac{HV}{750} \right)^3 \quad (112)$$

exprimată în funcție de duritatea Vickers HV a bilelor.

Această condiție implică de fapt o aplatisare relativă $\frac{c}{D_1}$ constantă, cum reiese din relația (113) după introducerea expresiei forței din relația :

$$\frac{u}{D_1} = 1,55 \cdot 3 \sqrt{\frac{F^2}{E^2} \cdot \frac{1}{D_1^4 c}} = 1,55 \left(\frac{HV}{750} \right)^2 \sqrt[3]{\frac{1,8}{E^2}} = \text{const} \quad (113)$$

Spre deosebire de condiția impusă de Palmgreen, care se referă la deformarea totală – elastică și plastică – în construcțiile de rulmenți se urmărește numai deformația plastică. Din considerente de exploatare se fixează drept condiție limită la rulmenții ca deformația plastică să nu depășească $u_v = 10^{-4} D_1$. Relația empirică de calcul a forței statice de încărcare pentru bile din oțel călit cu duritatea de 840 HV, pentru ca deformarea plastică să se mențină sub $10^{-4} D_1$, este :

$$F_V \leq 1,4 D_1^2 c \quad (114)$$

Încărcările limită stabilite cu relațiile (112) și (114) reglementează numai solicitarea statică de compresiune, evitând degradarea suprafeței elementelor prin strivire. Pentru o dimensionare judicioasă trebuie încă să se urmărească și menținerea integrității suprafețelor în cursul exploatării, pentru ca să nu apară desprinderile locale, ciupiturile, în urma repetării solicitărilor. Aceste încărcări de durată, pe care le suportă elementele în contact, un număr teoretic nelimitat de cicluri, se evaluează tot cu ajutorul unor relații empirice stabilite pe baza rezultatelor încercărilor; se consideră în general încărcări de durată valorile pentru care apar ciupituri la un număr de cel puțin 10^7 cicluri de rostogoliri între elementele de contact. Se indică relațiile limită propuse de G.Niemann pentru contact sferic convex între elemente din oțel călit cu o duritate de 750 HV. Încărcarea de durată după Niemann este exprimată prin limitarea tensiunii de strivire după Hertz, în funcție de duritatea piesei sub forma

$$\sigma_s \leq 0,525 H_V \quad (115)$$

Din această condiție, încadrată în relația (108), se determină încărcarea de durată:

$$F_N \leq 0,62 D_1^2 c^2 \frac{H_V^3}{E^2} \quad (116)$$

respectiv pentru piese din oțel cu $E=2,05 \cdot 10^5$ MPa, relația se poate scrie sub o formă analogă relației lui Palmgreen și anume

$$F_N \leq 0,62 D_1^2 c^2 \left(\frac{H_V}{750} \right)^3 \quad (117)$$

Se remarcă faptul că sarcina de durată este inferioară încărcării statice și prezintă o dependență mai strânsă de curbura suprafețelor; încărcarea de durată variază cu pătratul coeficientului de curbura c , spre deosebire de încărcarea statică direct proporțională cu coeficientul c . La fel ca și la încărcarea statică, mărimea caracteristică a materialului rămâne numai duritatea statică după Vickers. În consecință, orice raportare la alte caracteristici mecanice – limita de proporționalitate, limita de curgere, rezistența la oboseală – se pare că nu este justificată de comportarea efectivă a elementelor sollicitate la compresiuni locale și calitatea materialului se apreciază numai după duritatea suprafețelor în contact. Importanța deosebită a durității pentru capacitatea de încărcare este relevată în numeroase lucrări care se ocupă cu construcția și exploatarea rulmenților, fiind pe deplin confirmată experimental. Astfel, prin reducerea durității bilelor de la 62 HRC la 56 HRC, realizată odată cu variația temperaturii de revenire, se ajunge ca încărcarea limită să coboare până la 60% din valoarea inițială.

Aceste considerații trebuie însă reținute sub rezervă, întrucât în toate încercările publicate s-au urmărit de fapt numai oțelurile utilizate în fabricarea de rulmenți, oțeluri speciale aliate cu crom, fără a se face vreo remarcă asupra altor categorii de oțeluri de construcții, nealiate și aliate. Din această cauză, problema

suportilor de la poduri bascule, cu bile și pastile din oțeluri nealiate, reclamă încă o cercetare proprie cu încercări de strivire și uzură care să elucideze încărcările limită, statice și de durată, capabile să fie suportate.

Cercetările întreprinse la Secția de forțe din Timișoara a Institutului de Metrologie au urmărit comportarea mecanică a unor articulații de reazem convexe cu bile și pastile de dimensiuni mari : bile cu diametrul nominal $D_1 = 45$ mm și pastile cu un diametru nominal de curbura $D_2 = 115$ mm. Diferența mare dintre diametre asigură un contact liber de mobilitate ridicată.

Elementele au fost confecționate din oțel de scule , OSC 8 pentru bile și OSC 10 pentru pastile și oțel carbon de calitate OLC 60, pentru ambele piese tratate termic.

Structura oțelurilor a fost examinată la un grosimetru ridicat de 1000:1, pentru a putea fi evidențiată diferența specifică fiecărui oțel; probele din oțel carbon de calitate OLC 60 prezintă o structură de fond martensitică aciculară fină, cu porțiuni martensitice criptocristaline (hardenită). În microstructura probelor din oțel carbon de scule, OSC 8 și OSC 10, se evidențiază numai o granulație mai fină și omogenă de martensită criptocristalină (hardenită).

Duritățile probelor au fost determinate inițial prin metoda Rockell C, conform uzanțelor din exploatare, și apoi au fost controlate cu metoda Vickers cu sarcini de 50 N.

Aplicarea metodei Vickers cu sarcina de 50 N a urmărit de fapt ridicarea preciziei încercărilor, eliminând sursele de erori inerente la aplicarea metodei Rockwell, pentru se putea sesiza eventuale diferențe semnificative între rezultatele obținute la cele trei calități de oțeluri. Prin alegerea sarcinii coborâte de 50 N s-a evitat totodată și orice influență a curburii suprafețelor examinate asupra măsurătorilor.

O diferență între rezultate nu se înregistrează, duritățile prezentând de altfel un câmp de împrăștiere destul de mare între 60....64 HRC, respectiv 810...840 HV. Din confruntarea acestor măsurători reiese că în general duritățile Rockwell apar ceva mai coborâte decât duritățile Vickers. Această constatare este pe deplin justificată de influența curburii suprafețelor care provoacă numai la metoda Rockwell o penetrare aparentă mai mare, implicit o duritate măsurată mai scăzută, având în vedere dimensiunile relativ mari ale urmei produse de o sarcină de 1500 N. Dispersia rezultatelor încercărilor se atribuie neregularității și rugozității relativ mari a suprafețelor care afectează în special determinările după metoda Vickers cu 50 N cu diagonala urmelor aproape de 0,1mm.

Pentru urmărirea capacității de încărcare statică, s-au supus câte două elemente din OLC 60 și două elemente cu bile din OSC 8 și pastile din OSC10 la o serie de încercări în trepte progresive, înregistrându-se atât mărimile sarcinilor cât și deformațiilor totale corespunzătoare ale întregului ansamblu. Încercările s-au executat într-un cadru de solicitare cu acționare mecanică, cu angrenaj cu șurub fără sfârșit, care asigură creșterea lentă și continuă a solicitării, precum și menținerea ei constantă pe o durată mai îndelungată. Aceste condiții nu au putut fi obținute la operațiile prealabile efectuate la mașini de încercat hidraulice, fapt care a și împiedicat orice interpretare semnificativă a rezultatelor.

În această mașină, ansamblul bilă – pastile a fost montat în serie deasupra unui dinamometru arc cu extensometru cu micriscop cu spirală, utilizat pentru măsurarea forței aplicate. Deformația totală a ansamblului a fost măsurată cu un dispozitiv cu două comparatoare tip orthotest cu precizia de 1/1000 mm. Comparatoarele au fost fixate într-o brățară legată rigid de pastila superioară, iar pe pastila inferioară s-a montat o brățară suport cu șuruburi de reglare a contactului cu

palpatoarele comparatoarelor. Prin încadrarea a două comparatoare dispuse diametral s-a asigurat compensarea eventualelor rotiri ale pastilei superioare în cursul încercărilor.

Măsurarea bilelor în regiunea de contact s-a executat la un comparator vertical cu microscop cu spirală după Abbé. Diametrele au fost măsurate în șase puncte, după două direcții perpendiculare.

Diametrele medii de curbură a pastilelor au fost determinate prin calcul în baza unor serii de măsurători la distanțe de 1 mm ale înălțimei calotei sferice în lungul unei coarde de 10 mm lungime, înălțimile calotei au fost măsurate la un aparat de măsurat lungimi orizontal, cu microscop cu spirală. Deformațiile plastice s-au determinat direct din diferența dintre înălțimile calotei înainte și după încercare pentru diversele puncte.

Încărcarea ansamblului s-a demarat de la o sarcină preliminară de 5 kN, care să imobilizeze articulația și să asigure stabilitatea întregului montaj. S-au aplicat apoi sarcini succesive în trepte de 10 kN până la o forță maximă de 170 kN înregistrându-se deformarea întregului ansamblu ca media aritmetică a indicațiilor celor două comparatoare. După fiecare treaptă s-a procedat la o descărcare până la sarcina preliminară, 5 kN, pentru determinarea deformației remanente. S-a recurs la această metodă de măsurare globală a deformațiilor remanente ale ansamblului, întrucât o măsurare individuală a deformației elementelor nu este posibilă fără o demontare din mașină, iar după demontare continuarea încărcării pe acea suprafață de contact este practic irealizabilă. Încercările s-au limitat la o sarcină maximă de 170 kN, considerându-se că nu mai prezintă interes continuarea lor, ajungându-se la deformații remanente importante, de peste 0,2 mm.

După încheierea încercărilor s-a trecut la măsurarea deformațiilor plastice ale fiecărui element a articulațiilor, în condițiile specificate la stabilirea inițială a diametrelor de curbură.

Din analiza rezultatelor măsurărilor se pare că nu se evidențiază nici o diferență între comportarea celor două oțeluri, valorile înregistrate încadrându-se în însăși dispersia măsurătorilor. În general, ambele oțeluri prezintă în domeniu de încărcare cercetat o comportare accentuată cvasiproportională cu toate că se ating deformații plastice aparente de 0,04...0,07 mm la bile, respectiv 0,08...0,09 mm la pastile. Această constatare concordă cu concluziile formulate de Stribeck R. pe bile din oțel de rulmenți. În schimb, ar apărea în contradicție cu datele publicate de Beizelmann R. D., care înregistrează o variație pronunțat curbilinie, cu o tendință de diminuare a deformației la trepte egale de încărcare. Această situație, evident, va apare la deformații mai accentuate, întrucât prin aplatisare se mărește suprafața de contact și implicit desfășurarea strivirii va regresa, dar în limitele deformațiilor mici această acțiune este inoperantă și proporționalitatea sarcinii rămâne respectată.

Stabilirea unei limite de proporționalitate la încercările de compresiune este deosebit de dificilă, întrucât nu s-au efectuat măsurători directe ale elementelor și o repartitie a deformației ansamblului nu poate constitui o bază certă. Pentru orientare se poate menționa totuși că în elementele examinate variația modulului de elasticitate de la prima treaptă și până la ultima treaptă nu depășește limita de 33% aferente limitei de proporționalitate după Johnson. O demarcare a limitei de proporționalitate pentru variații mai strânse ale modulului de elasticitate (10% sau 20%) nu este posibilă în condiții de desfășurare a încercărilor, fiind acoperite direct de împrăștierea rezultatelor. În consecință, determinările lui Stribeck – cu o limită de proporționalitate la strivire de 6000 MPa, respectiv o presiune de 20 MPa -, fiind raportate la o variație a modulului de elasticitate de 10%, conform metodice

Wawrizniok practicate în laboratoarele germane, nu pot constitui o bază de comparație.

Forțele de încărcare limită calculate cu relațiile empirice aplicate la dimensionarea rulmenților se confirmă în mare măsură prin deformațiile respective măsurate. Astfel, în baza relației lui Palmgreen- Mundt se stabilesc încărcări limită pentru o anumită aplatizare relativă constantă, care în cazul bilelor examinate cu o duritate medie de 830 HV este:

$$\frac{u}{D_1} = 1,55 \left(\frac{HV}{750} \right)^2 \sqrt[3]{\frac{1,8}{E^2}} = 3,7 \cdot 10^{-3} \quad (118)$$

La această aplatizare relativă corespund încărcări F_M calculate cu relația 9 între 62....65 kN iar din diagrame reies sarcini ceva mai mari, de 72....78 kN, corespunzătoare unor deformații totale ale ansamblului bilă - pastile, de $\Delta l = 2u = 330 \mu\text{m}$; aplatizarea apare dublată în măsurările de deformații prin amplasarea dispozitivului extensometric pe pastile, înglobând astfel strivirile produse pe ambele suprafețe de contact.

O apropiere mai accentuată se înregistrează între forțele limită F_V calculate cu relația 11 și cele stabilite experimental la o deformare plastică de $u_V = 10^{-4} D_1$ pentru o suprafață de contact, respectiv pentru o deformare remanentă medie $\Delta l_V = 2u_V = 9 \mu\text{m}$ a întregului ansamblu bilă-pastilă. Încărcările limită calculate variază între 46 și 52 kN iar sarcinile experimentale aferente deformațiilor remanente $\Delta l_V = 9 \mu\text{m}$ se situează între 39 și 46 kN.

Diferențele dintre valorile calculate și cele determinate experimental sunt cu totul acceptabile, tinând seama de condițiile dificile de măsurare a deformațiilor pe un ansamblu de articulații și de inerentele erori de interpolare. De altfel, se recunoaște unanim că rezultatele încercărilor mecanice, de strivire și durabilitate, efectuate asupra bilelor sunt afectate de dispersii deosebit de mari.

Comportarea articulațiilor la solicitările repetate s-a urmărit prin încercări de uzură, de laborator și de exploatare. Încercările de laborator s-au executat pe probe de bile prin uzură de alunecare cu disc în rotație și uzură de rostogolire oscilantă.

O determinare rapidă și concludentă a rezistenței la uzură a materialelor cu duritate ridicată se obține prin aplicarea încercării cu frecare de alunecare cu disc rotativ, cunoscută ca metoda de încercare Savin. Această metodă constă în rodarea suprafeței probei, imobilizată în cursul încercării de un disc subțire dintr-o carbură concreționată (metal dur), în rotație. Discul este apăsat normal pe suprafața probei și este rotit de un motor electric la o turație constantă. După un anumit număr de ture ale discului, respectiv după o durată de aplicare, se măsoară urma lăsată de disc pe suprafața probei și în funcție de dimensiunea ei se stabilește volumul de material dislocat. Parametrii încercării sunt forța de apăsare, turația și durata de aplicare a discului, care se aleg în funcție de caracteristicile probei. După această metodă s-au executat încercările asupra probelor de bile la un aparat construit de Secția de rezistență și încercări de metale de la Baza de cercetări științifice din Timișoara a Academiei R.P.R.

Aparatul este prevăzut cu un disc de rodaj conic, care accelerează desfășurarea dislocării. Încercarea a fost efectuată cu o forță de apăsare de 10 N și o turație de 100 rot/min. Durata încercării a fost limitată la 60 s, întrucât

dimensiunile urmelor realizate s-au considerat suficient de mari pentru determinarea volumului de material dislocat.

Între lățimile urmelor nu se evidențiază nici o deosebire semnificativă între cele două categorii de oțeluri; diferențele variază doar în limitele de împrăștiere ale metodei.

O reeditare a condițiilor de uzură din exploatare s-a realizat prin încercările de rostogolire oscilantă, executată la mașina construită de Secția de forțe Timișoara a Institutului de Metrologie. Mașina antrenează într-o mișcare oscilantă o pastilă fixată de un arbore cotit, antrenat printr-un dispozitiv bielă-manivelă. Pe această pastilă este apăsată proba (bila), printr-un șurub de strângere legat de o pafta a unui sistem de pârghii de încărcare. Astfel, în jurul bilei, imobilizată în cursul încercării, se rostogolește pastila alternativ cu un anumit unghi. Forța aplicată asupra probei a fost aleasă de 60 kN, o valoare majorată cu 50% față de sarcina maximă admisibilă în exploatare pentru aceste articulații.

Rostogolirea a avut o frecvență de 50 cicluri/min și un unghi de $\pm 5^\circ$. Încercarea s-a executat pe câte două probe din fiecare marcă de oțel, până la atingerea unui număr de 50000 cicluri (circa 7 zile), dar nu s-a evidențiat o uzură măsurabilă pe nici una din probe; degradarea suprafeței s-a menținut sub toleranțele de ovalitate a conturului (sub 0,05 mm). Extinderea duratei de încercare și majorarea încărcării pentru a potența uzura s-au considerat inoperante pentru obiectivele acestor cercetări, urmărindu-se de fapt doar o examinare a comportării în condiții similare exploatării, la care nu se pot nici chiar accidental depăși valorile menționate.

Pe lângă aceste încercări de laborator, Uz. "Balanța" Sibiu a mai recurs și la o examinare de durabilitate în exploatare pe o durată de 13 luni. Articulații din ambele mărci de oțeluri, în combinațiile menționate au fost montate la un pod basculă de tipul BPVR 8/20 t. Încărcarea repartizată pe un element în medie a fost de 25 kPa, iar valoarea maximă posibilă a atins 40 kPa. S-au aplicat efectiv 22000 operații de cântărire la o frecvență medie de 60 operații/zi. În toată perioada de experimentare, cu regim normal de lucru, nu s-a evidențiat nici o defectiune.

La demontarea articulațiilor s-a constatat o corodare accentuată a pieselor, menținându-se neatacată numai suprafața de contact propriu-zisă.

Strivirea elementelor, respectiv reducerea diametrului nu a putut fi determinată datorită dimensiunilor ei relativ mici, sub 1 mm, de același ordin de mărime ca și toleranțele de ovalitate admise la execuție de $\pm 0,5$ mm. Orientativ s-au măsurat dimensiunile urmei plane lucioase, lungimea și lățimea maximă pentru a constitui doar un criteriu de comparație între cele două mărci de oțeluri. Dar nici după aceste urme nu se evidențiază vreo deosebire în comportarea oțelurilor.

În general, toate încercările de uzură efectuate, în condițiile acceptate apropiate regimului de exploatare, nu au relevat nici o diferență în durabilitatea pieselor. Această constatare ar confirma o dependență directă a rezistenței de uzură numai de duritatea statică, care a fost practic identică la cele două categorii de probe. De altfel această dependență este oarecum consacrată în publicațiile de specialitate și acceptată chiar drept bază de dimensionare pentru piesele cu solicitări de compresiune locală; duritatea statică este prelevată drept mărime caracteristică determinantă la aprecierea capacității de încărcare statică și dinamică. Astfel se neglijează orice influență a caracteristicilor de tenacitate, care variază de la oțel la oțel, chiar dacă duritatea lor statică este egală. Ori tocmai aceste caracteristici de deformabilitate se manifestă din plin la acțiunea tensiunilor tangențiale care provoacă degradarea suprafețelor în regim de rostogolire oscilantă. Sub acest aspect, cele două oțeluri examinate prezintă inerent o diferență, având o granulație

structurală deosebită a martensitei; oțelul 60 are o structură aciculară, fragilă, pe când oțelul OSC 8 are o structură fină și omogenă, hardenită, cu tenacitate accentuată.

Faptul că această diferență structurală nu a fost sesizată prin încercări se datorește numai menținerii condițiilor de solicitare sub capacitatea de încărcare a ambelor oțeluri.

Examinările întreprinse asupra elementelor de reazem cu bile și pastile, confecționate din oțel de scule și oțel carbon de calitate, permit să se formuleze anumite considerații asupra comportării mecanice a acestor oțeluri în condițiile de solicitare specifice compresiunii locale. Prin analiza rezultatelor încercărilor mecanice efectuate se învederează valabilitatea criteriilor de apreciere a capacității de încărcare statică și dinamică, stabilite pentru oțelurile aliate de rulmenți și la oțelurile examinate, oțelurile de scule OSC 8 și OSC 10 precum și oțelul carbon de calitate OLC 60 [16].

În primul rând s-a constatat că între cele două categorii de oțeluri nu se evidențiază nici o diferență în comportarea mecanică, la strivire și uzură, dacă duritatea lor statică este egală. Cu toate că structura cristalină este diferită și granulația mai fină a oțelurilor de scule ar implica o prevalare, în special la rezistența la oboseală, totuși capacitatea de încărcare a rămas practic aceeași la cele două oțeluri.

Tinând seama de dependența strictă de duritatea statică, se consideră că se pot adopta pentru dimensionare relațiile de evaluare a capacității de încărcare statică utilizate curent în dimensionarea rulmenților, relațiile după Palmgreen, Mundt, V.K.F. sau altele similare. Valabilitatea acestor relații a fost confirmată experimental înregistrându-se deformațiile limită prescrise la sarcinile limită calculate pe baza relațiilor menționate.

Rezistența la uzură a oțelurilor examinate în condițiile specifice rostogolirii oscilante rămâne încă o problemă neelucidată. Încercările efectuate au stabilit doar niște parametri ai regimului de încărcare în care nu se evidențiază o diferență între cele două oțeluri. Evident, aceste rezultate puține nu pot să confirme o dependență strictă numai de duritatea oțelului și nici să infirme influența compoziției chimice și a structurii. Se impun cercetări sistematice care să exploreze mai larg parametrii regimului de încărcare pentru ca să se ajungă la determinarea rezistențelor de durată propriu-zise, încărcările suportate teoretic nelimitat fără să apară degradări ale suprafețelor în contact. Doar aceste rezistențe de durată vor constitui elemente certe și definitive de comparație între oțeluri [16].

În orice caz, chiar dacă aprecierea comportării se mărginește doar la anumite regimuri de încărcare, apare evidentă necesitatea revizuirii actualelor recomandări și prescripții de alegerea materialelor pentru confecționarea elementelor de reazem. Nu este cu nimic justificată utilizarea unor oțeluri superioare, atât timp cât aceeași capacitate de încărcare se poate asigura cu un oțel carbon de calitate, criteriul determinant fiind doar realizarea aceleiași durități statice. În această situație se prezintă tocmai comparația efectuată între elemente din oțel de scule OSC8 și OSC10 și elemente din oțel carbon de calitate OLC 60, utilizate la construcții de poduri bascule. Aceste elemente având duritatea egală s-au comportat riguros identic la toate încercările executate, care au urmărit condițiile de încărcare statică și încărcarea dinamică de durată limitată până la 500000 încărcări, cu totul acoperitoare pentru regimul de exploatare. Chiar dacă s-ar evidenția o diferențiere în ceea ce privește încărcarea dinamică de durată nelimitată, totuși aceasta nu ar afecta cu nimic alegerea, întrucât în cazul exploatării podurilor bascule o asemenea condiție apare cu totul nejustificată [16].

4.4. Rezistența la uzură abrazivă

Examinarea comportării mecanice a structurilor superficiale ale pieselor metalice de la diverse mecanisme în conjuncția complexă a proceselor de uzare din exploatare constituie încă o problemă deschisă pentru tehnica de laborator, întrucât lipsește o reglementare uniformă și univocă – pe plan mondial și internațional – a metodei de încercare concludentă pentru practica industrială. Pentru determinarea durității de imprimare după metoda Rockell sau Vickers – singura încercare mecanică consacrată în prezent la examinarea straturilor superficiale -, se evidențiază de fapt rezistența la compresiune locală cvasistatică, o solocitare esențial diferită de acțiunile de degradare prin tăiere care se manifestă pe suprafețele de contact ale cuplei de frecare cu o deplasare relativă, de alunecare sau de rostogolire [16].

Pentru prospectarea capacității metalelor de a suporta procesul de uzare în regim de frecare uscată, se tinde în ultimele decenii să se introducă încercări de duranță accelerate, constând din încercări de uzare, de alunecare în contact cu materiale abrazive. Aceste încercări simulează în principal regimul de exploatare pentru unele terasiere, malaxoare, concasoare și altele.

Se recurge la soluția preconizată de Nieberding: expunerea probei la acțiunea erozivă a unui disc rotativ de șlefuit, pe care s-a aplicat un material abraziv cu suport textil sau din hârtie. De la o metodă la alta diferă parametrii încercării (presiunea, viteza, parcursul) și condițiile de evaluare a uzurii (măsurarea directă sau raportarea la uzura unei epruvete de referință). În aceste condiții, rezultatele obținute în prezent la diversele metode de încercări de uzare cu disc de șlefuit de tip Nieberding nu mai pot fi acceptate drept baze unitare de comparație pentru calitatea materialelor.

Metodologia de încercare prevalentă pentru prospectarea comportării straturilor superficiale reclamă folosirea epruvetelor cu dimensiuni cât mai mari, expuse la un parcurs de șlefuire cât mai lung. În aceste condiții, se obține o uzură suficient de amplă pentru a se îngloba în rezultatele încercărilor durabilitățile diferențiate, pe suprafață și în adâncime, ale materialului eterogen – macro și microstructural – deșus la sudare. Menținând discurile cu diametre uzuale până la \varnothing 350mm, majorarea parcursului epruvetei se obține prin dublarea discurilor și diminuarea avansului radial al traseului în spirală, astfel că epruveta să treacă de mai multe ori peste aceleași granule abrazive. Raportul dintre diametrul epruvetei și avansul radial, care reprezintă de fapt numărul de treceri ale epruvetei peste aceleași granule de abraziv, constituie un parametru specific fiecărei metode de examinare a uzurii abrazive. Mărirea raportului menționat este avantajoasă, întrucât se atinge stabilizarea procesului de uzare prin uniformizarea acuității de șlefuire a abrazivului, fapt care în final reduce dispersia rezultatelor încercărilor.

În practica încercărilor de uzură se determină fie uzura liniară, U , măsurată la o durată de încercare dată sau după un anumit parcurs de șlefuire, fie viteza de uzare în faza stabilizată.

Pentru aprecierea capacității de încărcare a materialului la acțiunea de uzare se recurge la indicarea durabilității sub forma unor caracteristici reciproce caracteristicilor de uzare, și anume:

- durata de uzare, t , pentru a se atinge o anumită uzură U ,
- durabilitatea la uzare t/U , mărimea reciprocă a vitezei de uzare.

Caracteristicile de durabilitate sunt prelucrate în prezent în dimensionarea organelor de mașini pentru asigurarea unei anumite durate de funcționare.

Determinarea geometrică a uzurii – liniare sau volumice – este grevată de erori mari, întrucât apar inerente abateri de planitate pe suprafața uzată, care afectează orice măsurare discretă a dimensiunilor. O măsurare integrată a uzurii se

asigură la determinarea uzurii masice prin cântărirea epruvetei înainte și după încercare.

Pentru reducerea influenței eterogenității (structurale și geometrice) a amestecului de granule abrazive se recurge adeseori la dublarea încercării cu o epruvetă de referință, etalon; epruveta de referință se expune unei încercări pe același disc de șlefuire, în zone adiacente celor parcurse de epruveta din materialul examinat. Prin raportarea uzurilor – liniară, volumică sau masică – determinate pe epruveta din materialul examinat U și pe epruveta de referință U_r se obțin caracteristici calimetrice relative, independente de variația acuității de șlefuire a hârtiei abrazive folosite, sub forma :

- uzura relativă U/U_r , respectiv
- durabilitatea relativă U_r/U .

O analiză a desfășurării procesului de uzare în situația specifică a încercărilor pe disc de tip Nieberding relevă două faze distincte :

- uzarea primară – rodarea -, care apare la așezarea epruvetei și durează atât timp cât degradarea nu cuprinde întreaga suprafață frontală a epruvetei, și
- uzarea secundară, care intervine numai după epuizarea uzării primare.

În prima fază, viteza de uzare $\left(\omega = \frac{dU}{dt}\right)$ preia o valoare maximă, pentru ca

să se atenueze odată cu progresarea degradării. În cea de-a doua fază, viteza de uzare atinge o valoare constantă, independentă de timp. Din cauza continuității procesului nu este încă posibilă o delimitare a celor două etape, viteza de uzare scăzând progresiv până când devine practic constantă.

Pentru descrierea procesului de uzare abrazivă, tinând seama de continuitatea degradării, se poate adopta drept model matematic funcția:

$$\omega(t) = \frac{dU}{dt} = (\omega_0 - \omega_s)e^{-mt} + \omega_s \quad (119)$$

de unde decelerația procesului este

$$\frac{d^2U}{dt^2} = -m(\omega_0 - \omega_s)e^{-mt} \quad (120)$$

iar uzura se exprimă sub forma:

$$U(t) = \frac{\omega_0 - \omega_s}{m} (1 - e^{-mt}) + \omega_s t \quad (121)$$

unde

ω este viteza de uzare momentană,

ω_0 - viteza de uzare inițială,

ω_s - viteza de uzare în faza stabilizată,

m - constanta de atenuare a vitezei de uzare,

U - uzura liniară

t - timpul scurs de la începerea încercării.

Analiza decelerației uzării permite separarea univocă operațională a fazei de rodare prin prescrierea unei anumite valori-limită convenenționale. Acceptându-se demararea uzării stabilizate după reducerea decelerației inițiale – din momentul începerii încercării – într-un anumit raport 1:K, adică

$$\left(\frac{d^2U}{dt^2}\right)_{t=t_r} = \frac{1}{k} \left(\frac{d^2U}{dt^2}\right)_{t=0} = -\frac{m}{k}(\omega_0 - \omega_s) \quad (122)$$

rezultă durata perioadei de rodare t_r , din condiția

$$e^{-mt_r} = \frac{1}{k}, \quad t_r = \frac{\ln k}{m} \quad (123)$$

Durata rodării apare condiționată în relația (123) exclusă de constanta de atenuare m , dar de fapt valoarea acestei constante este determinată atât de regimul de încercare, cât și de comportarea specifică a materialului examinat.

Stabilirea duratei rodării și, implicit, parcurgerea prealabilă integrală a acestei perioade la orice încercare de uzare prezintă o importanță deosebită pentru interpretarea rezultatelor examinărilor. Numai după cvastabilizarea uzării într-un regim cu viteză de uzare practice constantă – încercarea de uzare abrazivă poate fi considerată drept o metodă de selectare cantitativă a diverselor metale, deoarece evidențiază univoc – independent de durata încercării – susceptibilitatea materialului de a se degrada.

Încercarea, la uzare abrazivă practică la Centrul de Sudură și Încercări la Oboșeală din Timișoara, se efectuează concomitant pe cele două discuri, pe care se delimitează câte două zone concentrice de suprafețe egale. Epruvetele cu diametrul de 10 mm – din materialul examinat și de referință – sunt șlefuite sub presiunea de 400 kPa pe câte un traseu cu o lungime de 70 m, o spirală cu un avans radial de 0,5 mm/rot, avans orientat dinspre centru spre periferia discului. Epruvetele explorează succesiv zona inelară interioară de pe un disc și apoi se transferă pe zona inelară exterioară de pe al doilea disc. În același timp, epruveta de referință parcurge zonele inelare omoloage, interioare și exterioare, de pe aceleași discuri. Traseul din fiecare zonă inelară are o lungime de 35 m. Pentru încercările curente se folosește hârtia abrazivă cu carbură de siliciu de granulație 80. Epruveta de referință se confecționează din oțel OLC60, în stare normalizată, cu o duritate de 230 ± 10 HV.

Încercările se pot efectua în două regimuri cinematice de alunecare relativă a cuplei epruvetă/disc:

- regim izotahic cu viteză de alunecare constantă de 250 mm/s, realizată printr-o antrenare a discului uniform decelerată, corespunzătoare îndepărtării epruvetei de centrul discului,
- regim cu accelerație de alunecare cuprinse între 150 și 350 mm/s obținută la antrenarea discului cu o turație constantă.

În vederea asigurării contactului pe întreaga suprafață, epruvetele se expun unei șlefuiți prealabile, o rodare pe mașina de încercat în condiții identice cu cele din timpul încercării (abraziv, viteză, presiune). Operația de rodare se încheie atunci când se ajunge ca uzarea să atace întreaga suprafață frontală a epruvetei. După rodare se execută un control microscopic, eliminându-se epruvetele care prezintă defecte pe suprafață.

5. CONTRIBUȚII PRIVIND MATERIALELE COMPOZITE COMPATIBILE PENTRU FRÂNAREA VEHICULELOR FERROVIARE

5.1. Experimentări cu saboți din materiale compozite

5.1.1. Prezentarea sabotului 6KV10

Această compoziție a prezentat interes datorită durabilității acestui material din care s-a confecționat sabotul de 4 ori mai mare decât a sabotului de fontă, coeficient de frecare cuprins între 0,25-0,30, uzura bandajului și drumul de frânare fiind mai reduse cu circa 25-30 % iar greutatea lor de circa 3 ori mai mică [1].

Materialele de fricțiune sunt formate de obicei dintr-un liant, material de umplură (care permite reglarea valorii rezistenței la uzură și proprietățile de frecare), adaosurile necesare pentru executarea procesului însuși de formare și pentru obținerea unei anumite elasticități a materialului de fricțiune.

La alegerea materialului de fricțiune pentru saboții de frână, indicele determinant este acțiunea termică a saboților pe suprafața de rulare a bandajelor osiilor montate.

Materialul utilizat la saboții pentru vagoane cunoscut sub codul 6KV10 conține azbest, sulf, cauciuc, neozan D, tiuran, miniu de fier, oxid de zinc, grafit sub formă de fulgi și polidiene [1].

Saboții de frână se compun din suport metalic și masa de fricțiune din azbest, presată pe suportul metalic prin metoda vulcanizării. O astfel de presare se execută în 40 minute în matrițe încălzite în prese hidraulice la temperatura de 180 ± 5 °C și la o presiune de peste 400 kgf/cm² (40 MPa).

Duritatea saboților trebuie să fie astfel încât o bilă de oțel cu diametrul de 10 mm la sarcina de 625 N, să pătrundă în masa de fricțiune a sabotului confecționat la o adâncime mai mică de 0,85 mm, ceea ce corespunde unei durități de 7-12 HB [1].

Totuși utilizarea materialelor nemetalice, care au o conductibilitate termică mică, mărește temperatura specifică a bandajului roții, întrucât transformarea energiei cinetice în energie termică în timpul frânării are loc în special în bandajele osiilor montate.

5.1.2. Prezentarea sabotului MPA VIII RPR

Din încercările de laborator și cele experimentale, această compoziție în comparație cu saboții din fontă a prezentat o rezistență la uzură de circa 4 ori mai mare, uzură cu circa 30 % mai mică a bandajelor roților și o reducere cu circa 35 % a drumul de frânare, fapt ce se poate observa și din figura de mai jos.

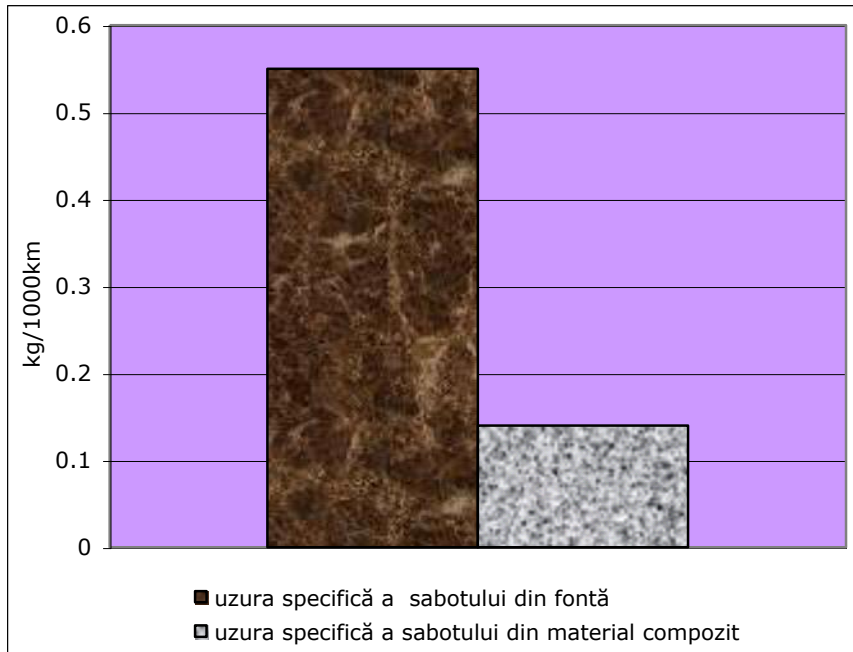


Fig.3 Uzura saboturilor de frână

Valoarea coeficientului de frecare al acestei compoziții este apropiată de cea a fontei, observându-se în figura de mai jos, ceea ce face posibilă folosirea saboturilor din această compoziție împreună cu cei din fontă la același vehicul feroviar, fără modificarea instalației de frână și fără blocarea roților [1].

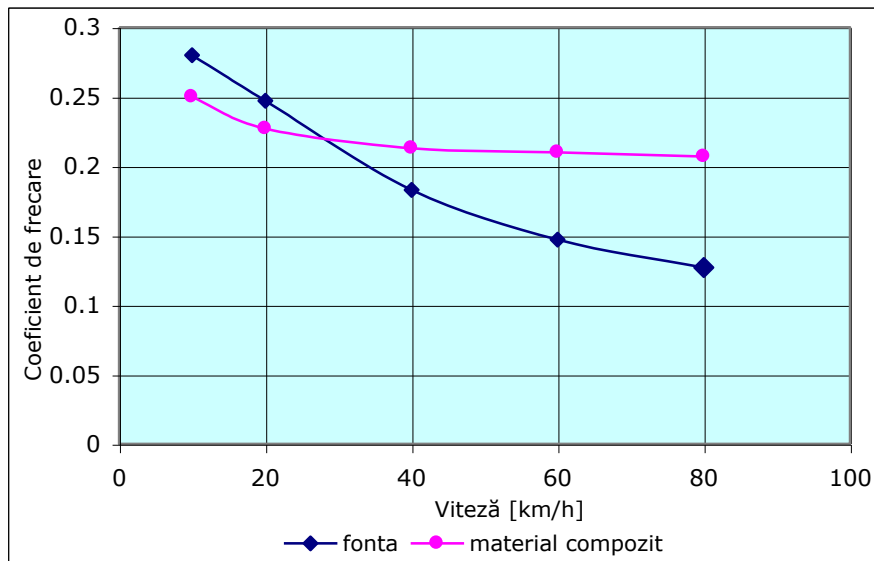


Fig.4 Variația coeficientului de frecare a saboturilor în funcție de viteză

În cursul frânărilor de durată pe pante lungi această compoziție se încălzește la temperaturi mai mici decât saboții din fontă, datorită presiunilor mai reduse ce rezultă pentru aceeași forță de apăsare a sabotului pe roată [1].

Pe baza rezultatelor obținute până în prezent reiese că este indicată continuarea cercetărilor și experimentărilor a saboților și a garniturilor de frână din materiale compozite la vehiculele de cale ferată.

5.1.3. Considerații asupra materialelor compozite utilizate la frânare

Factorii principali care conduc la degradarea materialului compozit sunt următorii: temperatura, solicitarea mecanică, expunerea chimică și a radiațiilor solare.

Acțiunea mediului ambiant asupra materialului compozit se manifestă prin apariția de modificări chimice, prin înrăutățirea aspectelor fizico-mecanice, formarea de fisuri, schimbarea dimensională, de culoare și de textură a compozitului.

În timpul prelucrării și exploatării, materialele compozite sunt expuse în mediul ambiant la temperaturi mai ridicate sau mai joase, uneori extreme.

Expunerea la temperaturi joase reduce flexibilitatea materialului.

Expunerea la temperaturi mari prezintă trei aspecte: acțiunea temperaturii înalte timp îndelungat, expunerea pe o durată mică de timp și expunerea ciclică la temperaturi înalte și joase (termociclare).

5.1.3.1. Solicitări termice

Regimul termic la care sunt supuse aceste materiale determină mărimea solicitărilor termice, la care se adaugă solicitările mecanice.

Conductivitatea termică este o măsură a vitezei cu care căldura este difuzată în material.

În literatura de specialitate apar o serie de relații care caută să facă o legătură între conductivitatea termică a materialului compozit și cea a componentelor individuale, cât și a concentrației agentului de umplutură.

Proprietățile mecanice ale materialelor compozite ar putea suferi în condițiile expunerii la medii cu temperaturi și umidități ridicate. De aceea, în vederea utilizării întregului potențial al acestor materiale trebuie cunoscute performanțele lor în aceste condiții.

Caracteristicile mecanice ale materialului MPA VIII s-au studiat atât la temperatura ambiantă, cât și la încălziri și răciri prealabile la diverse temperaturi între (-40...+600 °C). Valorile trecute în tabel 6 și 7 reprezintă media a cinci determinări pentru proprietățile fizice și caracteristicile mecanice, cu excepția uzurii și a coeficientului de frecare pentru care sunt reprezentate prin media a zece determinări.

Tabelul 6

| Material | Greutate specifică Kg/m ³ | Conductivitate termică W/m°C | Duritate HB | Rezistență la compresiune MPa |
|----------|---|---------------------------------|-------------|----------------------------------|
| Fontă | 7100 | 48 | 200 | 869 |
| MPA VIII | 1730 | 0,43 | 12,8 | 50,4 |

Tabelul 7

| Material | Reziliență [MPa] | Uzură (regim uscat) [μm/Km] | Uzură (regim umed) [μm/Km] | Coefficient de frecare (regim uscat) | Coefficient de frecare (regim umed) |
|----------|-----------------------|-----------------------------------|----------------------------------|--|---|
| Fontă | 14,5 | 23 | 24 | 0,25 | 0,21 |
| MPA VIII | 1,59 | 4,26 | 5,40 | 0,28 | 0,20 |

Determinarea uzurii și a coeficientului de frecare din tabelul 7 sunt efectuate la presiunea $p=10 \text{ daN/cm}^2$ (1 MPa) și viteza de $v=10 \text{ Km/h}$.

În continuarea acestei lucrări se prezintă variațiile durității, rezistenței la compresiune. Pentru materialul MPA VIII variația durității în funcție de temperatură este prezentată în figura de mai jos.

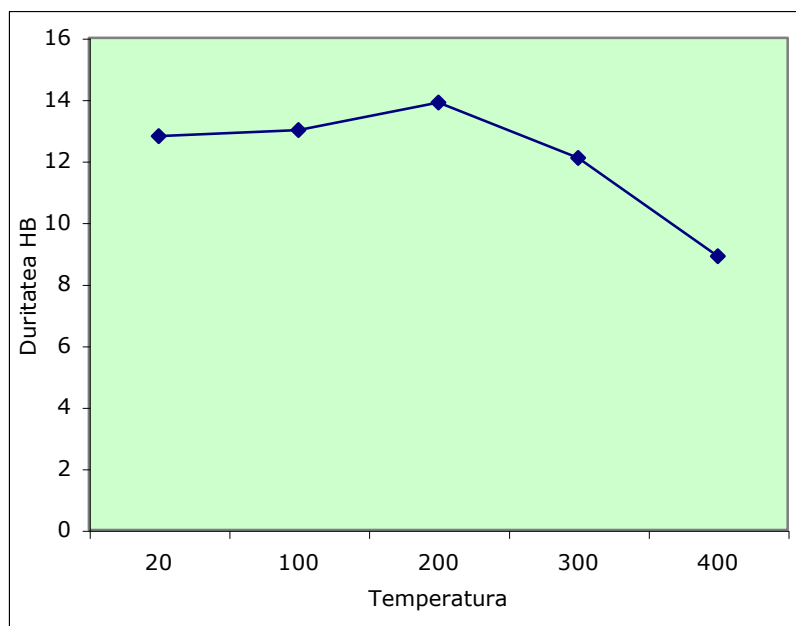


Fig.5 Influența temperaturii (°C) asupra durității HB

Variația rezistenței la compresiune în funcție de temperatură este prezentată în figurile 6 și 7 [1].

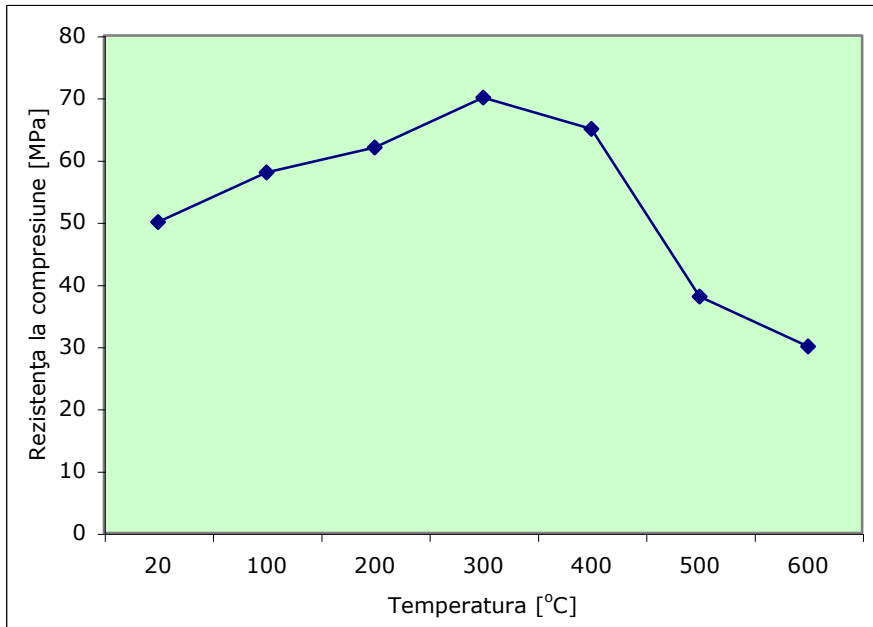


Fig. 6 Influența temperaturii asupra rezistenței la compresiune

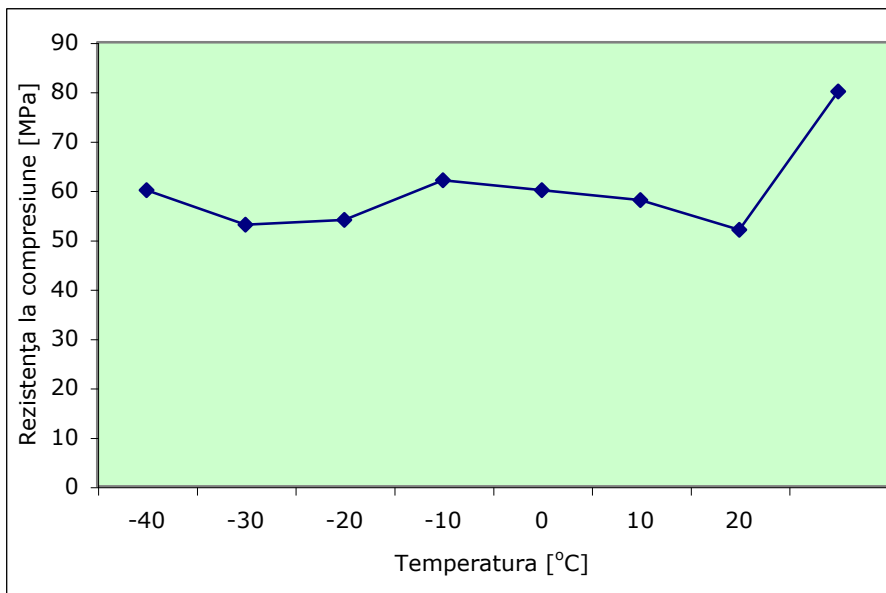


Fig. 7 Influența temperaturii asupra rezistenței la compresiune

5.1.3.2. Acțiunea umidității

Pentru folosirea întregului potențial al materialelor compozite trebuie cunoscută comportarea lor la acțiunea mediilor umede.

Obiectul acestei investigații este determinarea influenței conținutului de umiditate asupra caracteristicilor materialului [1].

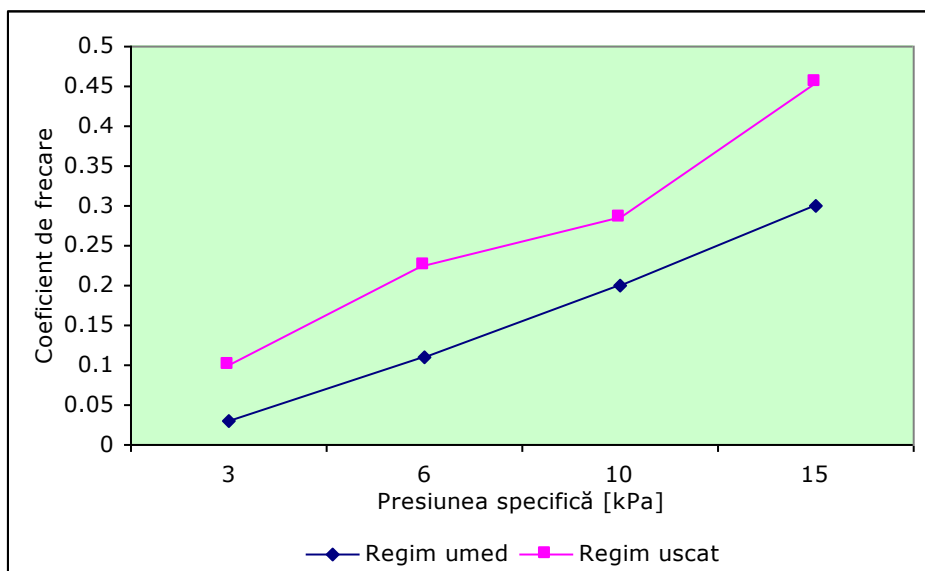


Fig.8 Variația coeficientului de frecare în funcție de presiunea specifică

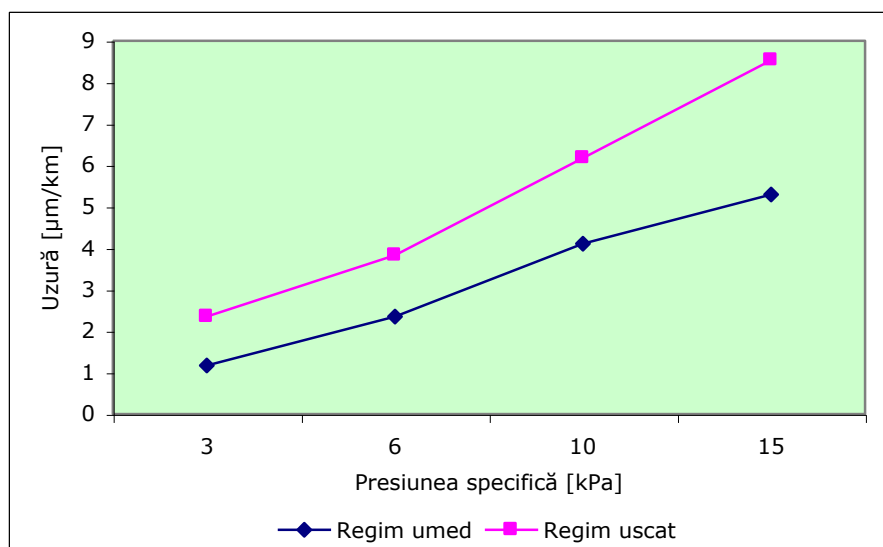


Fig.9 Variația uzurii funcție de presiunea specifică

În figurile 8 și 9 s-au prezentat variațiile, coeficientului de frecare și uzură în funcție de presiunea specifică pentru cele două regimuri (umed și uscat) [1].

Variația uzurii funcție de temperatură este prezentată în figura de mai jos.

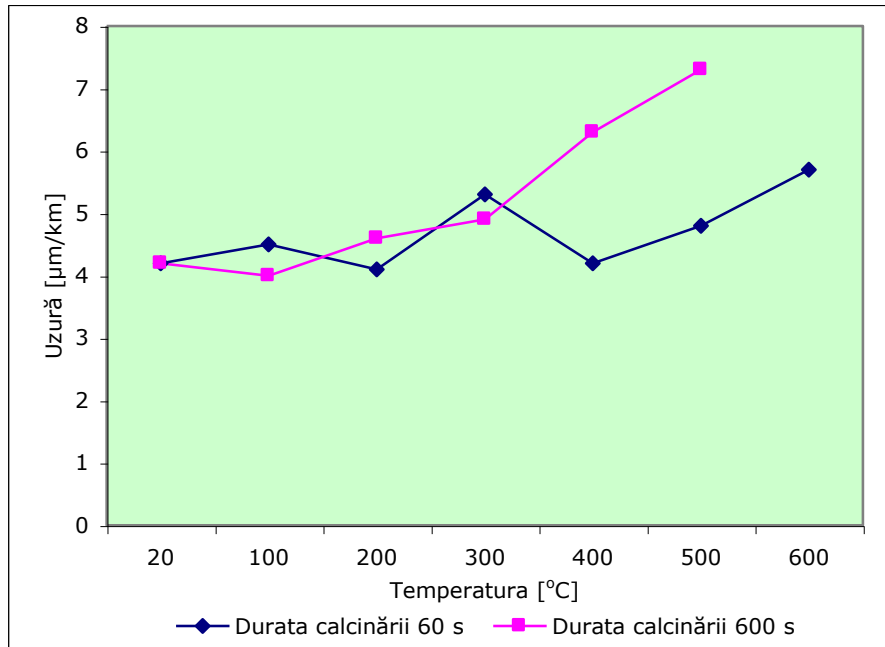


Fig.10 Variația uzurii funcție de temperatură

Concluzii:

Valoarea coeficientului de frecare al materialului MPA VIII este apropiată de valoarea fontei utilizată la frânarea vehiculelor feroviare.

Valoarea rezistenței la uzare este cu circa patru ori mai mare, uzează cu circa 30% mai puțin bandajele roților.

Temperaturi mai reduse decât a saboților din fontă în condiții similare de solicitare [1].

5.2. Compozite ceramico-metalice

5.2.1 Introducere

Dezvoltarea industriei constructoare de mașini a impus asimilarea unor materiale cu caracteristici speciale, care să asigure:

- stabilitate structurală la toate temperaturile de funcționare,
- rezistență la temperaturi mari de funcționare, chiar în regim permanent de funcționare,
- caracteristici de frecare-uzură optime pentru condiții severe de lucru, etc.

Principiul reunirii a două sau mai multe materiale, în scopul obținerii unui produs înzestrat cu cele mai adecvate caracteristici de întrebuințare, stă la baza realizării materialelor composite [12].

Ceramica oxidică se caracterizează printr-un punct de topire ridicat, rezistență la coroziune, stabilitate chimică la temperaturi înalte, greutate specifică redusă; ea este însă fragilă și foarte sensibilă la șocuri termice și mecanice.

Aliajele obținute din pulberi metalice pure prezintă caracteristici analoage celor obținute prin turnare ca, ductilitate și rezistență la șocuri mecanice și termice.

Cermeții, materiale sinterizate, constituie dintr-o fază metalică și una ceramică, prezintă caracteristicile celor două clase de materiale: refracteritate, inerție chimică și rezistență la uzură și în același timp ductilitate și rezistență la șoc. Alumina este faza ceramică utilizată cel mai mult în fabricarea cermetilor cu caracteristici superioare [11].

Realizarea materialelor pe bază de alumina este avantajoasă datorită marii răspândiri a acestui material și a proprietăților sale intrinseci valoroase. Îmbunătățirea caracteristicilor sale termomecanice prin procedee este un obiectiv fundamental și, totodată, pragul, care odată depășit, va duce la promovarea unor noi aplicații superioare ale aluminei, ca material termoceramic, în tehnică și tehnologie, în variate industrii, în industria constructoare de mașini mai ales. Cunoașterea detaliată a fenomenelor de interfață, a modului de realizare a legăturilor, selectarea de componente ai cermeților cu proprietăți valoroase și compatibili cu alumina, sunt încă probleme care pot fi aprofundate, obținând răspunsuri îmbunătățite și mai cuprinzătoare. Pe de altă parte, folosirea unor procedee de realizare în acord cu proprietățile vizate spre a fi obținute, care să presupună costuri cât mai scăzute, precum și materii prime corespunzătoare, vor duce la extinderea întrebuințării acestor produse [11].

Cemeții se pot obține, folosindu-se în calitate de liant, metale superrefractare ca W, Mo, Ta, Nb sau cu refractaritate mai puțin ridicată ca Si, Ti, Zr, Y, Cr, Be, Fe, Co, Ni, și aliajele lor. Cel de al doilea component al unui cermet poate fi un compus superrefractor de tipul: carburi, nitruri, boruri sau siliciuri sau un oxid superrefractor: Al_2O_3 , MgO, BeO, ZrO_2 , ThO_2 , TiO_2 , Y_2O_3 , UO_2 , CeO_2 , La_2O_3 , Cr_2O_3 sau amestecuri ale acestora.

Cemeții pe bază de oxizi, cei mai utilizați sunt:

- fier cu Al_2O_3 , MgO, mulit ($3 Al_2O_3 \cdot 2SiO_2$), spinel ($MgO \cdot Al_2O_3$), zircon ($ZrSiO_4$), $MgSiO_4$;
- nichel cu aceeași oxizi;
- crom cu Al_2O_3 , MgO, mulit, spinel, zircon;
- cobalt cu Al_2O_3 , MgO, spinel.

Metale ca Al, Ti, Fe, Ni, Cr, Mo, W și în ultimul timp, Nb sau compuși intermetalici de tip aluminură (Ni_3Al , $TiAl$, $FeAl$) se folosesc pentru realizarea de compoziții de tip cermet, ale căror proprietăți termomecanice sunt îmbunătățite în mod spectaculos, uneori. De exemplu, compozitul cermet Nb-Nb₃Al/Al₂O₃ prezintă valori ale tenacității de 11,8 MPam^{0,5} și o rezistență la încovoiere de 1393 MPa, comparabile cu valorile obținute pentru cermeții din carburi metalice.

Cermeții de tip Me- Al_2O_3 se pot fabrica prin tehnici variate, proprii tehnologiei ceramicii sau metalurgiei pulberilor, cum ar fi: turnarea din barbotină, procedee de presare-sinterizare clasice, presare izostatică, presare la cald sau infiltrarea metalului lichid într-un schelet ceramic, infiltrarea reactivă a metalului, reacții termitice, oxidarea directă a metalului [11].

Utilizarea uneia sau alteia dintre metode, ca și alegerea componentilor materialului, sunt dictate, în principal, de utilizările pe care urmează să le aibă materialul.

5.2.2. Natura legăturilor în cermeți

Producția materialelor multifazice prin tehnologia metalurgiei pulberilor sau prin topire convențională nu permite obținerea unor materiale cu o egală distribuție a fazelor.

Densificarea cermeților în timpul sinterizării corespunde sistemelor cu componenți insolubili în fază lichidă sau solidă.

Pentru obținerea materialelor dense, trebuie alese sisteme în care să se "ude" una pe alta în timpul și după sinterizare. Sinterizarea a două materiale, care nu se udă conduce la obținerea unor materiale mai puțin dense, heterogene, poroase, în care fazele sunt parțial izolate unele față de altele [11].

În afară de forțele de suprafață (adeziune) și efectele mecanice de angrenare și priză, rezistența legăturii dintre oxid și metal depinde de reacțiile care au loc în timpul sinterizării și caracteristicile umectării.

Studiul fenomenului de umectare dintre o fază lichidă și una solidă are la bază ecuația lui Young-Depré:

$$\gamma_{sv} = \gamma_{sl} + \gamma_{lv} \cdot \cos \theta \quad (124)$$

unde:

- γ_{sv} este tensiunea de suprafață a materialului solid (sv=solid-vapor);
- γ_{lv} este tensiunea de suprafață a fazei lichide (topituri) (lv= lichid-vapor);
- γ_{sl} este tensiunea interfacială (sl=solid-lichid);
- θ este unghiul de contact între faza lichidă și cea solidă.

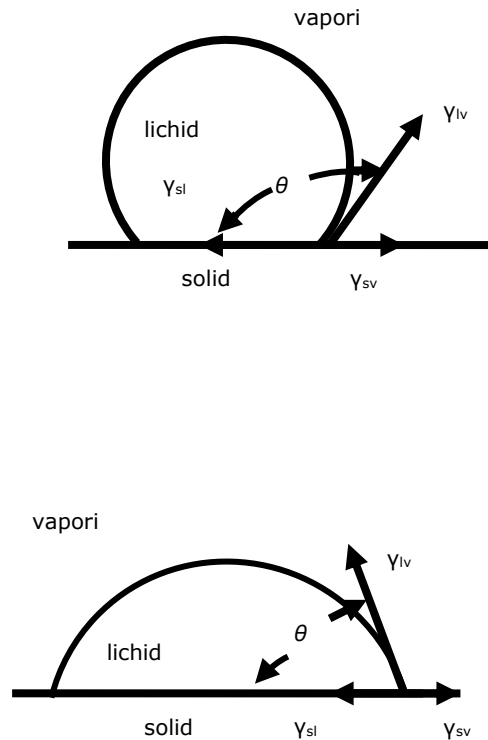


Fig. 11

Ecuția (124) este corectă în situația în care cei trei vectori se compensează cu un altul și echilibrul predomină în sistem. Ecuția (124) este absolut corectă, dacă vectorii γ_{sl} și γ_{sv} nu sunt în același plan.

De asemenea utilizarea termenului de " tensiunea de suprafață" nu este întotdeauna corectă. O suprafață are atât energie liberă de suprafață (mărime scalară) cât și tensiunea de suprafață (mărime vectorială). Pentru un lichid aceste cantități sunt numeric egale, dar ele nu sunt aceleași pentru substanțe solide. Pentru metale la temperaturi înalte (aproape de temperatura de topire) diferența dintre cele două mărimi sunt așa de mici, încât pot fi considerate aceleași. De aceea se propune utilizarea următorilor termeni: γ_{sv} = energia interfazală solid-vapori; γ_{lv} = energia interfazală lichid-vapori; γ_{sl} = energia interfazală solid-lichid.

Caracteristica care se poate măsura practic este numai unghiul de contact θ .

Udarea dintre o picătură și o suprafață solidă poate fi definită prin unghiul de contact θ (fig.11). Teoretic se poate spune că o udare completă are loc la $\theta = 0^\circ$ și o lipsă de udare la $\theta = 180^\circ$. În practică "lipsa de udare" este considerată la $\theta = 90^\circ$. Din ecuația (124) se poate deduce de asemenea că dacă

energia de suprafață a metalelor este mult mai înaltă decât cea a oxizilor chimici stabili este imposibil de a avea udare completă între aceste două faze.

În tabelul 8 este prezentată energia de suprafață a unor metale la temperatura de topire iar tabelul 9 prezintă energia de suprafață (γ_{sv}) a unor oxizi la $0^\circ K$.

Ecuția (124) arată de asemenea că unghiul de contact poate fi modificat în principiu, dacă una din valorile celor trei energii de suprafață este micșorată, presupunând că celelalte valori rămân constante. Astfel s-a stabilit că $\cos \theta$ pentru un metal lichid în contact cu un substrat ceramic crește liniar cu temperatura (T) după relațiile:

$$\cos \theta = 1 + B1(T - T_{cs}) \quad (125)$$

sau

$$\cos \theta = 1 + B2(\gamma_{cs} - \gamma_{lv}) \quad (126)$$

În tabelul 8 se prezintă energia de suprafață a unor metale la temperatura de topire.

Tabelul 8

| Metal | Energia între fazele solidă și lichidă (γ_{sl}) | Energia de suprafață a metalului (γ_{lv}) | Energia de suprafață a metalului solid (γ_{sv}) | |
|--------|--|--|--|-------------------------|
| | | | Calculată cu relația (46) | După date experimentale |
| fier | 204 | 1836 | 2039 | - |
| cobalt | 234 | 1942 | 2176 | - |
| nichel | 255 | 1934 | 2189 | - |
| cupru | 177 | 1312 | 1489 | 1650±80 |
| argint | 126 | 941 | 1067 | 1130±70 |
| staniu | 54 | 566 | 620 | 685 |
| plumb | 33 | 480 | 513 | - |

unde:

$B1$ și $B2$ reprezintă pantele curbelor; T_{cs} este temperatura la care θ este aproximativ zero, iar γ_{cs} este valoarea lui γ_{lv} , la care θ este aproximativ zero. Prezentarea energiei de suprafață a unor oxizi la $0^\circ K$ se evidențiază în tabelul 9

Tabelul 9

| Oxidul | Energia de suprafață (γ_{sv}) |
|--------------------------------|--|
| Al ₂ O ₃ | 1112±230 |
| ZnO | 610±120 |
| CdO | 530±110 |
| MgO | 1090±220 |
| ThO ₂ | 470±100 |
| ZrO ₂ | 797±160 |
| UO ₂ | 647±130 |

Unghiul de contact θ între aluminiul topit, oxidul de aluminiu mono și policristalin, argintul topit și Al₂O₃ monocristalin, variază în funcție de temperatură.

Unghiul de contact între metalul topit și suprafața solidă depinde, de asemenea, de atmosfera de sinterizare, așa cum se observă din tabelul de mai jos unde este prezentat unghiul de contact între nichel și cobalt la 1500 °C cu corindonul ($\alpha - Al_2O_3$) în diferite atmosfere de sinterizare [11].

Influența atmosferei asupra unghiului de contact între metale și corindon este prezentată în tabelul 10

Tabelul 10

| Metalul topit | Atmosfera | Unghiul de contact θ [°] |
|---------------|----------------|---------------------------------|
| Co | H ₂ | 125 |
| Ni | He | 140 |
| Ni | H ₂ | 133 |
| Ni | Vid | 128 |

În studiile de sinterizare a cermeților de un mare ajutor este coeficientul de acoperire S_{Is} dat de relația :

$$S_{Is} = \gamma_{sv} - (\gamma_{lv} + \gamma_{sl}) \quad (127)$$

Faza lichidă va umezi (acoperi) toată suprafața materialului solid , dacă S_{Is} are valori negative.

Energia legăturilor între fazele cermeților se poate calcula cu relația :

$$W_A = \gamma_{lv} - (1 + \cos \theta) \quad [10^{-3}W \cdot s/m^2] \quad (128)$$

iar forța necesară ruperii legăturilor (F) dintre faza lichidă și cea solidă este dată de relația:

$$F = \frac{W_A}{d} \quad [10 \cdot MPa] \quad (129)$$

în care, d este grosimea legăturii (stratului) interfazice și valoarea ei este estimată la aproximativ 10^{-7} mm.

Dacă se ține seama și de energia de tensionare γ_T între faza lichidă și cea solidă, datorată în special diferențelor dintre coeficientul de dilatare $\Delta\alpha$, energia legăturilor interfaziale la cermeți este dată de relația:

$$W_A = \gamma_{lv} - (1 + \cos \theta) - \gamma_T \quad (130)$$

în care γ_T este funcție de $\Delta\alpha$.

Prezența discontinuităților fizice (pori, goluri etc.), micșorează valoarea energiei de tensionare γ_T , în timp ce interfețele neregulate între cele două faze duc la mărirea ei, micșorând astfel aderența. Ținând seama de ultima ecuație, cermeții $Al_2O_3 - Ag$ se sinterizează în aer, deoarece oxigenul se dizolvă în argintul topit în cantități substanțiale, producând o mărire a rezistenței cermetului, ca rezultat al formării legăturii metal-oxid.

Ecuația lui Joung-Depré este o ecuație de echilibru, care în condițiile practice nu se atinge și având un caracter fizic nu poate să explice fenomenele chimice, care apar în sistemele de cermeți.

În general în sistemele metal - Al_2O_3 nu apare nici o umectare, dacă tensiunile superficiale la limita între faza solidă și faza lichidă sunt mari. Udarea între metalele Fe, Ni, Co, Cu și oxidul de aluminiu este foarte slabă, unghiul de contact între aceste faze fiind cuprins între 120° și 140° . Metalele Sn, Al, Ag, Cu, Mn, Si nu sunt componenți indicați pentru cermeții cu oxid de aluminiu.

Metalele aderă la Al_2O_3 dacă sunt într-un contact intim și dacă sinterizarea are loc la o temperatură de $0,9 T_t$ (T_t este temperatura de topire a metalului) și la o presiune de 1,5 MPa pentru metalele neactive la oxigen (de exemplu platina) și mai mare de 10 MPa pentru metalele active la oxigen (de exemplu Fe, Ni, Cu, Al, Pb).

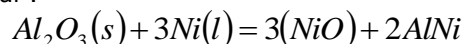
Diferența dintre cele două presiuni este explicată prin necesitatea ca suprafața ceramică să fie în contact cât mai intim cu metalul, în absența oxigenului.

Tabelul de mai jos prezintă energiile interfazice în cazul sistemului Ni- Al_2O_3 .

Tabelul 11

| Limita interfazică | Energia [$W \cdot s/m^2$] |
|-----------------------------------|-----------------------------|
| Al_2O_3 solid - Ni lichid | 1,86 |
| Al_2O_3 solid - Al_2O_3 solid | 0,44 |
| Al_2O_3 solid - vapori | 0,905 |
| Ni lichid - vapori | 1,48 |

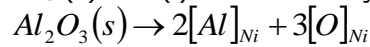
În atmosferă neutră nichelul prezintă o foarte mică tendință la o reacție chimică mutuală de tipul :



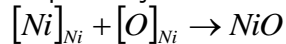
NiO formează cu Al_2O_3 o soluție solidă și în același timp o cantitate corespunzătoare de aluminiu metalic este eliberată și dizolvată în nichelul topit.

Studiul termodinamic al reacției de mai sus a arătat că la $1800^\circ K$ ($1527^\circ C$) energia liberă de schimb a reacției este $\Delta G^\circ = +857456,64$ [$W \cdot s/mol$], iar constanta de echilibru $K_{1800K} = [NiO]^3 [Al]^2$ este de 10^{-25} .

Experiențele cu Ni topit și creuzetele de Al_2O_3 au arătat că procesul mai rapid este însă dizolvarea Al_2O_3 (s) în Ni(l) conform ecuației :



În general se știe că udarea oxidului de aluminiu de către fierul sau nichelul topit este mai bună în prezența oxigenului. Aceasta, deoarece oxigenul tinde să reacționeze cu metalul de bază după reacția :



NiO formează cu Al_2O_3 soluții solide, crescând astfel capacitatea de udare [11].

5.2.3. Tipuri de cermeți

5.2.3.1. Introducere

Adaosul de cantități mici de titan în nichelul topit crește în mod considerabil capacitatea de udare a nichelului față de Al_2O_3 în atmosferă neutră. Aceasta deoarece titanul are o mare afinitate față de oxigen, iar compusul, astfel format, va reacționa parțial cu Al_2O_3 , o cantitate de aluminiu dizolvându-se în nichelul topit.

Creșterea capacității de udare în cazul cermeților Ag - Al_2O_3 se face prin adăugarea în compoziție a 5-10 % CuO, care reduce în mod substanțial unghiul de contact la sinterizarea în aer .

CuO se transformă la temperaturi ridicate în Cu_2O , care formează cu Al_2O_3 o fază lichidă la $t \approx 1180^\circ C$.

Creșterea contracției liniare cu temperatura în cazul cermeților $Al_2O_3 - Cu_2O - Ag$ este datorită următorilor factori:

- schimbarea unghiului de contact , ceea ce determină o creștere a presiunii capilare dintre particule;
- formarea unei faze lichide la $1200^\circ C$, ca rezultat al reacției între Al_2O_3 și Cu_2O .

Aceasta face ca cermeții $Al_2O_3 - Ag - Cu_2O$ să prezinte o rezistență mecanică mare, în timp ce cermeții $Al_2O_3 - Ag$ să fie fragili [11].

În cazul sinterizării cermeților Cr - Al_2O_3 , la o presiune parțială optimă se formează un strat foarte fin și dens de Cr_2O_3 în jurul particulelor de crom. Acest film oxidic este aderent la substratul său, iar Cr_2O_3 fiind izomorf cu Al_2O_3 , formează cu acesta o serie de cristale mixte , care favorizează legăturile între cei doi componenți, cu toate că energia interfazală rămâne ridicată. Astfel, dacă se aduce materialul la o temperatură superioară temperaturii de topire a cromului se produce o exudare a fazei lichide, fenomen întâlnit în cazul cermeților Fe - Al_2O_3 .

În general metalele și aliajele ai căror oxizi au o presiune parțială de oxigen scăzută sunt preferate obținerii cermeților cu Al_2O_3 .

Mecanismul adeziunii poate fi explicat în acest caz prin legăturile care se formează între atomii de oxigen și cei de metal. Astfel, pentru obținerea unor legături între Al_2O_3 și metalele din grupa fierului se folosește ca adaos compusului NiO - Al_2O_3 .

În concluzie putem spune că în cazul cermeților cu oxizi ceramici, explicarea procesului de udare a fazelor cu ajutorul ecuației Joung- Depré ajută doar la înțelegerea naturii fenomenului. Udarea la temperaturi înalte este un fenomen extrem de complex, în care reacțiile chimice între diferitele faze joacă un rol decisiv.

Îmbunătățirea rezistenței paletelor mobile ale rotoarelor pentru avioane a impus elaborarea primelor rețete de cermeți. S-au obținut apoi numeroase compoziții de cermeți cu diverse aplicații tehnice [11].

Caracteristicile tehnice ale unor grupe de cermeți, utilizate frecvent în tehnică sunt prezentate în tabelul 12.

Tabelul 12

| Tipul cermetului | Denumirea comercială | Compoziția chimică [%] | Densitatea [kg/m ³] | Rezistența la rupere prin fluaj 100h la 1000°C [MPa] | Modul de rupere la încovoiere la 20°C [MPa] | Rezistența la oxidare la 1000°C [kg/m ²] | Rezistența la șoc |
|------------------|----------------------|--|---------------------------------|--|---|--|-------------------|
| Oxid-metal | | 28 Al ₂ O ₃ + 72Cr | 5900 | | 550 | 0,01 | mediocră |
| | | 20 TiO ₂ + 80Si | | 120 | | 0,04 | |
| Carburi de titan | K161B | TiC + aliaj Ni | | 110 | | | mijlocie |
| | WZ 12b | 60TiC+40Ni-Co-Cr | 6200 | 100 | ~1400 | 0,45 | mijlocie |
| | FS 2 b | 60(TiC- Cr ₃ C ₂)+40Ni | 6250 | 90 | 1150 | 0,32 | mijlocie |
| | TC 63H | TiC impregnat Ni-Cr | 6100 | 100 | | | |
| | Turbide R 34 | TiC, Cr ₃ C ₂ +Ni | 6150 | 80 | 1050 | | |
| Intermetalice | MoSi ₂ | MoSi ₂ | 6100 | 210 | 500 | 0,02 | slabă |
| | Albis 5 | Ni-Al | 5900 | 85 | 1000 | 0,01 | foarte bună |
| Boruri | Borolit | 101 borură de Zn | 5300 | 130 | 450 | 0,06 | slabă |
| | Borolit | 402 borură de Cr | 7100 | 140 | ~800 | ~0,10 | bună |
| Mixt | II - B | 55TiC+18TiB ₂ +27CoSi | 5300 | 190 | 450 | 0,10 | |
| | | 28SiC+72TiSi | | | | 0,14 | |
| | D 1922 | 70 MoSi ₂ +30Al ₂ O ₃ | 5000 | | 200 | ≈0 | |

5.2.3.2. Cermeții Cr - Al₂O₃

Cermeții de tipul Cr - Al₂O₃, datorită temperaturii de lucru ridicate, conductibilității termice mari și rezistenței la oxidare până la 1200°C au fost cei mai studiați, fabricați în mod curent și cu cele mai largi utilizări în industrie (tabelul 13).

Cermetul 72% Cr + 28% Al₂O₃, datorită rezistenței bune la șoc termic, este indicat pentru fabricarea turbinelor avioanelor, a paletelor pentru turbinile de gaz. O altă compoziție optimă este cea conținând 30% crom electrolitic dispersat în alumină tabulară, ambii componenți având particule mai mici de 10μm. Sinterizat la 1705°C în H₂ și vapori de apă cermetul este foarte dur, dar fragil și cu o rezistență la șoc termic scăzută [11].

Introducerea în compoziție a molibdenului, wolframului și TiO₂ mărește duritatea și rezistența mecanică a cermeților Cr - Al₂O₃ (tabelul 14).

Din această grupă de cermeți, următoarele compoziții au rezistență excelentă la acțiunea topiturilor metalice și la oxidare:

18 % Al₂O₃ + 60 % Cr₂ +20 % Mo + 2 % TiO₂

15 % Al₂O₃ + 25 % Cr₂O₃ + 60 % W.

Tabelul 13

| Caracteristica | 70 % Al ₂ O ₃ – 30 % Cr | 28 % Al ₂ O ₃ – 2 % Cr | 34 % Al ₂ O ₃ – 66 % (Cr-Mo) |
|--|--|---|---|
| Contractia la ardere[%] | 13.0.....14.5 | 15±1 | 14±1 |
| Porozitatea[%] | <0.5 | 0,000 | 0,00.....0,3 3 |
| Greutatea specifică aparentă [Kg/m ³] | 4600.....465 0 | 5920 | 5820 |
| Greutatea specifică reală [Kg/m ³] | 4680.....472 0 | | |
| Coeficientul de dilatare termică [10 ⁻⁶ /°C] 25.....800 °C 25.....1315 °C | 8.65 9.45 | 8,64 10,35 | 7,95 10,46 |
| Conductivitatea termică [W/m·°C] | 9.58312+20 % | | |
| Stabilitatea termică [cicluri 1316 °C→24 °C] | bună 10 cicluri | foarte bună 20-600 cicluri | excelentă 1000 cicluri |
| Rezistența la oxidare | 1520 °C | excelentă pînă la 1100 °C | 1100 °C |
| Duritatea Vickers | 1100-1200 | | |
| Modul de elasticitate la 24 °C [GPa] | 366 | 330 | 315 |
| Rezistența la compresiune la 24 °C [MPa] | 2240 | | |
| Rezistența la încovoiere [MPa] la 24 °C 871 °C 1093 °C 1316 °C | 386 303 230 171 | 562 435 407 746 | 612 436 366 274 |
| Rezistența la tracțiune [MPa] la 24 °C 871 °C 1093 °C 1093 °C | 246 151 130 100 | 274 176 155 133 | 372 323 190 70 |

Tabelul 14

| Caracteristica | 77 % Cr; 23 % Al ₂ O ₃ | 59 % Cr; 20 % Mo; 19 % Al ₂ O ₃ ; 2 % Ti ₂ O ₃ | 25 % Cr; 60 % W; 15 % Al ₂ O ₃ |
|---|---|---|--|
| Densitatea la 22°C [kg/m ³] | 5900 | 6000 | 8800 |
| Temperatura de sinterizare[°C] | 1566 | 1593 | 1715 |
| Temperatura maximă de lucru [°C] | 1316 | 1538 | 1715 |
| Rezistența la oxidare la 1204°C după 100 ore [10 ⁻³ ·m/an] | | | |
| - lucru continuu | 2,67 | 2,41 | 952 |
| - lucru periodic | 3,33 | 4,05 | 5867 |
| Rezistivitatea electrică[10 ⁻⁸ ·Ωm] | 87 | 64,8 | 46,2 |
| la 300 °C | 164 | 115 | 81 |
| 500 °C | 223 | 158 | 105 |
| 800 °C | 320 | 309 | 184 |
| Coeficientul de dilatare termică la 25...1000 °C [10 ⁻⁶ /°C] | 8,93 | 8,48 | 8,36 |
| Coeficientul de conductivitate termică la 260 °C [W/m·°C] | 50 | | |
| Căldura specifică[kJ/Kg·°C] | 669.92 | 586.18 | |
| Duritatea HRC | 37 | 50 | 52 |
| Rezistența la încovoiere[MPa] | | | |
| la temperatura camerei | 316 | 393 | 513 |
| 982 °C | 190 | 380 | 471 |
| 1149 °C | 127 | 204 | 316 |
| 1316 °C | 32,4 | 83 | 176 |
| Modul de elasticitate [GPa] la temperatura camerei | 264 | 267 | 267 |
| 1000 °C | 229 | 221 | 229 |
| Rezistența la compresiune [MPa] | 770 | 1690 | - |
| Rezistența la tracțiune [MPa] la temperatura camerei | 148 | | |
| 427 °C | 144 | | |
| 649 °C | 141 | | |
| 816 °C | 138 | | |
| 982 °C | 118 | | |
| 1093 °C | 82 | | |
| Coeficientul Poisson | 0.20-0.22 | 0.25-0.27 | |
| Modul de forfecare[GPa] la temperatura camerei | 119 | 105 | |

5.2.3.3. Cermeții (Fe, Co, Ni) - Al₂O₃

Studiindu-se posibilitatea sintezei unor cermeți din Al₂O₃ și 12 metale, care au o presiune de vapori sub 1 mm Hg la temperaturi de 1500-1800 °C, s-a determinat că rezistența mecanică la temperatura camerei a cermeților obținuți scade în ordinea Cr>Fe>Co>Ni, ordin ce corespunde celei de scădere a unghiului de udare, cu excepția Co.

Acești cermeți în proporția metal: alumină de 30:70 au fost sinterizați în H₂ timp de o oră la temperatura de 1470-1730 °C.

Cermeții Al₂O₃ - Fe până la un conținut de 22%vol. Al₂O₃ au o densitate de

95% din cea teoretică. La un conținut mai ridicat de Al_2O_3 (circa 50% volum) densitatea scade, iar la cantități suplimentare de alumina densitatea atinge din nou valoarea de 95%. Până la un conținut de 22 % vol. Al_2O_3 materialul poate fi laminat, mărindu-se astfel rezistența finală la tracțiune [13].

Introducerea cromului în compoziția Fe+35,5 % Al_2O_3 determină obținerea unui material cu rezistență la încovoiere de 190 N/mm² la temperatura de 800 °C timp de 100 ore. Obținerea unor cermeți Fe - Al_2O_3 cu porozități reduse și legături puternice se poate realiza prin folosirea unor amestecuri de oxizi (Al_2O_3 + Cr_2O_3). Astfel în tabelul de mai jos (tabelul 12) sunt prezentate caracteristicile unui cermet, format din 50% soluție solidă (90 % Al_2O_3 + 10 % Cr_2O_3) și 50 % Fe, sinterizat în heliu la 1485 °C.

Tabelul 15

| Caracteristica | Valoarea |
|---|--|
| Condițiile de sinterizare | 1482 °C, at. 95 % He + 5 % H ₂ |
| Modul de elasticitate [GPa] | 225 |
| Rezistența la încovoiere la 24 °C [MPa] | 288 |
| Absorbția de apă [%] | 0,6 |

În cazul cermeților Fe - Al_2O_3 presați izostatic, compozițiile cu 1-3 % vol. Al_2O_3 prezintă cele mai bune rezistențe la întindere și uzură. Cermeții cu fier sunt cei mai utilizați datorită caracteristicilor lor abrazive și costului redus la operațiile de șlefuire magnetică.

Date selective privind caracteristicile abrazive ale cermeților Fe - Al_2O_3 sunt prezentate în tabelul 16.

Tabelul 16

| Materialul | Rugozitatea suprafețelor probelor după șlefuirea magnetică | | Cantitatea de metal îndepărtată după șlefuirea magnetică [kg/m ² ·s] |
|--------------------------------------|--|---------------------|---|
| | Ra ₂ [μm] | Clasa de rugozitate | |
| Fe+20 % Al_2O_3 | 0,065 | 11 a | 3,1 |
| Fe+20 % Al_2O_3 + 10 % sticlă | 0,110 | 10 v | 2,58 |
| Fe+10 % Fe_3O_4 +20 % Al_2O_3 | 0,070 | 11 a | 3,0 |

Introducerea unor metale de aliere în compoziția cermeților Fe - Al_2O_3 , determină o îmbunătățire a proprietăților lor de rezistență. Astfel, cermeții formați din oțel inoxidabil și 05-15% oxid de aluminiu, într-o distribuție uniformă și omogenă, cu adaosuri de Al, Cu, Ni și W prezintă excelente proprietăți de rezistență până la temperaturi de 0,8T_m, T_m fiind temperatura de topire a matricei metalice.

De asemenea, pentru segmentii motoarelor cu ardere internă se utilizează un cermet cu mare rezistență la uzură, compus din fier, 03-3% carbon și 1,5-6% Al_2O_3 . Pentru plăcuțele cuțitelor de strung se utilizează încă din anul 1960 cermeți cu 80% Al_2O_3 și o fază metalică discontinuă cu 0,1-7% nichel.

În cazul cermeților pe bază de aliaje Ni-Co creșterea conținutului de oxizi peste 5% determină o distribuție neuniformă a acestora și o înrăutățire a

proprietăților, cermeții cu un conținut de circa 3% oxizi având caracteristicile optime (tabelul 17).

Tabelul 17

| Tehnologia de obținere | Conținut de oxizi [% vol] | Densitate [kg/m ³] | Rezistivitatea [10 ⁻⁸ ·Ωm] | Raza medie a particulelor [μm] | Duritatea HV |
|--|------------------------------------|--------------------------------|---------------------------------------|--------------------------------|--------------|
| Presare la cald; deformare la rece 50%, sinterizare 1 oră la 1100 °C | 3,3 Al ₂ O ₃ | 8,48 | 8,68 | 0,55 | 140 |
| | 3,0 HfO ₂ | 8,64 | 8,57 | 0,48 | 125 |
| | 3,15 Y ₂ O ₃ | 8,35 | 7,91 | 0,50 | 100 |
| Presare la cald; deformare la rece 86%, sinterizare 1 oră la 1100 °C | 3,3 Al ₂ O ₃ | 8,60 | 7,75 | 0,37 | 110 |
| | 3,0 HfO ₂ | 8,91 | 8,40 | 0,52 | 115 |
| | 3,15 Y ₂ O ₃ | 8,75 | 8,02 | 0,40 | 80 |

5.2.3.4. Cermeții (Mo, W) - Al₂O₃

Densitatea cermeților Al₂O₃ (W, Mo) este influențată de diferența între temperaturile de sinterizare, adaosul de MgO având un efect pozitiv asupra sinterizării acestor componenți (tabelul 18). Aceasta deoarece MgO este, și în acești cermeți, un inhibitor al creșterii particulelor de α -Al₂O₃, ca și în ceramica corindonică.

Datorită refractarității înalte a molibdenului și a wolframului, cermeții Al₂O₃ - Mo(W) prezintă bune caracteristici la temperaturi înalte. Caracteristicile mecanice ale acestor cermeți, datorită legăturilor slabe între faze, prezintă o dependență exponențială de porozitate și implicit de temperatura de sinterizare. Astfel, în cazul cermeților Mo-Al₂O₃, rezistențele mecanice cele mai mari se obțin pentru compozițiile sinterizate peste 1800 °C (tabelul 19).

Tabelul 18

| Compoziția | Densitate [Kg/cm ³] | %din densitate teoretică | Modulul [GPa] | | | Raportul Poisson |
|--|------------------------------------|--------------------------------|-----------------------------|--------|--------|---------------------|
| | | | Young de volum de forfecare | | | |
| Al ₂ O ₃ | 3989 | 100,0 | 387,93 | 248,57 | 156,78 | 0,237 |
| Al ₂ O ₃ +1 % vol.Mo | 4047 | 99,9 | 377,21 | 237,18 | 152,76 | 0,235 |
| Al ₂ O ₃ +1 % vol.Mo+0,5 % MgO | 4063 | 100,3 | 377,88 | 235,84 | 153,43 | 0,233 |
| Al ₂ O ₃ +3 % vol.Mo | 4184 | 100,0 | 378,55 | 242,54 | 152,76 | 0,237 |
| Al ₂ O ₃ +5 % vol.Mo | 4312 | 99,9 | 379,22 | 243,21 | 152,76 | 0,235 |
| Mo | 10250 | 100,0 | 312,89 | 255,27 | 120,60 | 0,298 |

Tabelul 19

| Compoziția chimică % mol | | | 1700 °C | | | | |
|--------------------------|--------------------------------|--------------------------|--|-------------------------------|--|-------------------|----------------|
| AlN | Al ₂ O ₃ | Adaos de Mo [% at] | Densitate teoretică [Kg/m ³] | Contractia de volum [%] | Variația greutății probelor [%] | Porozitate [%] | Duritate HV |
| 20 | 80 | 5 | 4080 | 13,2 | 6,73 | 21,2 | 500 |
| 40 | 60 | 5 | 3980 | 13,4 | 6,95 | 19,1 | 500 |
| 60 | 40 | 5 | 3840 | 14,6 | 10,1 | 18,0 | 421 |
| 20 | 80 | 10 | 4130 | 12,0 | 0,5 | 21,2 | 480 |
| 40 | 60 | 10 | 4030 | 14,1 | 0,89 | 20,1 | 440 |
| 60 | 40 | 10 | 3940 | 16,2 | 2,16 | 18,1 | 404 |
| 20 | 80 | 20 | 4360 | 8,4 | -7,6 | 31,8 | 420 |
| 40 | 60 | 20 | 4280 | 14,9 | -4,4 | 28,4 | 420 |
| 60 | 40 | 20 | 4190 | 15,4 | -3,2 | 26,9 | 404 |

| Compoziția chimică % mol | | | 1800 °C | | | | |
|--------------------------|--------------------------------|-----------------------|--|-------------------------------|---------------------------------------|-------------------|----------------|
| AlN | Al ₂ O ₃ | Adaos de Mo [% at] | Densitate teoretică [Kg/m ³] | Contractia de volum [%] | Variația greutății probelor [%] | Porozitate [%] | Duritate HV |
| 20 | 80 | 5 | 4080 | 14,0 | 0,62 | 20,4 | 650 |
| 40 | 60 | 5 | 3980 | 16,1 | 0,77 | 19,0 | 600 |
| 60 | 40 | 5 | 3840 | 15,0 | 1,15 | 18,2 | 550 |
| 20 | 80 | 10 | 4130 | 12,1 | 0,40 | 21,0 | 620 |
| 40 | 60 | 10 | 4030 | 16,9 | 0,97 | 16,6 | 600 |
| 60 | 40 | 10 | 3940 | 17,6 | 1,57 | 14,6 | 550 |
| 20 | 80 | 20 | 4360 | 13,6 | 1,53 | 23,0 | 630 |
| 40 | 60 | 20 | 4280 | 15,1 | 1,60 | 19,6 | 608 |
| 60 | 40 | 20 | 4190 | 16,6 | 2,56 | 17,6 | 550 |

| Compoziția chimică % mol | | | 1950 °C | | | | |
|-----------------------------|--------------------------------|--------------------|--|------------------------|---------------------------------|----------------|---------------|
| AlN | Al ₂ O ₃ | Adaos de Mo [% at] | Densitate teoretică [Kg/m ³] | Contractia de volum[%] | Variația greutății probelor [%] | Porozitate [%] | Duritate [HV] |
| 20 | 80 | 5 | 4080 | 22,0 | Nedeterminat | 12,2 | 1297 |
| 40 | 60 | 5 | 3980 | 23,0 | Nedeterminat | 11,2 | 740 |
| 60 | 40 | 5 | 3840 | 24,6 | Nedeterminat | 10,8 | 700 |
| 20 | 80 | 10 | 4130 | 24,0 | Nedeterminat | 12,0 | 1207 |
| 40 | 60 | 10 | 4030 | 24,3 | Nedeterminat | 10,7 | 744 |
| 60 | 40 | 10 | 3940 | 25,2 | Nedeterminat | 10,2 | 650 |
| 20 | 80 | 20 | 4360 | 24,1 | Nedeterminat | 10,6 | 941 |
| 40 | 60 | 20 | 4280 | 24,0 | Nedeterminat | 8,7 | 800 |
| 60 | 40 | 20 | 4190 | 25,6 | Nedeterminat | 5,4 | 600 |

5.2.3.5. Cermeții Al - Al₂O₃

Cermeții Al - Al₂O₃ au fost preparați prima dată de firma Aluminium Industrie Action Gesellschaft din Zürich (Elveția), ca rezultat al observării rezistențelor neobișnuit de înalte pentru produsele sinterizate din pulbere de aluminiu, măcinată în mori cu bile. Aceste produse au fost denumite SAP (Sintered Aluminium Product) și au cunoscut o deosebită dezvoltare, ca urmare a utilizării în aviație, industria automobilelor și în industria energiei atomice [13].

Materialul de tip SAP este constituit dintr-o dispersie mecanică de Al₂O₃ în aluminiul metalic, având caracteristici predominant metalice. Pulberea de aluminiu este oxidată controlat, presată la temperatura camerei sau la cald și sinterizată, piesele sinterizate conținând între 6 % și 14 % Al₂O₃.

În tabelul următor se pot observa unele caracteristici ale cermeților Al - Al₂O₃ fabricați de firma Alcoa (S.U.A).

Tabelul 20

| Caracteristica | XAP001 | XAP002 | XAP003 | XAP004 | XAP005 |
|--|--------|--------|--------|--------|--------|
| Compoziția chimică (%) | | | | | |
| Al ₂ O ₃ | 6,0 | 8,0 | 11,0 | 14,0 | 6,0 |
| Fe | 0,2 | 0,28 | 0,27 | 0,29 | 0,05 |
| C | 0,40 | 0,20 | - | 0,40 | 0,40 |
| Si | 0,08 | 0,10 | 0,10 | 0,10 | 0,08 |
| Cu | 0,00 | 0,01 | 0,01 | 0,01 | 0,00 |
| Masa volumică (kg/m ³) | 2740 | 2740 | 2750 | 2770 | 2740 |
| Conductivitatea termică (W/m·°C) | | | | | |
| 24 °C | 43 | 40 | 36 | 32 | 43 |
| 200 °C | 44 | 43 | 39 | 36 | 44 |
| 400 °C | 45 | 44 | 42 | 39 | 45 |
| 540 °C | 45 | 44 | 42 | 42 | 45 |
| Dilatarea termică (°C·10 ⁻⁶) | | | | | |
| 20-100 °C | 21,6 | 21,2 | 20,7 | 20,2 | 21,6 |
| 20-300 °C | 23,6 | 23,2 | 22,5 | 21,8 | 23,6 |
| 20-450 °C | 25,0 | 24,8 | 23,4 | 22,5 | 25,0 |
| Căldura specifică (kJ/kg·°C) | | | | | |
| 20 °C | 0,892 | 0,888 | 0,883 | 0,879 | 0,892 |
| 100 °C | 0,942 | 0,938 | 0,934 | 0,934 | 0,942 |
| Alungirea (%) | | | | | |
| 20 °C | 13 | 12 | - | 5 | 13 |
| 538 °C | 6 | 4 | - | 2 | 6 |

Introducerea unor elemente de aliere în compoziția acestor cermenți permite obținerea unor produse cu caracteristici îmbunătățite care pot fi observate în tabelul următor care prezintă caracteristicile unui cermet Al₂O₃-Al-Si obținută prin impregnare reactivă (introducerea sticlei de cuarț în aluminiu topit la 1000 - 1200 °C) se pot observa în tabelul 21.

Tabelul 21

| Caracteristica | UM | Valoarea |
|--|------------------------|-----------------------------|
| Compoziția chimică Al ₂ O ₃ Al Si | [%] | 70–80 28,5–17 1,5–3 |
| Densitatea | [kg/m ³] | 3250–3570 |
| Porozitatea | [%] | 0 |
| Coef. de dilatare termică (0–900 °C) | 1/ °C | 96,4·10 ⁻⁷ |
| Căldura specifică 100 °C 300 °C 500 °C | [kJ/kg·°C] | 1,151 1,340 1,486 |
| Conductivitatea termică 100 °C 300 °C 500 °C | [W/m·°C] | 4,826 6,280 6,571 |
| Rezistența la încovoiere la 20 °C 200 °C 400 °C 700 °C | [MPa] | 300–400 254 183 24 |
| Rezistența la compresiune | [MPa] | 870 |
| Modul de elasticitate la 20 °C | [GPa] | 200 |
| Coeficientul Poisson la 20 °C | - | 0,25 |
| Modul de forfecare la 20 °C | [GPa] | 80 |
| Rezistivitatea electrică la 20 °C | [10 ⁻⁸ ·Ωm] | 37 |

Alte compoziții de cermeți

În această clasă de cermeți sunt cuprinse materialele sinterizate conținând oxizi refractari, carburi, nitruri și metale ca liant.

Oxidul de aluminiu formează cu carbonul o topitură cu o compoziție nedefinită, chiar sub 2000 °C, care conține alumină, aluminiu metalic și carbură de aluminiu.

Alumina formează cu carbura de aluminiu (Al₄C₃) două oxycarburi intermediare (Al₄O₄C și Al₂OC) în care o parte de oxigen este înlocuit cu carbon.

Monooxycarbura de aluminiu este izomorfă cu nitrura de aluminiu (AlN). Între Al₂O₃ și oxycarbura de aluminiu există eutecticul la 1840 °C, corespunzând compoziției de 90 % moli Al₂O₃ și 10 % moli oxycarbură.

Aceste reacții au permis obținerea unor cermeți Al₂O₃ - AlN, sinterizați în condiții optime, cu bune proprietăți mecanice și de fluaj.

Reacția simultană a carbonului cu un amestec intim de WO₃ și Al₂O₃ a dus, de asemenea, la formarea unor produse dense prin presare la cald formate din 70 % Al₂O₃ și 30 % WC.

Cermeții Al_2O_3 -TiC – Mo_2C -10 % Ni, datorită caracteristicilor lor mecanice ridicate, au aplicabilitate în fabricarea plăcuțelor așchietoare, iar compozițiile Al_2O_3 – Si_2N_4 (tabelul 22) cu o bună rezistență la șoc termic sunt utilizate în fabricarea suportilor de electrozi pentru sudarea în arc electric a metalelor [11]. Aceste compoziții sunt presate la 100 – 200 MPa și sinterizate în N_2 la 1550–1650 °C.

Materialele de fricțiune, produse prin metodele metalurgiei pulberilor, ocupă un loc important între materialele ingineresti, fiind utilizate la fabricarea subansamblelor de frânare sau cuplare ale mașinilor, utilajelor și instalațiilor industriale.

Tabelul 22

| Compoziția materialului [% mol] | | Contrația liniară [%] | Densitatea [kg/m^3] | Rezistența la compresiune [MPa] | Rezistența la șoc termic(nr.de cicluri încălzire la 1500°C-răcire în apă) |
|---------------------------------|-------------------------|-----------------------|---------------------------------------|---------------------------------|---|
| Al_2O_3 | Si_3N_4 | | | | |
| - | 100 | 0 | 2000 | 150 | - |
| 2,8 | 97,2 | 0 | 2280 | 483 | - |
| 4,1 | 95,6 | 0 | 2260 | 416 | 20 |
| 8,1 | 91,9 | 0,5 | 2340 | 523 | 27 |
| 10,5 | 89,5 | 1,2 | 2350 | 502 | 28 |
| 20 | 80 | 4,0 | 2520 | 480±82 | 82 |
| 40 | 60 | 8 | 2650 | 422±72 | 37 |
| 60 | 40 | 8 | 2560 | 239±17 | 30 |
| 100 | - | - | 3800 | 50–100 | - |

Cerințele impuse materialelor de fricțiune sunt:

- coeficient de frecare ridicat, ale cărui valori să nu varieze mult cu temperatura;
- uzură mică și durată de funcționare lungă;
- conductibilitate termică bună și rezistență la temperaturi ridicate;
- proprietăți bune de rodaj și frecare continuă;
- rezistență la coroziune.

Pentru realizarea acestor proprietăți atât de diferite, materialele de fricțiune moderne au compoziții destul de complicate conținând :

- componenți metalici care formează matricea metalică de rezistență (bronz, cupru, fier, fontă, oțel, etc.);
- componenți nemetalici, care îmbunătățesc proprietățile de frecare-uzură (nisip, grafit, oxizi ai diferitelor metale, etc.) până la un conținut de circa 50 %.

Majoritatea metalelor de fricțiune sinterizate, constituite dintr-o fază metalică și una oxidică, sunt de fapt niște cermeți cu compoziții complexe.

Substanțele oxidice (SiO_2 , Al_2O_3) măresc coeficientul de frecare, rezistența la temperatură, accelerează creșterea momentului de torsiune, respectiv scurtarea timpului de cuplare prin "tăierea peliculei de ulei".

Compoziția materialelor de fricțiune se reglează în funcție de specificul condițiilor de exploatare. Astfel, pentru ambreiaje și frâne, care lucrează în mediu uscat, sunt caracteristice următoarele compoziții de materiale de fricțiune pe bază de cermeți de cupru:

100 Contribuții privind materialele composite compatibile - 5

- 70,9 % Cu, 10,9 % Pb, 6,3 % Sn, 4,5 % SiO₂ și 7,4 % grafit
- 62 % Cu, 8 % Fe, 12 % Pb, 7 % Sn, 4 % SiO₂ și 7 % grafit
- 75 % Cu, 6 % Pb, 7 % Sn, 5 % grafit, 4 % MoS₂ și 3 % feldspat.

Pentru frâne de avioane se utilizează ca materiale de fricțiune cermeți pe bază de fier cu compoziții foarte variate ca de exemplu:

- 63 % Fe, 4 % SiO₂, 3 % siliciură de Fe, 2,5 % PbO, 4,5 % Sb, 6 % SiC.

6. CONTRIBUȚII ORIGINALE PRIVIND CERCETĂRILE EFECTUATE CU CERMEȚI

6.1. Controlul tehnologiei de fabricație

6.1.1. Materii prime

Fabricarea cermeților a fost realizată la început prin metodele ceramice tradiționale , ca de exemplu turnarea în forme de ipsos. Metalurgia pulberii, respectiv fabricarea unei game largi de produse prin sinterizare, constituind una din tehnologiile de vîrf din industrie, a deschis mari perspective obținerii unor compoziții variate de cermeți.

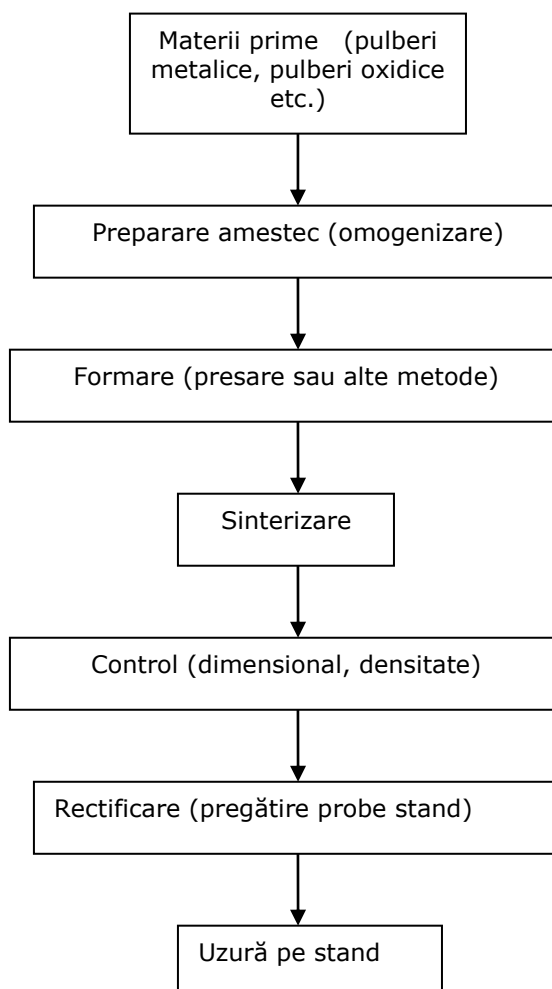


Fig. 12 Proces tehnologic de fabricare a cermeților

Procesul tehnologic de fabricare a cermeților din pulberi, prezentat schematic în figura 15, cuprinde următoarele faze tehnologice importante:

- obținerea materiilor prime sub formă de pulberi (pulberi metalice, oxidice, lubrifianți, lianți etc);
- obținerea amestecului omogen de pulberi cu compoziție dorită;
- obținerea prin presare sau alte metode de formare a comprimatelor dorite;
- presinterizarea și sinterizarea comprimatelor la temperaturi înalte, într-o atmosferă protectoare;
- calibrarea sau alte prelucrări ulterioare aplicate pieselor sinterizate.

Pentru obținerea cermeților cu oxizi se folosesc, de obicei, pulberi de oxizi ceramici refractari (Al_2O_3 , BeO, MgO, ZrO_2 , Cr_2O_3 , SiO_2), amestecuri de oxizi ($Al_2O_3 + Cr_2O_3$) și pulberi metalice obținute prin metode electrolitice sau prin descompunerea carbonililor.

6.1.1.1. Pulberile metalice.

Prin pulbere metalică se înțelege un ansamblu de particule cu dimensiuni sub 1 mm de metale pure, de aliaje, de compuși intermetalici, de compuși chimici ai metalelor sau de amestecuri mecanice ale mai multor componente. Pulberile metalice pot fi nealiante, parțial prealiante sau complet aliate [11].

Compoziția chimică, analiza granulometrică, masa volumică, compresibilitatea, fluiditatea, forma particulelor sunt parametrii care caracterizează în general pulberile metalice din punct de vedere tehnologic. Pentru obținerea unor amestecuri cât mai intime între oxizi și pulberile metalice, ca materii prime se folosesc, de asemenea, săruri și hidroxizi ai metalelor din compoziție. Proprietăți ale metalelor utilizate frecvent la fabricarea cermeților.

Tabelul 23

| Metalul | Aluminiu (Al) | Argint (Ag) | Crom (Cr) | Cupru (Cu) |
|---|-------------------------|--------------------------|--------------------|---------------------------|
| Densitatea [kg/m^3] | 2700 | 10500 | 7100 | 8930 |
| Temperatura de topire [$^{\circ}C$] | 658 | 960,5 | 1800 | 1083 |
| Căldura specifică (interval de la/la în $^{\circ}C$) [$J/kg \cdot ^{\circ}C$] | 887,432 (0/100) | 240,695 (20/100) | 505,669 (0/100) | 388,461 (18/100) |
| Coeficientul de dilatare liniară (interval de temperatură în $^{\circ}C$) [$10^{-6} \cdot 1/^{\circ}C$] | 23,8 (0/100) | 19,68 (0/100) | 18,1 (25/350) | 84 (0/100) |
| Rezistivitatea electrică [$10^6 \Omega \cdot m$] | 0,029 | 0,0162 | 0,028 | 0,1724 (electrolitic) |
| Coeficientul de temperatură al rezistenței [$1/^{\circ}C$] | 0,0043(m) 0,0041(t) | 0,0036 | - | 0,00393 |
| Duritatea Brinell HB | 15-25(r) 35 - 70(t) | 15-30(r) 75- 90(t) | - | 45 - 50(r) 80 - 120(t) |
| Rezistența la rupere [MPa] | 70-110(r) 150-250(t) | 130-160(r) 290-400(t) | - | 200-250(r) 400-490(t) |

Observații: (r) – recopt, (t) – tare .

| Metalul | Fier pur (Fe) | Mangan(Mn) | Nichel(Ni) | Zinc(Zn) |
|--|--------------------------|---------------------|--------------------------|----------------------|
| Densitatea [kg/m ³] | 7860 | 7300 | 8900 | 7130 |
| Temperatura de topire [°C] | 1530 | 1250 | 1455 | 419,4 |
| Căldura specifică (interval de la/la în °C) [J/kg·°C] | 464,646 (0/100) | 506,925 (20/100) | 454,599 (18/100) | 395,996 (20/100) |
| Coeficientul de dilatare liniară (interval de temperatură în °C) [10 ⁻⁶ ·1/°C] | 16,5 (0/100) | 12,5 (0/100) | 5,2 (0/100) | 29 (50) |
| Rezistivitatea electrică [10 ⁶ Ω·m] | 0,087–0,105 | 0,045 | 0,0869(r) 0,0952(t) | 0,083 (t)– 0,0595 |
| Coeficientul de temperatură al rezistenței [1/°C] | 0,0055 | - | 0,006 | 0,00417 |
| Duritatea Brinell HB | 95 | - | 80 | 35 |
| Rezistența la rupere [MPa] | 180–200(r) 400–420(t) | - | 400–450(r) 630–800(t) | 140– 190(r) |

6.1.1.1.1. Pulberi metalice utilizate și caracteristicile acestora

Pulberea de fier

Analiza granulometrică pentru pulberea de fier Höganäs tip DWP 400 este prezentată în tabelul 24.

Tabelul 24

| Diametrul mediu al granulelor [μm] | >400 | 400-200 | 200-160 | 160-100 | 100-63 | <63 |
|------------------------------------|---------|---------|---------|---------|--------|-------|
| G % | max 0,2 | max 20 | max 15 | 15-40 | 15-40 | 15-40 |

Proprietățile fizice ale pulberii de fier sunt prezentate în tabelul 25.

Tabelul 25

| Proprietate | Valori admise |
|--|---------------|
| Densitate aparentă [kg/m ³] | 2600-2900 |
| Timp de curgere [s/50g] | max 32 |
| Compresibilitatea [ptr.o presiune de 600 MPa] – Densitate [kg/m ³] | min 7000 |

Compoziția chimică este prezentată în tabelul 26.

Tabelul 26

| Element | Valori admise [%] |
|--------------------|-------------------|
| C | Max 0,05 |
| Mn | Max 0,20 |
| S | Max 0,02 |
| O2 [pierderi în H] | Max 0,30 |

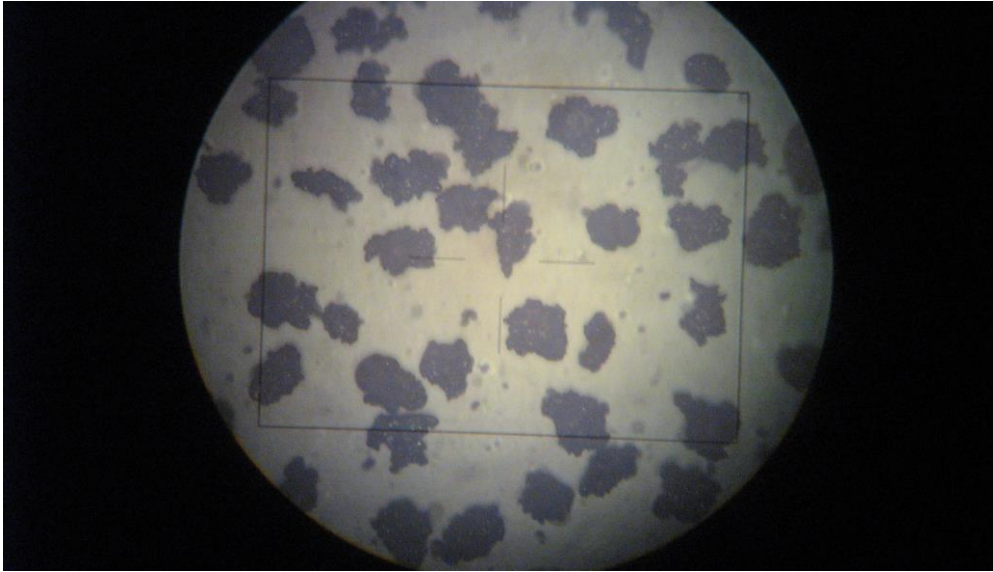


Fig. 13 Pulbere de fier (x120)

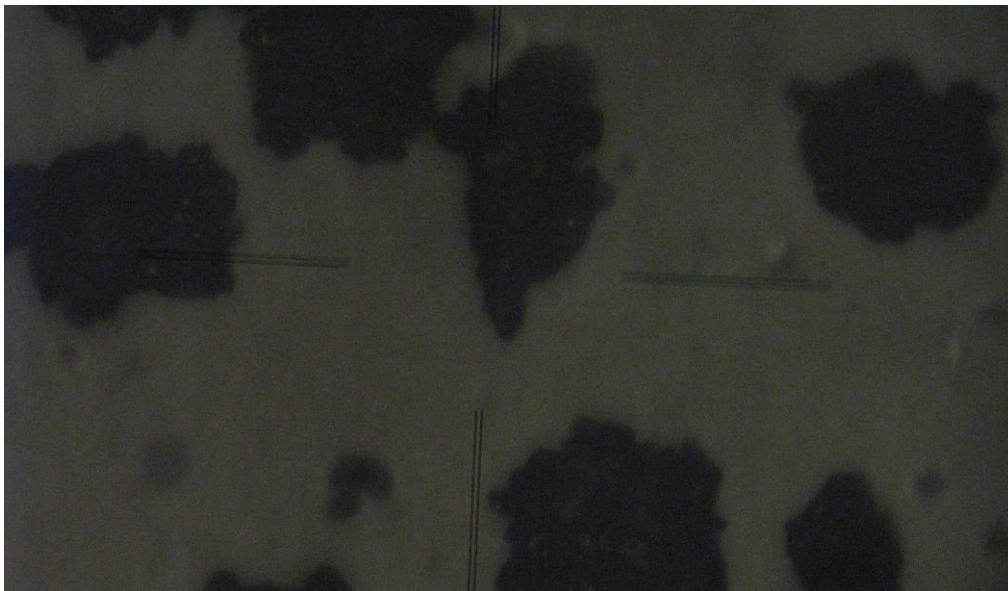


Fig. 14 Pulbere de fier (x480)

În figurile 13 și 14 este prezentată forma particulelor de pulbere de fier atomizată Höganäs tip DWP 400.

Pulberea de cupru

Analiza granulometrică pentru pulberea de cupru TIP SA este prezentată în tabelul următor.

Tabelul 27

| | | | | | |
|---|------|---------|---------|--------|------|
| Diametrul mediu al granulelor [μm] | >212 | 180-212 | 180-106 | 106-45 | <45 |
| G % | 0 | max 2 | 25-35 | 45-65 | rest |

Compoziția chimică a pulberii de cupru este prezentată în tabelul 28.

Tabelul 28

| | |
|--|-------------------|
| Element | Valori admise [%] |
| Cu | Min 99,7 |
| O ₂ [pierderi în H ₂] | Max 0,15 |

Proprietățile fizice ale pulberii de cupru sunt prezentate în tabelul 29.

Tabelul 29

| | |
|---|---------------|
| Proprietate | Valori admise |
| Densitate aparentă [kg/m^3] | 2300-2500 |
| Timp de curgere [s/50g] | max 40 |

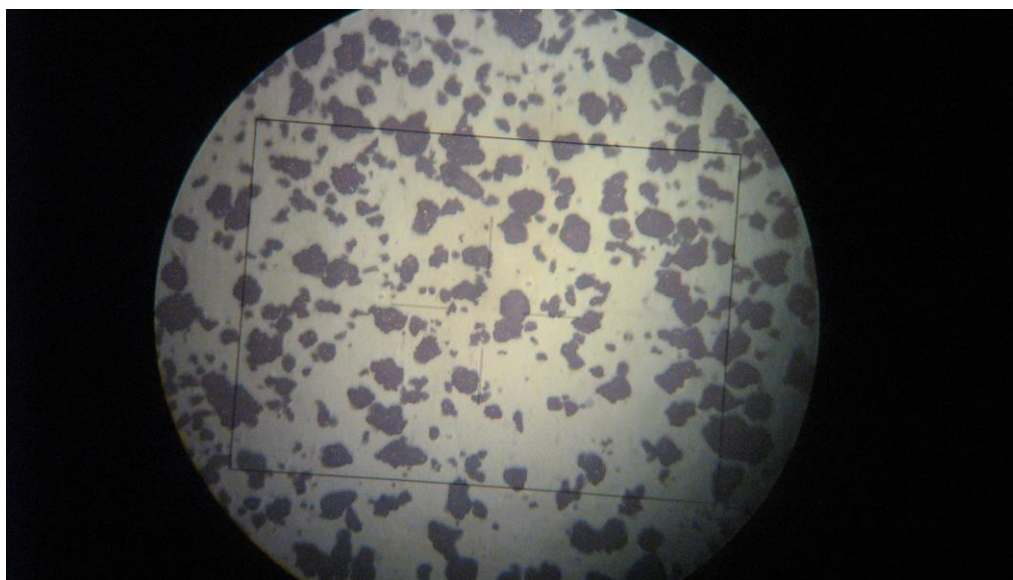


Fig. 15 Pulbere de cupru (x120)

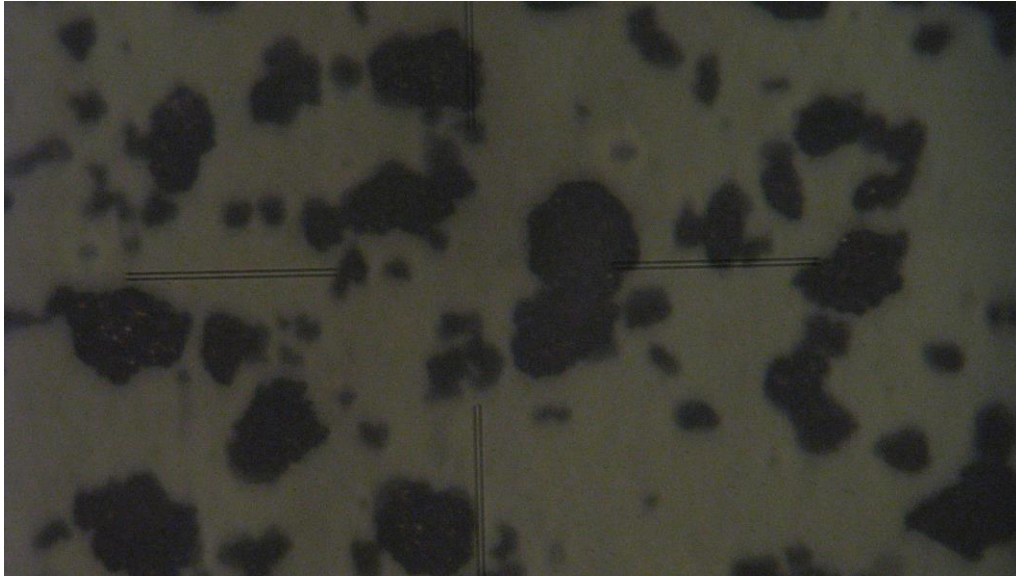


Fig. 16 Pulbere de cupru (x480)

Din figurile 13,14,15 și 16 se observă forma particulelor de fier și cupru aceasta fiind neregulată.

Pulberea de grafit

Analiza granulometrică pentru pulberea de grafit TIP UF4 .

Diametrul mediu al granulelor [μm] >100 este de max 0.005%.
Compoziția chimică a pulberii de grafit este prezentată în tabelul 30.

Tabelul 30

| Component | Valori admise [%] |
|-----------|-------------------|
| Cenușă | Max 49,7 |
| Carbon | Min 96 |
| Umiditate | Max 2 |

6.1.1.2. Oxizi ceramici

Se preferă folosirea unor oxizi de puritate înaltă și cu dimensiunea particulelor sub 40 μm . Tabelul 31 prezintă principalele caracteristici ale unor oxizi ceramici refractari folosiți la fabricarea cermeților.

Oxidul de aluminiu anhidru (Al_2O_3) se prezintă în mai multe forme polimorfe, corindon (α - Al_2O_3) și aluminele de tranziție (χ, γ, θ etc). Corindonul, denumirea curentă a formei α - Al_2O_3 , este forma polimorfă stabilită la presiunea normală. Cristalizează în sistemul hexagonal. Materiile prime cu conținut ridicat de α - Al_2O_3 sunt reprezentate de corindonul natural și sintetic și de aluminele calcinate.

Pentru fabricarea cermeților, oxidul de aluminiu se utilizează ca materie primă sub formă de hidroxizi sau alumina calcinată de înaltă puritate [11].

Tabelul 31

| Caracteristica | Unitatea de măsură | Cr_2O_3 | SiO_2 | TiO_2 |
|----------------------------------|---|---|--|--|
| Sistemul cristalografic | | hexagonal | hexagonal | <u>tetragonal</u> rombic |
| Densitatea | [kg/m^3] | 5.21 | 2.65 | 3.83 |
| Temperatura de topire | [$^\circ\text{C}$] | 2334 | 1720 | 1870 |
| Căldura specifică | [$\text{J}/\text{mol}\cdot^\circ\text{C}$] | 497.852 | 187.82 | 230.52/232.45 |
| Coeficientul de dilatare liniară | $\alpha \cdot 10^6$ [$1/^\circ\text{C}$] | <u>9,60</u> 20-400 $^\circ\text{C}$ | <u>4.3</u> 20-300 $^\circ\text{C}$ | <u>8,19</u> 0-500 $^\circ\text{C}$ |
| Conductivitatea termică | [$\text{W}/\text{m}\cdot^\circ\text{K}$] | - | 1.55 la 373 $^\circ\text{K}$ 2.85 la 973 $^\circ\text{K}$ | 6.53 la 373 $^\circ\text{K}$ 3.39 la 1073 $^\circ\text{K}$ |
| Rezistivitatea electrică | $\Omega \cdot \text{m}$ | $1.3 \cdot 10^3$ la 623 $^\circ\text{K}$ $2.3 \cdot 10$ la 1473 $^\circ\text{K}$ | $1 \cdot 10^4$ la 973 $^\circ\text{K}$ $3 \cdot 10^2$ la 1473 $^\circ\text{K}$ | $3 \cdot 10^5$ la 773 $^\circ\text{K}$ $8.5 \cdot 10^2$ la 1473 $^\circ\text{K}$ |
| Duritatea (Scala Mohs) | - | 8.5 | 7 | 5.....6.5 |

Al_2O_3 se caracterizează printr-o rezistență termică ridicată, o rezistență la șocuri termice relativ bună, o capacitate de izolare termică foarte bună chiar la temperaturi ridicate, duritate ridicată și rezistențe la uzură și coroziune foarte bune.

Bioxidul de zirconiu (ZrO_2) prezintă o rezistență termică înaltă, conductibilitate termică scăzută și conductibilitate electrică ridicată la temperaturi înalte.

ZrO_2 prezintă două rețele cristaline, monoclinică și tetragonală, în timp ce în soluțiile solide (ZrO_2 -CaO), care sunt formele stabile, prezintă o rețea cristalină cubică [12].

Deoarece Cr_2O_3 și α - Al_2O_3 prezintă aceleași structuri cristaline, având o celulă romboedrică, formează ușor o serie de soluții solide, ceea ce determină obținerea unor legături puternice în cermeții Cr- Al_2O_3 și Fe- Al_2O_3 .

Pentru fabricarea cermeților prezintă, de asemenea interes oxidul de magneziu sub formă de periclaz MgO de înaltă puritate, obținut prin topire electrică, carbonatul de magneziu $MgCO_3$ și hidroxidul de magneziu $Mg(OH)_2$ de înaltă puritate.

6.1.1.2.1. Pulberi oxidice utilizate și caracteristicile acestora

Pulberea de oxid de magneziu

Analiza chimică pentru oxidul de magneziu este prezentată în tabelul 32.

Tabelul 32

| Element | Valori admise [%] |
|---------|-------------------|
| MgO | min 97 |
| SO_4 | Max 0,02 |
| Fe | Max 0,005 |
| Na | Max 0,2 |

Diametrul mediu al granulelor [μm] <45 este cuprins între 80–100%. Densitatea aparentă este de 3650 [Kg/m^3].

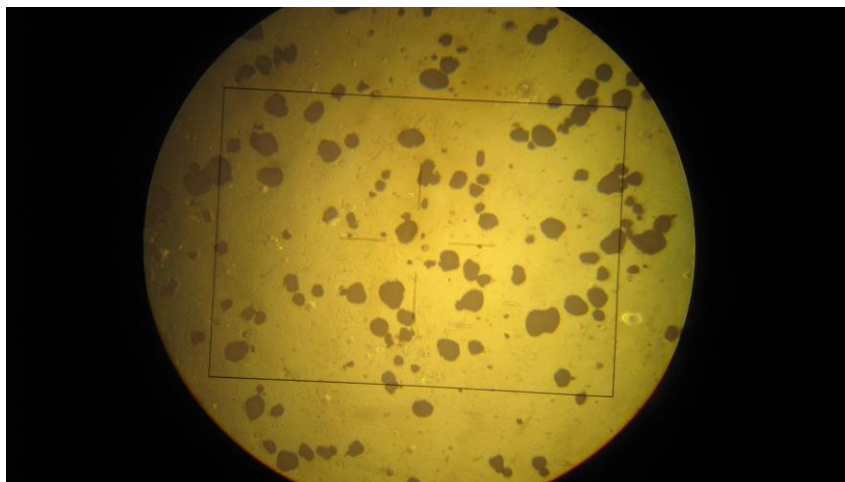


Fig. 17 Pulbere de oxid de magneziu (x120)

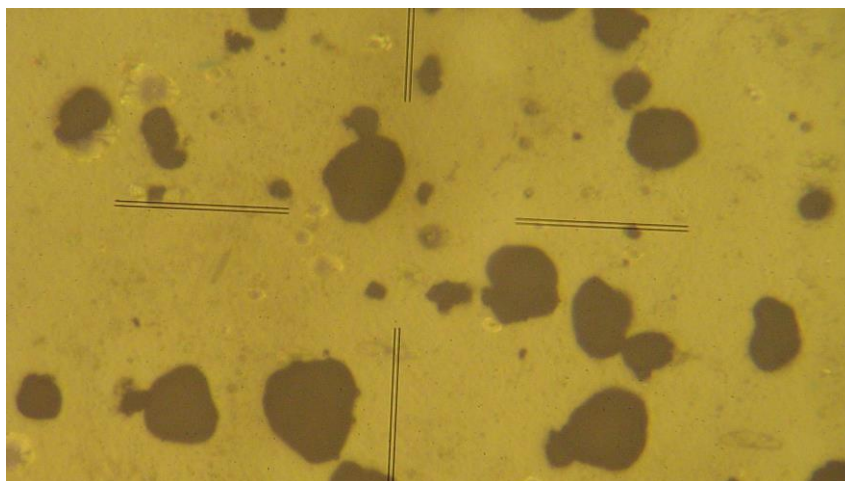


Fig. 18 Pulbere de oxid de magneziu (x480)

Pulberea de oxid de magneziu are o formă mai rotunjită, așa cum se poate observa din figurile alăturate.

Pulberea de oxid de aluminiu

Analiza chimică pentru oxidul de aluminiu este prezentată în tabelul 33.

Tabelul 33

| Element | Valori admise [%] |
|-------------------------|-------------------|
| Al_2O_3 | Min 99,7 |
| SiO_2 | Max 0,04 |
| Fe_2O_3 | Max 0,03 |
| Na_2O | Max 0,1 |

Diametrul mediu al granulelor [μm] <45 este cuprins între 80–100%.

Densitatea aparentă este de 3900 [kg/m^3].

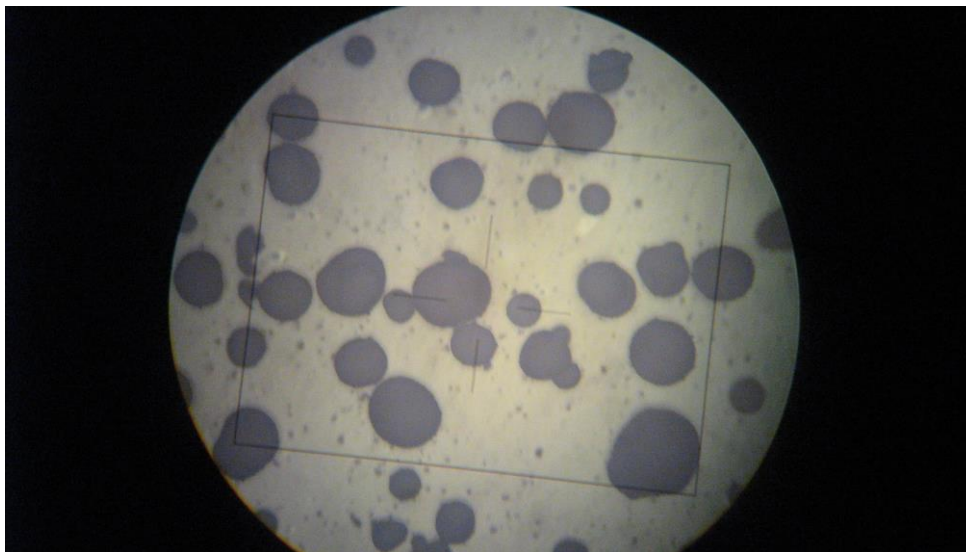


Fig. 19 Pulbere de oxid de aluminiu (x120)

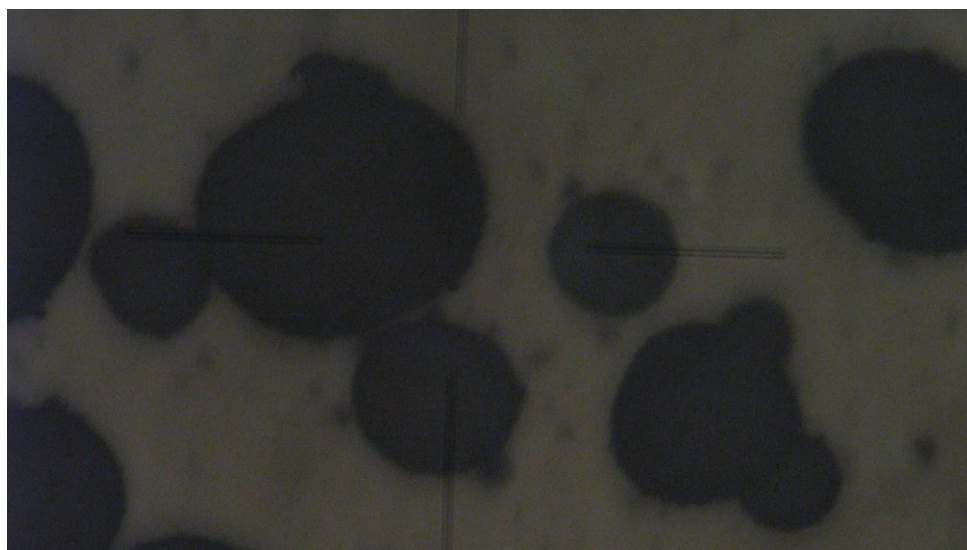


Fig. 20 Pulbere de oxid de aluminiu (x480)

6.1.1.3. Lubrifianți utilizați în metalurgia pulberilor

Lubrifianții utilizați în metalurgia pulberilor sunt substanțe chimice a căror rol este de a asigura o distribuție uniformă a presiunii în timpul compactării pulberilor și pentru a ușura ejecția presatului din matriță [11].

Lubrifianții prezentați în tabelul de mai jos, utilizați în proporție de 0,2 ...1% în greutate, determină următoarele efecte la presarea pulberilor metalice:

- Creșterea ușoară a compresibilității pulberilor;
- Reducerea presiunii de ejecție;
- Eliminarea defectelor fizice în comprimat (fisuri, densități neuniforme, etc);
- Reducerea frecărilor între particulele pulberii, între poansoane și matriță, întrepulbere și matriță, între comprimat și pereții matriței la ejecție;
- Reduce uzura sculelor; Eliminarea gripării matrițelor.

Tabelul 33

| Denumirea lubrifiantului | Formula chimică | Temperatura de topire [°C] |
|--------------------------|-----------------------------|----------------------------|
| Stearat de zinc | $Zn(C_{18}H_{35}O_2)_2$ | 130 |
| Stearat de calciu | $Ca(C_{18}H_{35}O_2)_2$ | 180 |
| Stearat de aluminiu | $Al(C_{18}H_{35}O_2)_3$ | 103 |
| Stearat de magneziu | $Mg(C_{18}H_{35}O_2)_2$ | 88 |
| Stearat de plumb | $Pb(C_{18}H_{35}O_2)_2$ | 116 |
| Stearat de litiu | $LiC_{18}H_{35}O_2$ | 221 |
| Acid stearic | $CH_3(CH_2)_{16}COOH$ | 69,4 |
| Acid benzoic | $C_6H_5 COOH$ | 122 |
| Parafină | $C_{22}H_{46}-C_{27}H_{56}$ | 40-60 |
| Bisulfură de molibden | MoS_2 | 1185 |
| Bisulfură de wolfram | WS_2 | Se descompune la 1250 |
| Trioxid de molibden | MoO_3 | 795 |

Adăugarea lianților și lubrifianților la pulberile metalice se face sub formă de:

- Pulbere, prin amestecare uscată cu pulberea metalică;
- Lichid, prin amestecare la temperatura camerei sau la temperaturi înalte cu pulberea metalică;
- Soluții în apă sau solvenți organici, prin amestecare cu pulberea metalică, urmată de evaporarea solventului.

Principalele efecte secundare datorită utilizării lubrifianților și lianților sunt următoarele:

- Carbonul rezidual afectează proprietățile fizice, mecanice și chimice ale pieselor sinterizate;
- Oxizii influențează proprietățile tehnologice ale pieselor sinterizate ca prelucrabilitate, constanța dimensională etc.;
- În timpul eliminării lubrifianților în zona de răcire a cuptorului de sinterizare se formează reziduuri solide sau lichide (exemplu: stearat de litiu→reziduul este un lichid negru, stearat de zinc→reziduul este un fluid alb lăptos).

Tipul lubrifianțului și cantitatea adăugată trebuie selectate cu grijă, lubrifianțul influențând densitatea aparentă și viteza de curgere a pulberii și de asemenea comportarea lubrifianțului la sinterizare [11].

6.1.2. Aparatura utilizată

În figura 21 este prezentată balanța analitică, utilizată conform instrucțiunilor de lucru existente, pe care s-a efectuat cântărirea pulberilor și cântărirea probelor cilindrice înainte și după sinterizare pentru a calcula densitatea acestora.

După cântărirea pulberilor acestea au fost omogenizate, omogenizarea realizându-se prin amestecare mecanică, iar durata omogenizării a fost de 2 ore.

Amestecarea pulberilor de diferite forme, mărimi și densități trebuie să producă un amestec omogen care să-și mențină caracteristicile în timpul manipulării, formării pieselor și sinterizării. Amestecarea mecanică este procedeul cel mai des utilizat la realizarea amestecului de pulberi. Calitatea unui amestec este în mod uzual definită pe baza determinării unor caracteristici ca de exemplu densitate, porozitate, culoare sau în cazul materialelor uscate pe baza distribuției mărimii particulelor și a densității de volum. Probe au fost obținute prin presarea pulberii, omogenizate, în matrița prezentată în figurile 22 și 23.



Fig. 21 Balanța analitică



Fig. 22 Matrița

În figura 22 se observă matrița, împreună cu cele două poansoane: poansonul superior și cel inferior.

În figura 23 este prezentată matrița, în poziția în care se introduce în aparatul utilizat pentru efectuarea de încercări la tracțiune și compresiune.

Aparatul utilizat pentru efectuarea încercărilor de tracțiune și compresiune este prezentat în figura 24.



Fig. 23 Matrița



Fig. 24 Aparat utilizat pentru efectuarea încercărilor de tracțiune și compresiune



Fig. 25 Stand de uzură

În figura 25 se poate observa standul de uzură pe care au fost efectuate încercările.



Fig.26 Dispozitivul de fixare al epruvetelor și termocuplu

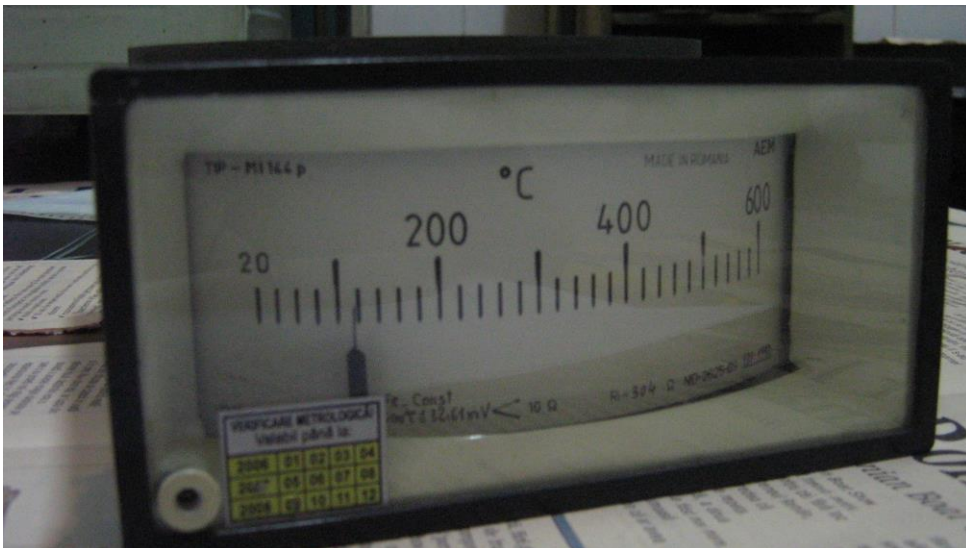


Fig. 27 Aparat milivoltmetru indicator de temperatură TIP-MI144p Fe-const

SC SINTEROM SA
Cluj-NapocaLaborator Metrologie
Domeniu: ELECTRICE-TERMICE

RAPORT DE VERIFICARE

Seria... T Nr. 49

MILOCUL DE MASURARE Termocuplu

SERIE / NUMAR 3/07

FABRICATIE / TIP ITRD Pascani / TIP: Fe Const.

CARACTERISTICI 0 - 550°C

CLASA DE EXACTITATE } conf. N.T.M. 5-05-82.

EROAREA TOLERATA } Anexa 1...9.

ETALOANE DE REFERINTA Termocompensator NORMA-C.E 405-188/2006
termocuplu etalon PtRh10%Pt-Seria: 1417, C.E 425-172/2005

CONDITII DE VERIFICARE : t = 19°C ; Umiditate 62%

METODA DE VERIFICARE : Comparatarei directe.

Data: 15.03.2007

Verificator

Nume Popa Vasile

Semnatura

Rezultatul verificării **ADMIS**

| Valori nominale div. | Valori adevarate div. | Temperatura | | Observatii |
|----------------------|-----------------------|-------------------|---------------------|-------------------------|
| | | Termocuplu etalon | Termocuplu de lucru | |
| | | 200°C | 202°C | eroare de corectie -2°C |
| | | 300°C | 303°C | -3°C |
| | | 400°C | 403°C | -3°C |
| | | 500°C | 503°C | -3°C |
| | | 550°C | 551°C | -1°C |
| | | | | |
| | | | | |
| | | | | |
| | | | | |
| | | | | |
| | | | | |
| | | | | |

Modul de efectuare a verificării : conf. NTM 5-05-82Executant,
Metrolog verificator
Popa Vasile.
[Signature]Specificarea conformității
conform.
NTM 5-05-82Avizat
Resp. Laborator metrologie
Sing Lechintan Valer
[Signature]

Fig. 28 Raport de verificare termocuplu

6.2. Rezultatele examinărilor

6.2.1. Compresibilitatea cermeților

6.2.1.1. Condiții experimentale

În timpul compresiunii amestecului de pulberi, micșorarea spațiului liber dintre particule are loc datorită deformării plastice la contactul suprafețelor. Suprafețele de contact cresc cu aplicarea presiunii.

Dacă un strat de particule nedeformabile este introdus între două suprafețe de contact deformabile sau dacă una dintre acestea este înlocuită cu o suprafață nedeformabilă, deformarea plastică și astfel densificarea, vor avea valori mai mici.

Amestecul de pulberi a fost ales astfel încât conținutul de pulbere de oxizi să varieze de la 1% la 3%. Obținerea amestecului omogen de pulbere s-a realizat prin amestecare mecanică, iar durata omogenizării a fost de 2 ore.

Compresibilitatea amestecului a fost realizată într-o matrită mecanică cu dublă acțiune iar presiunea a fost menținută la valoarea maximă timp de 10 secunde și a fost determinată pe epruvete cilindrice cu diametrul de 11,44 mm, compactate într-o matrită metalică cu dublă acțiune, (care a fost prezentată în figurile 22 și 23) utilizând presa hidraulică prezentată în figura 24.

În amestecul de pulberi s-a introdus 0,8% stearat de zinc.

Influența conținutului de Al_2O_3 funcție de densitatea cermeților și presiunea de compactare înainte de sinterizare este prezentată în figura 29.

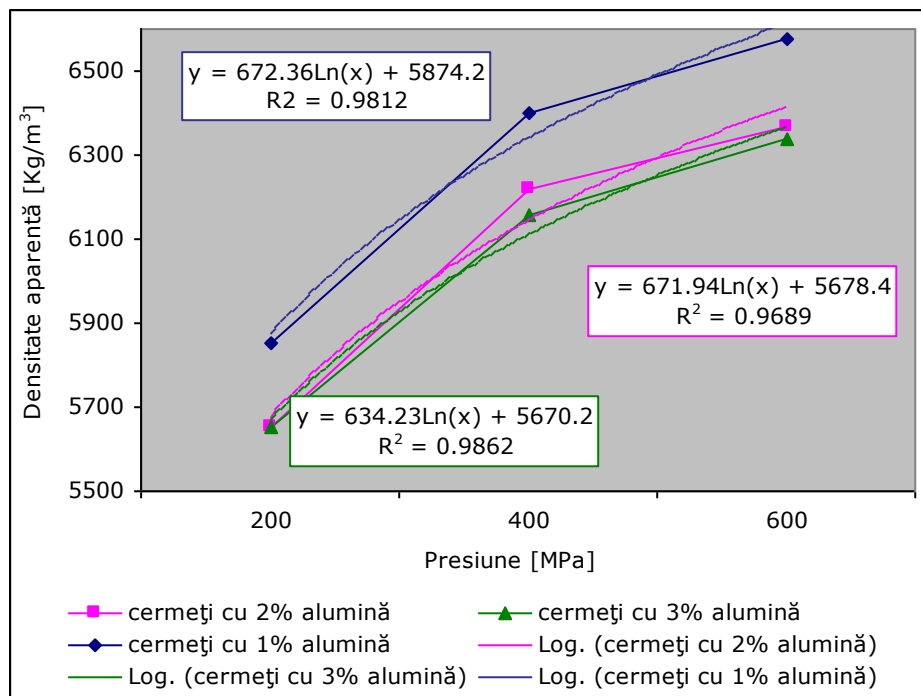


Fig.29 Curbele de compresibilitate ale cermeților cu Al_2O_3

Gradul de densificare al amestecului în funcție de presiune scade cu creșterea conținutului de Al_2O_3 și crește cu creșterea presiunii de compactare [73].

Influența conținutului de MgO funcție de densitatea cermeților și presiunea de compactare înainte de sinterizare este prezentată în figura 30.

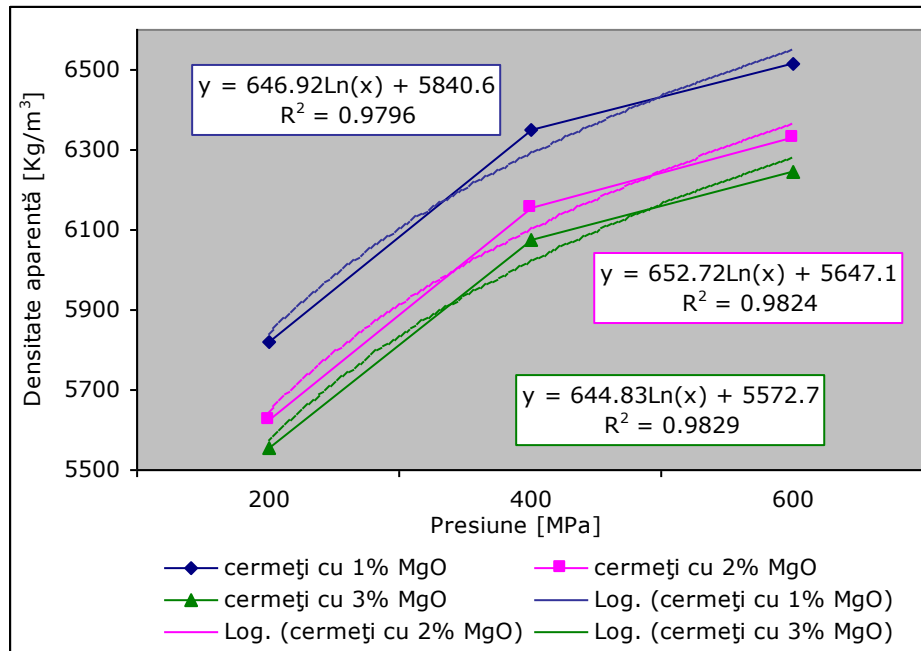


Fig.30 Curbele de compresibilitate ale cermeților cu MgO

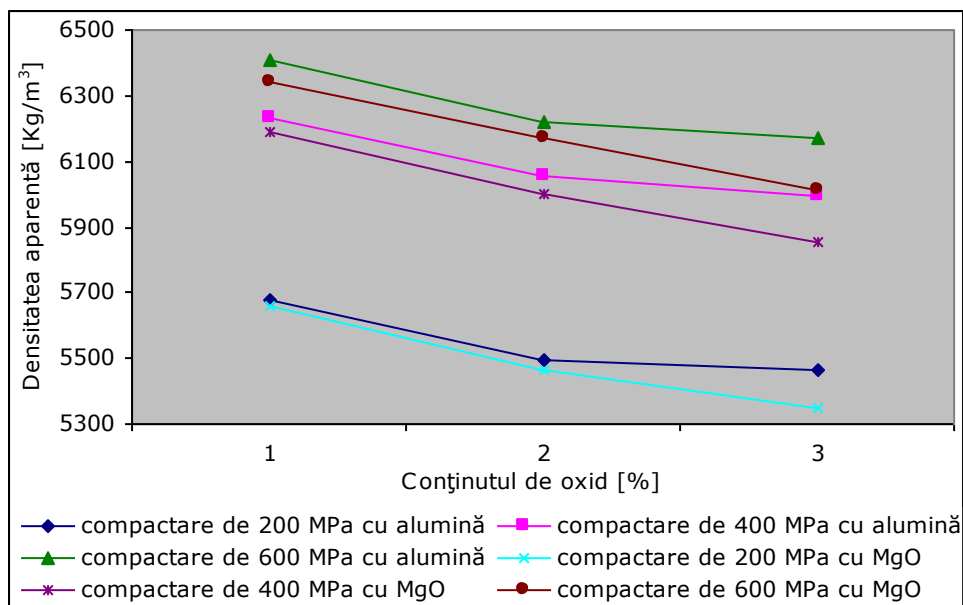


Fig.31 Influența conținutului de oxid asupra densității aparente

Influența conținutului de Al_2O_3 și a MgO asupra densității cermeților după sinterizare este prezentată în figura 31.

În toate cazurile valoarea densităților scade liniar cu creșterea conținutului de Al_2O_3 , indiferent de temperatura de sinterizare și de presiunea de compactare.

Dispersia Al_2O_3 și a MgO în amestecul de pulberi metalice reduce posibilitățile de contact dintre granulele acestora, astfel încât sinterizarea este frânată, prin împiedicarea recristalizării și creșterii cristalelor cu toate că, caracteristicile finale ale cermeților sinterizați depind de rezistența scheletului format din granulele sinterizate ale componentului metalic, de procentajul acestui component și de gradul de dispersie al celui alt component, porozitatea rămâne factorul principal care le determină.

Astfel problema practică în sinterizarea cermeților este de a obține produse cu valori ale porozității dorite și controlabile, știind că toate fenomenele care provoacă mecanismul sinterizării cresc în intensitate în funcție de temperatură, se desăvârșesc în timp și pot fi influențate prin presiune.

6.2.2. Dilatarea cermeților

Este prezentată variația dimensională ale cermeților sinterizați la 1130 °C în endogaz.

Tabelul 34

| Cermet | Presiune 200 [MPa] | Presiune 400 [MPa] | Presiune 600 [MPa] |
|-----------|--------------------|--------------------|--------------------|
| A1FeC4Cu1 | +0.060 | +0.060 | +0.060 |
| A2FeC4Cu1 | +0,069 | +0,060 | +0,060 |
| A3FeC4Cu1 | +0,070 | +0,062 | +0,060 |
| M1FeC4Cu1 | +0,052 | +0,050 | +0,060 |
| M2FeC4Cu1 | +0,060 | +0,051 | +0,048 |

Dilatarea poate fi cu atât mai mare cu cât crește conținutul de cupru din compoziție și devine fenomenul predominant, la diferite temperaturi de sinterizare [73].

6.2.3. Porozitatea totală a cermeților

Tabelul 35

| Cermentul | Porozitate [%] la 200 [MPa] | Porozitate [%] la 400 [MPa] | Porozitate [%] la 600 [MPa] |
|-----------|--------------------------------|--------------------------------|--------------------------------|
| A1FeC4Cu1 | 25,38 | 18,11 | 15,80 |
| A2FeC4Cu1 | 27,43 | 20,03 | 17,88 |
| A3FeC4Cu1 | 27,44 | 20,45 | 18,06 |
| M1FeC4Cu1 | 25,26 | 18,64 | 16,63 |
| M2FeC4Cu1 | 27,79 | 20,72 | 18,48 |
| M3FeC4Cu1 | 28,89 | 22,17 | 20,07 |

Măsurile care se iau de obicei pentru cazul în care se dorește reducerea porozității pieselor sinterizate sunt: creșterea temperaturii, creșterea timpului de sinterizare sau folosirea unor compacte cu valori ale densității inițiale mai ridicate, dau rezultate dacă procesul de densificare nu este deranjat de dilatare. Cu creșterea dilatării la temperaturi de sinterizare mai mari, aceste măsuri duc numai la creșterea porozității în corpurile sinterizate.

Pentru a reduce porozitatea este necesar de a se lucra cu compacte din pulberi cu valori ale densități la presare mai mici decât densitatea critică. Determinarea valorii densității critice este importantă pentru sinterizarea metalelor ductile, pentru determinarea condițiilor de compactare și sinterizare optime.

Sinterizarea cermeților a fost făcută la temperatura de 1130 °C în atmosferă de endogaz, iar epruvetele au fost acoperite cu grafit pentru a preveni decarburarea acestora.

După sinterizare s-a determinat conținutul de carbon din patru epruvete și s-a constatat că valoarea conținutului de carbon a rămas nemodificată.

Concluzii

Fenomenul de dilatare în direcție perpendiculară pe direcția presării pulberii în matriță este nesemnificativ pentru aceste compoziții (tabelul 34).

Porozitatea totală a cermeților studiați prezintă o variație descrescătoare cu creșterea presiunii de compactare și o variație crescătoare cu creșterea conținutului de pulbere ceramică.

Acoperirea cu grafit a probelor nu a dus la modificarea conținutului de carbon din piesele sinterizate.

6.2.4. Duritatea cermeților

Duritatea cermeților cu Al_2O_3 pe bază de fier sinterizați în H_2 este mai mică decât a duritatea cermeților cu Al_2O_3 pe bază de fier sinterizați în endogaz conform literaturii de specialitate .

Creșterea densificării cermeților cu Al_2O_3 pe bază de fier cu creșterea temperaturii de sinterizare determină și creșterea durității acestora.

Conform literaturii de specialitate se indică o creștere a durității cermeților cu Al_2O_3 pe bază de fier, până la un conținut de 3% Al_2O_3 . Cu creșterea conținutului de Al_2O_3 peste această valoare duritatea scade.

Din literature de specialitate se evidențiază că fenomenul de umflare a compozițiilor ce conțin Cu Al_2O_3 pe bază de fier ce duce la creșterea porozității și disturbarea densificării determină și scăderea durității compozițiilor cu un conținut $\geq 5\%Cu$, la temperaturi de sinterizare mai mari de 1100 °C în H_2 .

Pentru fiecare epruvetă s-a efectuat media a trei determinări ale valorii durității Brinell iar pe baza acestor valorilor determinate prin măsurători s-a întocmit graficele de variație în funcție de conținutul de oxid și presiunea de compactare. Duritatea cermeților a fost determinată cu metoda Brinell cu bilă de diametrul 2,5 mm, cu forța de 312,5 N.

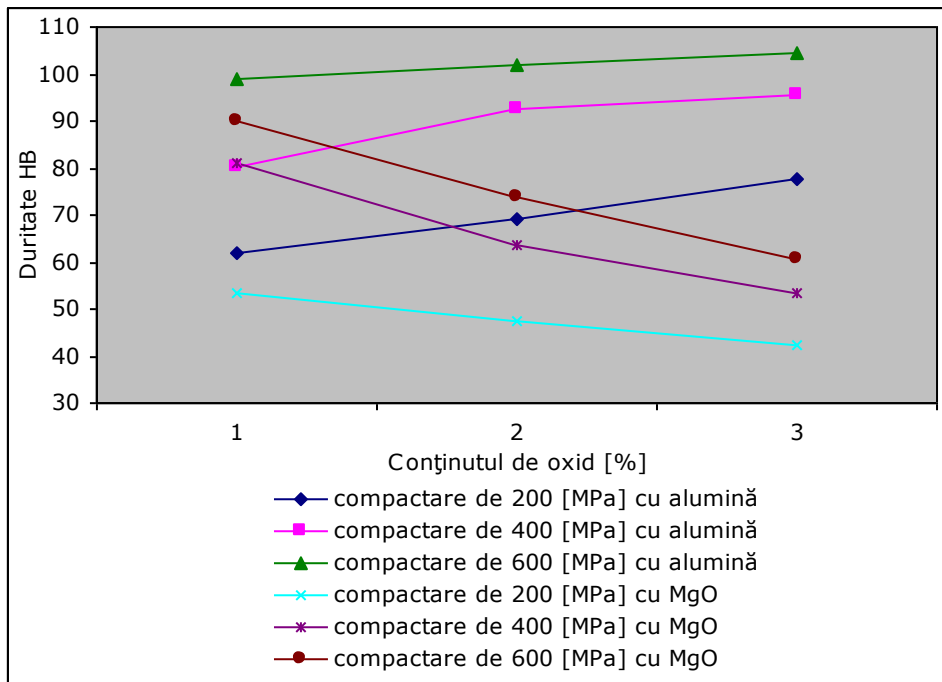


Fig. 32 Influența conținutului de Al₂O₃ și MgO asupra durtății cermeților

Influența conținutului de Al₂O₃ și MgO precum și influența presiunii de compactare asupra durtății cermeților sunt puse în evidență în figurile alăturate [74].

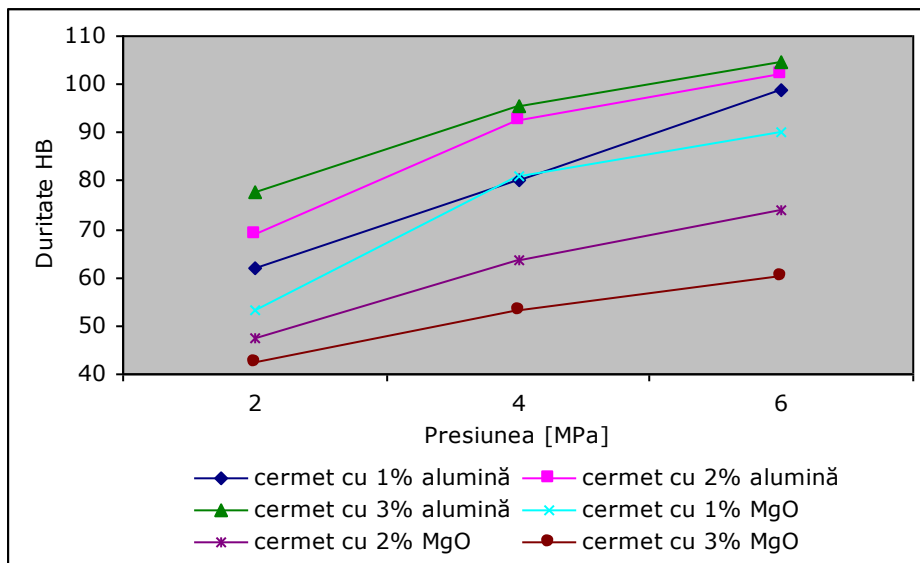


Fig. 33 Influența presiunii de compactare asupra durtății cermeților

Concluzii:

Duritatea cermeților cu până la 3 % oxid (Al_2O_3) urmărește o variație crescătoare cu creșterea conținutului de Al_2O_3 .

Duritatea cermeților cu până la 3 % oxid (MgO) urmărește o variație descrescătoare cu creșterea conținutului de MgO .

Cu creșterea presiunii de compactare duritatea acestor cermeți crește ca urmare a ecruisării particulelor metalice și densificării produselor.

6.2.5. Determinarea caracteristicilor tribometrice ale cermeților

Studiul s-a realizat pe epruvete cilindrice cu diametrul de 11,44 mm, compactate la o presiune de 200, 400, și 600 MPa. Sinterizarea epruvetelor s-a făcut în atmosferă de endogaz la temperatura de 1130°C timp de trei ore, pentru a permite topirea cuprului și difuzia acestuia în toată masa cermetului, obținându-se astfel o structură uniformă, bine definită, cu matricea metalică întreruptă de incluziunile de Al_2O_3 și pori respectiv MgO și pori.

Determinarea caracteristicilor de frecare – uzură s-a făcut pe o instalație de laborator (standul de uzură prezentat în figura 25), în aer, la presiunile de contact de 200, 400, 550 kPa și viteza de alunecare de 5,25 m/s. S-a folosit un contradisc din oțel netratat de 218 HB.

Coefficientul de frecare s-a calculat cu relația:

$$\mu = \frac{F_t}{P \cdot S} \quad (131)$$

S-a notat cu F_t forța tangențială pe epruvetă dată de relația:

$$F_t = F_{ti} \cdot K \quad [N] \quad (132)$$

unde F_{ti} este forța tangențială înregistrată de aparat [N], K, factorul de multiplicare al forței tangențiale, care pentru instalația utilizată este 5; P, presiunea de contact [kPa].

Intensitatea de uzură s-a calculat cu relația:

$$I = \frac{V_u}{E} \left[\frac{\text{mm}^3}{10^3 \cdot J} \right] \quad (133)$$

Din relația intensității de uzură s-a notat cu E, energia consumată pentru uzura epruvetelor care a fost calculată cu relația:

$$E = \frac{F_t \cdot L}{1000} \quad [10^3 J] \quad (134)$$

Unde L este distanța parcursă de epruvete în timpul t [s]:

$$L = 60 \cdot V \cdot t \quad [m] \quad (135)$$

La acest dispozitiv de fixare a epruvetelor am montat un termocuplu Fe-const. care se poate observa în figura 26, pentru determinarea valorilor temperaturii din timpul încercărilor de uzură. Acest termocuplu a fost calibrat de personalul laboratorului de metrologie din S.C. SINTEROM S.A. conform raportului de verificare prezentat în figura 28. Am fixat acest termocuplu pentru a obține un contact cu o probă de uzură la o distanță de 3 mm față de suprafața de frecare, obținând valori ale temperaturilor care au fost indicate de aparatul milivolmetru indicator de temperatura prezentat în figura 27.

Am procedat la înregistrarea valorilor temperaturilor din minut în minut timp de 20 de minute cât timp a durat încercarea de uzură. Pentru aceste valori ale temperaturilor sunt prezentate valorile coeficienților de frecare care au fost și ele determinate din minut în minut, pentru a observa evoluția cât mai exactă a acestora în funcție de timpul de uzură. Am obținut graficele care prezintă valorile coeficienților de frecare și valorile de temperatură în funcție de timpul de uzură. Citirea valorilor temperaturilor cu ajutorul aparatului milivolmetru indicator de temperatura s-a făcut după primul minut de uzură din minut în minut și s-au obținut 19 valori ale temperaturilor pe durata unei încercări de uzură.

În urma încercărilor de uzură efectuate am procedat la prezentarea evoluției coeficientului de frecare și a temperaturilor pentru cermeții cu conținut de MgO.

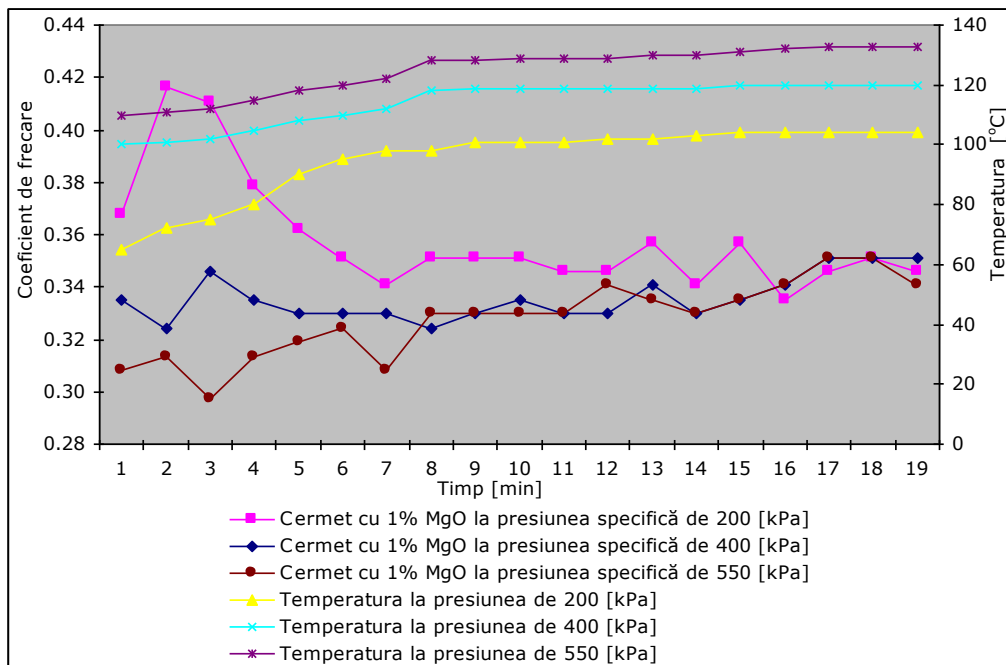


Fig.34 Variația coeficientului de frecare și a temperaturii funcție de timp la cermetul cu 1%MgO și presiunea de compactare de 200 MPa

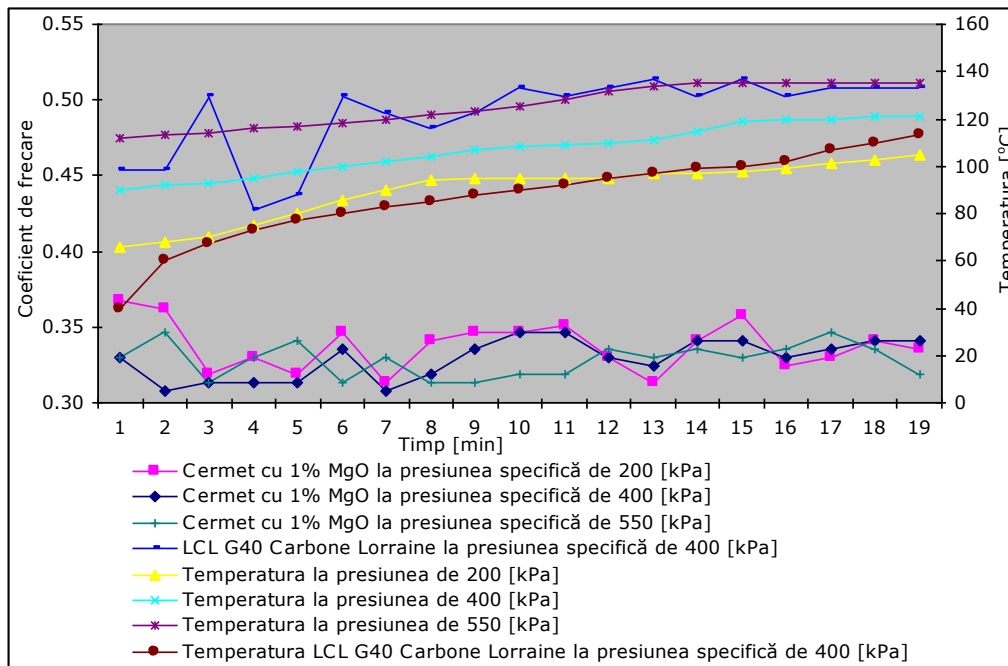


Fig.35 Variația coeficientului de frecare și a temperaturii funcție de timp la cermetul cu 1%MgO și presiunea de compactare de 400 MPa

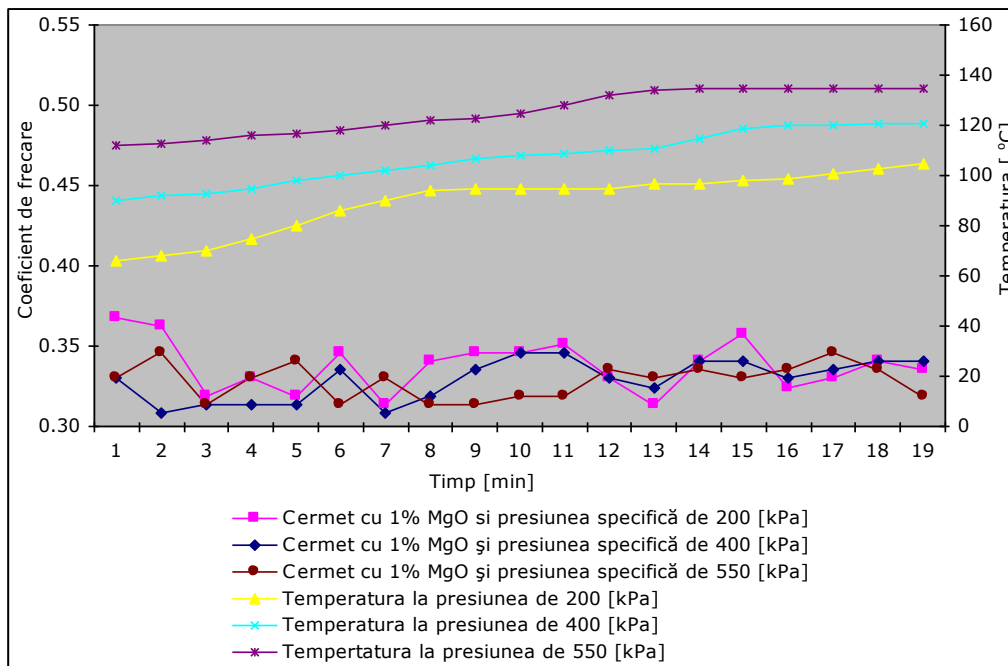


Fig.36 Variația coeficientului de frecare și a temperaturii funcție de timp la cermetul cu 1%MgO și presiunea de compactare de 600 MPa

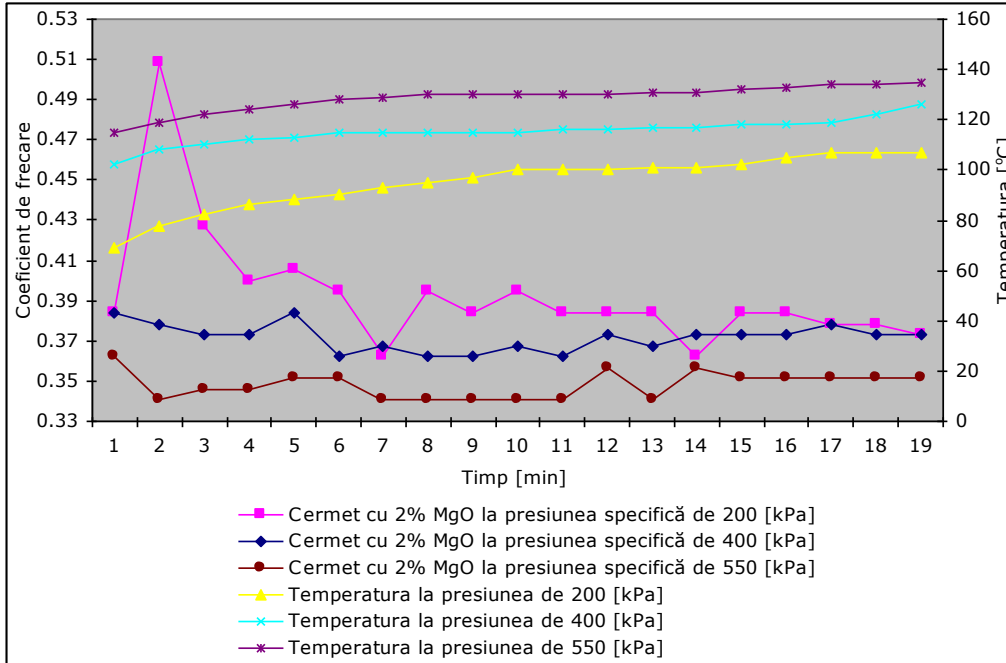


Fig. 37 Variația coeficientului de frecare și a temperaturii funcție de timp la cermetul cu 2%MgO și presiunea de compactare de 200 MPa

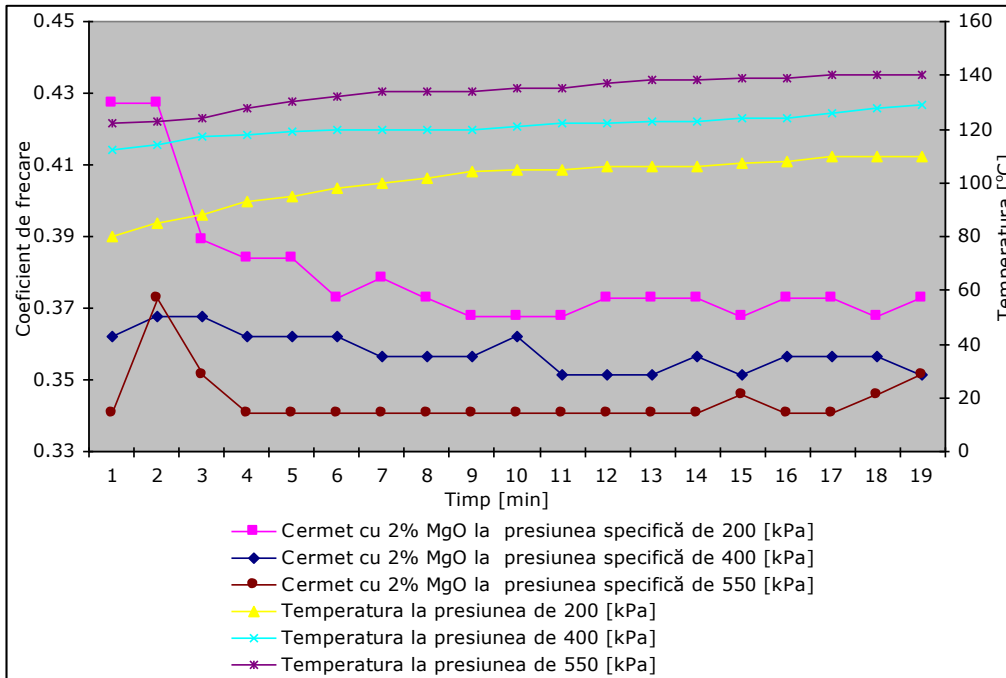


Fig. 38 Variația coeficientului de frecare și a temperaturii funcție de timp la cermetul cu 2%MgO și presiunea de compactare de 400 MPa

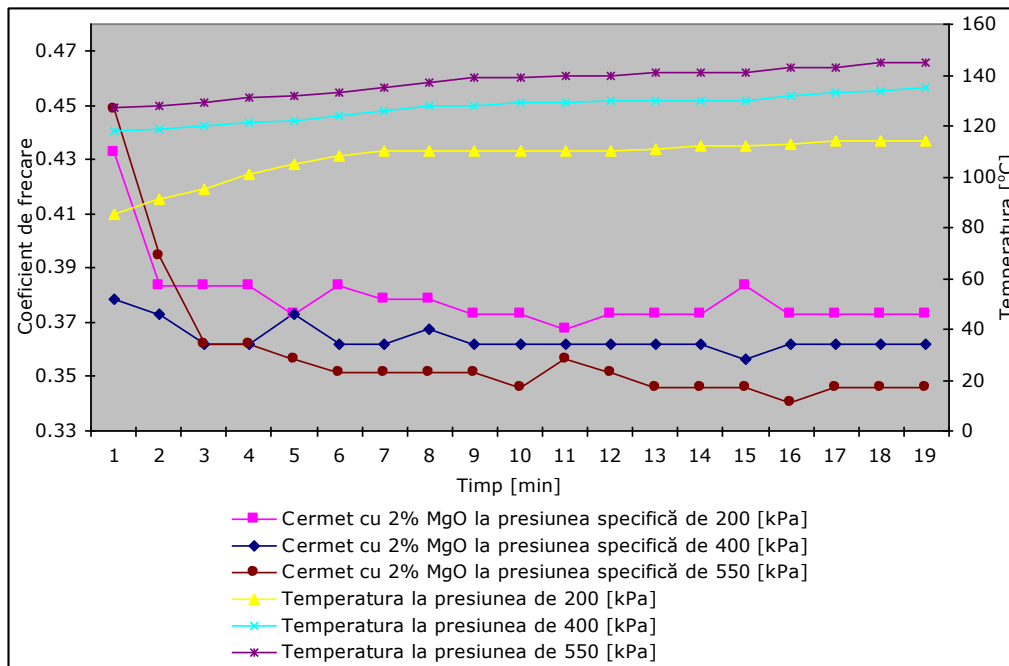


Fig. 39 Variatia coeficientului de frecare și a temperaturii funcție de timp la cermetul cu 2%MgO și presiunea de compactare de 600 MPa

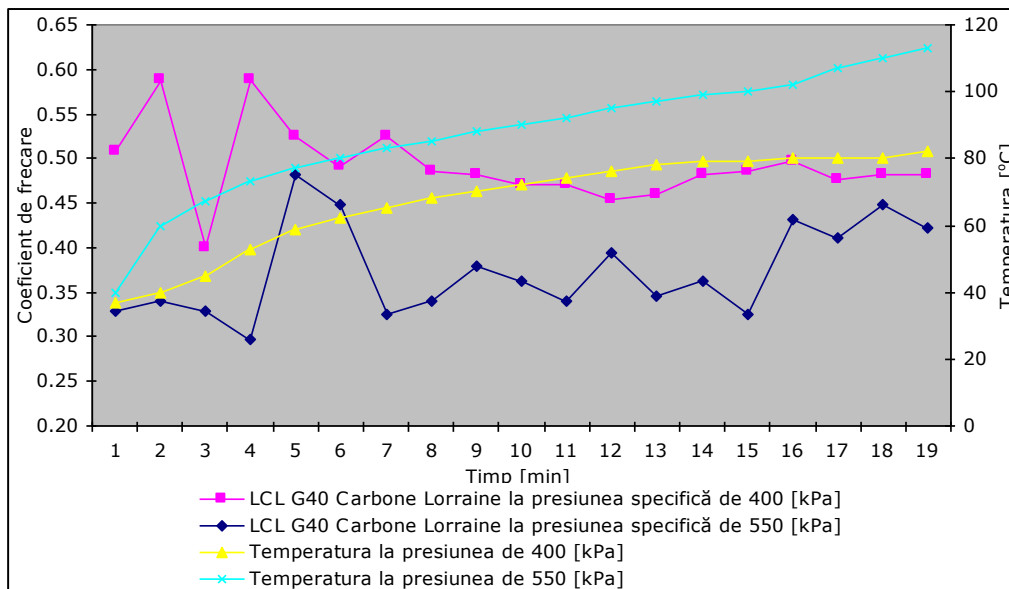


Fig. 40 Variatia coeficientului de frecare și a temperaturii funcție de timp la garnitura de frână LCL G40 Carbone Lorraine

În figura 40 este prezentată evoluția coeficientului de frecare și a temperaturii a garniturii de frână existentă în exploatare.

6.2.6. Variația coeficientului de frecare în cazul cermeților cu Al_2O_3

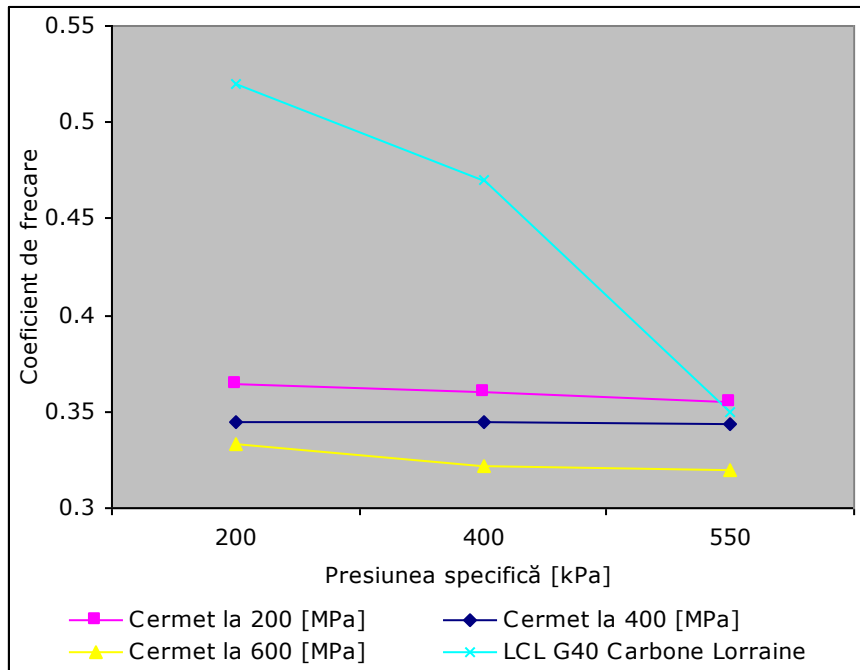


Fig. 41 Variația coeficientului de frecare a cermeților cu 1% Al_2O_3 funcție de presiunea specifică

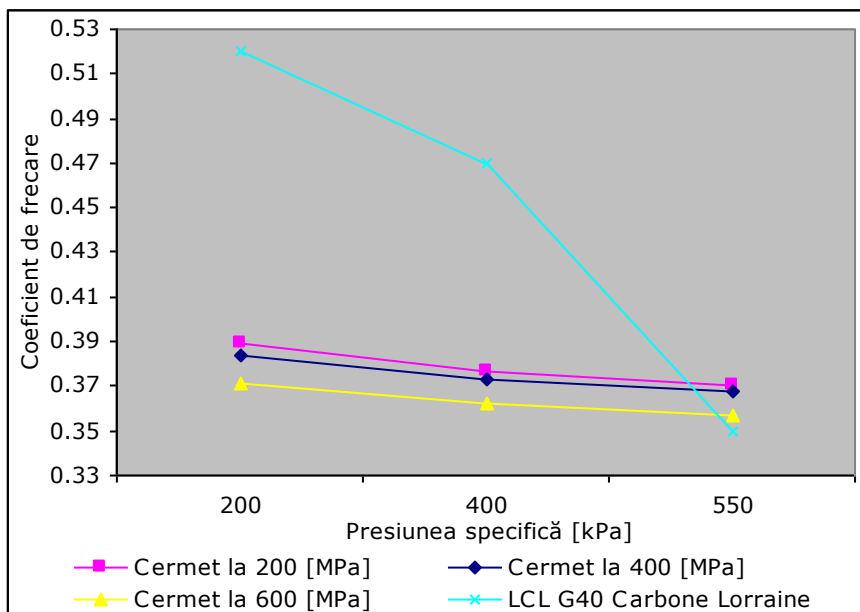


Fig. 42 Variația coeficientului de frecare a cermeților cu 2% Al_2O_3 funcție de presiunea specifică

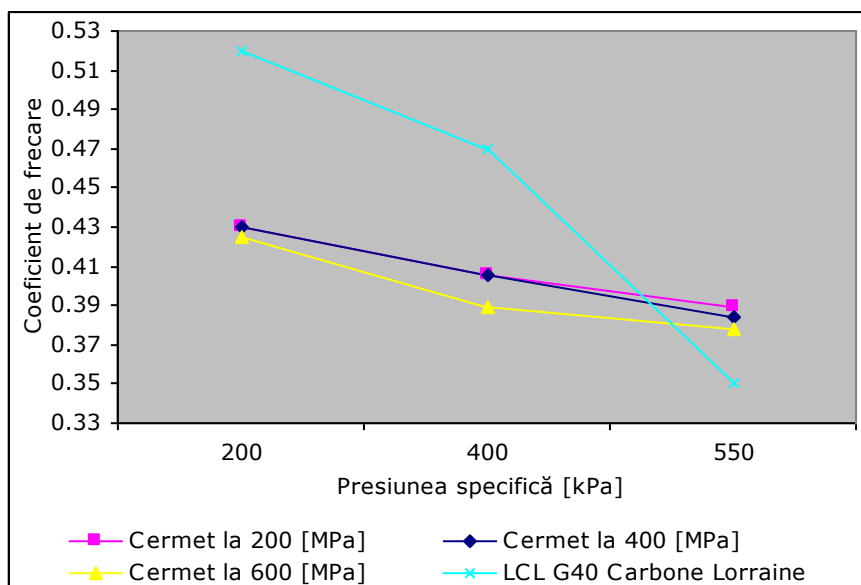


Fig. 43 Variația coeficientului de frecare a cermeților cu 3% Al_2O_3 funcție de presiunea specifică

Concluzii:

Din cele trei grafice prezentate anterior (figurile 41,42 și 43) care reprezintă variația coeficientului de frecare pentru procente diferite de Al_2O_3 se observă scăderea valorii coeficientului de frecare cu creșterea presiunii specifice.

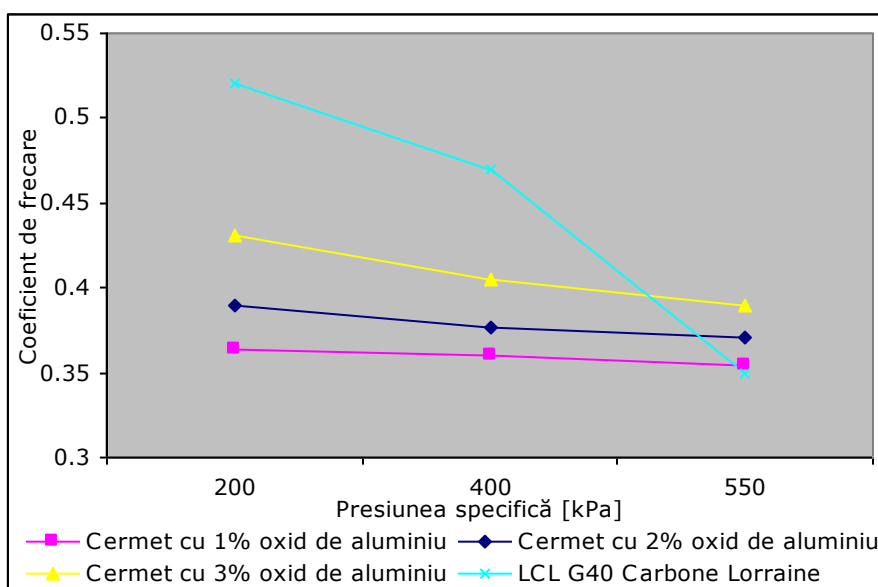


Fig. 44 Variația coeficientului de frecare funcție de presiunea specifică, a cermeților, la presiunea de compactare de 200 MPa

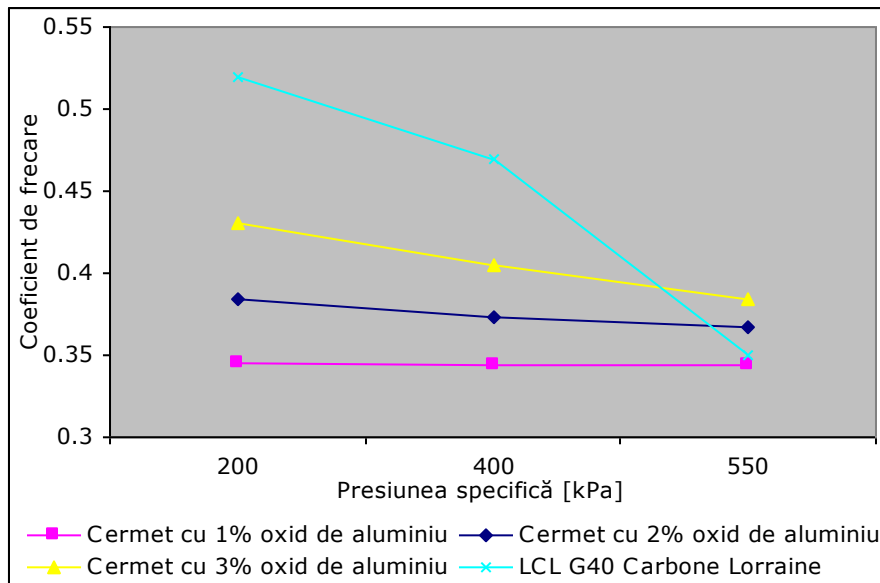


Fig. 45 Variația coeficientului de frecare funcție de presiunea specifică, a cermeților, la presiunea de compactare de 400 MPa

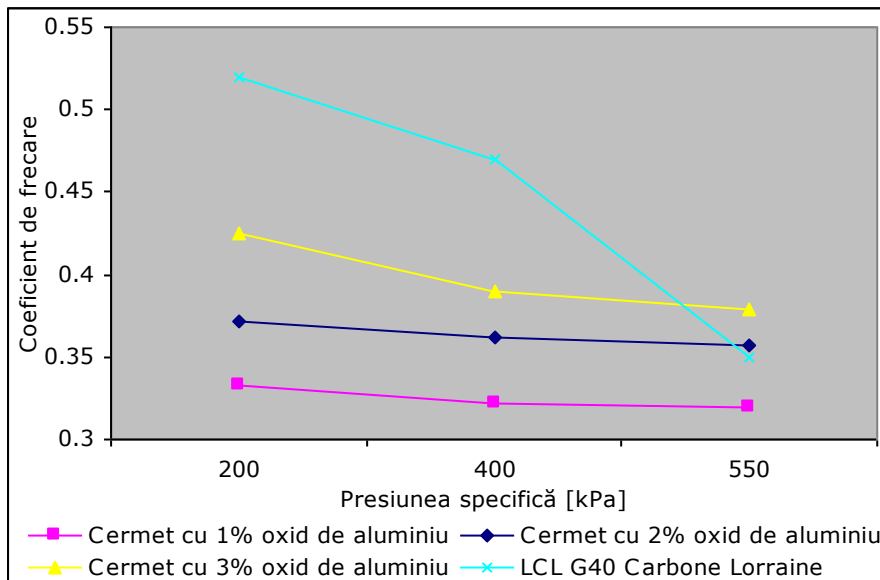


Fig. 46 Variația coeficientului de frecare funcție de presiunea specifică, a cermeților, la presiunea de compactare de 600 MPa

Concluzii:

Comparativ cu garnitura de frână LCL G40 Carbone Lorraine, cermeții cu conținut de alumina nu prezintă o scădere pronunțată a valorii coeficientului de frecare la creșterea presiunii specifice.

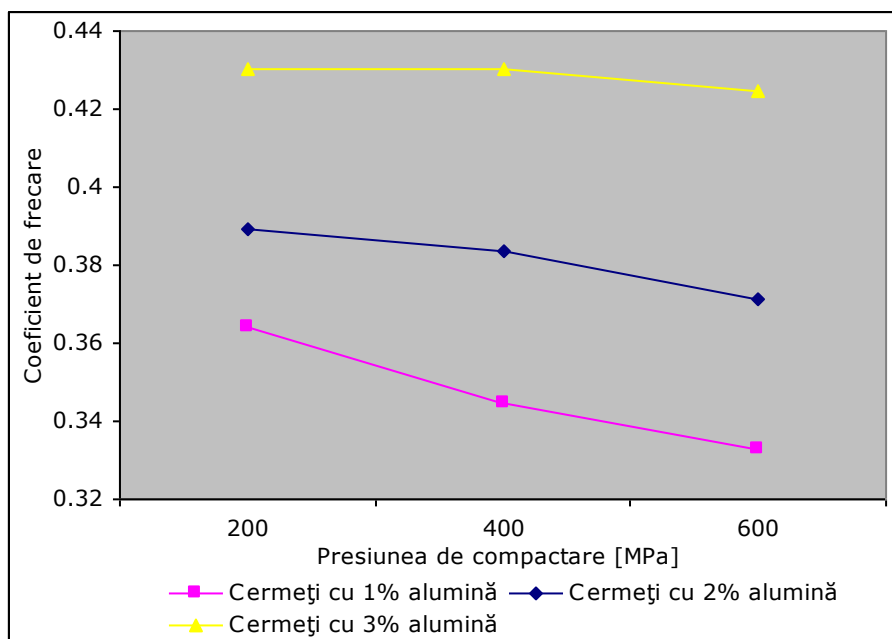


Fig. 47 Influența presiunii de compactare asupra coeficientului de frecare la presiunea specifică de 200 kPa

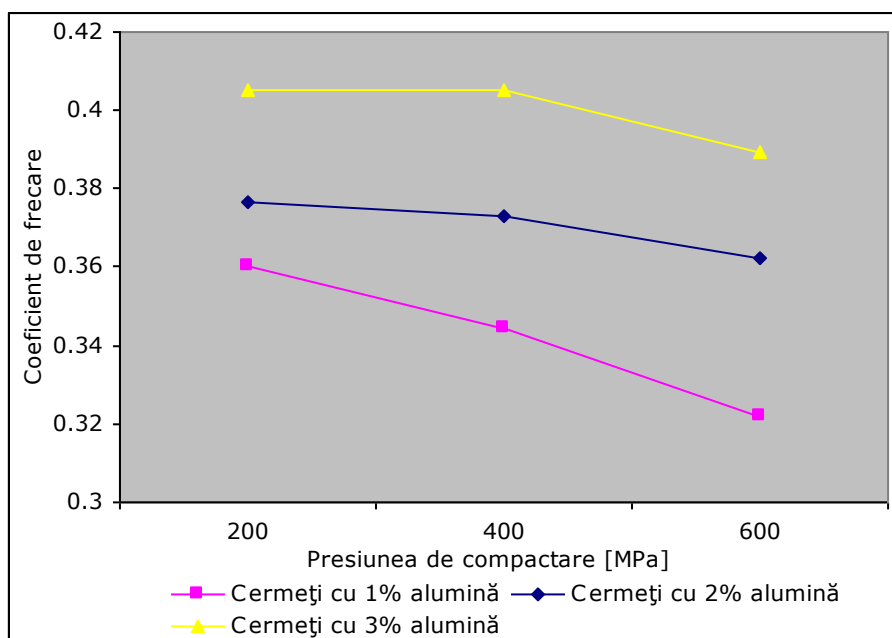


Fig. 48 Influența presiunii de compactare asupra coeficientului de frecare la presiunea specifică de 400 kPa

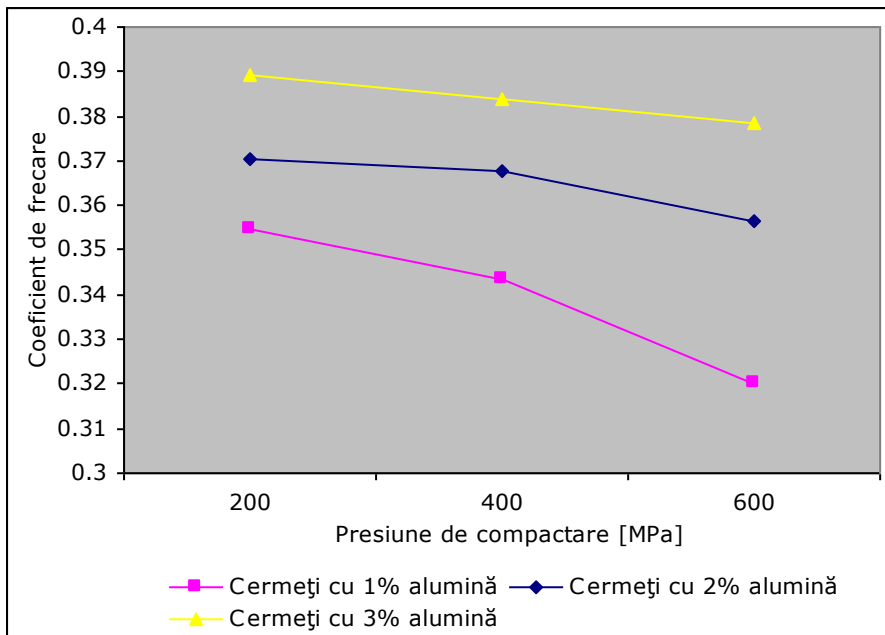


Fig.49 Influența presiunii de compactare asupra coeficientului de frecare la presiunea specifică de 600 kPa

Concluzii:

Cu creșterea conținutului de oxid de aluminiu crește valoarea coeficientului de frecare.

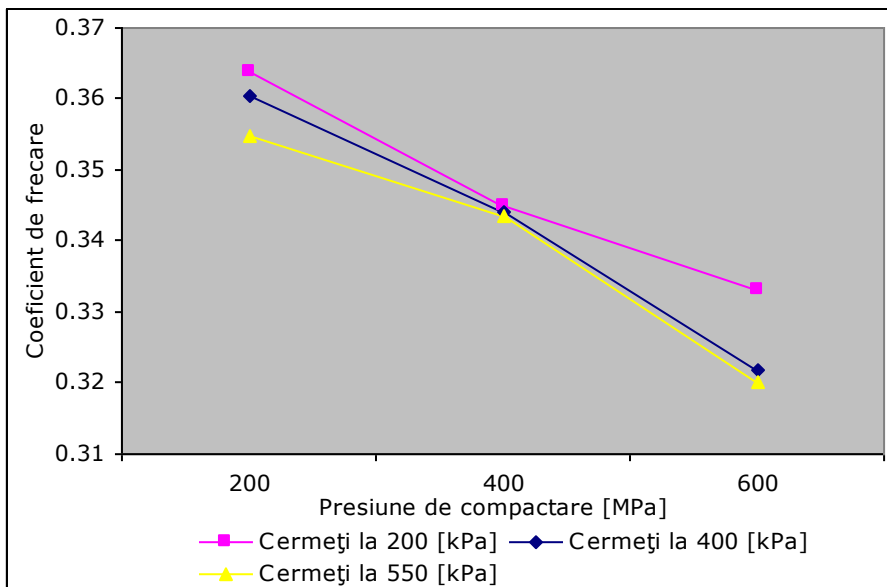


Fig. 50 Influența presiunii de compactare asupra coeficientului de frecare pentru cermeții cu conținut de 1% Al₂O₃

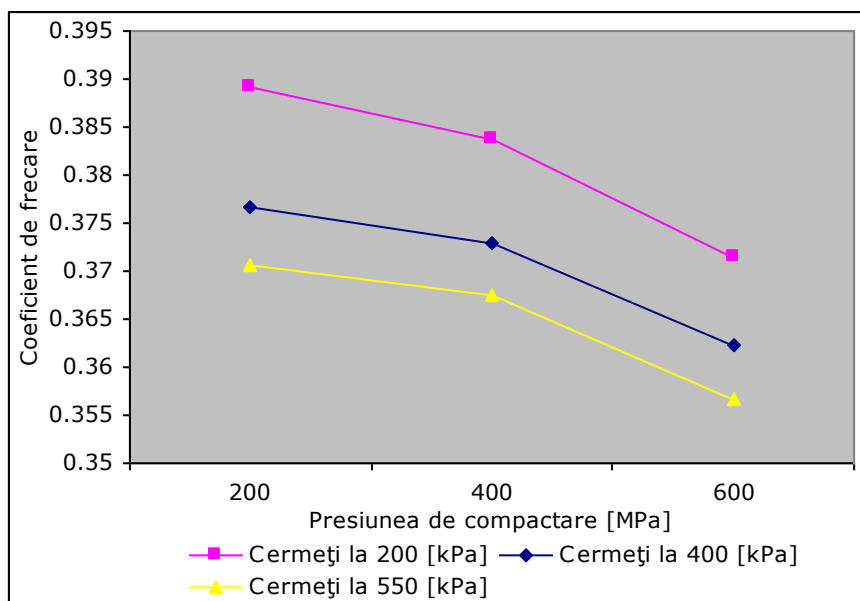


Fig.51 Influența presiunii de compactare asupra coeficientului de frecare pentru cermeții cu conținut de 2% Al_2O_3

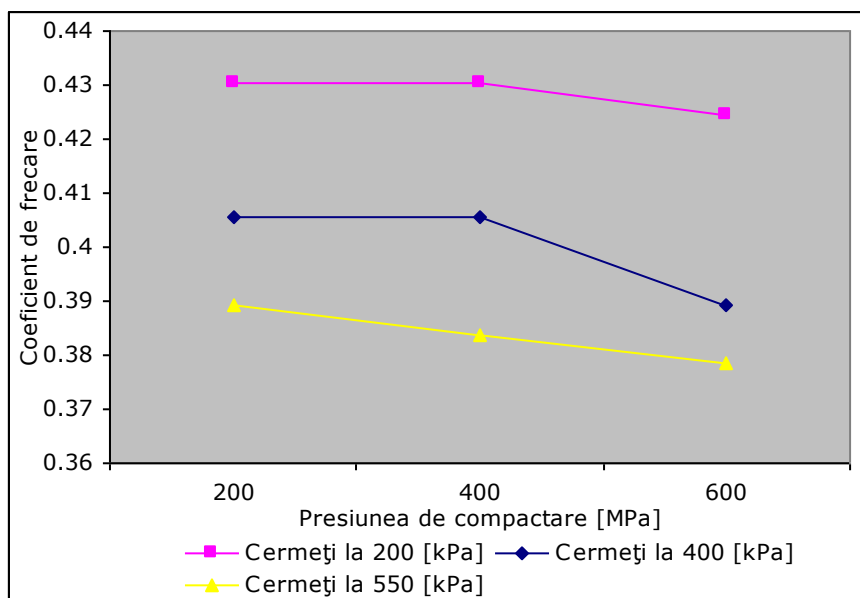


Fig.52 Influența presiunii de compactare asupra coeficientului de frecare pentru cermeții cu conținut de 3% Al_2O_3

Concluzii:

Cu creșterea conținutului de oxid de aluminiu din compoziție se observă o mai mică variație a coeficientului de frecare la creșterea presiunii specifice.

6.2.7. Variația intensității de uzură în cazul cermeților cu Al_2O_3

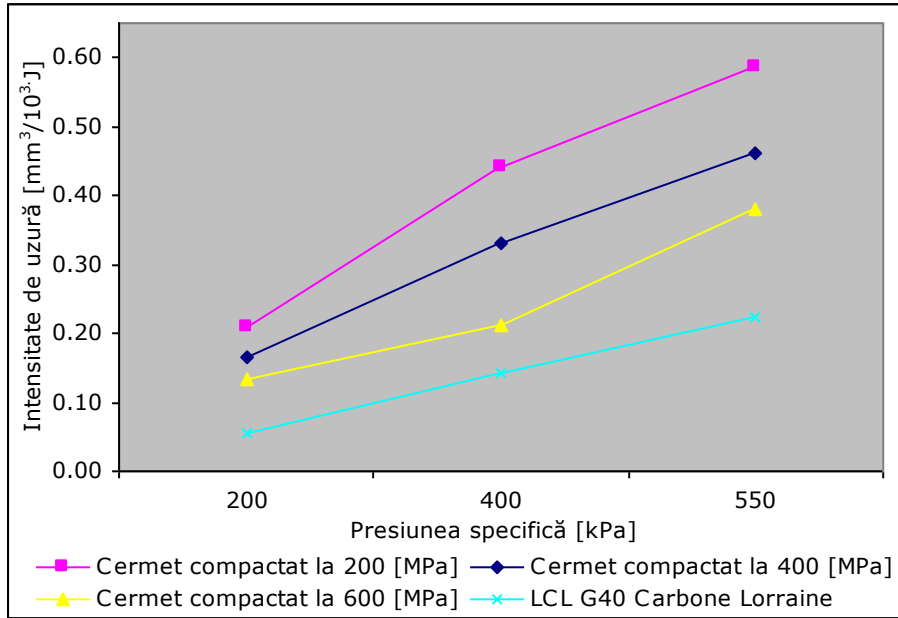


Fig.53 Variația intensității de uzură funcție de presiunea specifică pentru cermeții cu conținut de 1% Al_2O_3

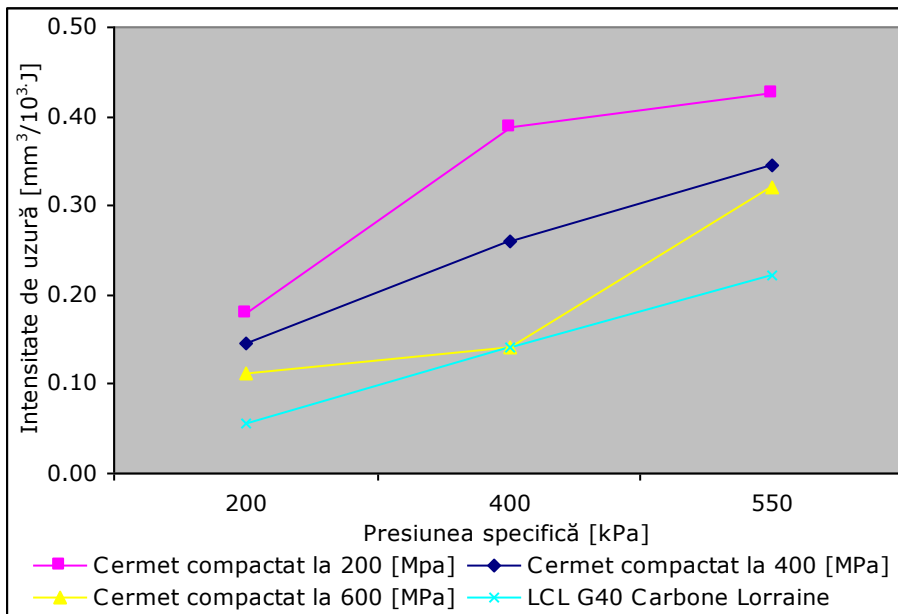


Fig.54 Variația intensității de uzură funcție de presiunea specifică pentru cermeții cu conținut de 2% Al_2O_3

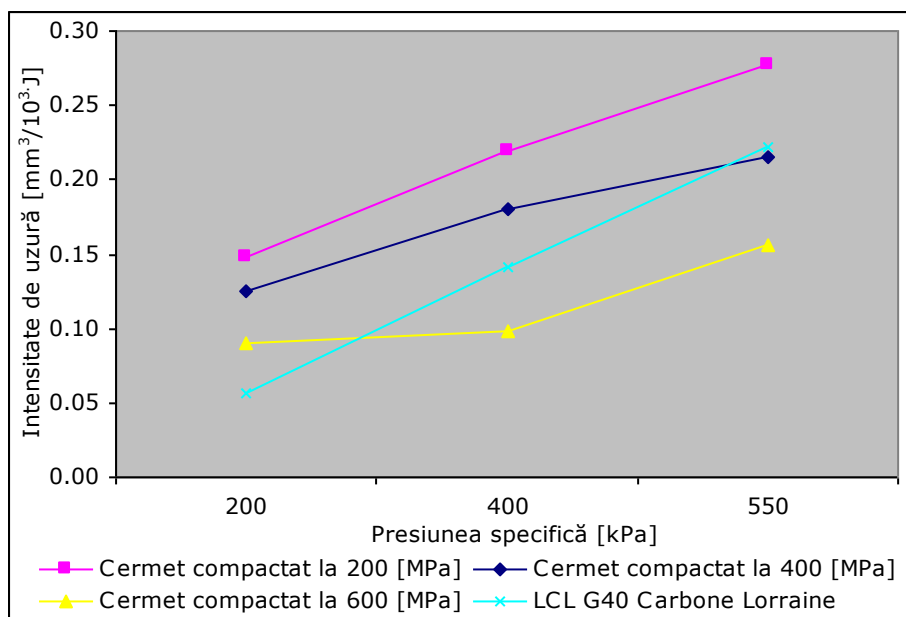


Fig.55 Variația intensității de uzură funcție de presiunea specifică pentru cermeții cu conținut de 3% Al₂O₃

Concluzii:

Intensitatea de uzură a cermeților descrește cu creșterea presiunii de compactare.

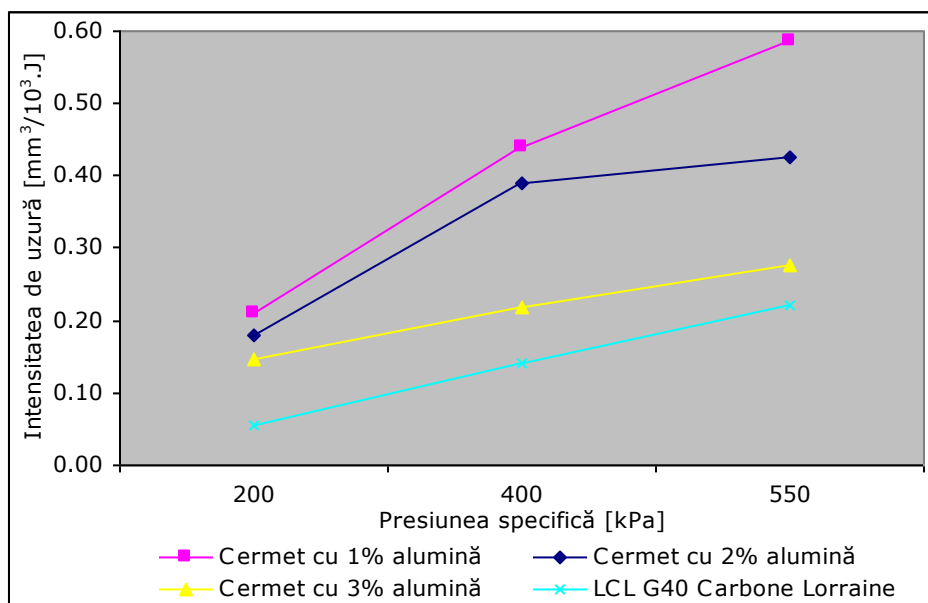


Fig.56 Variația intensității de uzură funcție de presiunea specifică pentru cermeții compactați la 200 MPa

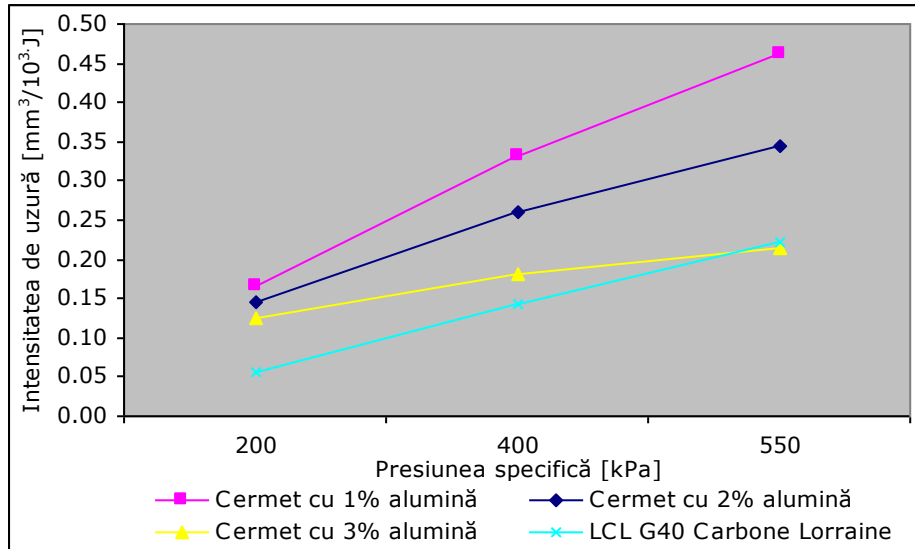


Fig.57 Variația intensității de uzură funcție de presiunea specifică pentru cermeții compactați la 400 MPa

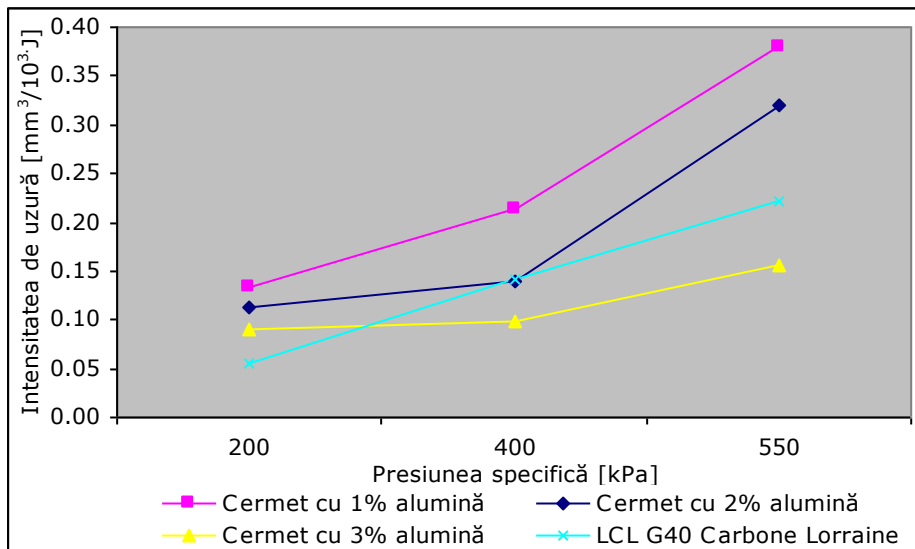


Fig.58 Variația intensității de uzură funcție de presiunea specifică pentru cermeții compactați la 600 MPa

Concluzii:

Comparativ cu materialul garniturii de frâna LCL G40 Carbone Lorraine, cermeții cu conținut de 1% Al₂O₃ prezintă o intensitate de uzură mai mare.

Pentru cermețul cu un conținut de 2% Al₂O₃ compactat la presiunea de 600 MPa, intensitatea de uzură este puțin mai mică comparativ cu materialul garniturii de frâna LCL G40 Carbone Lorraine la presiunea specifică de 400 kPa.

Pentru cermețul cu un conținut de 3% Al_2O_3 compactat la presiunea de 600 MPa, intensitatea de uzură este mai mică, comparativ cu materialul garniturii de frâna LCL G40 Carbone Lorraine, la presiunile specifice de 400 și 550 kPa.

Intensitatea de uzură a cermentului cu 3% Al_2O_3 compactat la presiunea de 400 MPa este mai mică, comparativ cu materialul garniturii de frâna LCL G40 Carbone Lorraine, doar la presiunea specifică de 550 kPa.

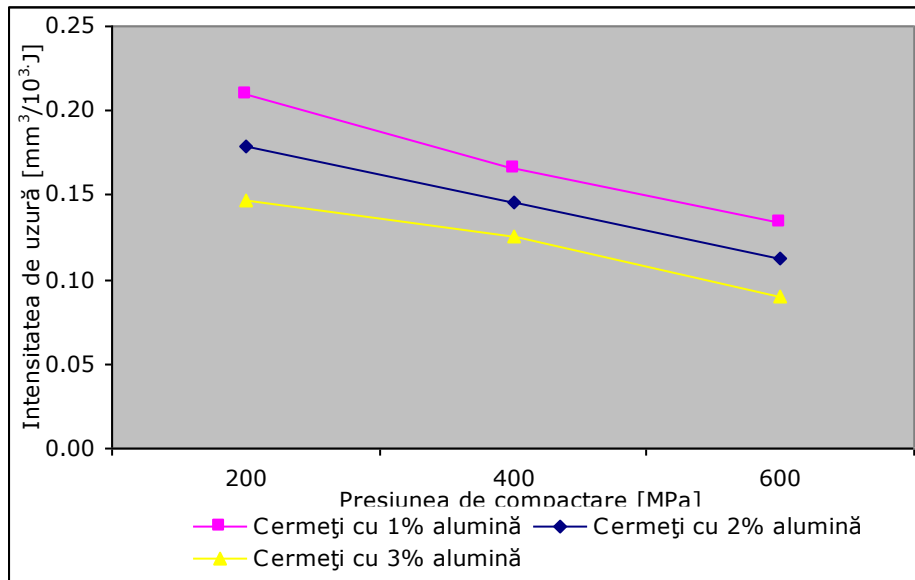


Fig.59 Influența presiunii de compactare asupra intensității de uzură la presiunea specifică de 200 kPa

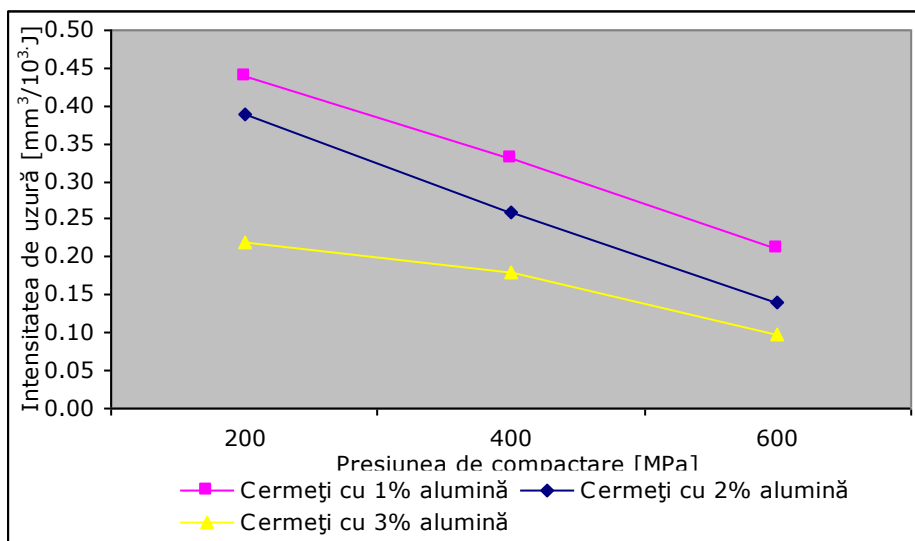


Fig.60 Influența presiunii de compactare asupra intensității de uzură la presiunea specifică de 400 kPa

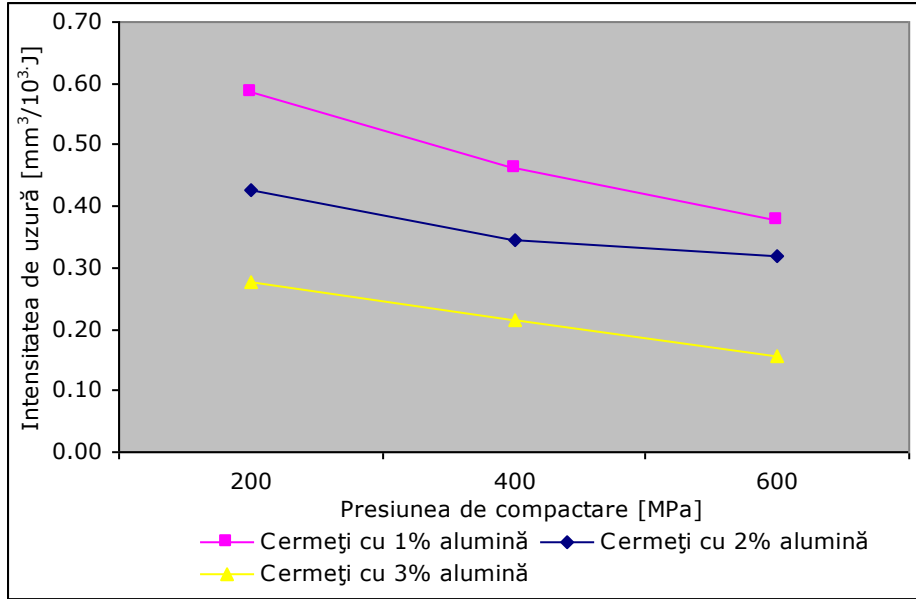


Fig.61 Influența presiunii de compactare asupra intensității de uzură la presiunea specifică de 550 kPa

Concluzii:

Intensitatea de uzură a cermeților descrește cu creșterea conținutului de alumina.

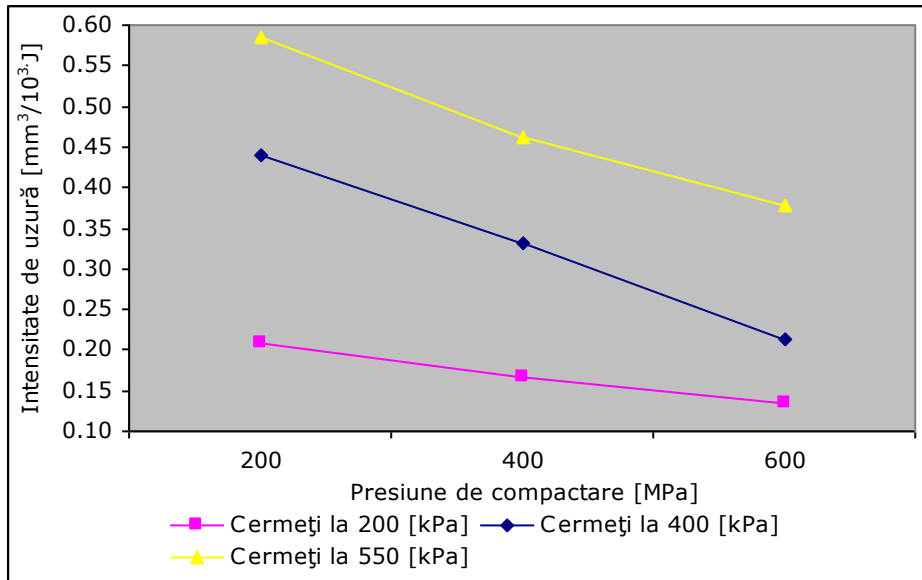


Fig.62 Influența presiunii de compactare asupra intensității de uzură pentru cermeții cu conținut de 1% Al_2O_3

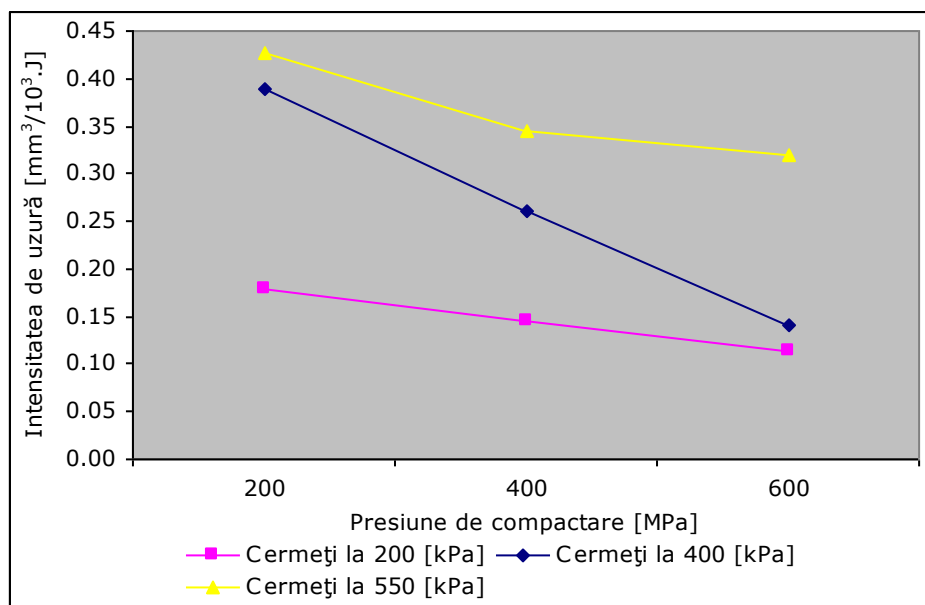


Fig.63 Influența presiunii de compactare asupra intensității de uzură pentru cermeții cu conținut de 2% Al₂O₃

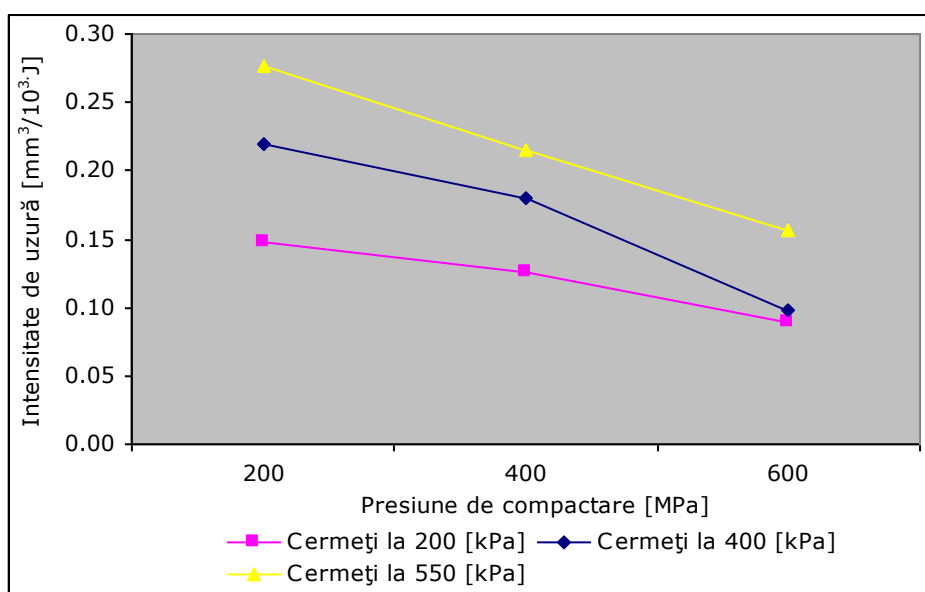


Fig.64 Influența presiunii de compactare asupra intensității de uzură pentru cermeții cu conținut de 3% Al₂O₃

Concluzii:

Intensitatea de uzură a cermeților crește cu creșterea presiunii specifice.

6.2.8. Variația coeficientului de frecare în cazul cermeților cu MgO

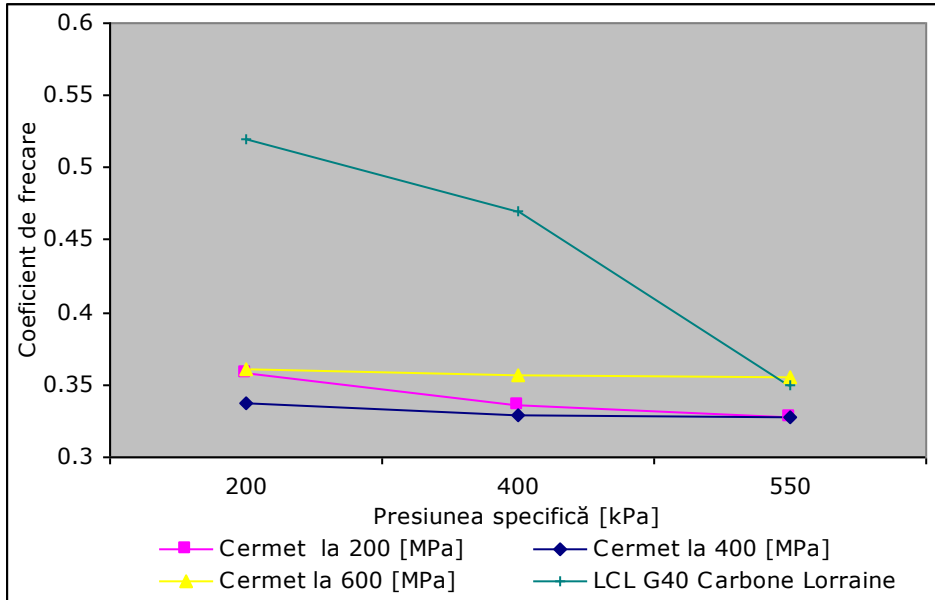


Fig.65 Variația coeficientului de frecare funcție de presiunea specifică pentru cermeții cu 1%MgO

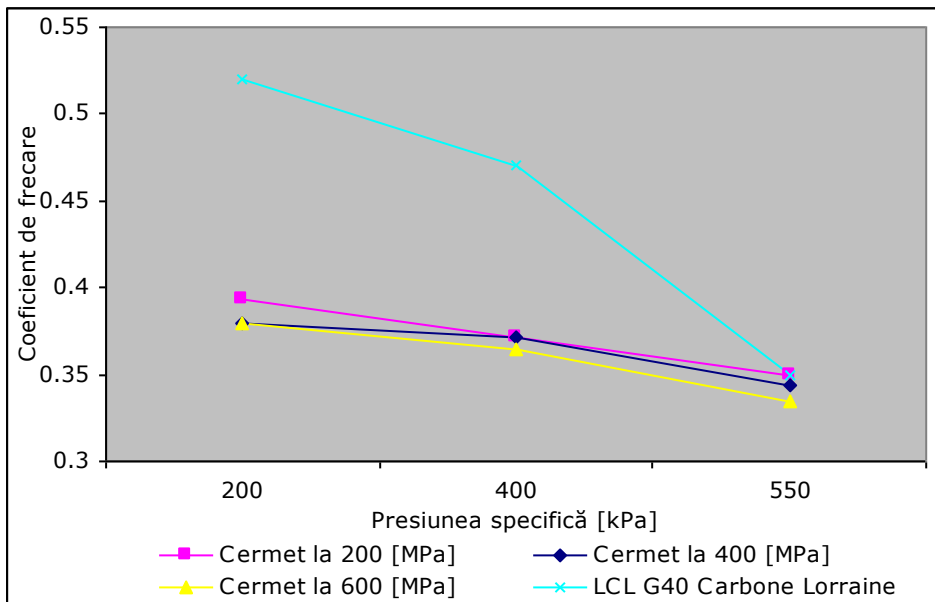


Fig.66 Variația coeficientului de frecare funcție de presiunea specifică pentru cermeții cu 2%MgO

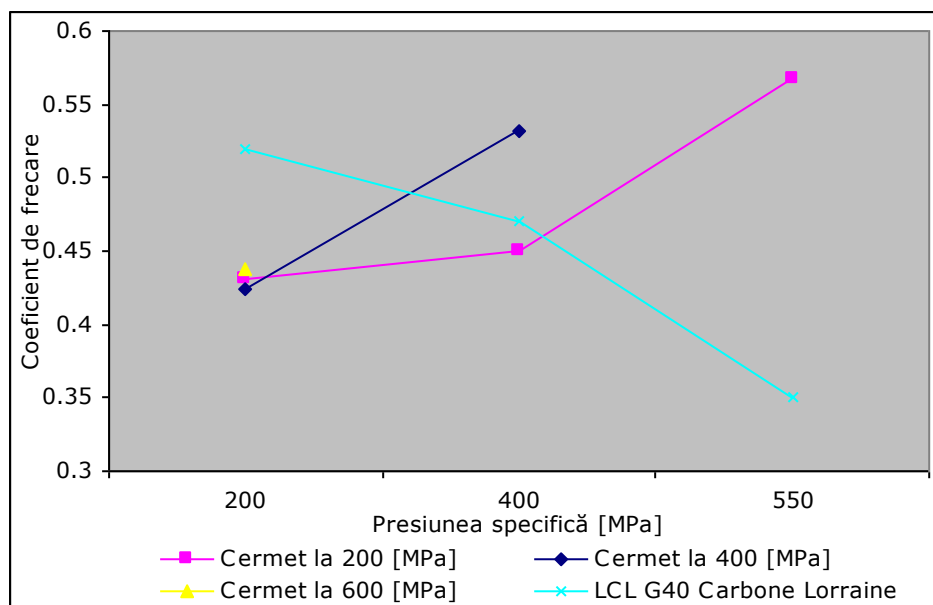


Fig.67 Variația coeficientului de frecare funcție de presiunea specifică pentru cermeții cu 3%MgO

Concluzii:

Valorile coeficienților de frecare pentru cermeții cu conținut de 1% MgO compactați la 200, 400 și 600 MPa prezintă o variație mai stabilă a coeficientului de frecare la creșterea presiunii specifice față de cermeții cu 2 și 3% MgO.

Valorile coeficienților de frecare medii pentru cermeții cu conținut de 2% MgO sunt mai mari față de valorile coeficienților de frecare medii pentru cermeții cu conținut de 1% MgO. Valorile coeficienților de frecare medii pentru cermeții cu conținut de 2% MgO compactați la 200, 400 și 600 MPa prezintă o variație descrescătoare a coeficientului de frecare la creșterea presiunii specifice.

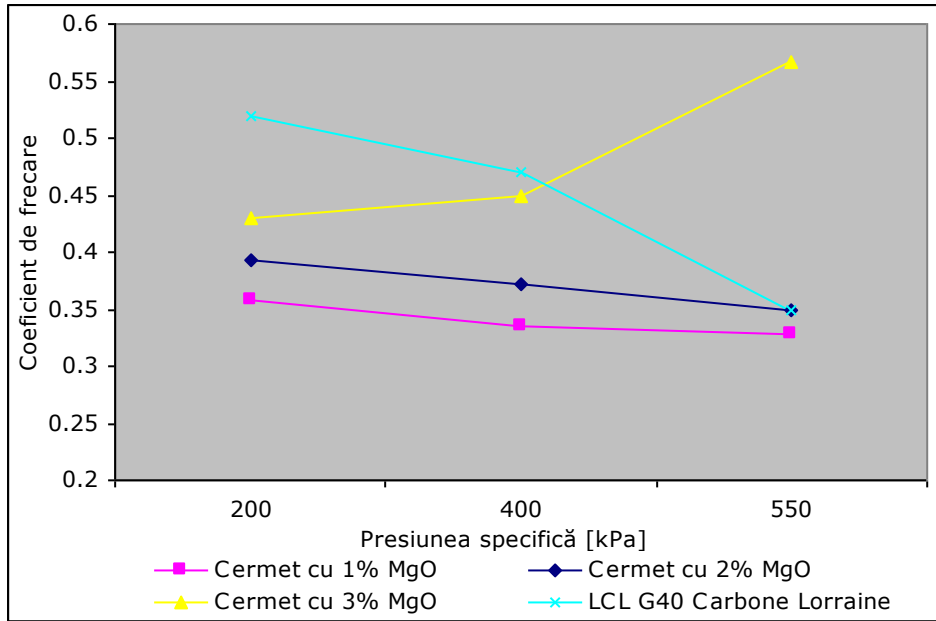


Fig.68 Variația coeficientului de frecare funcție de presiunea specifică la presiunea de compactare a cermeților de 200 MPa

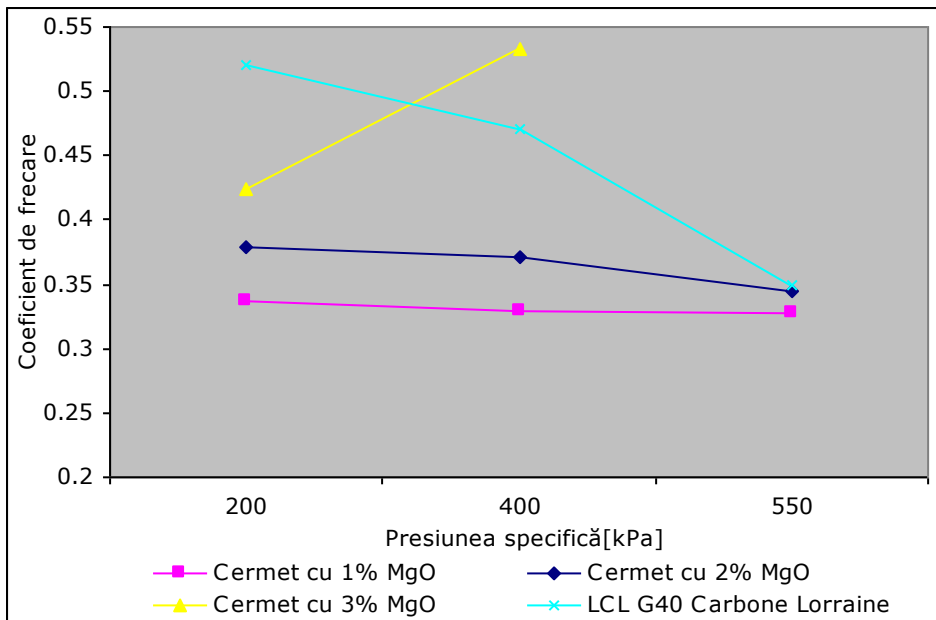


Fig.69 Variația coeficientului de frecare funcție de presiunea specifică la presiunea de compactare a cermeților de 400 MPa

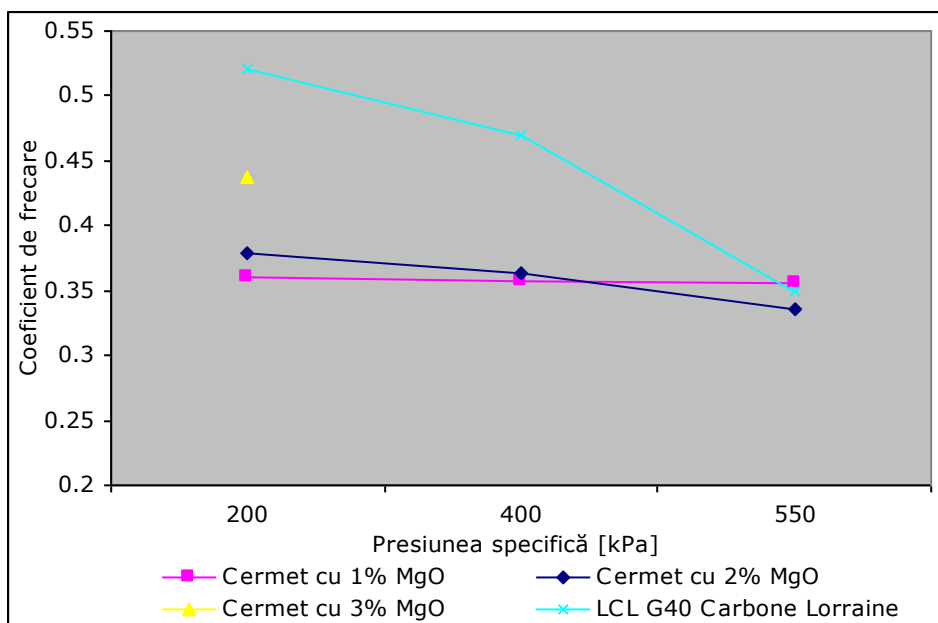


Fig.70 Variația coeficientului de frecare funcție de presiunea specifică la presiunea de compactare a cermeților de 600 MPa

Concluzii:

Cu creșterea presiunii specifice valoarea coeficienților de frecare pentru cermeții cu un conținut de 1 și 2% MgO scad.

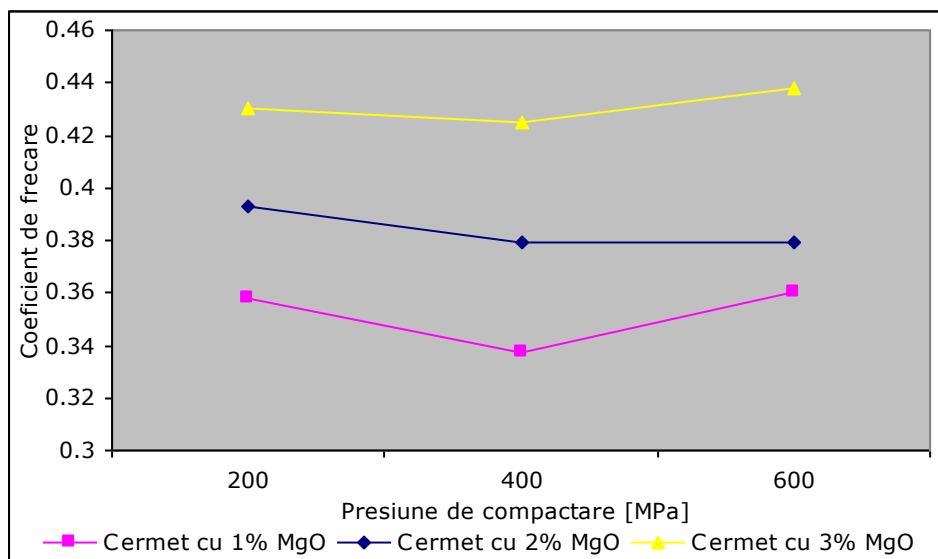


Fig.71 Influența presiunii de compactare asupra coeficientului de frecare la presiunea de 200kPa

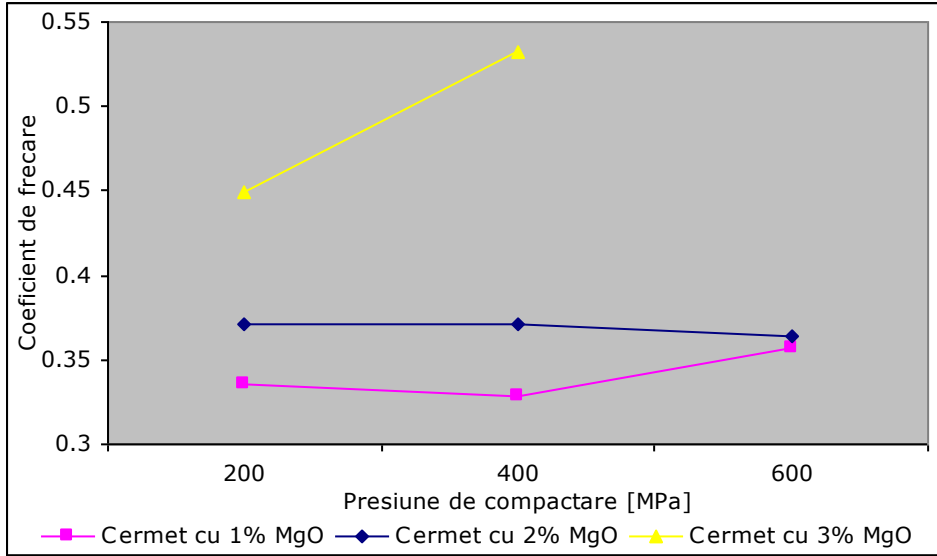


Fig.72 Influența presiunii de compactare asupra coeficientului de frecare la presiunea de 400kPa

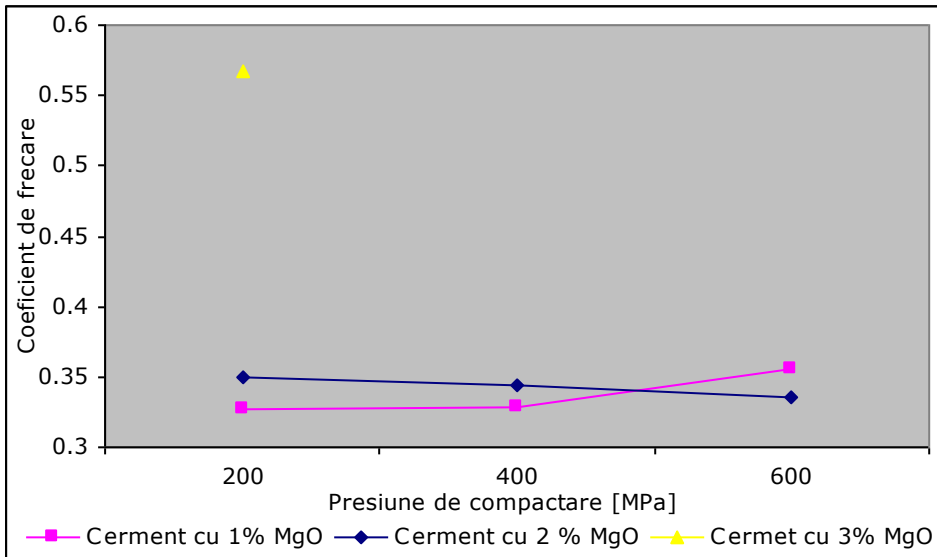


Fig.73 Influența presiunii de compactare asupra coeficientului de frecare la presiunea de 550kPa

Concluzii:

Valorile coeficienților de frecare pentru cermeții cu MgO cresc cu creșterea conținutului de oxid.

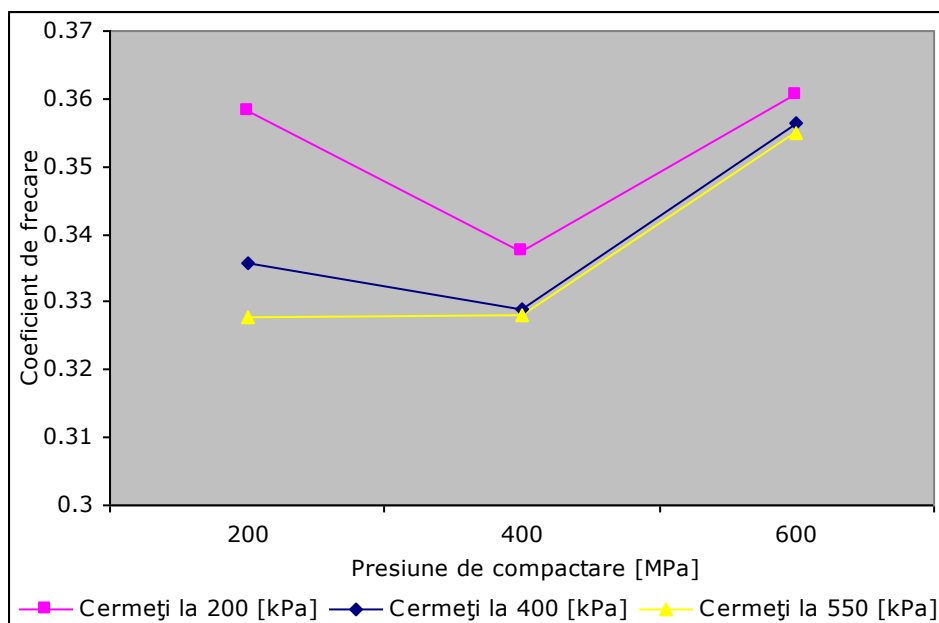


Fig.74 Influența presiunii de compactare asupra coeficientului de frecare la cermeții cu conținut de 1% MgO

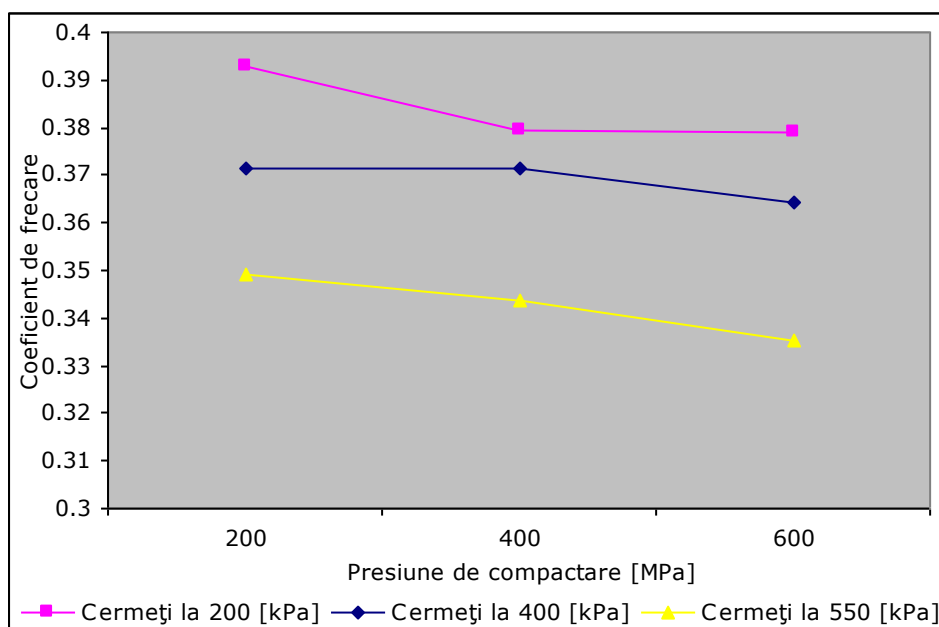


Fig.75 Influența presiunii de compactare asupra coeficientului de frecare la cermeții cu conținut de 2% MgO

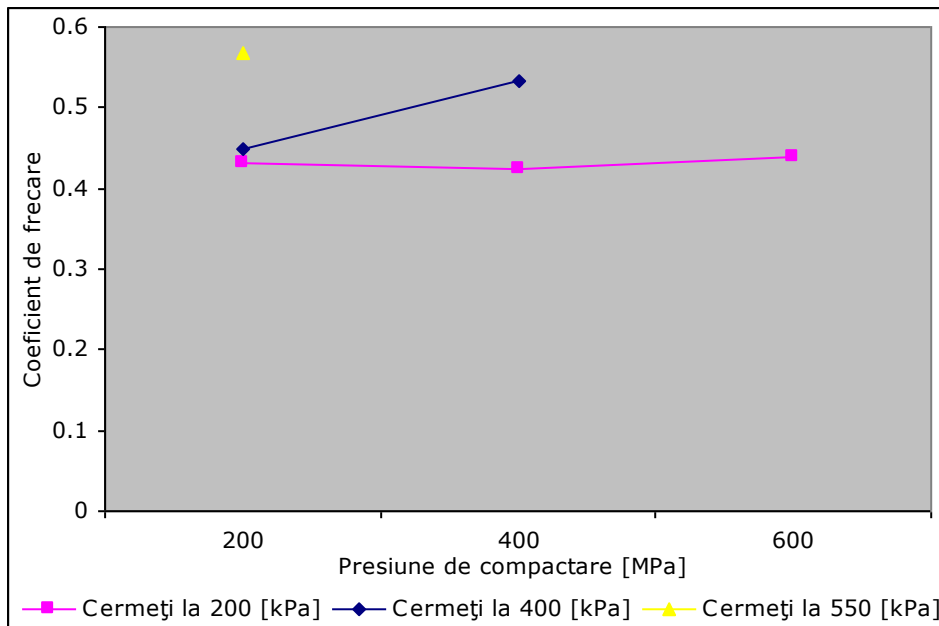


Fig.76 Influența presiunii de compactare asupra coeficientului de frecare la cermeții cu conținut de 3% MgO

6.2.9. Variația intensității de uzură în cazul cermeților cu MgO

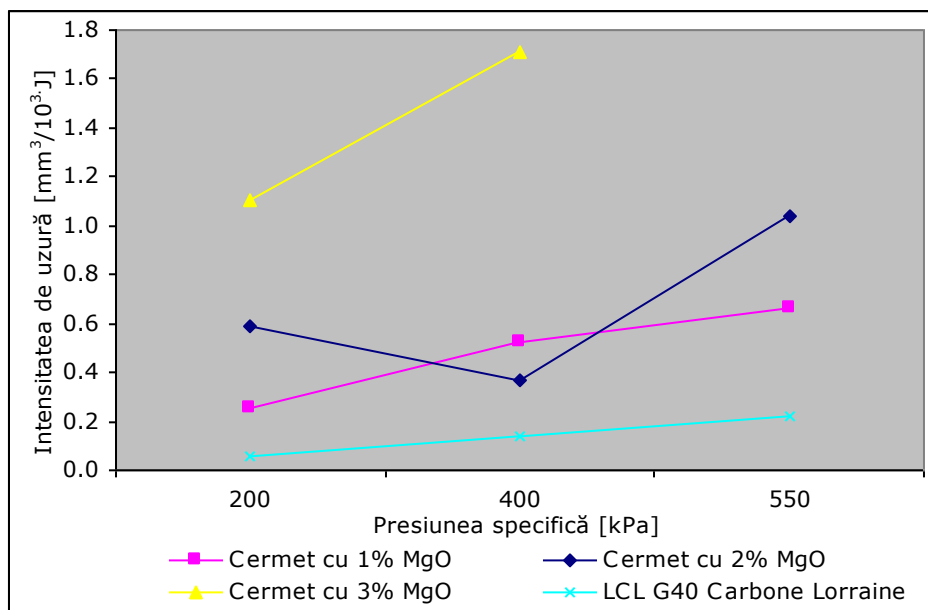


Fig.77 Variația intensității de uzură funcție de presiunea specifică a cermeților la presiunea de compactare de 200 MPa

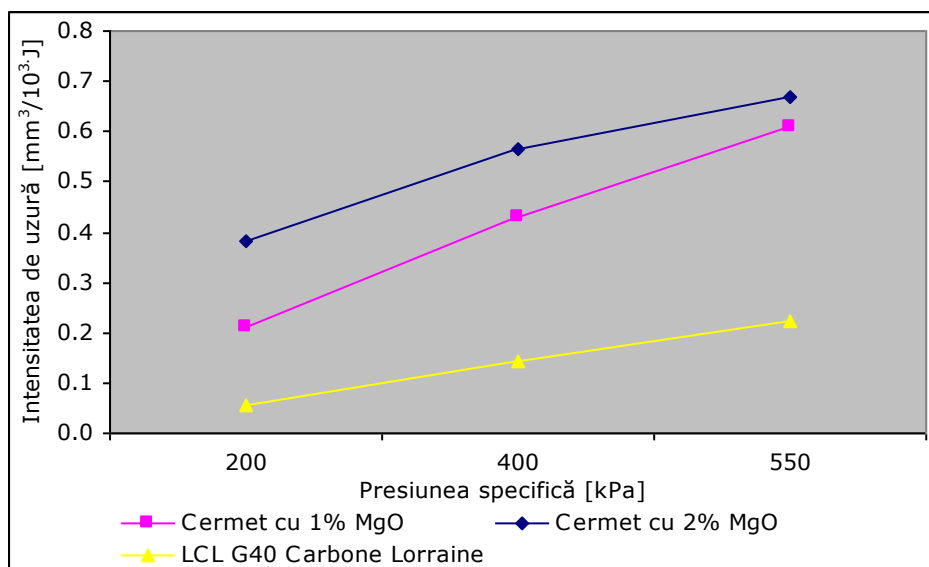


Fig.78 Variația intensității de uzură funcție de presiunea specifică a cermeților la presiunea de compactare de 400 MPa

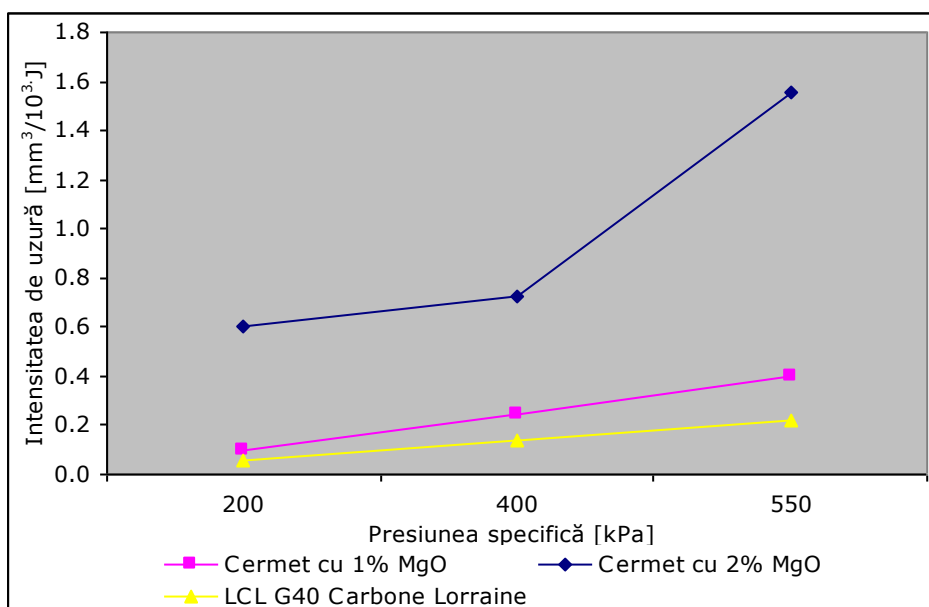


Fig.79 Variația intensității de uzură funcție de presiunea specifică a cermeților la presiunea de compactare de 600 MPa

Concluzii:

Cu creșterea presiunii de compactare peste 1% a cermeților cu MgO se observă o tendință de creștere a intensității de uzură din ce în ce mai accentuată.

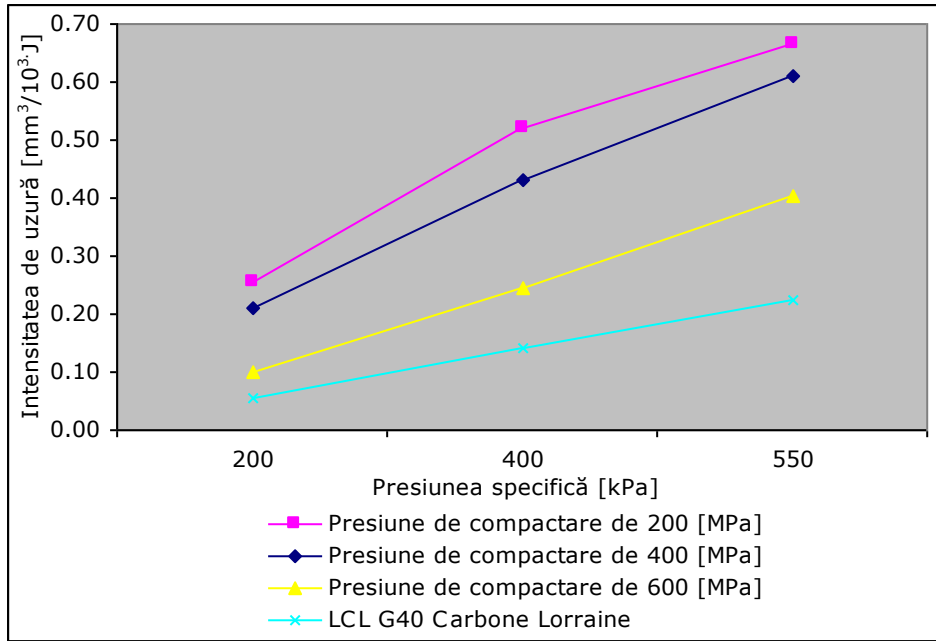


Fig.80 Variația intensității de uzură funcție de presiunea specifică pentru cermeții cu 1%MgO

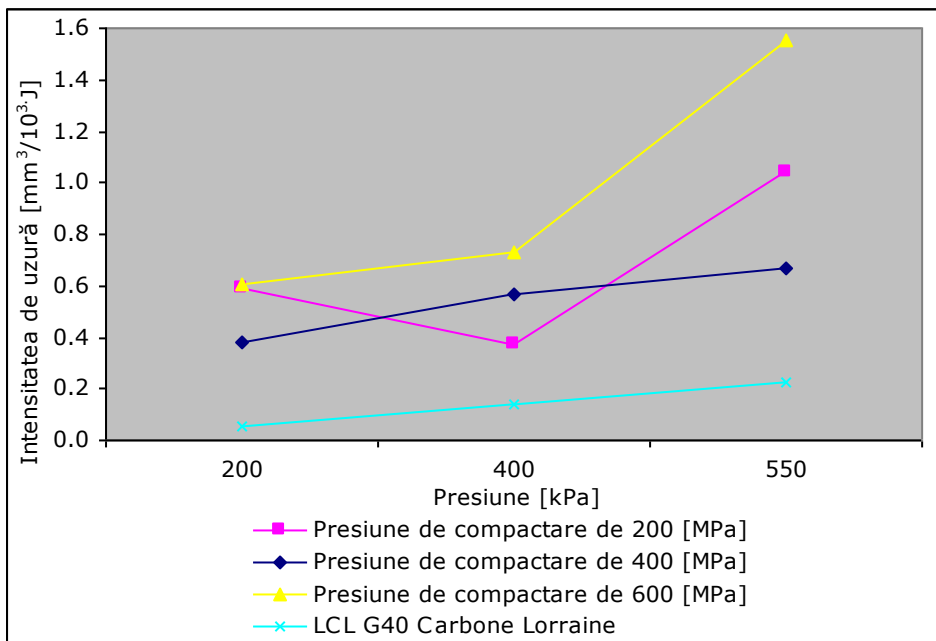


Fig.81 Variația intensității de uzură funcție de presiunea specifică pentru cermeții cu 2%MgO

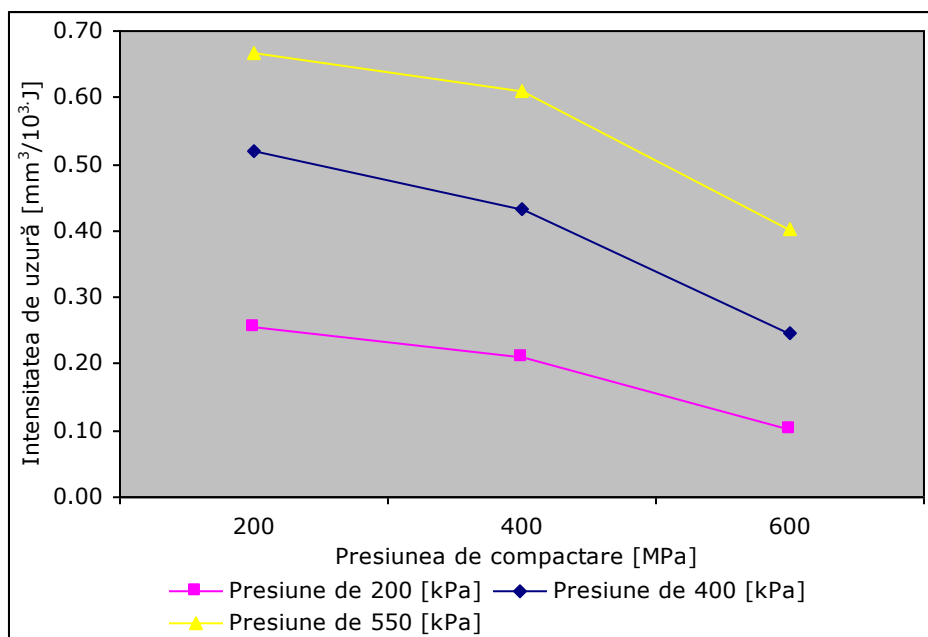


Fig.82 Influența presiunii de compactare asupra intensității de uzură pentru cermeții cu 1%MgO

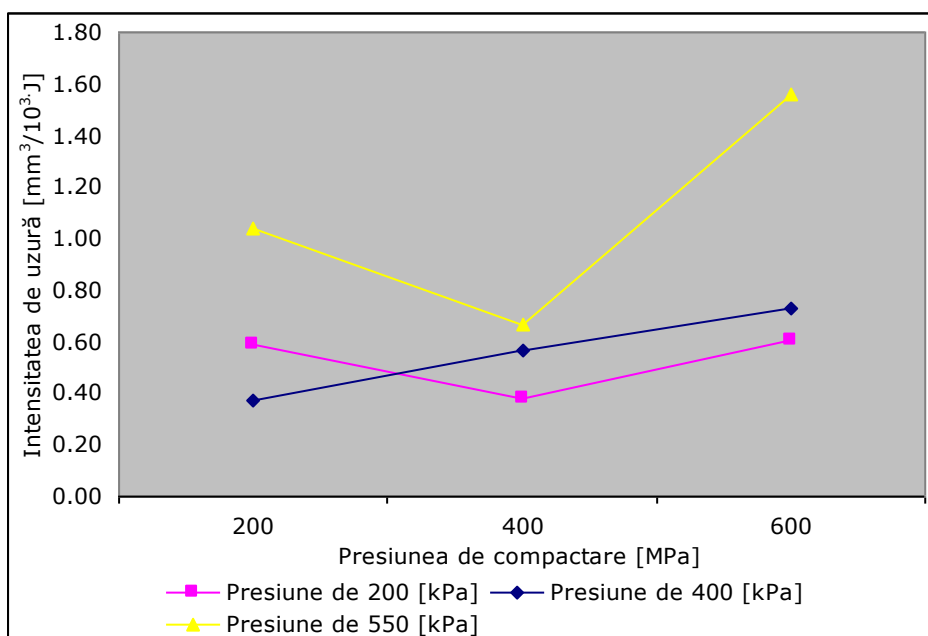


Fig.83 Influența presiunii de compactare asupra intensității de uzură pentru cermeții cu 2%MgO

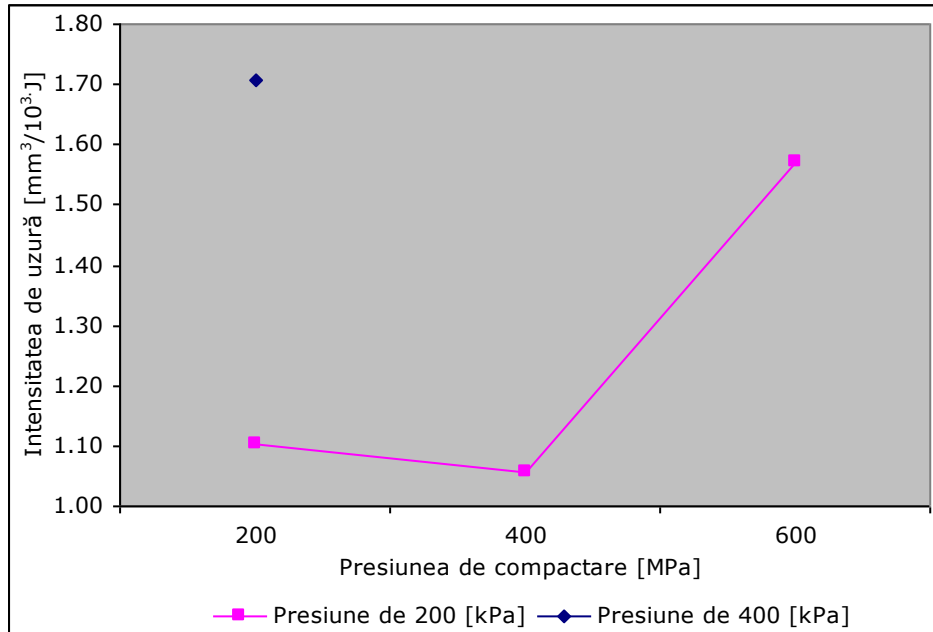


Fig.84 Influența presiunii de compactare asupra intensității de uzură pentru cermeții cu 3%MgO

Concluzii:

Pentru cermeții cu 1% MgO intensitatea de uzură scade cu creșterea presiunii de compactare și crește cu creșterea presiunii specifice..

Pentru cermeții cu 2% MgO tendința de scădere a intensității de uzură este menținută doar la presiunea specifică de 400 kPa și numai la presiunea de compactare de 200 MPa. Pentru celelalte valori ale presiunii de compactare de 400 și 600 MPa valoarea intensităților de uzură va crește cea ce înseamnă că materialul a ajuns la presiunea limita maximă de lucru.

Pentru cermeții cu 2% MgO și presiunea specifică de 550 kPa intensitatea de uzură este mai mare decât la celelalte presiuni specifice indiferent de presiunea de compactare.

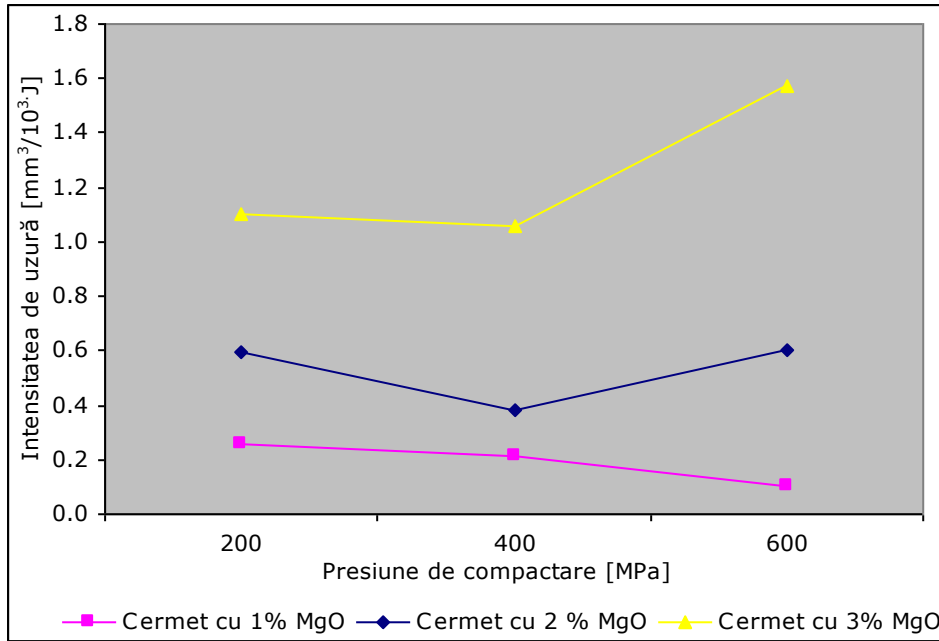


Fig.85 Influența presiunii de compactare asupra intensității de uzură, a cermeților, la presiunea specifică de 200 kPa

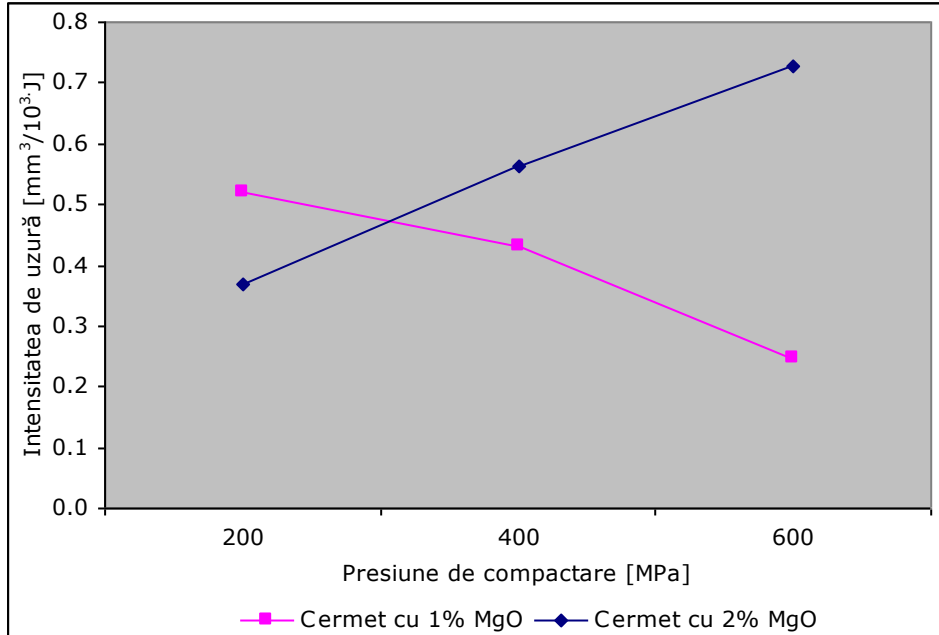


Fig.86 Influența presiunii de compactare asupra intensității de uzură, a cermeților, la presiunea specifică de 400 kPa

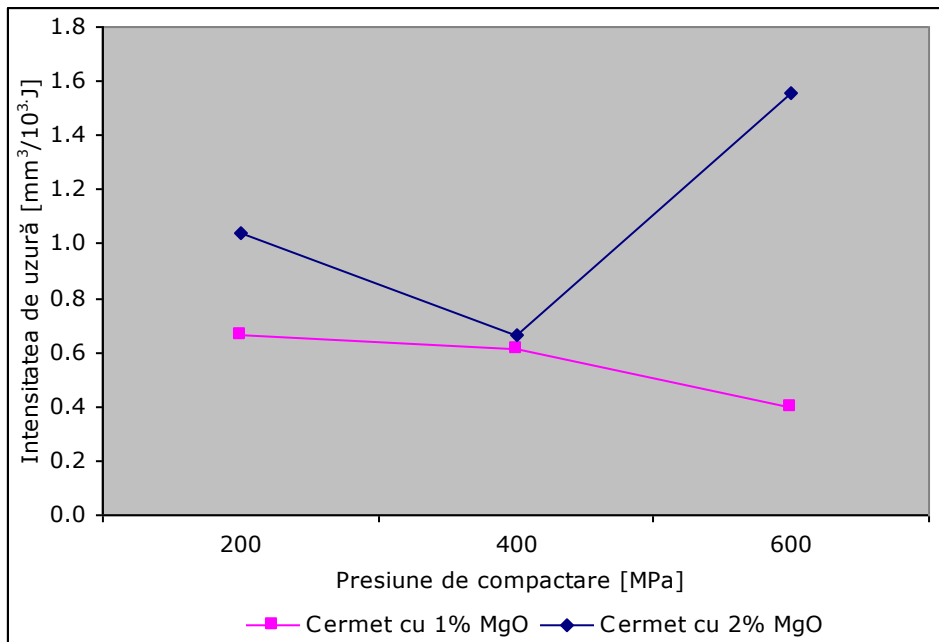


Fig.87 Influența presiunii de compactare asupra intensității de uzură, a cermeților, la presiunea specifică de 550 kPa

Concluzii:

Tendența de scădere a intensității de uzură se menține pentru cermeții cu 1% MgO compactați la presiunile de 200, 400, și 600 MPa și încercați la presiunile specifice de 200, 400 și 550 kPa.

Aceasi tendință de scădere a intensității de uzură este menținută și la cermetul cu 2% MgO doar la presiunea de compactare de 400 MPa și numai la presiunea specifică de 200 kPa.

Pentru cermeții cu 3% MgO cu creșterea presiunii de compactare crește intensitatea de uzură astfel:

Pentru cermetul compactat la presiunea de 200 MPa la presiunea specifică de 550 kPa, după un minut este necesară oprirea standului de uzură datorită uzurii mari a epruvetelor.

Pentru cermetul compactat la presiunea de 400 MPa la presiunea specifică de 400 kPa, după două minute este necesară oprirea standului de uzură datorită uzurii mari a epruvetelor.

Pentru cermetul compactat la presiunea de 600 MPa la presiunea specifică de 550 kPa nu este necesară oprirea standului dar intensitatea de uzură este mare.

Cu creșterea conținutului de MgO din compoziție se constată creșterea intensității de uzură.

6.2.10. Variația coeficientului de frecare pentru cermeții cu Al_2O_3 și MgO

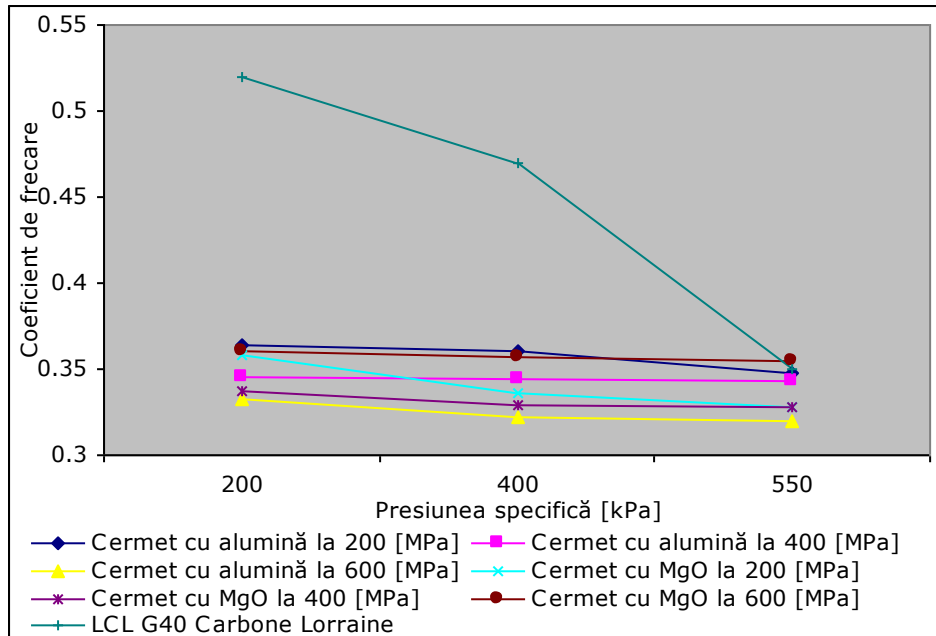


Fig.88 Variația coeficientului de frecare funcție de presiunea specifică pentru cermeții cu 1% conținut de oxizi

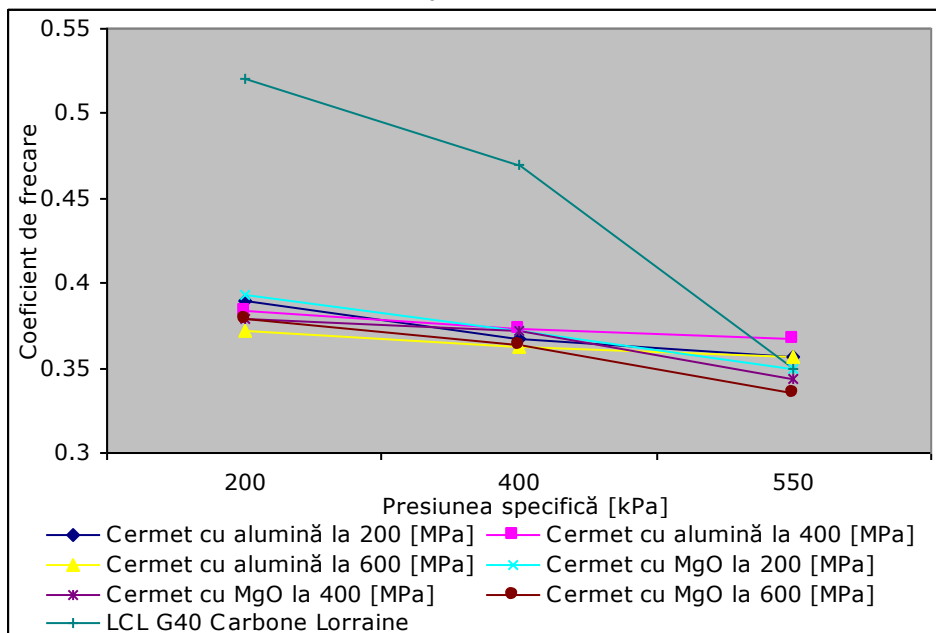


Fig.89 Variația coeficientului de frecare funcție de presiunea specifică pentru cermeții cu 2% conținut de oxizi

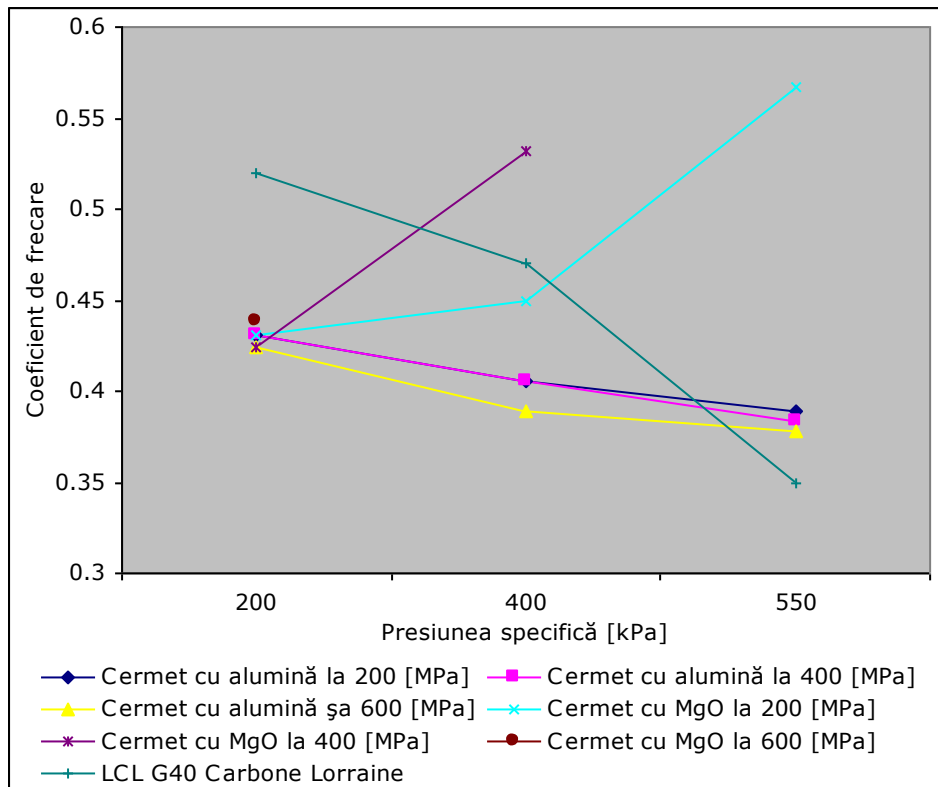


Fig.90 Variația coeficientului de frecare funcție de presiunea specifică pentru cermeții cu 3% conținut de oxizi

Concluzii:

Valoarea coeficientului de frecare prezintă o variație descrescătoare la creșterea presiunii specifice.

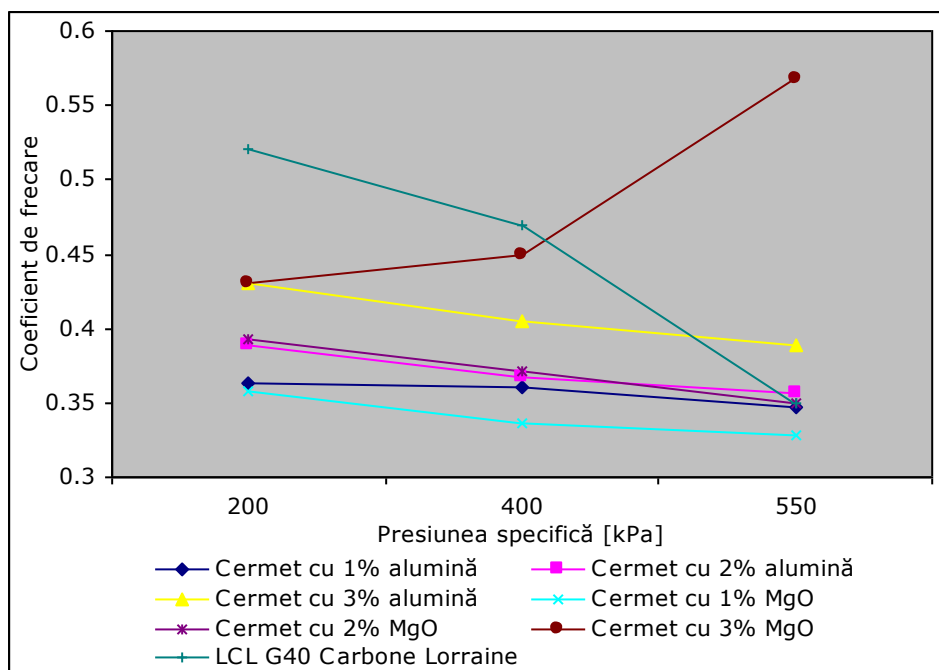


Fig.91 Variația coeficientului de frecare funcție de presiunea specifică, pentru cermeți, la presiunea de compactare de 200 MPa

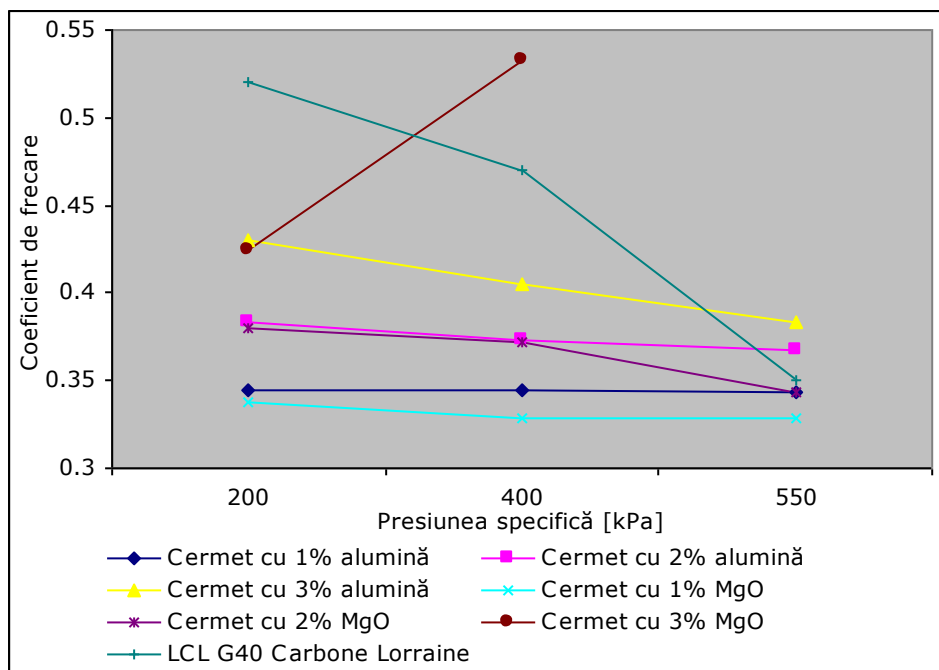


Fig.92 Variația coeficientului de frecare funcție de presiunea specifică, pentru cermeți, la presiunea de compactare de 400 MPa

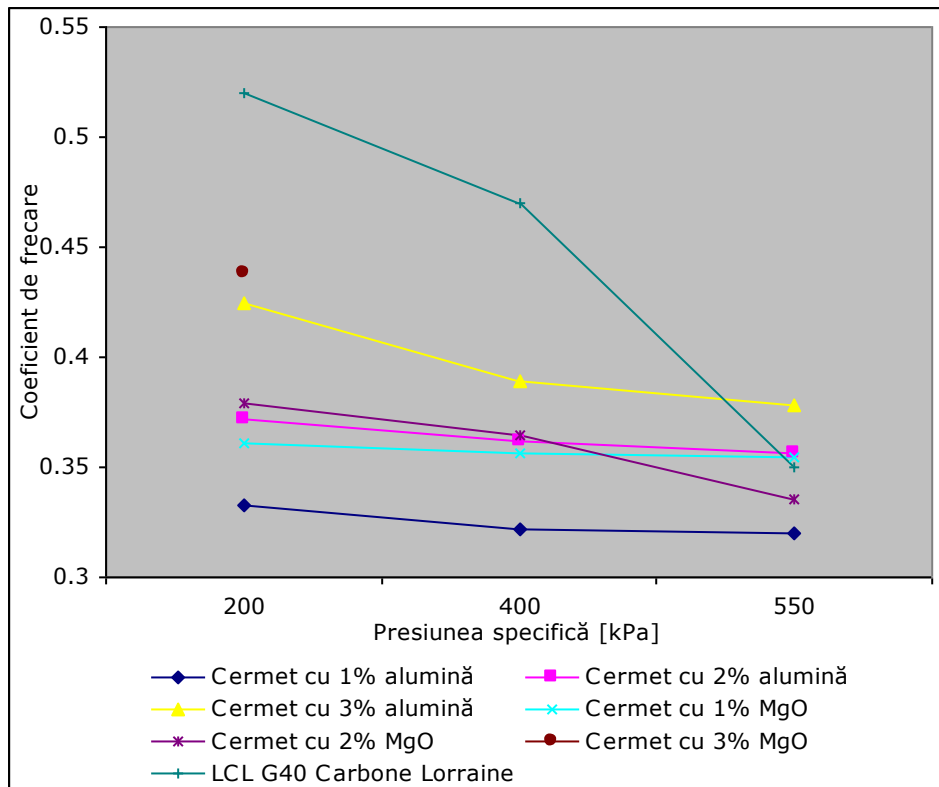


Fig.93 Variația coeficientului de frecare funcție de presiunea specifică, pentru cermeți, la presiunea de compactare de 600 MPa

Concluzii:

Cu creșterea conținutului de oxizi ceramici din compoziție crește valoarea coeficientului de frecare.

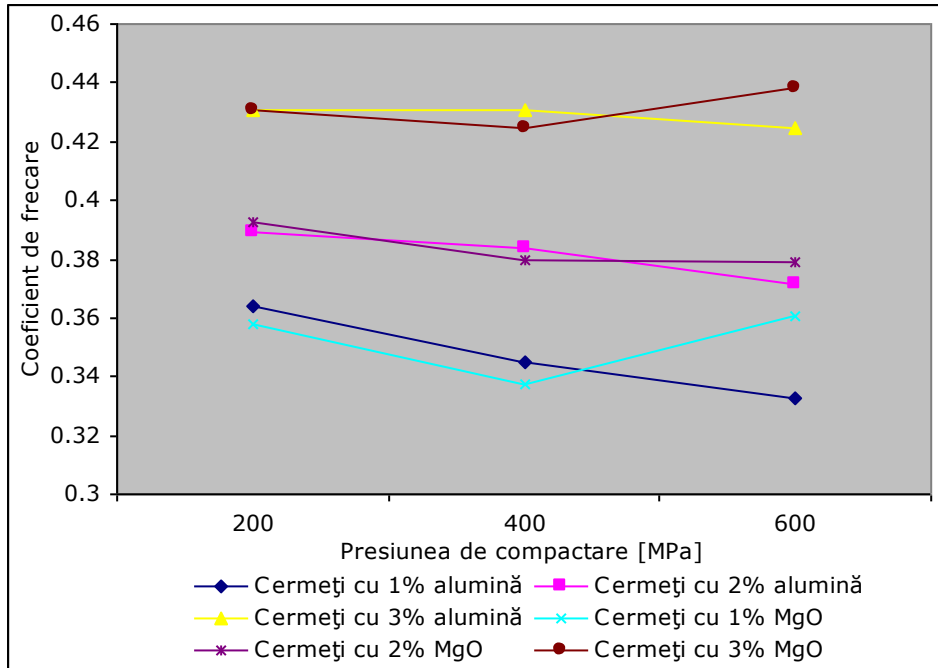


Fig.94 Influența presiunii de compactare asupra coeficientului de frecare, pentru cermeți, la presiunea specifică de 200 kPa

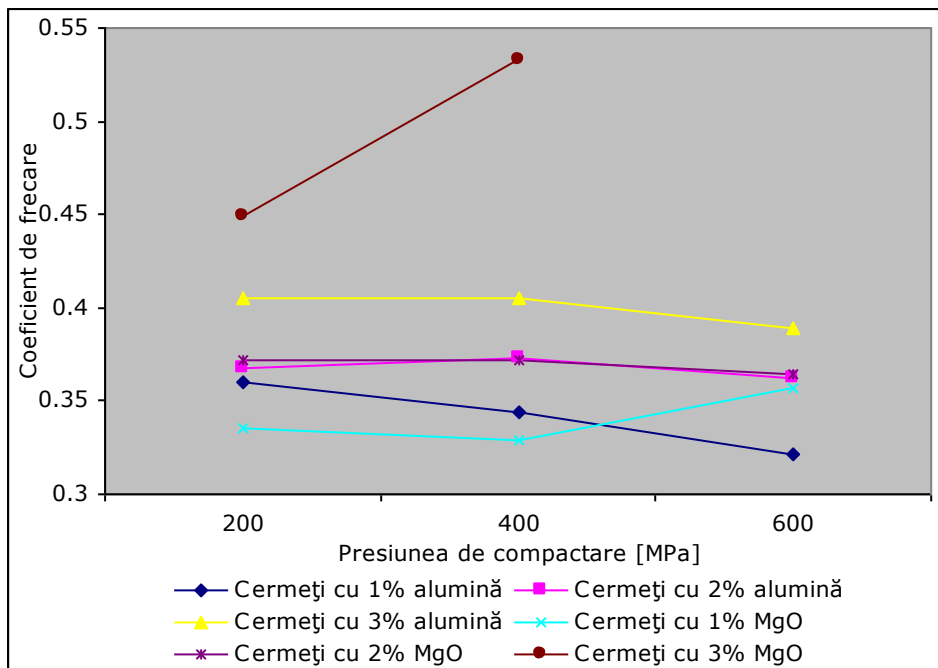


Fig.95 Influența presiunii de compactare asupra coeficientului de frecare, pentru cermeți, la presiunea specifică de 400 kPa

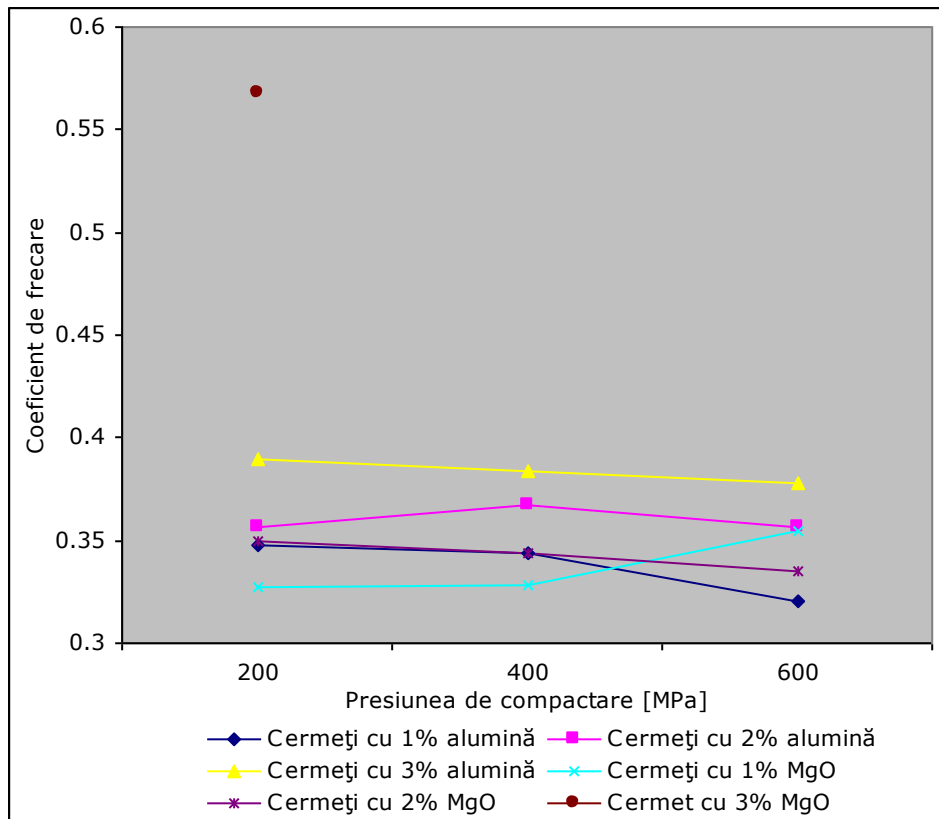


Fig.96 Influența presiunii de compactare asupra coeficientului de frecare, pentru cermeți, la presiunea specifică de 550 kPa

Concluzii:

În cele trei grafice anterioare se pot observa diferențele existente între cele două tipuri de cermeți (cu alumină și oxid de magneziu) referitor la presiunea limită maximă a materialului cu conținut de oxid de magneziu. Aceasta diferență se datorează valorilor diferite ale durității pulberilor ceramice.

Cu cât crește presiunea de compactare a cermetului care are în compoziție un oxid mai "moale,, și cu cât cantitatea de oxid este mai mare cu atât rezistența acestui material va fi mai mică.

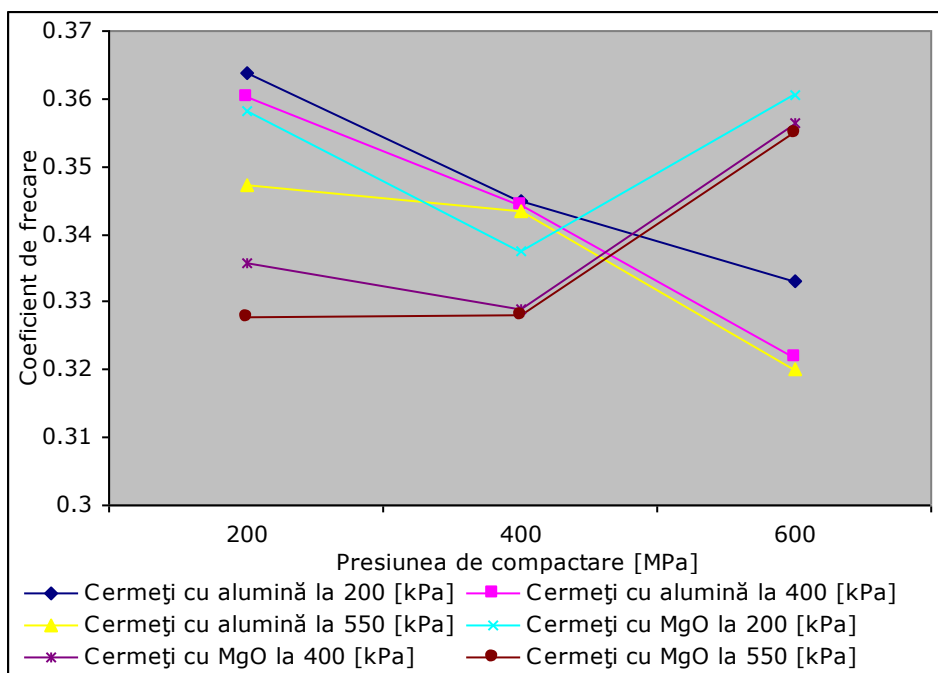


Fig.97 Influența presiunii de compactare asupra coeficientului de frecare pentru cermeții cu 1% conținut de oxizi

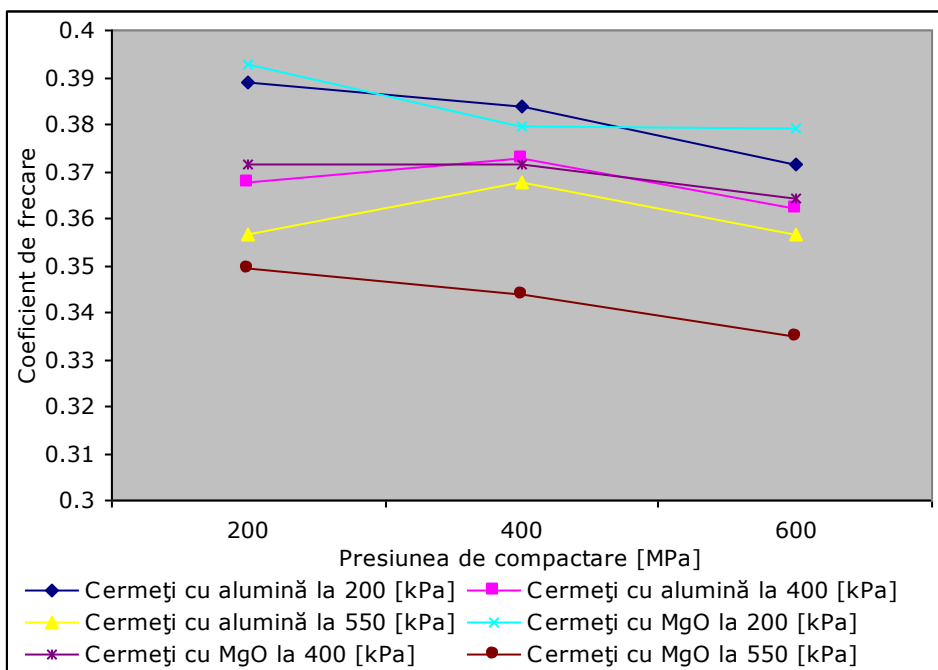


Fig.98 Influența presiunii de compactare asupra coeficientului de frecare pentru cermeții cu 2% conținut de oxizi

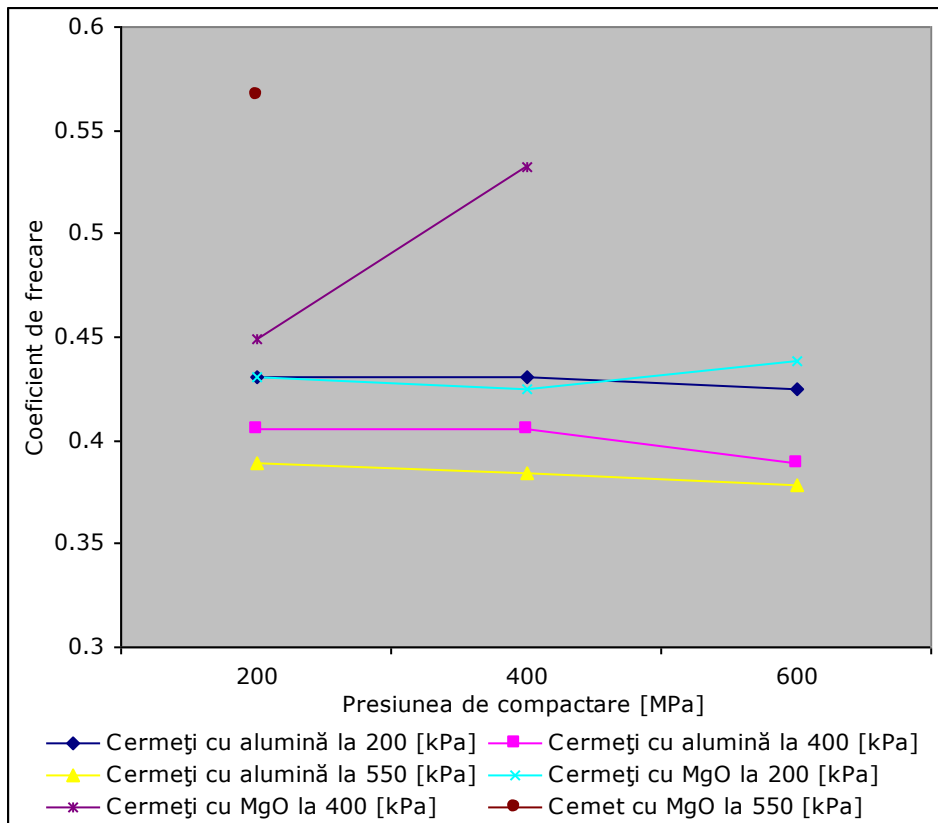


Fig.99 Influența presiunii de compactare asupra coeficientului de frecare pentru cermeții cu 3% conținut de oxizi

Concluzii:

Cu creșterea valorii coeficientului de frecare prin creșterea conținutului de oxid de aluminiu, cermeții prezintă o stabilitate mărită a coeficientului de frecare la creșterea valorii presiunii specifice.

Cu creșterea valorii coeficientului de frecare prin creșterea conținutului de oxid de magneziu, cermeții prezintă o instabilitate mărită a coeficientului de frecare la creșterea valorii presiunii specifice.

6.2.11. Variația intensității de uzură în cazul cermeților cu Al_2O_3 și MgO

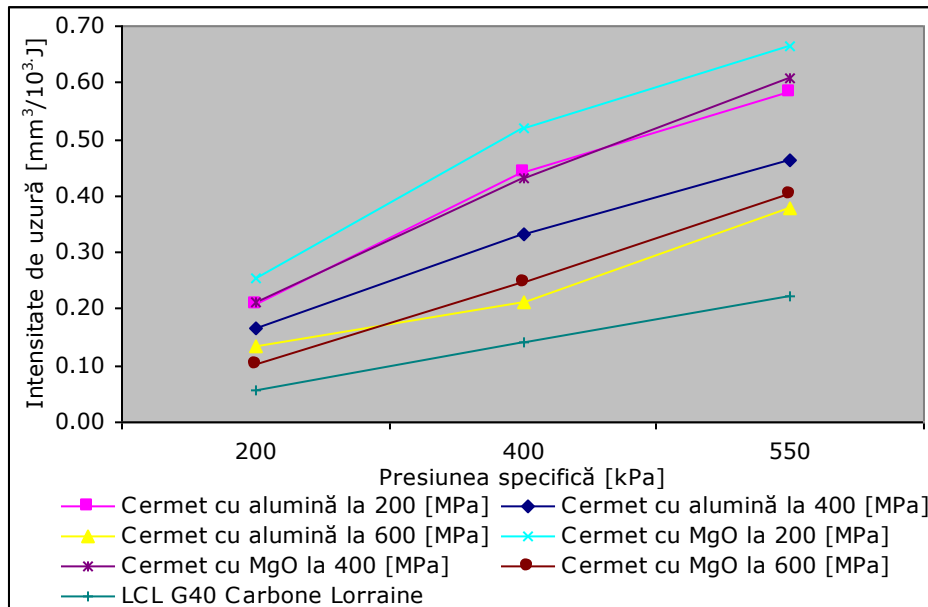


Fig.100 Variația intensității de uzură funcție de presiunea specifică pentru cermeții cu 1% conținut de oxizi

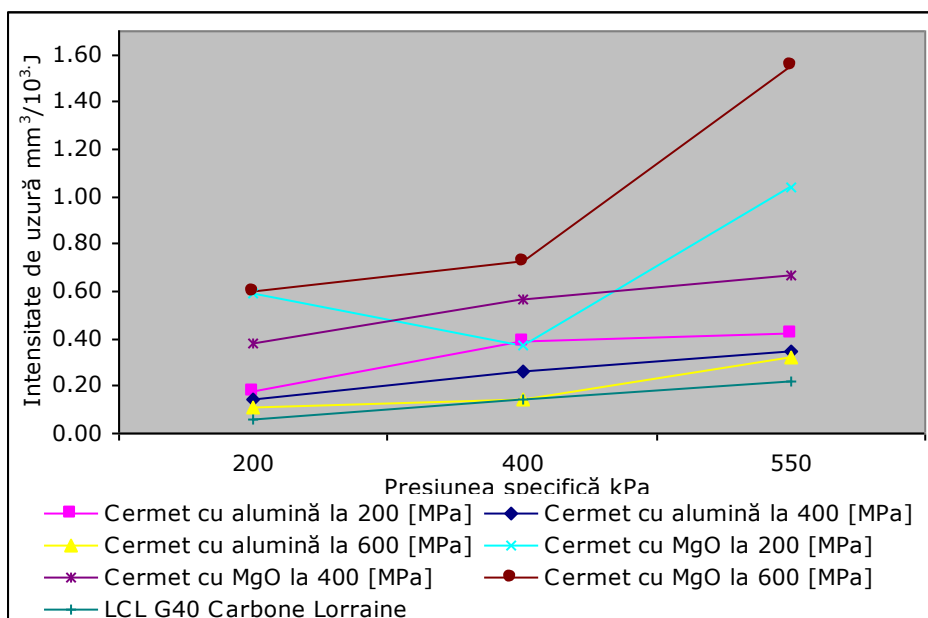


Fig.101 Variația intensității de uzură funcție de presiunea specifică pentru cermeții cu 2% conținut de oxizi

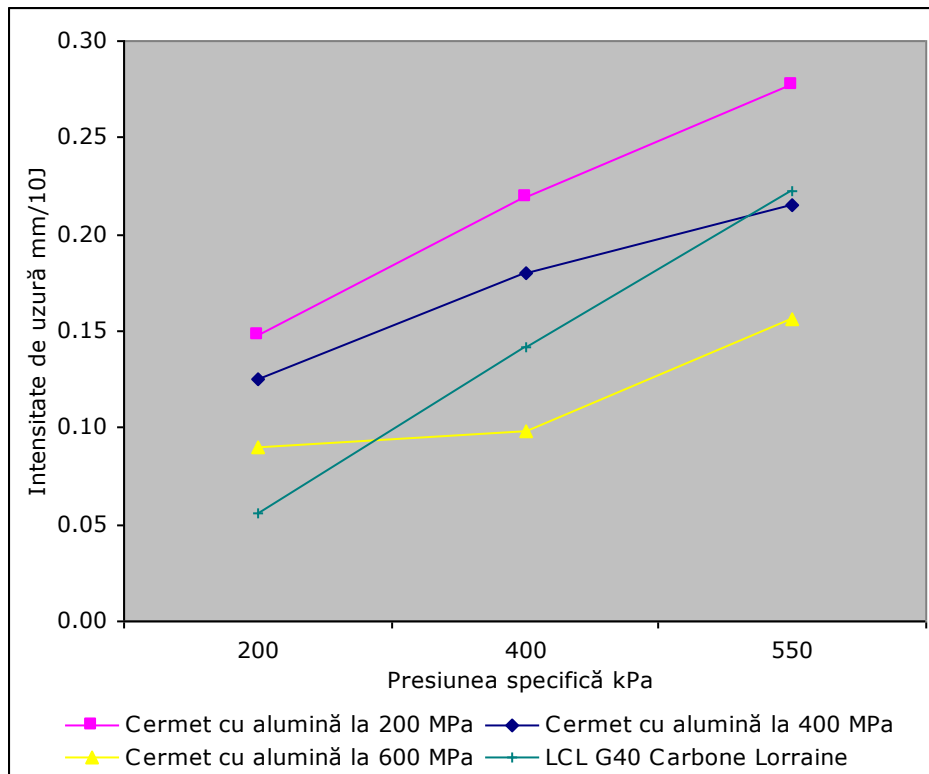


Fig.102 Variația intensității de uzură funcție de presiunea specifică pentru cermeții cu 3% conținut de oxizi

Concluzii:

Datorită valorilor prea mari a intensității de uzură pentru cermeții cu un conținut de 3% MgO s-a considerat inutilă prezentarea grafică a acestora în figura 102.

Cermetul cu 3% conținut de Al_2O_3 compactat la 600 MPa prezintă o intensitate de uzură mai mică decât al materialului LCL G40 Carbone Lorraine dar comparând uzura discului după terminarea încercării de uzură s-a constatat:

- după finalizarea încercării pe stand s-a constatat vizual că urmele lăsate pe disc au fost mai pronunțate după încercarea de uzură cu pastilele din materialul cermetului decât urmele lăsate după încercarea de uzură cu probele din materialul LCL G40 Carbone Lorraine.
- s-a constatat vizual că materialul LCL G40 Carbone Lorraine solicită termic discul, acesta prezenta o culoare galben pai.

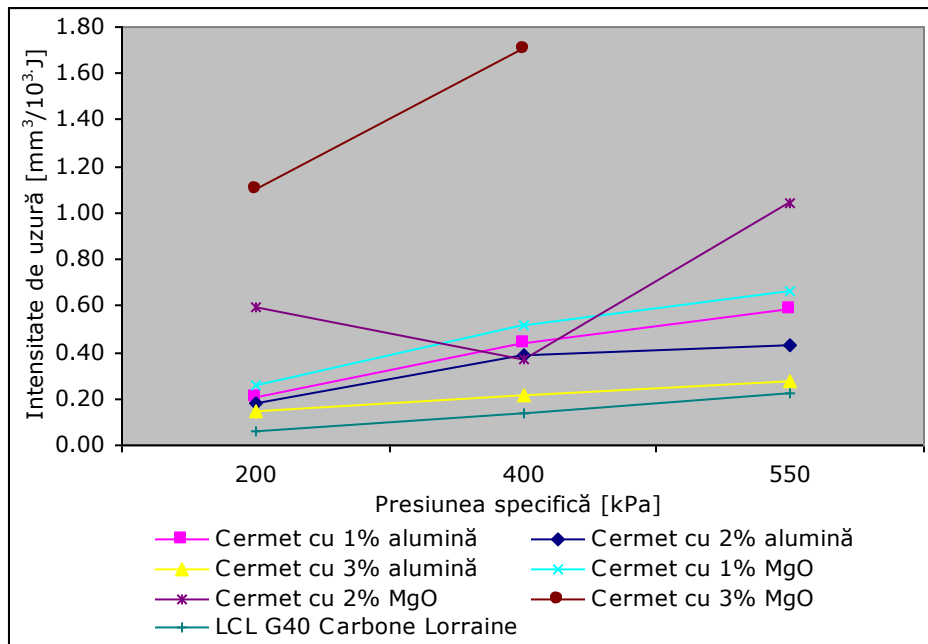


Fig.103 Variația intensității de uzură funcție de presiunea specifică, pentru cermeți, la presiunea de compactare de 200 MPa

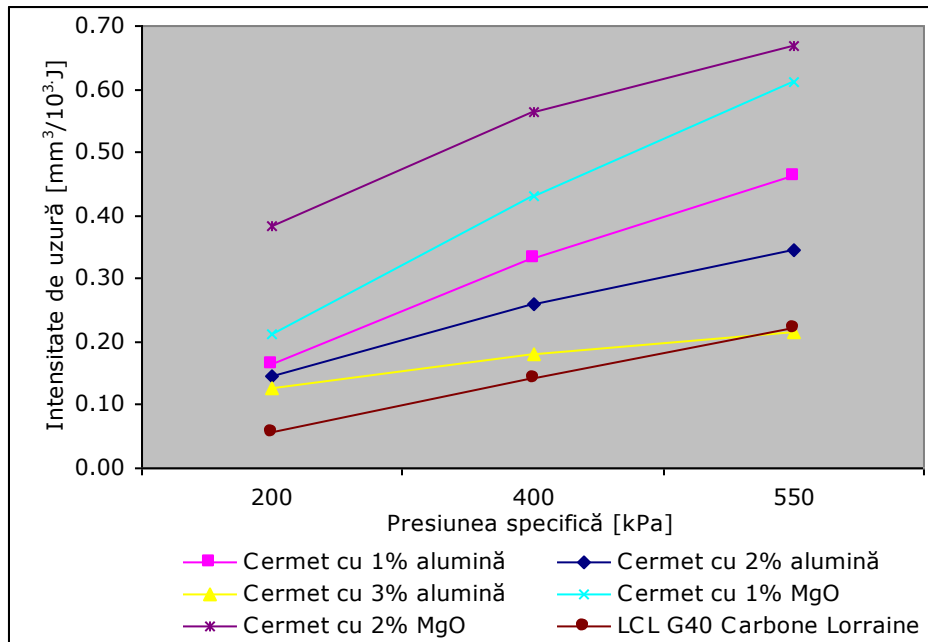


Fig.104 Variația intensității de uzură funcție de presiunea specifică, pentru cermeți, la presiunea de compactare de 400 MPa

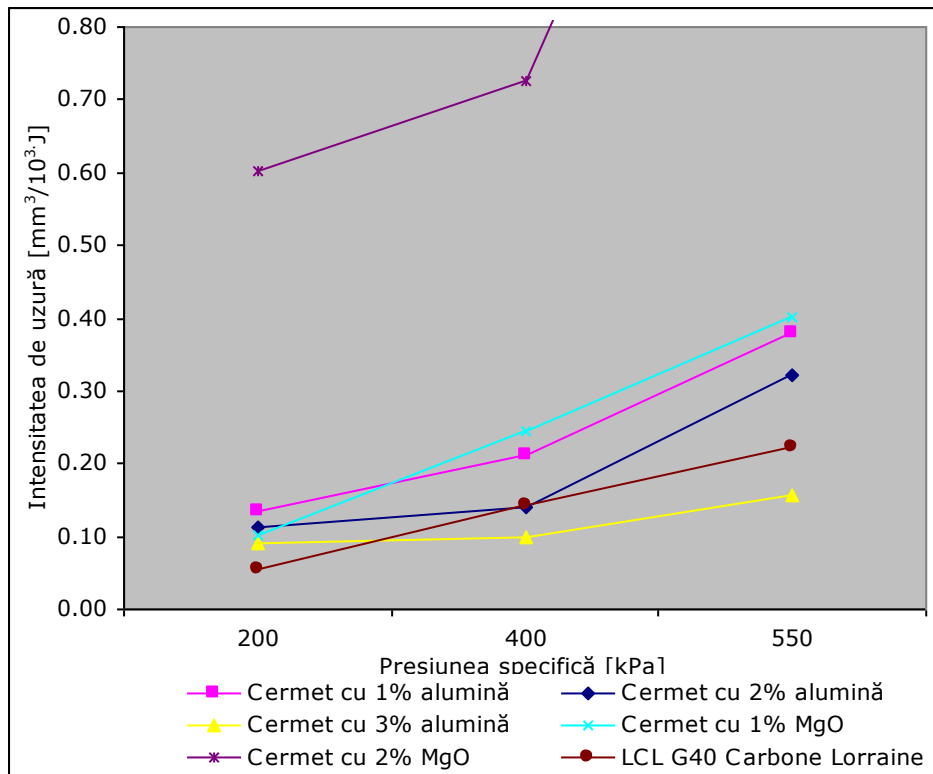


Fig.105 Variația intensității de uzură funcție de presiunea specifică, pentru cermeți, la presiunea de compactare de 600 MPa

Concluzii :

Cu creșterea presiunii specifice crește valoarea intensității de uzură pentru cermeții studiați, o creștere mai pronunțată observându-se la cermeții cu conținut de MgO.

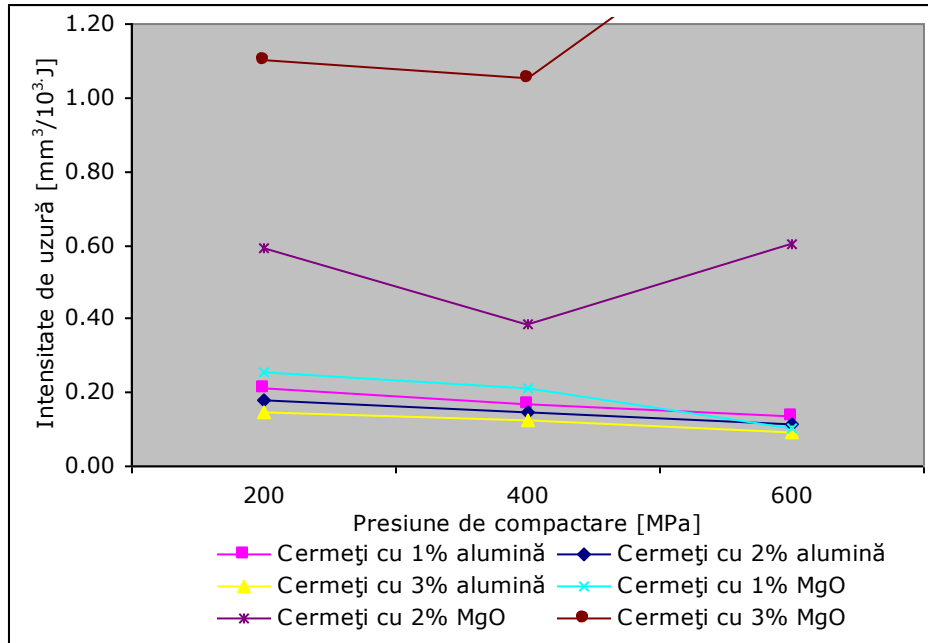


Fig.106 Influența presiunii de compactare asupra intensității de uzură pentru cermeți la presiunea specifică de 200 kPa

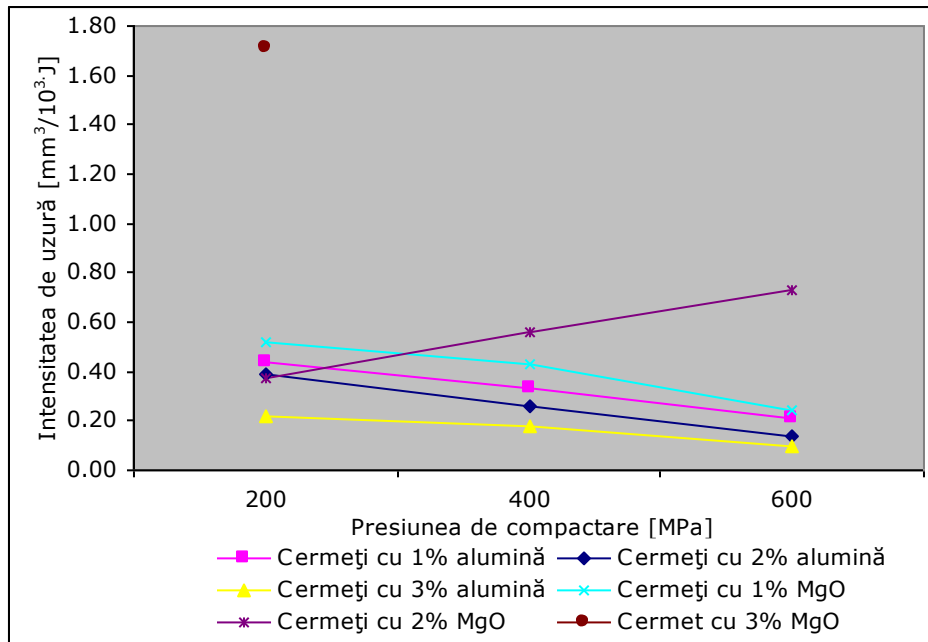


Fig.107 Influența presiunii de compactare asupra intensității de uzură pentru cermeți la presiunea specifică de 400 kPa

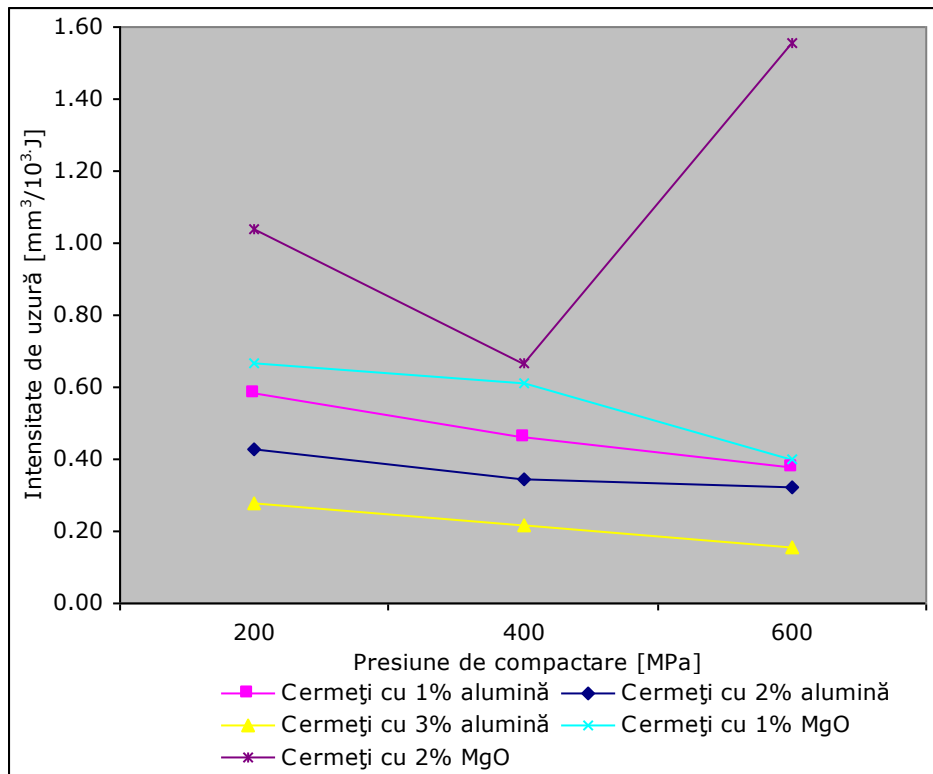


Fig.108 Influența presiunii de compactare asupra intensității de uzură pentru cermeți la presiunea specifică de 550 kPa

Concluzii :

Cu creșterea presiunii de compactare, dintre cermeții cu MgO studiați, doar cermeții cu 1% MgO prezintă o variație descrescătoare a intensității de uzură la cele trei valori ale presiunii specifice.

Cu creșterea presiunii de compactare și cu creșterea conținutului de Al_2O_3 cermeții cu Al_2O_3 prezintă o variație descrescătoare a intensității de uzură.

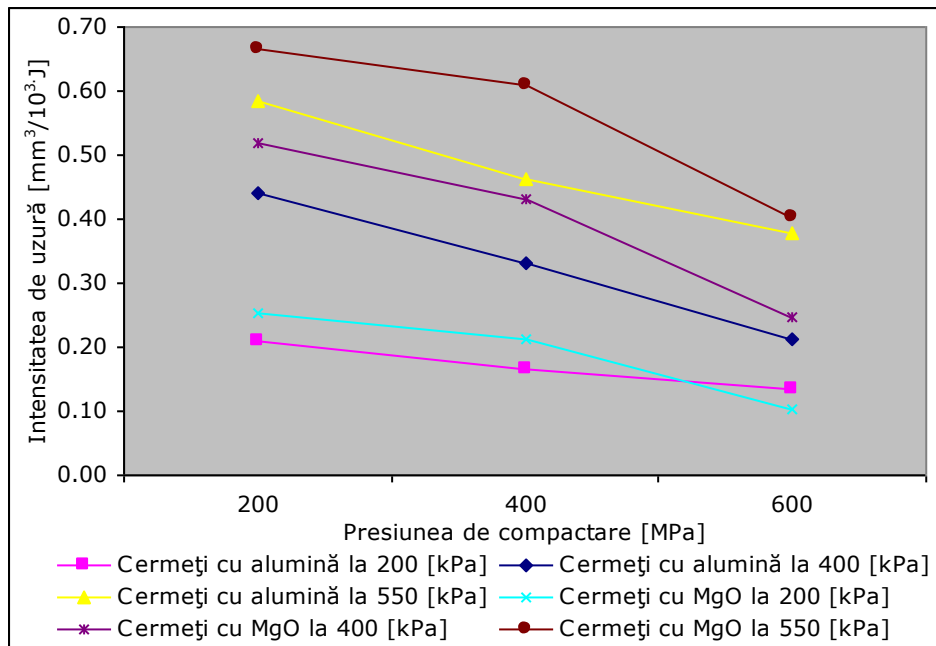


Fig.109 Influența presiunii de compactare asupra intensității de uzură a cermeților cu 1% conținut de oxizi

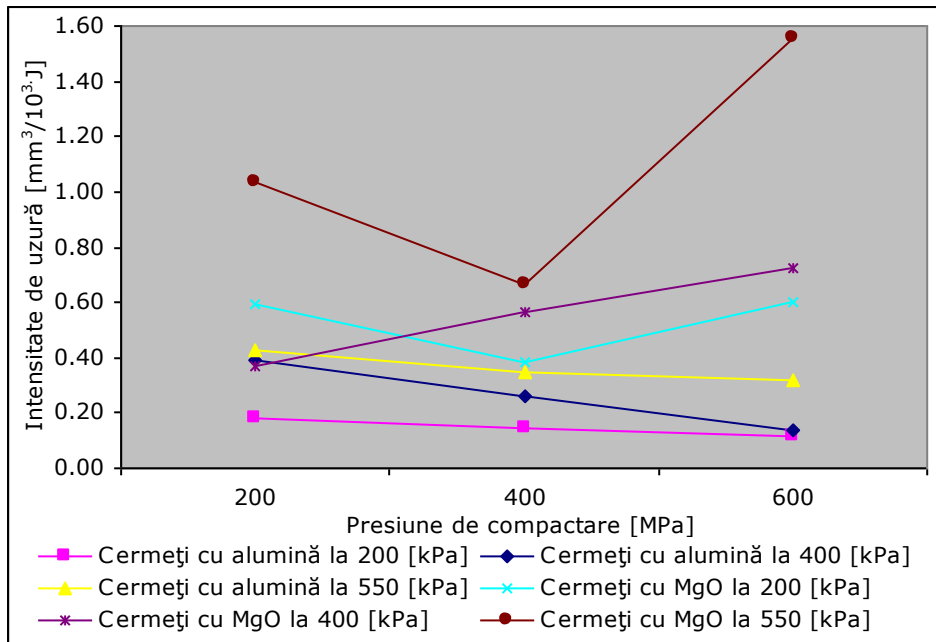


Fig.110 Influența presiunii de compactare asupra intensității de uzură a cermeților cu 2% conținut de oxizi

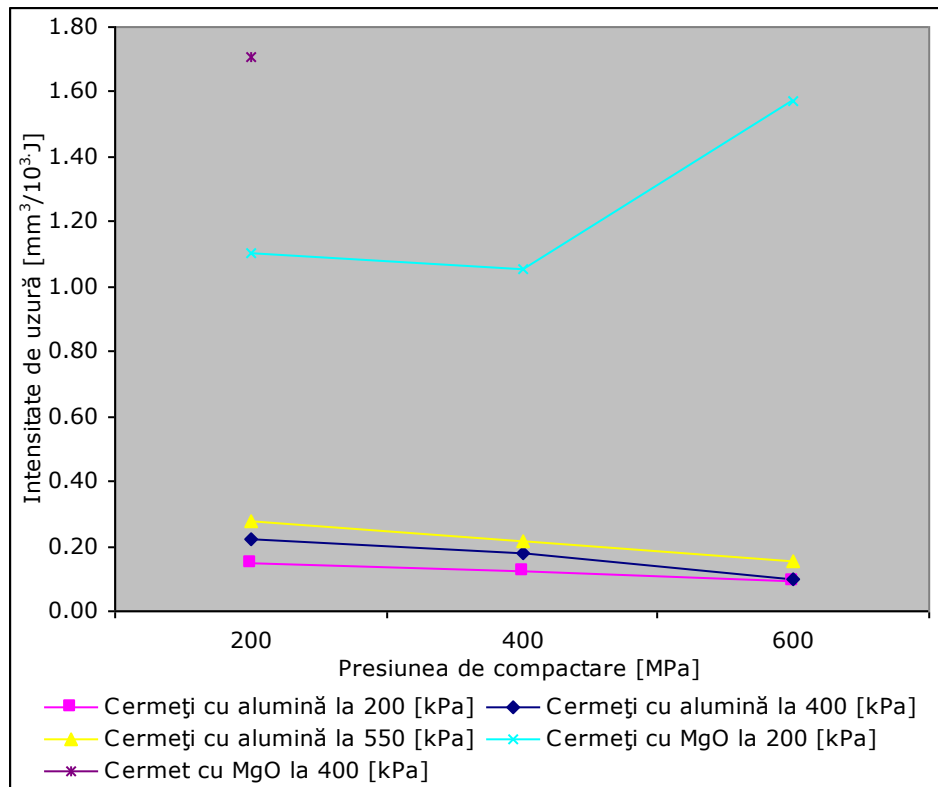


Fig.111 Influența presiunii de compactare asupra intensității de uzură a cermeților cu 3% conținut de oxizi

Concluzii :

Cu creșterea presiunii de compactare, dintre cermeții cu MgO studiați, doar cermeții cu 1% MgO prezintă o variație descrescătoare a intensității de uzură la cele trei valori ale presiunii specifice.

Cu creșterea presiunii de compactare și cu creșterea conținutului de Al_2O_3 cermeții cu Al_2O_3 prezintă o variație descrescătoare a intensității de uzură.

6.2.12. Încercarea la compresiune a cermeților

6.2.12.1. Încercarea la compresiune a cermeților cu MgO

Tabelul 36

| Presiune de compactare [MPa] | Rezistența la compresiune a cermeților cu MgO [MPa] | | |
|------------------------------|---|--------|--------|
| | 1% MgO | 2% MgO | 3% MgO |
| 200 | 601 | 397 | 216 |
| 400 | 620 | 420 | 336 |
| 600 | 633 | 571 | 369 |

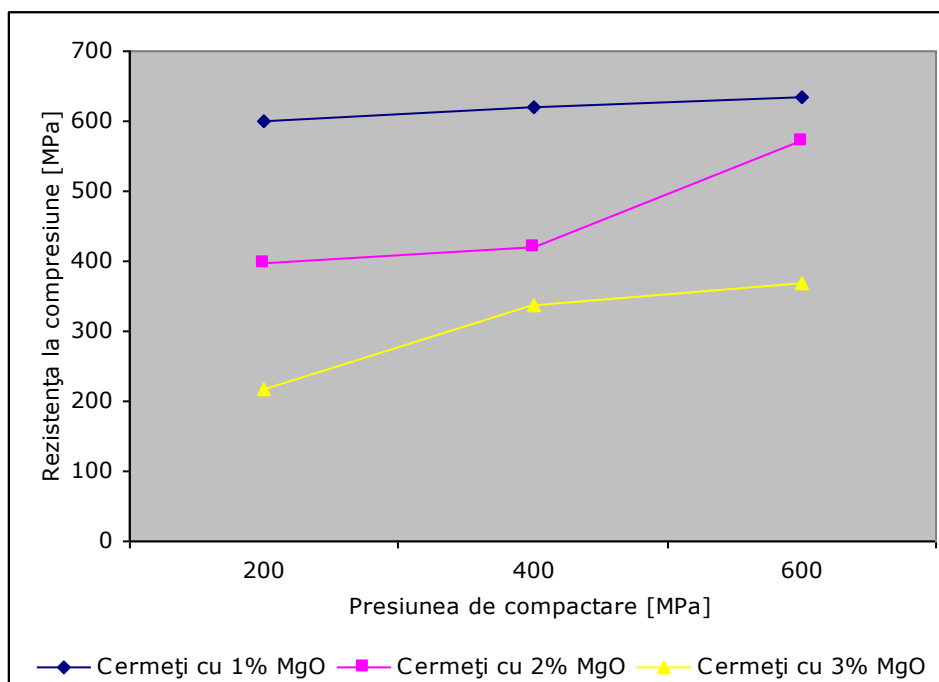


Fig.112 Influența presiunii de compactare asupra rezistenței la compresiune a cermeților cu MgO

Concluzii:

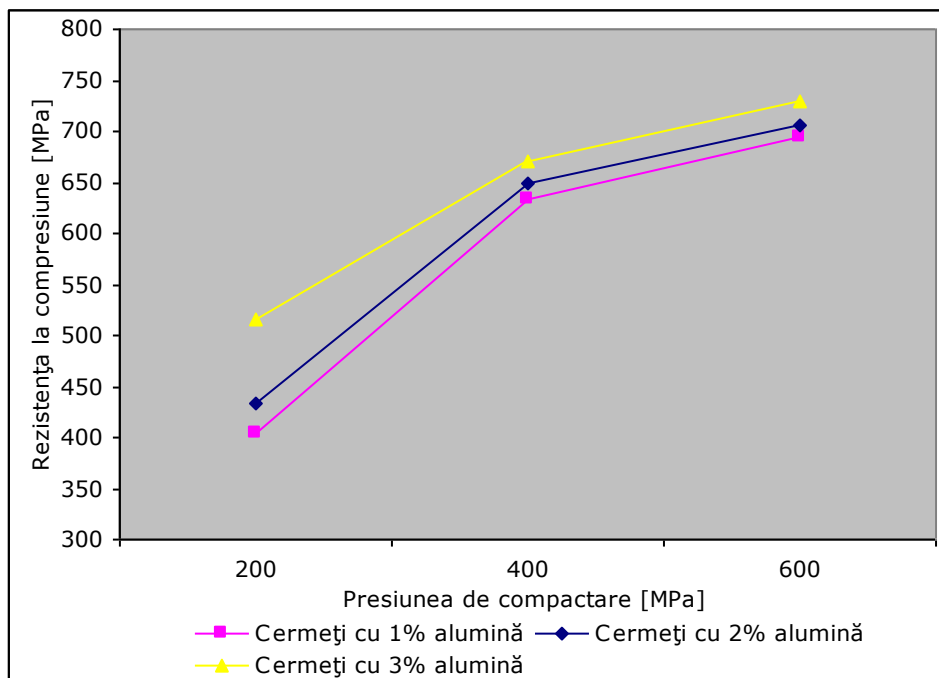
Cu creșterea conținutului de MgO din compoziția cermeților scade rezistența materialului la încercarea de compresiune datorită caracteristicii pulberii oxidului de magneziu.

Cu creșterea presiunii de compactare crește valoarea rezistenței la compresiune.

6.2.12.2. Încercarea la compresiune a cermeților cu Al_2O_3

Tabelul 37

| Presiune de compactare [MPa] | Rezistența la compresiune a cermeților cu Al_2O_3 [MPa] | | |
|------------------------------|---|----------------------------|----------------------------|
| | 1% Al_2O_3 | 2% Al_2O_3 | 3% Al_2O_3 |
| 200 | 404 | 433 | 515 |
| 400 | 633 | 650 | 671 |
| 600 | 695 | 706 | 730 |

Fig. 113 Influența presiunii de compactare asupra rezistenței la compresiune a cermeților cu Al_2O_3 **Concluzii:**

Cu creșterea conținutului de Al_2O_3 din compoziția cermeților crește rezistența materialului la încercarea de compresiune datorită caracteristicii pulberii oxidului de aluminiu aceasta având o duritate mai mare față de duritatea oxidului de magneziu.

Cu creșterea presiunii de compactare a cermeților cu Al_2O_3 crește valoarea rezistenței la compresiune, creștere care este pronunțată comparativ cu a cermeților cu MgO .

Încercarea la compresiune a epruvetelor a fost făcută până la strivire.

6.2.13. Analiza rezultatelor cercetării

În toate cazurile valoarea densităților scade liniar cu creșterea conținutului de Al_2O_3 , indiferent de temperatura de sinterizare și de presiunea de compactare.

Fenomenul de dilatare în direcție perpendiculară pe direcția presării pulberii în matriță este nesemnificativ pentru aceste compoziții (tabelul 34).

Porozitatea totală a cermeților studiați prezintă o variație descrescătoare cu creșterea presiunii de compactare și o variație crescătoare cu creșterea conținutului de pulbere ceramică.

Acoperirea cu grafit a probelor nu a dus la modificarea conținutului de carbon din piesele sinterizate.

Duritatea cermeților cu până la 3 % oxid (Al_2O_3) urmărește o variație crescătoare cu creșterea conținutului de Al_2O_3 .

Duritatea cermeților cu până la 3 % oxid (MgO) urmărește o variație descrescătoare cu creșterea conținutului de MgO .

Cu creșterea presiunii de compactare duritatea acestor cermeți crește ca urmare a ecruisării particulelor metalice și densificării produselor.

Din cele trei grafice prezentate anterior (figurile 44,45 și 46) care reprezintă variația coeficientului de frecare pentru procente diferite de Al_2O_3 se observă scăderea valorii coeficientului de frecare cu creșterea presiunii specifice.

Comparativ cu garnitura de frână LCL G40 Carbone Lorraine, cermeții cu conținut de alumina nu prezintă o scădere pronunțată a valorii coeficientului de frecare la creșterea presiunii specifice.

Cu creșterea conținutului de oxid de aluminiu crește valoarea coeficientului de frecare.

Cu creșterea conținutului de oxid de aluminiu din compoziție se observă o mai mică variație a coeficientului de frecare la creșterea presiunii specifice.

Intensitatea de uzură a cermeților descrește cu creșterea presiunii de compactare.

Comparativ cu materialul garniturii de frână LCL G40 Carbone Lorraine, cermeții cu conținut de 1% Al_2O_3 prezintă o intensitate de uzură mai mare.

Pentru cermețul cu un conținut de 2% Al_2O_3 compactat la presiunea de 600 MPa, intensitatea de uzură este puțin mai mică comparativ cu materialul garniturii de frâna LCL G40 Carbone Lorraine la presiunea specifică de 400 kPa.

Pentru cermețul cu un conținut de 3% Al_2O_3 compactat la presiunea de 600 MPa, intensitatea de uzură este mai mică, comparativ cu materialul garniturii de frâna LCL G40 Carbone Lorraine, la presiunile specifice de 400 și 550 kPa.

Intensitatea de uzură a cermentului cu 3% Al_2O_3 compactat la presiunea de 400 MPa este mai mică, comparativ cu materialul garniturii de frâna LCL G40 Carbone Lorraine, doar la presiunea specifică de 550 kPa.

Intensitatea de uzură a cermeților crește cu creșterea presiunii specifice.

Valorile coeficienților de frecare pentru cermeții cu conținut de 1% MgO compactați la 200, 400 și 600 MPa prezintă o variație mai stabilă a coeficientului de frecare la creșterea presiunii specifice față de cermeții cu 2 și 3% MgO .

Valorile coeficienților de frecare medii pentru cermeții cu conținut de 2% MgO sunt mai mari față de valorile coeficienților de frecare medii pentru cermeții cu conținut de 1% MgO . Valorile coeficienților de frecare medii pentru cermeții cu conținut de 2% MgO compactați la 200, 400 și 600 MPa prezintă o variație descrescătoare a coeficientului de frecare la creșterea presiunii specifice.

Cu creșterea presiunii specifice valoarea coeficienților de frecare pentru cermeții cu un conținut de 1 și 2% MgO scad.

Valorile coeficienților de frecare pentru cermeții cu MgO cresc cu creșterea conținutului de oxid.

Cu creșterea presiunii de compactare peste 1% a cermeților cu MgO se observă o tendință de creștere a intensității de uzură din ce în ce mai accentuată.

Pentru cermeții cu 1% MgO intensitatea de uzură scade cu creșterea presiunii de compactare și crește cu creșterea presiunii specifice..

Pentru cermeții cu 2% MgO tendința de scădere a intensității de uzură este menținută doar la presiunea specifică de 400 kPa și numai la presiunea de compactare de 200 MPa. Pentru celelalte valori ale presiunii de compactare de 400 și 600 MPa valoarea intensităților de uzură va crește cea ce înseamnă că materialul a ajuns la presiunea limita maximă .

Pentru cermeții cu 2% MgO și presiunea specifică de 550 kPa intensitatea de uzură este mai mare decât la celelalte presiuni specifice indiferent de presiunea de compactare.

Tendința de scădere a intensității de uzură se menține pentru cermeții cu 1% MgO compactați la presiunile de 200, 400, și 600 MPa și încercați la presiunile specifice de 200, 400 și 550 kPa.

Aceași tendință de scădere a intensității de uzură este menținută și la cermetul cu 2% MgO doar la presiunea de compactare de 400 MPa și numai la presiunea specifică de 200 kPa.

Pentru cermeții cu 3% MgO cu creșterea presiunii de compactare crește intensitatea de uzură astfel:

Pentru cermetul compactat la presiunea de 200 MPa la presiunea specifică de 550 kPa, după un minut este necesară oprirea standului de uzură datorită uzurii mari a epruvetelor.

Pentru cermetul compactat la presiunea de 400 MPa la presiunea specifică de 400 kPa, după două minute este necesară oprirea standului de uzură datorită uzurii mari a epruvetelor.

Pentru cermetul compactat la presiunea de 600 MPa la presiunea specifică de 550 kPa nu este necesară oprirea standului dar intensitatea de uzură este mare.

Cu creșterea conținutului de MgO din compoziție se constată creșterea intensității de uzură

Cu creșterea conținutului de oxizi ceramici din compoziție crește valoarea coeficientului de frecare.

În cele trei grafice anterioare se pot observa diferențele existente între cele două tipuri de cermeți (cu alumină și oxid de magneziu) referitor la presiunea limită maximă a materialului cu conținut de oxid de magneziu. Aceasta diferență se datorează valorilor diferite ale durității pulberilor ceramice.

Cu cât crește presiunea de compactare a cermetului care are în compoziție un oxid mai "moale,, și cu cât cantitatea de oxid este mai mare cu atât rezistența acestui material va fi mai mică.

Cu creșterea valorii coeficientului de frecare prin creșterea conținutului de oxid de aluminiu, cermeții prezintă o stabilitate mărită a coeficientului de frecare la creșterea valorii presiunii specifice.

Cu creșterea valorii coeficientului de frecare prin creșterea conținutului de oxid de magneziu, cermeții prezintă o instabilitate mărită a coeficientului de frecare la creșterea valorii presiunii specifice.

Cermetul cu 3% conținut de Al_2O_3 compactat la 600 MPa prezintă o intensitate de uzură mai mică decât al materialului LCL G40 Carbone Lorraine dar comparând uzura discului după terminarea încercării de uzură s-a constatat:

- după finalizarea încercării pe stand s-a constatat vizual că urmele lăsate pe disc au fost mai pronunțate după încercarea de uzură cu pastilele din materialul cermetului decât urmele lăsate după încercarea de uzură cu probele din materialul LCL G40 Carbone Lorraine.
- s-a constatat vizual că materialul LCL G40 Carbone Lorraine solicită termic discul, acesta prezenta o culoare galben pai.

Cu creșterea presiunii specifice crește valoarea intensității de uzură pentru cermeții studiați, o creștere mai pronunțată observându-se la cermeții cu conținut de MgO.

Cu creșterea presiunii de compactare, dintre cermeții cu MgO studiați, doar cermeții cu 1% MgO prezintă o variație descrescătoare a intensității de uzură la cele trei valori ale presiunii specifice.

Cu creșterea presiunii de compactare și cu creșterea conținutului de Al_2O_3 cermeții cu Al_2O_3 prezintă o variație descrescătoare a intensității de uzură.

Cu creșterea presiunii de compactare, dintre cermeții cu MgO studiați, doar cermeții cu 1% MgO prezintă o variație descrescătoare a intensității de uzură la cele trei valori ale presiunii specifice.

Cu creșterea presiunii de compactare și cu creșterea conținutului de Al_2O_3 cermeții cu Al_2O_3 prezintă o variație descrescătoare a intensității de uzură.

Cu creșterea conținutului de MgO din compoziția cermeților scade rezistența materialului la încercarea de compresiune datorită caracteristicii pulberii oxidului de magneziu. Cu creșterea presiunii de compactare crește valoarea rezistenței la compresiune.

Cu creșterea conținutului de Al_2O_3 din compoziția cermeților crește rezistența materialului la încercarea de compresiune datorită caracteristicii pulberii oxidului de aluminiu aceasta având o duritate mai mare față de duritatea oxidul de magneziu.

Cu creșterea presiunii de compactare a cermeților cu Al_2O_3 crește valoarea rezistenței la compresiune, creștere care este pronunțată comparativ cu a cermeților cu MgO.

6.2.14. Textura cermeților cu Al_2O_3 determinată metalografic



Fig.114 Textură cermec neatacată Fe+1 % Al_2O_3 (x120)

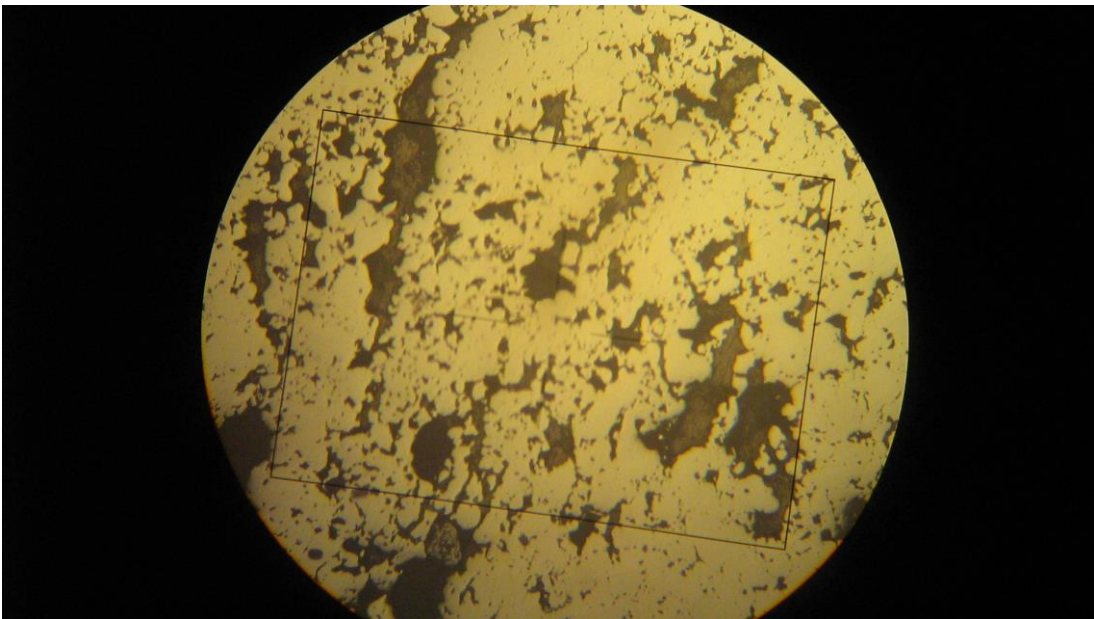


Fig.115 Textură cermec neatacată Fe+2 % Al_2O_3 (x120)

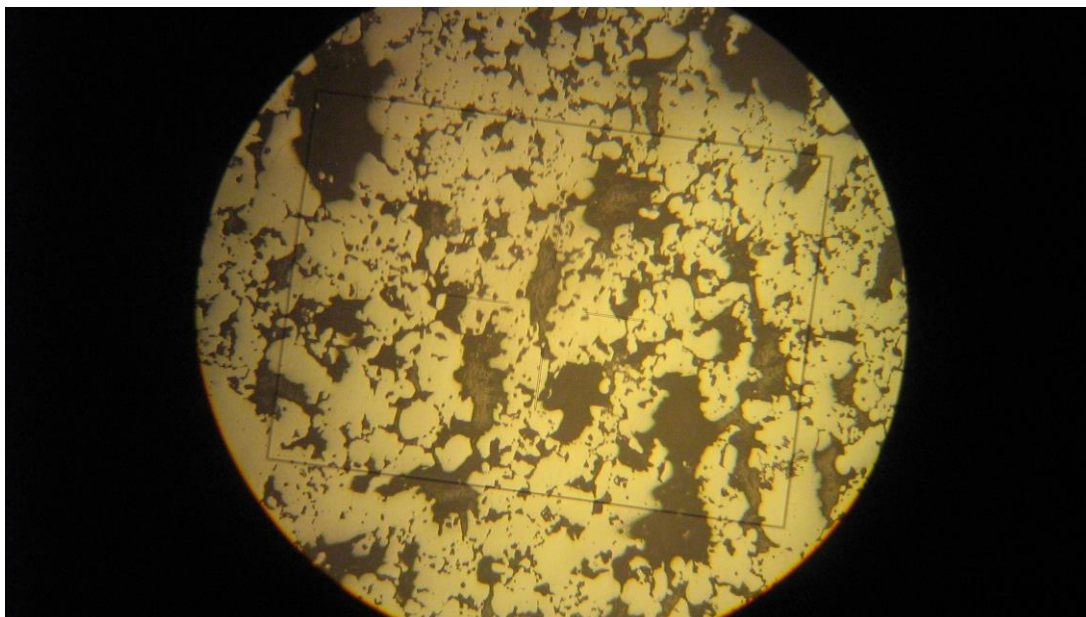


Fig.116 Textură cermec neatacată Fe+3 % Al₂O₃ (x120)

În figurile 114, 115 și 116 este prezentată textura neatacată a cermeților Fe+Al₂O₃ sinterizați în endogaz, la 1130°C timp de 3 ore la presiunea de compactare de 400 MPa.

Figura 114 conține textura materialului Fe+1 % Al₂O₃ neatacată.

Figura 115 conține textura materialului Fe+2 % Al₂O₃ neatacată.

Figura 116 conține textura materialului Fe+3 % Al₂O₃ neatacată.

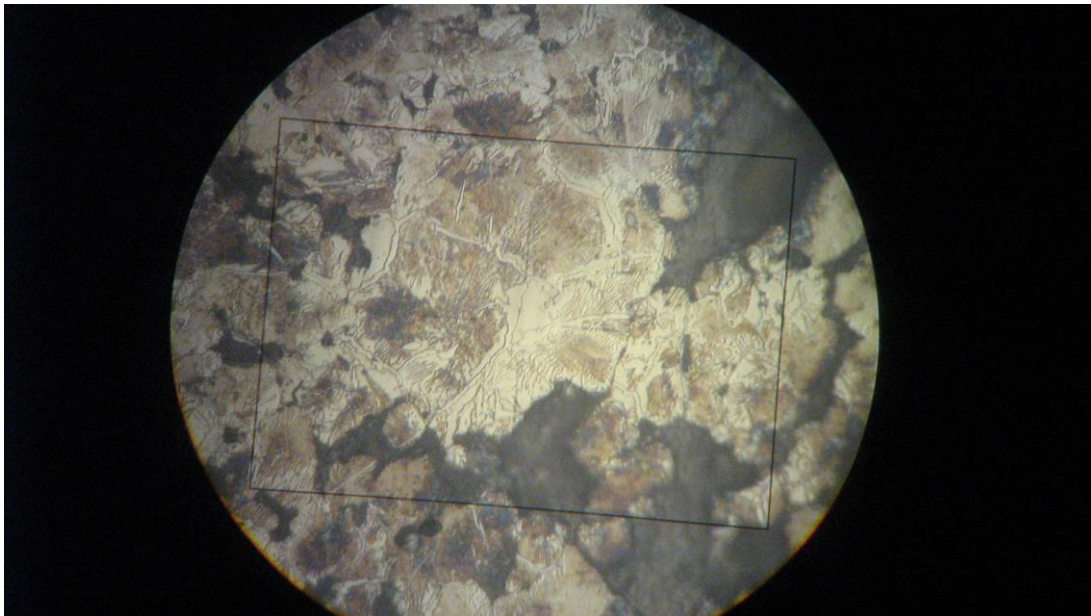


Fig.117 Textura cermet Fe+1 % Al₂O₃ atacată cu nital 3 % (x120)

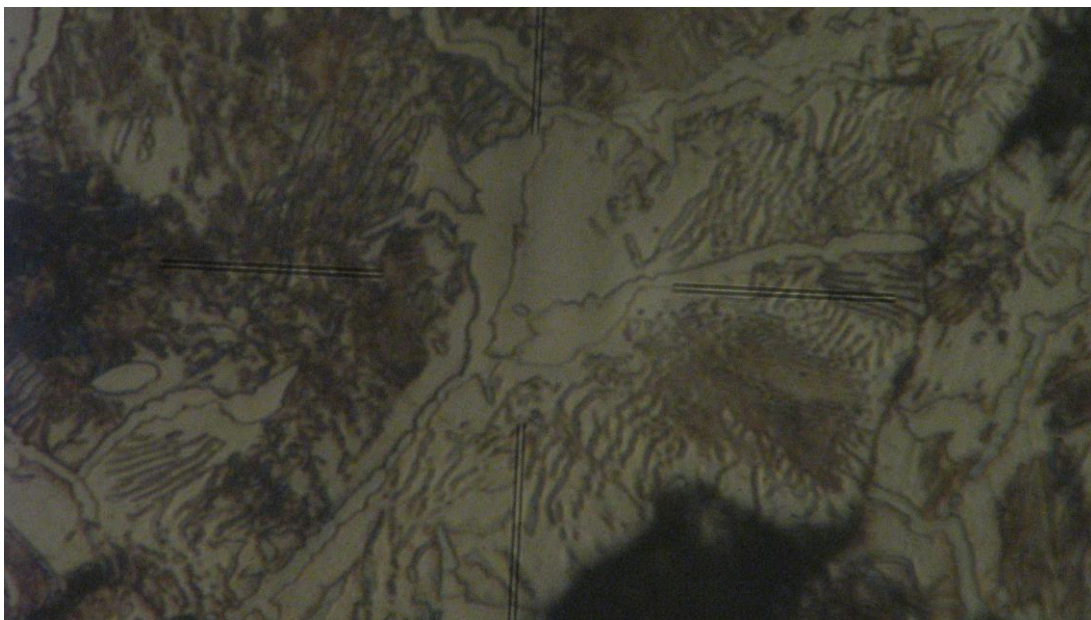


Fig.118 Textura cermet Fe+1 % Al₂O₃ atacată cu nital 3 %, detaliu (x480)



Fig.119 Textura cermet Fe+2 % Al₂O₃ atacată cu nital 3 % (x120)

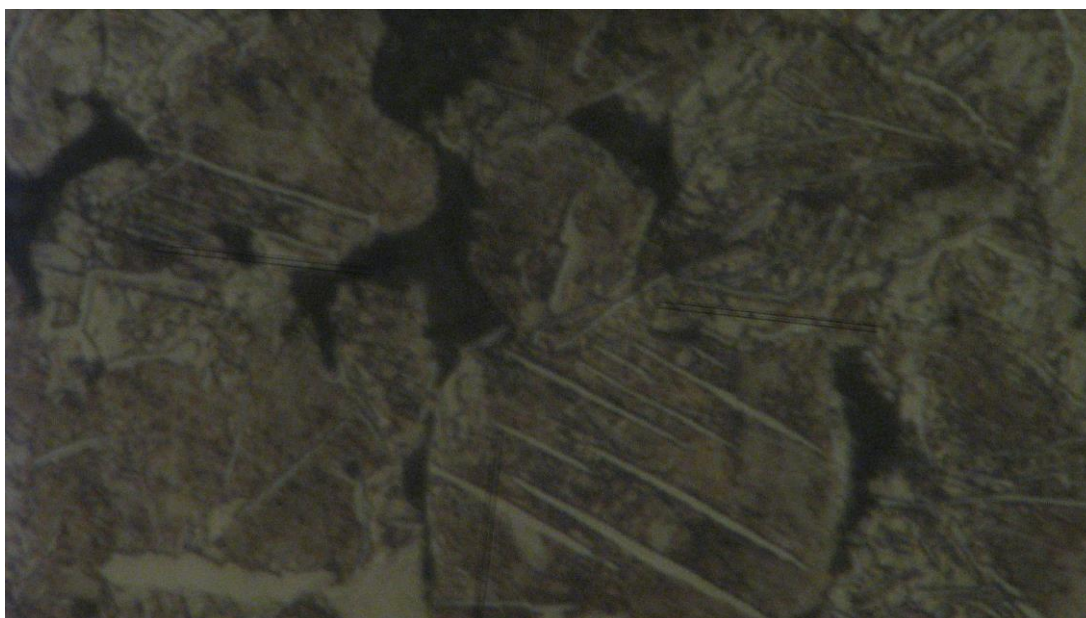


Fig.120 Textura cermet Fe+2 % Al₂O₃ atacată cu nital 3 %, detaliu (x480)

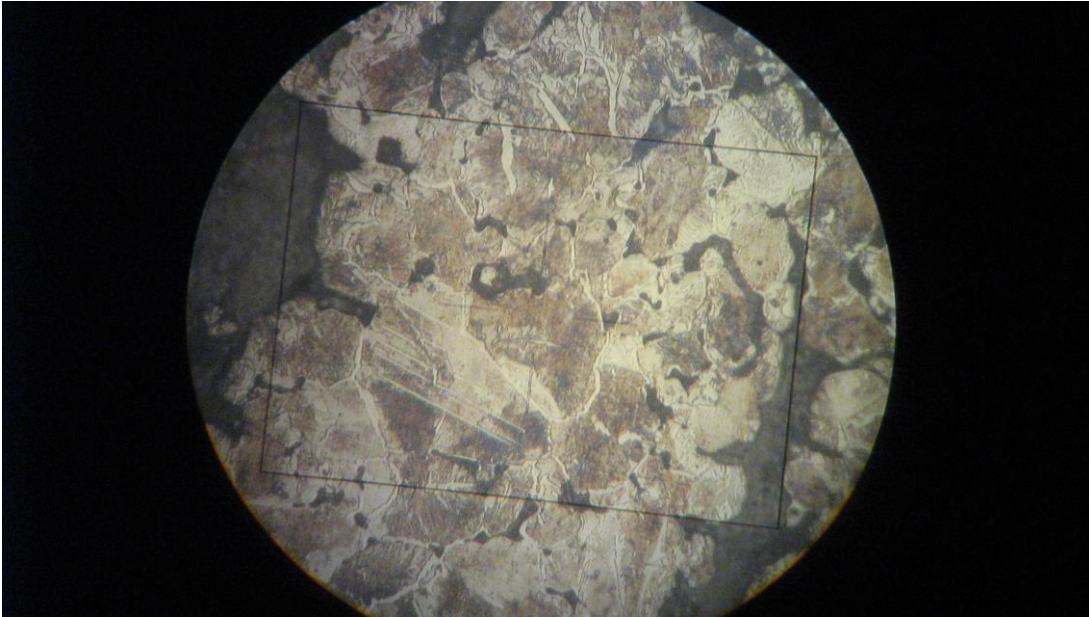


Fig.121 Textura cermet Fe+3 % Al₂O₃ atacată cu nital 3 % (x120)

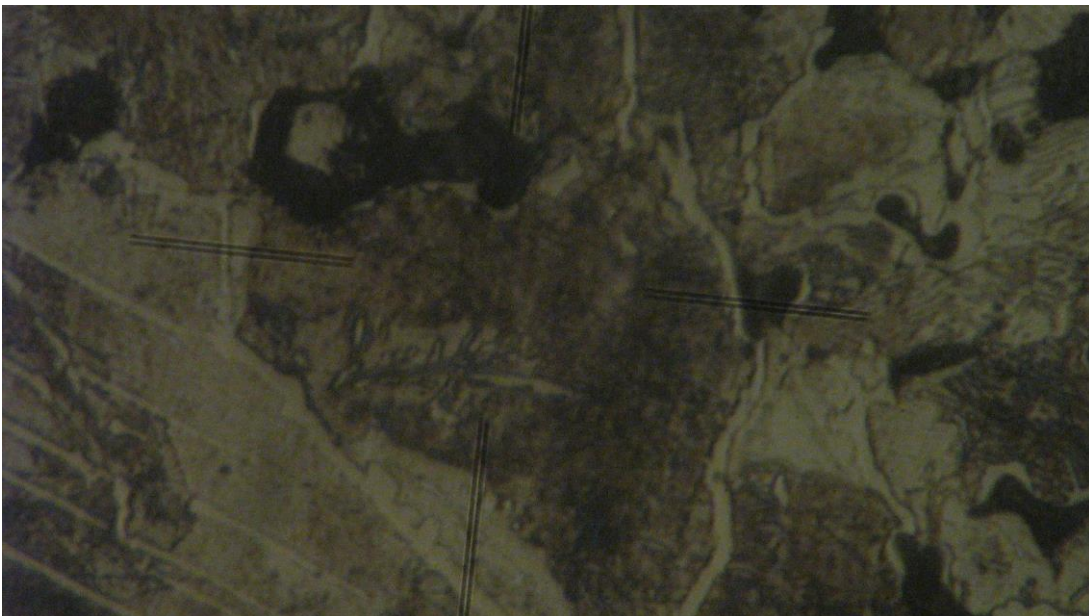


Fig.122 Textura cermet Fe+3 % Al₂O₃ atacată cu nital 3 %, detaliu (x480)

În figurile 117 ... 122 este prezentată textura cermeților Fe+Al₂O₃, atacată cu nital 3 %, sinterizați în endogaz, la 1130°C timp de 3 ore la presiunea de compactare de 400 MPa.

În figurile 117 și 118 care prezintă materialul Fe+1% Al₂O₃ se observă separări de cementită la limita grăuntelui perlitic iar figura 118 este un detaliu al figurii 117.

În figurile 119 și 120 care prezintă materialul Fe+2% Al₂O₃ se observă separările aciculare de cementită în interiorul grăunților perlitici iar figura 120 este un detaliu al figurii 119.

Figurile 121 și 122 care prezintă materialul Fe+3% Al₂O₃ se observă separările aciculare de cementită în interiorul grăunților perlitici și la limita acestuia iar figura 122 este un detaliu al figurii 121.

6.2.15. Textura cermeților cu MgO determinată metalografic

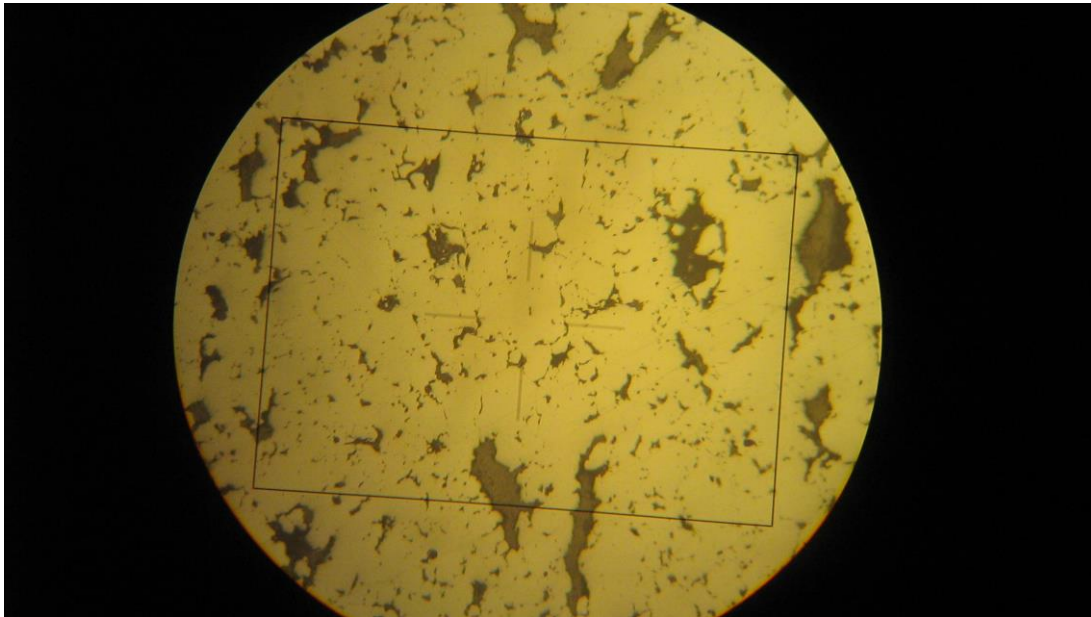


Fig.123 Textură cermet neatacată Fe+1 % MgO (x120)

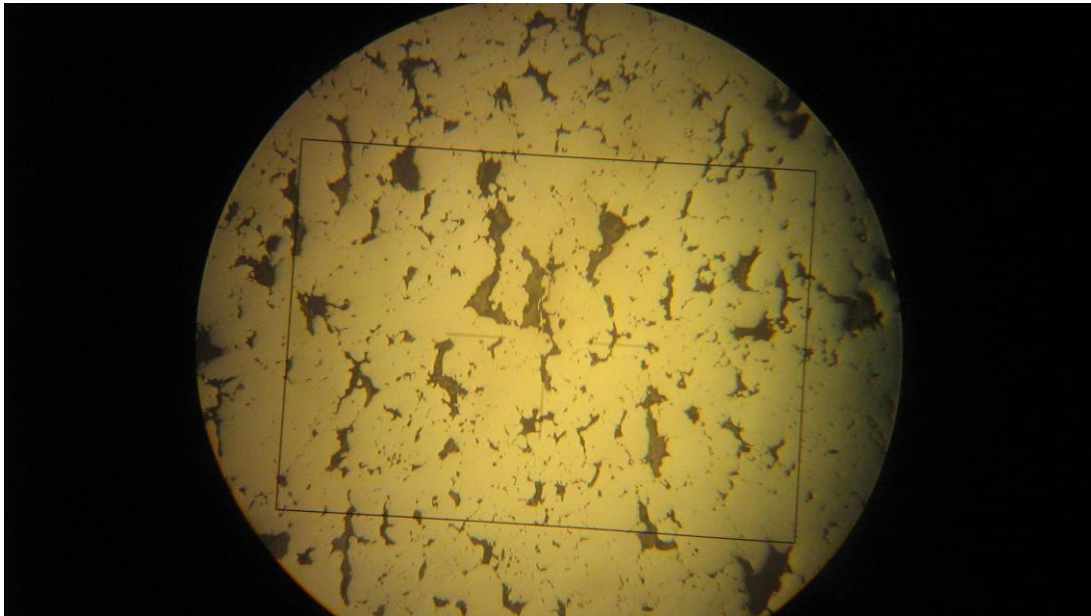


Fig.124 Textură cermec neatacată Fe+2 % MgO (x120)

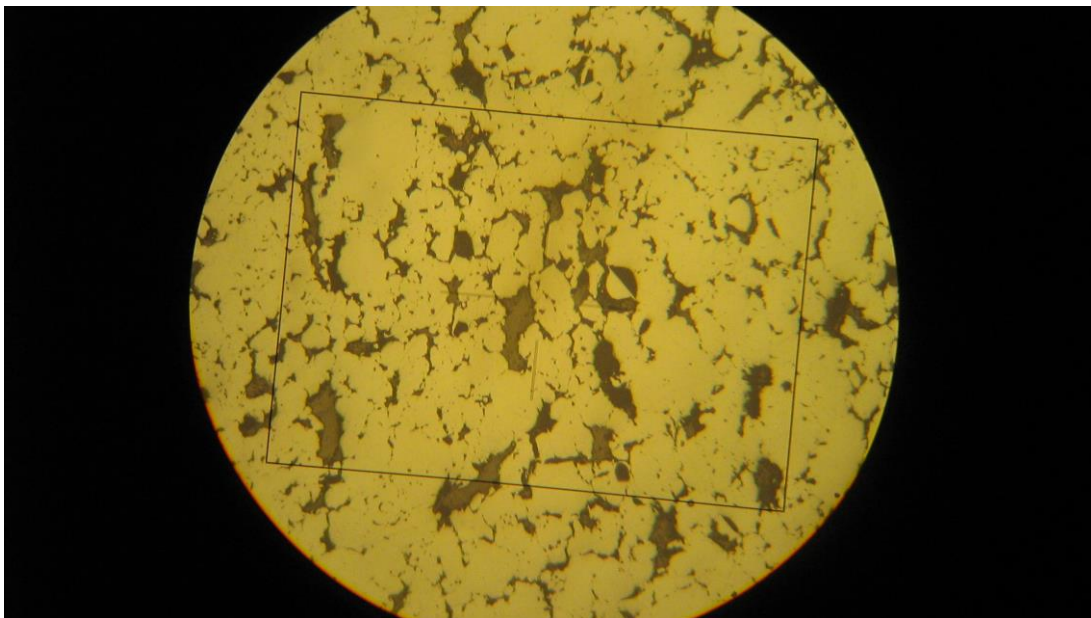


Fig.125 Textură cermec neatacată Fe+3 % MgO (x120)

În figurile 123, 124 și 125 este prezentată textura cermeților neatacată Fe+MgO sinterizați în endogaz, la 1130°C timp de 3 ore la presiunea de compactare de 400 MPa.



Fig.126 Textura cermet Fe+1 % MgO atacată cu nital 3 % (x120)



Fig.127 Textura cermet Fe+1 % MgO atacată cu nital 3 %, detaliu (x480)

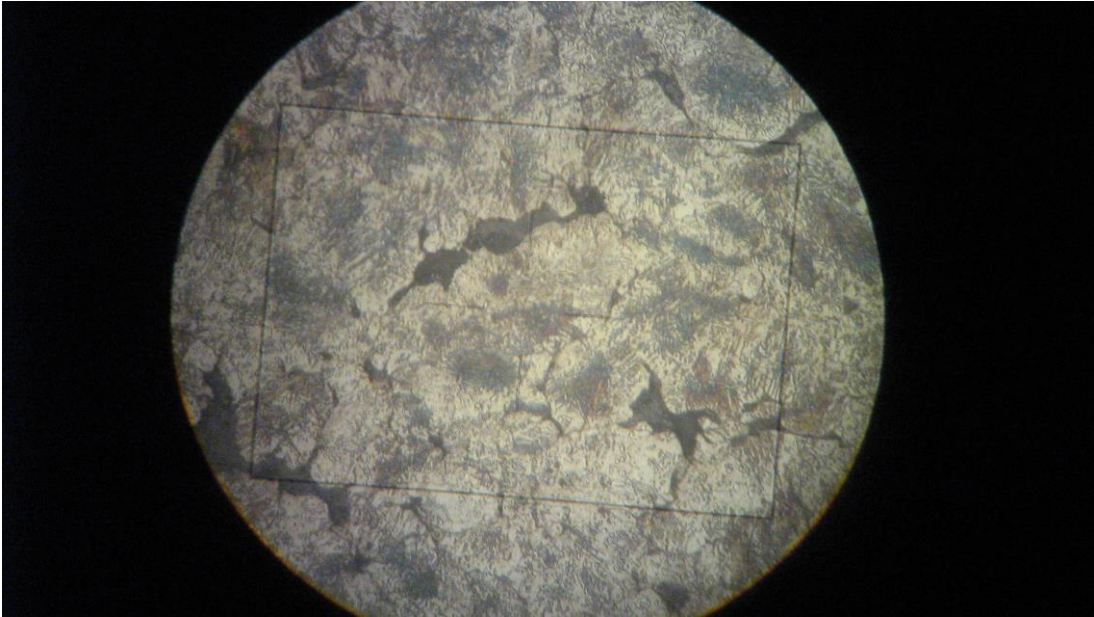


Fig.128 Textura cermet Fe+2 % MgO atacată cu nital 3 % (x120)



Fig.129 Textura cermet Fe+2 % MgO atacată cu nital 3 %, detaliu (x480)

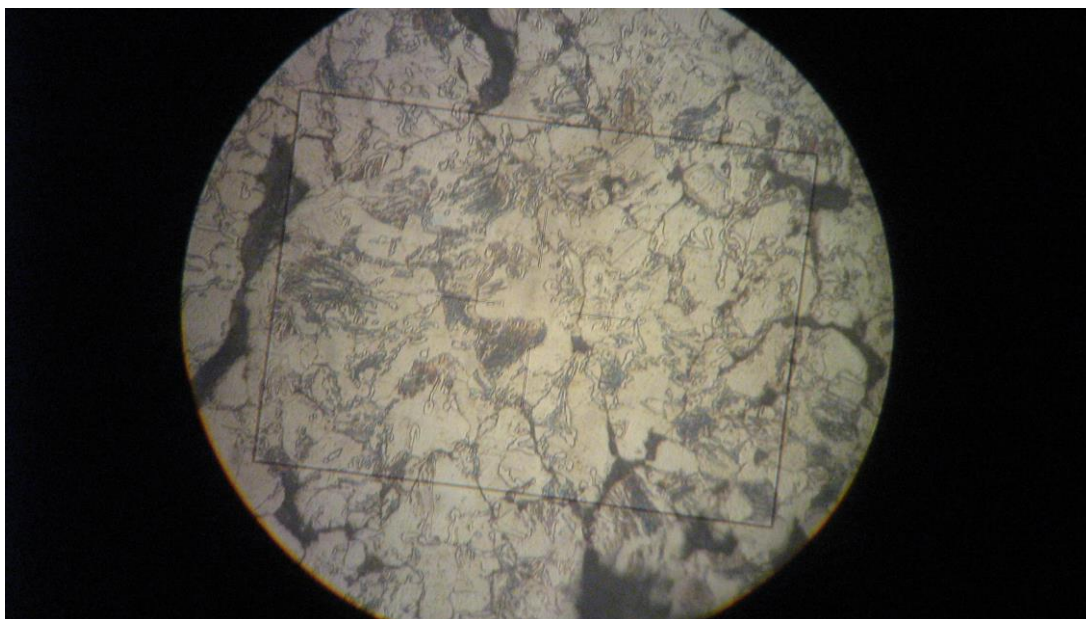


Fig.130 Textura cermet Fe+3 % MgO atacată cu nital 3 % (x120)



Fig.131 Textura cermet Fe+3 % MgO atacată cu nital 3 %, detaliu (x480)

În figurile 126...131 este prezentată textura cermeților Fe+MgO atacată cu nital 3 % sinterizați în endogaz, la 1130 °C timp de 3 ore la presiunea de compactare de 400 MPa.

În figura 126 este prezentată textura materialul Fe+1 % MgO, se observă o perlită lamelară parțial globulizată iar figura 127 este un detaliu al figurii 126.

Figura 128, prezintă textura materialul Fe+2 % MgO, se observă o globulizare mai accentuată, iar figura 129 este un detaliu al figurii 128.

Figura 130 este prezentată textura materialul Fe+3 % MgO, se observă o globulizare neaccentuată, iar figura 131 este un detaliu al figurii 130.

6.2.16. Textura garniturii de frână LCL G40 CARBONE LORRAINE determinată metalografic

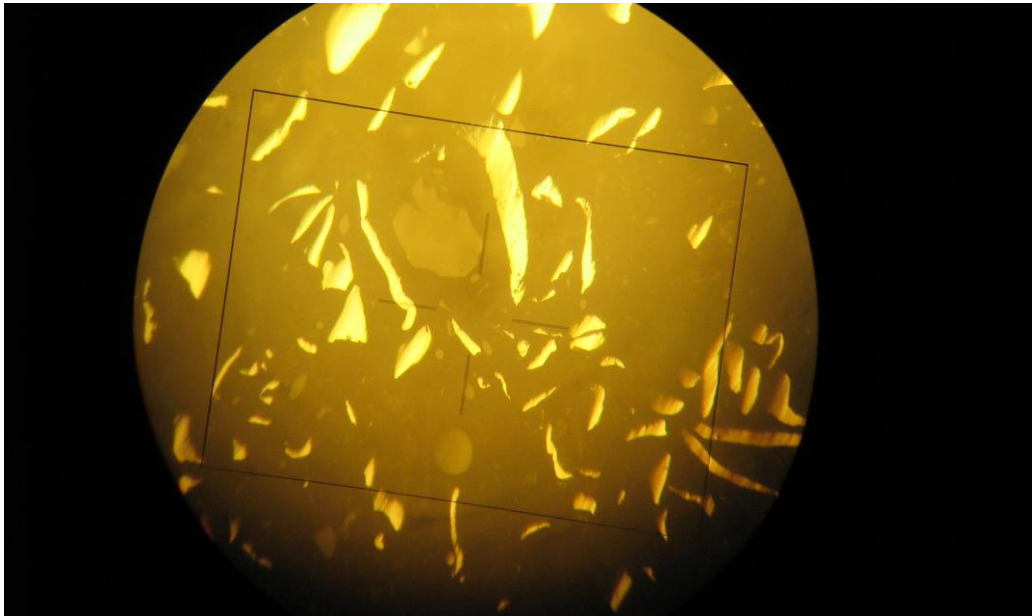


Fig.132 Textură LCL G40 CARBONE LORRAINE (x120)

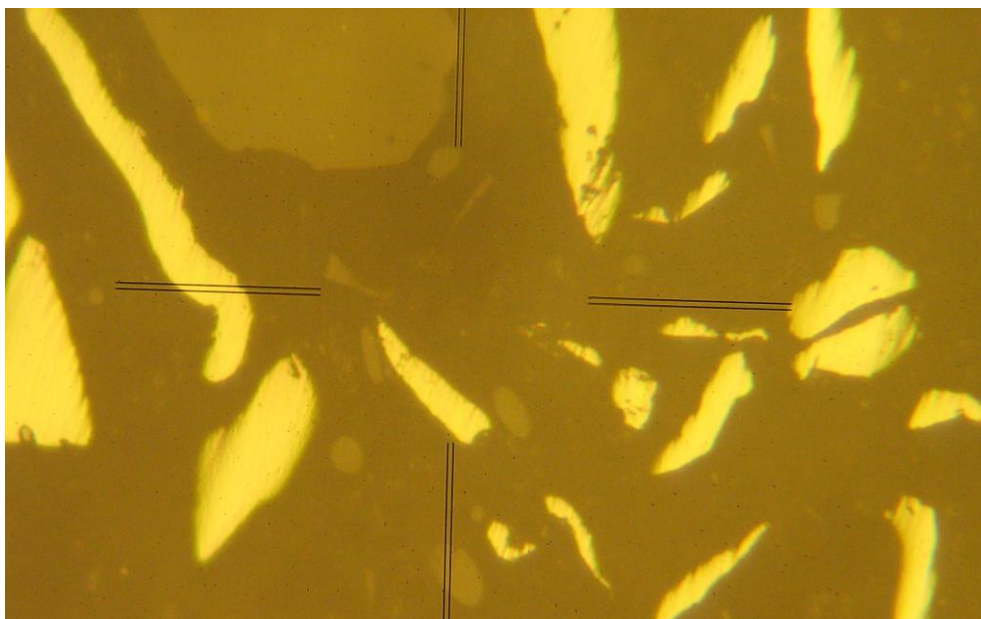


Fig.133 Textură LCL G40 CARBONE LORRAINE, detaliu (x480)

În figurile 132 și 133 se observă textura materialului sinterizat al garniturii de frână.

6.2.17. Analiza fluxului de căldură cu metoda elementului finit

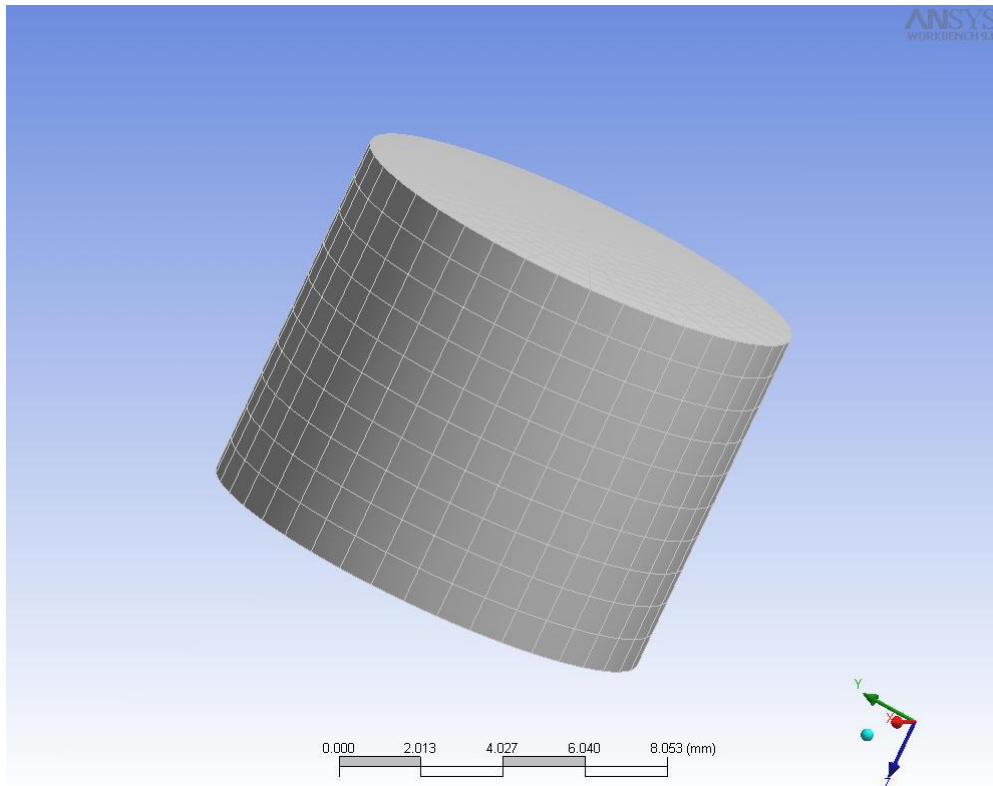


Fig.134 Discretizare epruvetă

În figura 134 este prezentată discretizarea epruvetei care conține un număr de 11497 noduri și 2520 elemente.

În urma determinării valorilor de temperatură cu ajutorul termocuplului am procedat la determinarea fluxului de căldură existent la 3 mm de suprafața de contact.

Valorile temperaturilor citite la aparatul milivoltmetru indicator de temperatură precum și valorile fluxului de căldură sunt prezentate pentru cermeții cu Al_2O_3 în tabelul de mai jos.

Tabelul 38

| | Presiune specifică 200 [kPa] | | Presiune specifică 400 [kPa] | | Presiune specifică 550 [kPa] | |
|-----------------------------------|--|------------------|--|------------------|--|------------------|
| | Flux de căldură [10 ³ W/mm ²] | Temperatură [°C] | Flux de căldură [10 ³ W/mm ²] | Temperatură [°C] | Flux de căldură [10 ³ W/mm ²] | Temperatură [°C] |
| 1% Al ₂ O ₃ | | | | | | |
| 200 [MPa] | 0,001310 | 103 | 0,001551 | 118 | 0,001761 | 131 |
| 400 [MPa] | 0,001332 | 104 | 0,001565 | 119 | 0,001790 | 133 |
| 600 [MPa] | 0,001401 | 108 | 0,001582 | 120 | 0,001816 | 135 |
| 2% Al ₂ O ₃ | | | | | | |
| 200 [MPa] | 0,001343 | 105 | 0,001588 | 120 | 0,001768 | 132 |
| 400 [MPa] | 0,001391 | 108 | 0,001612 | 122 | 0,001800 | 134 |
| 600 [MPa] | 0,001559 | 118 | 0,001710 | 128 | 0,001829 | 136 |
| 3% Al ₂ O ₃ | | | | | | |
| 200 [MPa] | 0,001389 | 108 | 0,001750 | 131 | 0,001848 | 137 |
| 400 [MPa] | 0,001468 | 113 | 0,001810 | 134 | 0,001902 | 140 |
| 600 [MPa] | 0,001591 | 120 | 0,001880 | 139 | 0,001952 | 143 |

Valorile temperaturilor citite la aparatul milivoltmetru indicator de temperatură precum și valorile fluxului de căldură sunt prezentate pentru cermeții cu MgO în tabelul de mai jos.

Tabelul 39

| | Presiune specifică 200 [kPa] | | Presiune specifică 400 [kPa] | | Presiune specifică 550 [kPa] | |
|-----------|--|------------------|--|------------------|--|------------------|
| | Flux de căldură [10 ³ W/mm ²] | Temperatură [°C] | Flux de căldură [10 ³ W/mm ²] | Temperatură [°C] | Flux de căldură [10 ³ W/mm ²] | Temperatură [°C] |
| 1% MgO | | | | | | |
| 200 [MPa] | 0,001332 | 104 | 0,001589 | 120 | 0,001781 | 133 |
| 400 [MPa] | 0,001376 | 107 | 0,001673 | 126 | 0,001813 | 135 |
| 600 [MPa] | 0,001425 | 110 | 0,001825 | 135 | 0,001860 | 138 |
| 2% MgO | | | | | | |
| 200 [MPa] | 0,001345 | 105 | 0,001595 | 121 | 0,001815 | 135 |
| 400 [MPa] | 0,001426 | 110 | 0,001675 | 126 | 0,001898 | 140 |
| 600 [MPa] | 0,001591 | 121 | 0,001694 | 127 | 0,001941 | 143 |
| 3% MgO | | | | | | |
| 200 [MPa] | 0,001429 | 110 | 0,001720 | 129 | - | - |
| 400 [MPa] | 0,001486 | 114 | 0,001826 | 136 | - | - |
| 600 [MPa] | 0,001742 | 130 | - | - | - | - |

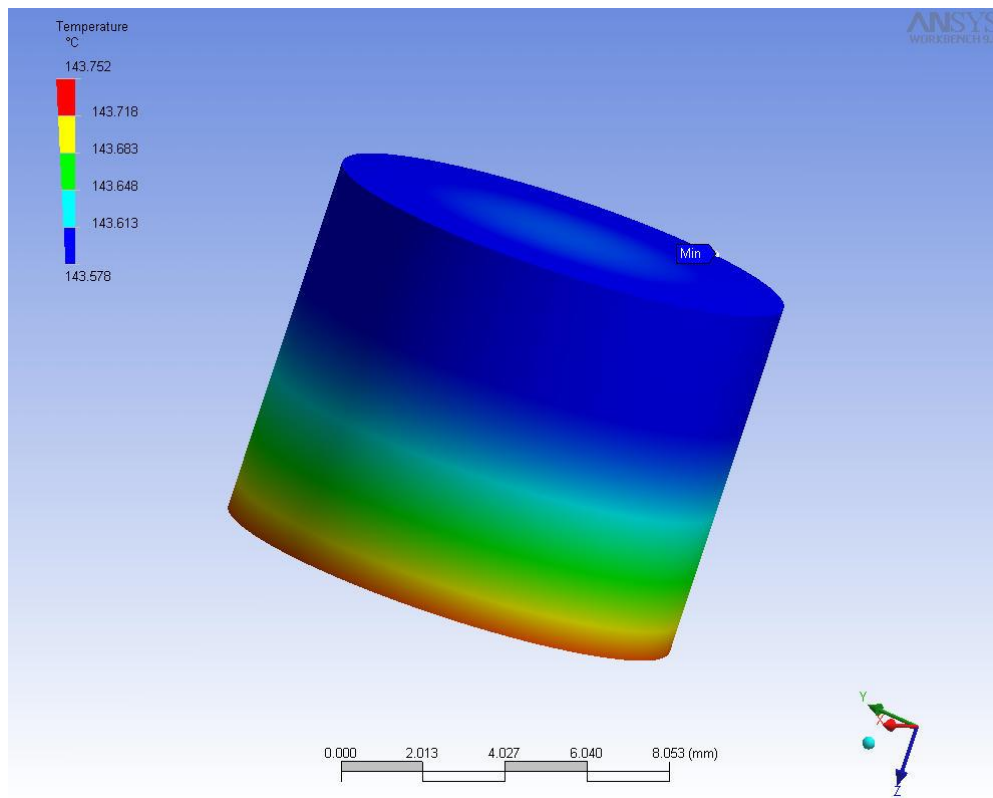


Fig.135 Distribuția temperaturilor în epruveta

În figura 135 este prezentată distribuția temperaturilor în epruveta cu un conținut de 3 % Al_2O_3 la 550 kPa.

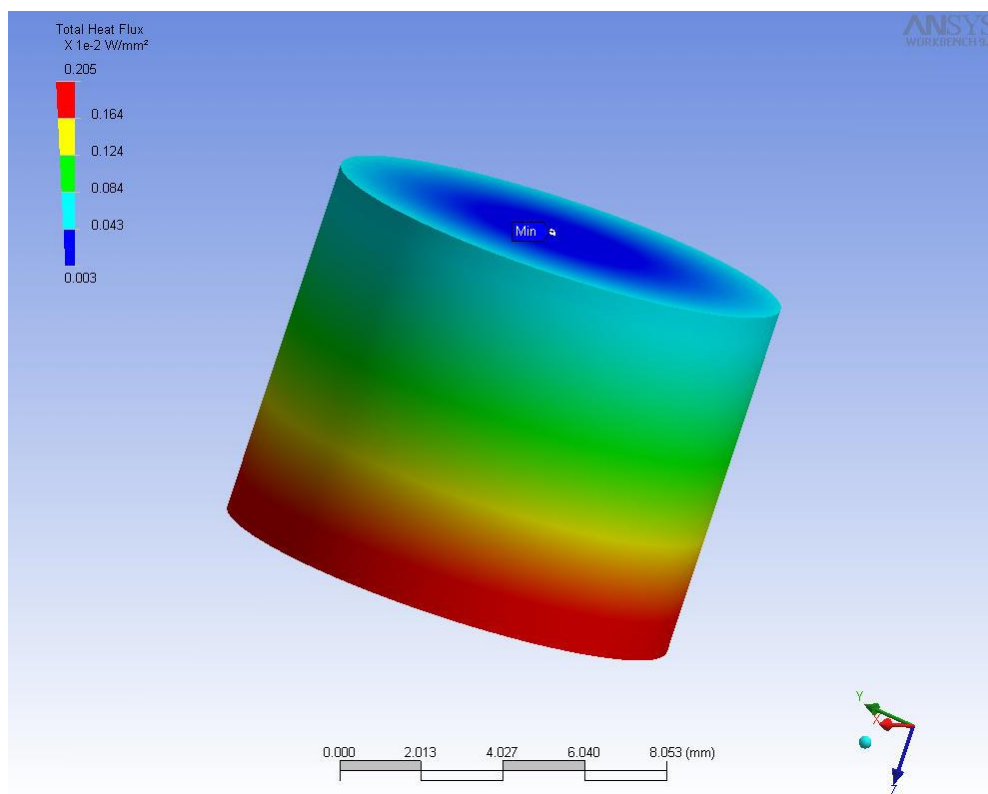


Fig.136 Propagarea fluxului de căldură

Figura 136, de mai sus, se reprezintă propagarea fluxului de căldură prin epruvetă.

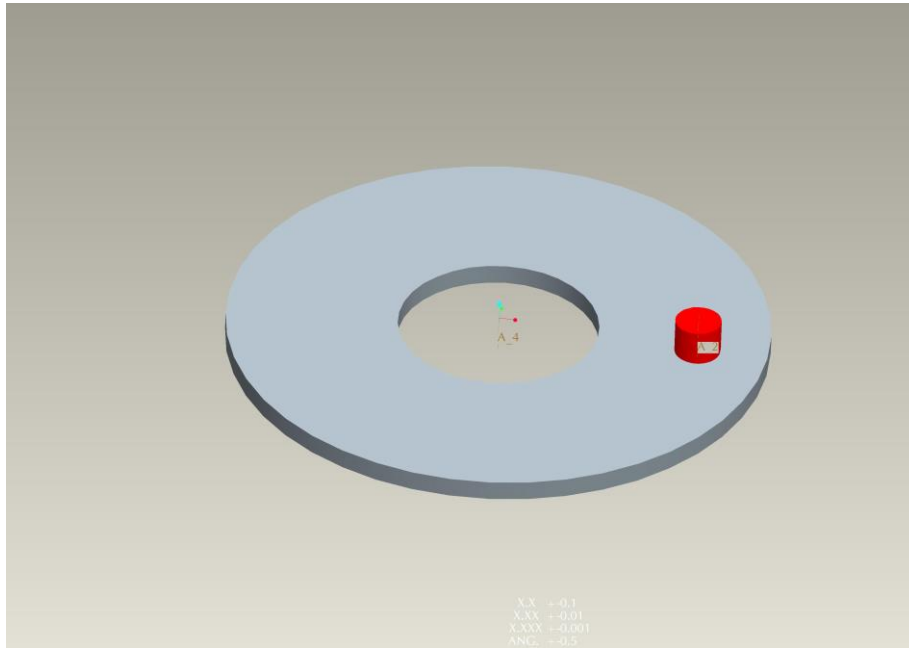


Fig.137 Epruveta și discul de uzură

Figura 137 reprezintă frecarea unei epruvete pe disc.

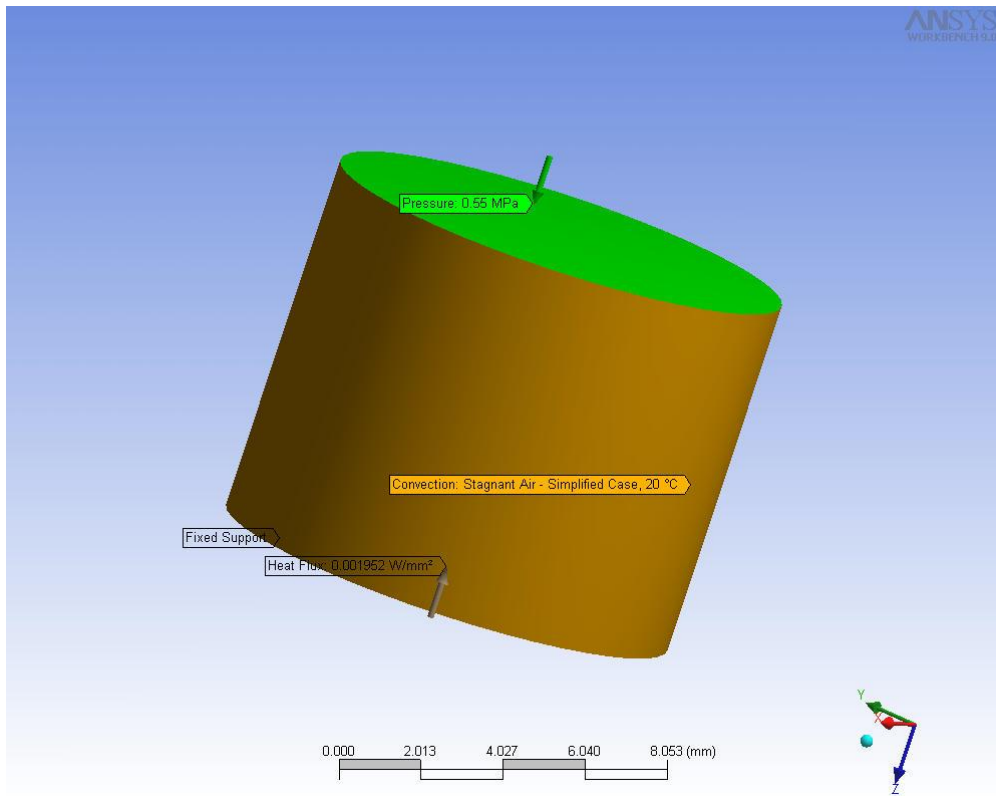


Fig.138 Încarcarea epruvetei la 550 kPa

În figura de mai sus este prezentată încarcarea epruvetei cu un conținut de 3 % Al_2O_3 la 550 kPa.

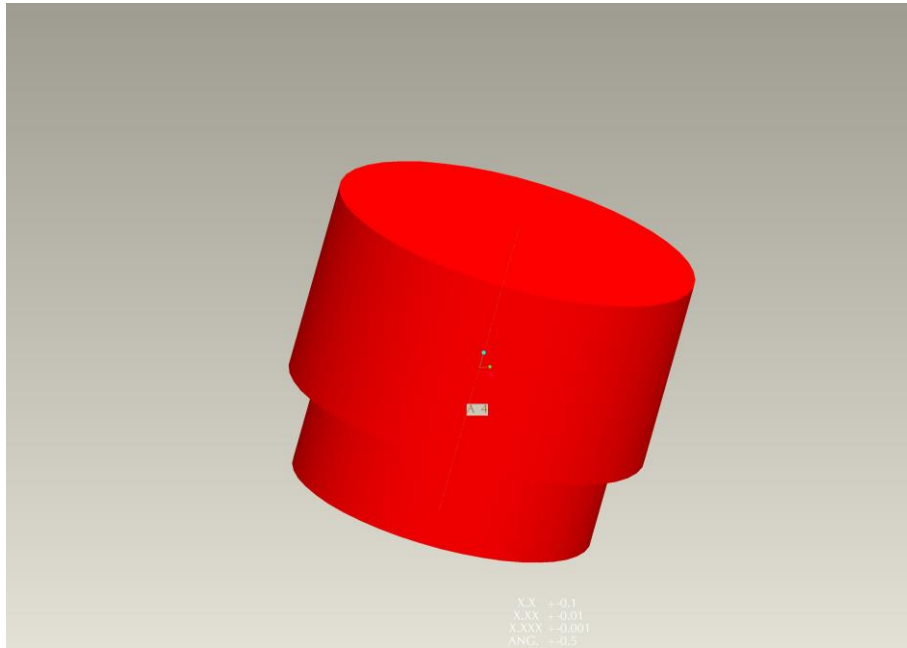


Fig.139 Forma epruvetei cu un conținut de 3 % Al_2O_3 la 550 kPa

În figura de mai sus este prezentată forma epruvetei strunjite cu un conținut de 3% Al_2O_3 la 550 kPa.

Aceasta conține un număr de 7217 noduri și 4767 elemente.

6.3. Aprecierea durabilității, degradarea de uzură a suprafeței

Un aspect distinct îl prezintă degradarea suprafeței de contact de îndată ce se interpun particule străine sau chiar așchiile îndepărtate din piesele încercate. În locul uzurii apare în acest caz o uzură abrazivă, o microașchiere cu zgârieturi.

Acțiunea coroziunii, fenomen conexe oricărei solicitări sub presiuni de contact ridicate, este relativ redusă, întrucât se încearcă numai uscate, fără nici o ungere, corespunzător condițiilor de exploatare.

Cercetările întreprinse pentru urmărirea degradării suprafețelor de contact sub acțiunea unei presiuni de contact alternante pe probe de articulații cuțit-perniță de la aparatele de măsurat cu pârghi relevă următoarele aspecte specifice ale comportării a straturilor superficiale în condițiile solicitate:

- Degradarea se desfășoară în două faze distincte: o acomodare inițială macro-geometrică a suprafețelor de contact până la 10^3 cicluri, urmată de o degradare continuă cumulativă. În prima fază apar ruperi localizate sub formă de știrbituri și desprinderi în puncte. Desprinderile în puncte nu afectează durabilitatea suprafeței dacă încărcarea nu este prea mare pentru a introduce alte forme de degradare. În a doua fază, degradarea se manifestă sub forma de uzură uniformă, abraziuni și ciupituri, ruperi localizate prin oboseală.

- Durabilitatea suprafeței de contact în cazul uzurii uniforme este condiționată de încărcarea liniară. Macrogeometria suprafețelor – razele rotunjite în limitele examinate $R=0,1...0,2$ mm – influențează numai faza de acomodare inițială prin imprimarea unei teșiri minime, pentru că în procesul de uzură progresivă propriu-zisă să se înregistreze aceleași teșiri la încărcări liniare identice.

- Formele de degradare sunt strâns condiționate de duritatea straturilor superficiale evidențiată numai prin metoda Vickers cu sarcini de 5 kgf. La durități peste 800 HV5 apar frecvent știrbituri, iar la durități sub 720 HV5 acțiunea ruperilor prin oboseală, ciupiturile, este predominantă. Durabilitatea cea mai ridicată se înregistrează la durități de 720...800 HV5m domeniu în care în general apar uzuri uniforme.

Din analiza condițiilor de desfășurare a diverselor metode de încercare tip Nieberding cu disc rotativ abraziv, coroborată cu rezultatele examinării unor aliaje de suduri de încărcare, se conclud următoarele:

- metoda de încercare la uzare abrazivă practică la C.S.I.O. se pretează unei pertinente ierarhizări calimetrice a rezistenței straturilor superficiale ale diverselor metale în cursul unui proces de frecare de alunecare uscată. Rezultatele încercărilor sunt reproductibile în limite restrânse și sunt sensibile la variațiile structurale ale metalelor;
- exprimarea rezultatelor încercărilor prin raportare la uzura epruvetelor de referință conferă ezaminării concludență și o comparabilitate superioară, întrucât se elimină influența aleatorie a eterogenității inerente oricărei hârtii abrazive;
- regimul cinematic de încercare influențează comportarea straturilor superficiale cu constituenți foarte duri – martensită – și, ca atare, nu poate fi neglijată reglementarea detaliată a condițiilor de antrenare a discului abraziv. Se prevalează încercările – cu viteză constantă, respective încercările cu disc cu durată variabilă, deoarece decelerează diferențe de comportare în limite mai strânse decât încercările pe disc cu turația constantă;
- comparația dintre duritatea Vickers și durabilitatea relativă la uzare atestă că diferențele de duritate sunt asociate cu durabilități complet diferite, în schimb diferențele mici de duritate nu mai pot fi corelate cu variația corespunzătoare a durabilității.

Ținând seama de rezultatele bune obținute la investigațiile întreprinse până în prezent la C.S.I.O. – Timișoara, se consideră oportună încadrarea acestei metode de încercare între probele standardizate de omologare și recepție curentă a procedeele tehnologice de prelucrare superficială a pieselor (sudura de încărcare, tratamente termice, termo-chimice, acoperiri galvanice etc.), care vizează ridicarea durabilității la uzare abrazivă. Prin aplicarea pe scară largă a acestei metode se vor putea stabili caracteristicile de uzare relative care să constituie criteriile de echivalare și ordonare a calității diverselor materiale în cadrul unor scări unice de mărimi intensive: scările de reperare a capacității de încărcare în prezența uzurii abrazive.

7. CONCLUZII GENERALE

7.1. Concluzii privind activitatea de cercetare

S-au analizat rezultatele cercetării obținând următoarele rezultate valoroase:

A. Din datele culese referitor la material plastic aglomerat, se poate spune că materialul prezentat a asigurat o stabilitate termică a tuturor caracteristicilor analizate, validată de performanțele tehnico-economice incontestabile înregistrate în cursul programului de cercetări definitorii pentru utilizarea sa ca material de fricțiune. Compararea rezultatelor examinărilor de laborator cu cele obținute în exploatarea feroviară, a evidențiat capacitatea acestei compoziții de a acoperii exigențele siguranței circulației până la 100 km/h, în toate regimurile de frânare aplicate – de oprire și de durată în pantă; temperaturile măsurate pe bandaj n-au depășit 130°C. În schimb, în condițiile regimurilor de frânare a vehiculelor feroviare cu viteze peste 100 km/h, echipate cu frână disc, au apărut degradări ale aglomeratului datorită depășirii domeniului de stabilitate termică. Încercările realizate în traficul feroviar de durată, în perioada 1967-1970, cu trenuri de persoane și navetă de cazane echipate cu saboți din material plastic NCG 23/12/26, la viteze sub 100 km/h, au atestat competitivitatea funcțională, creșterea durabilității fiind de 5 : 1 față de exploatarea cu saboți din fontă uzuală

Referitor la utilizarea unor oțeluri superioare nu este cu nimic justificată atât timp cât aceeași capacitate de încărcare se poate sigura cu un oțel carbon de calitate, criteriul determinant fiind doar realizarea aceleiași durtăți statice. În această situație se prezintă tocmai comparația efectuată între elemente din oțel de scule OSC 8 și OSC 10 și elemente din oțel carbon de calitate OLC 60. Aceste elemente având duritatea egală s-au comportat riguros identic la toate încercările executate în condițiile de încărcare statică. Chiar dacă s-ar evidenția o diferențiere în ceea ce privește încărcarea dinamică de durată nelimitată, totuși aceasta ar afecta alegerea numai în cazul când în exploatare se impune o asemenea condiție.

În primul rând s-a constatat că între cele două categorii de oțeluri nu se evidențiază nici o diferență în comportarea mecanică, la strivire și uzură, dacă duritatea lor statică este egală. Cu toate că structura cristalină este diferită și granulația mai fină a oțelurilor de scule ar implica o prevalare, în special la rezistența la oboseală, totuși capacitatea de încărcare a rămas practic aceeași la cele două oțeluri.

B. Din analiza rezultatelor cercetării un studiu comparativ, privind intensitatea de uzură și coeficientul de frecare, al materialelor de tip cermeti cu al materialului LCL G40 Carbone Lorraine se evidențiază următoarele:

1. Comparativ cu materialul garniturii de frâna LCL G40 Carbone Lorraine, cermetii cu conținut de 1% Al₂O₃ prezintă o intensitate de uzură mai mare.

2. Pentru cermetul cu un conținut de 2% Al₂O₃ compactat la presiunea de 600 MPa, intensitatea de uzură este puțin mai mică comparativ cu materialul garniturii de frâna LCL G40 Carbone Lorraine la presiunea specifică de 400 kPa.

3. Pentru cermețul cu un conținut de 3% Al_2O_3 compactat la presiunea de 600 MPa, intensitatea de uzură este mai mică, comparativ cu materialul garniturii de frâna LCL G40 Carbone Lorraine, la presiunile specifice de 400 și 550 kPa.

4. Intensitatea de uzură a cermentului cu 3% Al_2O_3 compactat la presiunea de 400 MPa este mai mică, comparativ cu materialul garniturii de frâna LCL G40 Carbone Lorraine, doar la presiunea specifică de 550 kPa.

5. Comparativ cu garnitura de frână LCL G40 Carbone Lorraine, cermeții cu conținut de alumina nu prezintă o scădere pronunțată a valorii coeficientului de frecare la creșterea presiunii specifice.

6. Comparativ cu materialul garniturii de frâna LCL G40 Carbone Lorraine, cermeții cu conținut de 1% Al_2O_3 prezintă o intensitate de uzură mai mare.

7. Cermetul cu 3% conținut de Al_2O_3 compactat la 600 MPa prezintă o intensitate de uzură mai mică decât al materialului LCL G40 Carbone Lorraine dar comparând uzura discului după terminarea încercării de uzură s-a constatat:

- după finalizarea încercării pe stand s-a constatat vizual că urmele lăsate pe disc au fost mai pronunțate după încercarea de uzură cu pastilele din materialul cermetului decât urmele lăsate după încercarea de uzură cu probele din materialul LCL G40 Carbone Lorraine.
- s-a constatat vizual că materialul LCL G40 Carbone Lorraine solicită termic discul, acesta prezenta o culoare galben pai.

C. Din studiul procesului tehnologic de fabricare a cermeților.

În acest sens s-a efectuat analiza chimică a unui număr de 6 epruvete, în urma acoperii cu grafit a epruvetelor înainte de etapa de sinterizare, și s-a constatat că acoperirea cu grafit a probelor nu a dus la modificarea conținutului de carbon din piesele sinterizate.

D. Din analiza rezultatelor cercetării se prezintă un studiu comparativ al materialelor de tip cermeți cu Al_2O_3 și MgO din punct de vedere al caracteristicilor fizice, mecanice, a coeficienților de frecare, a intensității de uzură și a rezistenței la compresie :

În toate cazurile valoarea densităților scade liniar cu creșterea conținutului de Al_2O_3 , indiferent de temperatura de sinterizare și de presiunea de compactare.

Fenomenul de dilatare în direcție perpendiculară pe direcția presării pulberii în matrită este nesemnificativ pentru aceste compoziții.

Porozitatea totală a cermeților studiați prezintă o variație descrescătoare cu creșterea presiunii de compactare și o variație crescătoare cu creșterea conținutului de pulbere ceramică.

Duritatea cermeților cu până la 3% oxid (Al_2O_3) urmărește o variație crescătoare cu creșterea conținutului de Al_2O_3 .

Duritatea cermeților cu până la 3% oxid (MgO) urmărește o variație descrescătoare cu creșterea conținutului de MgO.

Cu creșterea presiunii de compactare duritatea acestor cermeți crește ca urmare a ecruisării particulelor metalice și densificării produselor.

Din variația coeficientului de frecare pentru procente diferite de Al_2O_3 se observă scăderea valorii coeficientului de frecare cu creșterea presiunii specifice.

Cu creșterea conținutului de oxid de aluminiu crește valoarea coeficientului de frecare.

Cu creșterea conținutului de oxid de aluminiu din compoziție se observă o mai mică variație a coeficientului de frecare la creșterea presiunii specifice.

Intensitatea de uzură a cermeților descrește cu creșterea presiunii de compactare și crește cu creșterea presiunii specifice.

Valorile coeficienților de frecare pentru cermeții cu conținut de 1% MgO compactați la 200, 400 și 600 MPa prezintă o variație mai stabilă a coeficientului de frecare la creșterea presiunii specifice față de cermeții cu 2 și 3% MgO.

Valorile coeficienților de frecare medii pentru cermeții cu conținut de 2% MgO sunt mai mari față de valorile coeficienților de frecare medii pentru cermeții cu conținut de 1% MgO. Valorile coeficienților de frecare medii pentru cermeții cu conținut de 2% MgO compactați la 200, 400 și 600 MPa prezintă o variație descrescătoare a coeficientului de frecare la creșterea presiunii specifice.

Cu creșterea presiunii specifice valoarea coeficienților de frecare pentru cermeții cu un conținut de 1 și 2% MgO scad.

Valorile coeficienților de frecare pentru cermeții cu MgO cresc cu creșterea conținutului de oxid.

Cu creșterea presiunii de compactare peste 1% a cermeților cu MgO se observă o tendință de creștere a intensității de uzură din ce în ce mai accentuată.

Pentru cermeții cu 1% MgO intensitatea de uzură scade cu creșterea presiunii de compactare și crește cu creșterea presiunii specifice.

Pentru cermeții cu 2% MgO tendința de scădere a intensității de uzură este menținută doar la presiunea specifică de 400 kPa și numai la presiunea de compactare de 200 MPa. Pentru celelalte valori ale presiunii de compactare de 400 și 600 MPa valoarea intensităților de uzură va crește cea ce înseamnă că materialul a ajuns la presiunea limita maximă .

Pentru cermeții cu 2% MgO și presiunea specifică de 550 kPa intensitatea de uzură este mai mare decât la celelalte presiuni specifice indiferent de presiunea de compactare.

Tendința de scădere a intensității de uzură se menține pentru cermeții cu 1% MgO compactați la presiunile de 200, 400, și 600 MPa și încercați la presiunile specifice de 200, 400 și 550 kPa.

Aceși tendință de scădere a intensității de uzură este menținută și la cermetul cu 2% MgO doar la presiunea de compactare de 400 MPa și numai la presiunea specifică de 200 kPa.

Pentru cermeții cu 3% MgO cu creșterea presiunii de compactare crește intensitatea de uzură astfel:

Pentru cermetul compactat la presiunea de 200 MPa la presiunea specifică de 550 kPa, după un minut este necesară oprirea standului de uzură datorită uzurii mari a epruvetelor.

Pentru cermetul compactat la presiunea de 400 MPa la presiunea specifică de 400 kPa, după două minute este necesară oprirea standului de uzură datorită uzurii mari a epruvetelor.

Pentru cermetul compactat la presiunea de 600 MPa la presiunea specifică de 550 kPa nu este necesară oprirea standului dar intensitatea de uzură este mare.

Cu creșterea conținutului de MgO din compoziție se constată creșterea intensității de uzură

Cu creșterea conținutului de oxizi ceramici din compoziție crește valoarea coeficientului de frecare.

În cele trei grafice anterioare se pot observa diferențele existente între cele două tipuri de cermeți (cu alumină și oxid de magneziu) referitor la presiunea limită maximă a materialului cu conținut de oxid de magneziu. Aceasta diferență se datorează valorilor diferite ale durității pulberilor ceramice.

Cu cât crește presiunea de compactare a cermetului care are în compoziție un oxid mai "moale,, și cu cât cantitatea de oxid este mai mare cu atât rezistența acestui material va fi mai mică.

Cu creșterea valorii coeficientului de frecare prin creșterea conținutului de oxid de aluminiu, cermeții prezintă o stabilitate mărită a coeficientului de frecare la creșterea valorii presiunii specifice.

Cu creșterea valorii coeficientului de frecare prin creșterea conținutului de oxid de magneziu, cermeții prezintă o instabilitate mărită a coeficientului de frecare la creșterea valorii presiunii specifice.

Datorită valorilor prea mari a intensității de uzură pentru cermeții cu un conținut de 3% MgO s-a considerat inutilă prezentarea grafică a acestora în figura 105.

Cu creșterea presiunii specifice crește valoarea intensității de uzură pentru cermeții studiați, o creștere mai pronunțată observându-se la cermeții cu conținut de MgO.

Cu creșterea presiunii de compactare, dintre cermeții cu MgO studiați, doar cermeții cu 1% MgO prezintă o variație descrescătoare a intensității de uzură la cele trei valori ale presiunii specifice.

Cu creșterea presiunii de compactare și cu creșterea conținutului de Al_2O_3 cermeții cu Al_2O_3 prezintă o variație descrescătoare a intensității de uzură.

Cu creșterea presiunii de compactare, dintre cermeții cu MgO studiați, doar cermeții cu 1% MgO prezintă o variație descrescătoare a intensității de uzură la cele trei valori ale presiunii specifice.

Cu creșterea conținutului de MgO din compoziția cermeților scade rezistența materialului la încercarea de compresiune datorită caracteristicii pulberii oxidului de magneziu.

Cu creșterea presiunii de compactare crește valoarea rezistenței la compresiune.

Cu creșterea conținutului de Al_2O_3 din compoziția cermeților crește rezistența materialului la încercarea de compresiune datorită caracteristicii pulberii oxidului de aluminiu aceasta având o duritate mai mare față de duritatea oxidului de magneziu.

Cu creșterea presiunii de compactare a cermeților cu Al_2O_3 crește valoarea rezistenței la compresiune, creștere care este pronunțată comparativ cu a cermeților cu MgO.

7.2. Avantaje economice

Pentru calculul economic al cermeților se va prezenta valoarea epruvetelor pentru conținutul de 2% MgO.

Valoarea garniturii de frână LCL G40 Carbone Lorraine este de aproximativ 30 €/bucată.

Valoarea pulberilor metalice și oxidice este:

Al_2O_3 : 600 Euro/t=1980 lei/t=1,98 lei/kg=0,00198 lei/g

MgO : 900 Euro/t=2970 lei/t=2,97 lei/kg=0,00297 lei/g

Fe : 2,5 lei/kg=0,0025 lei/g

Cu : 30 lei/kg=0,03 lei/g

Grafit : 2,8 Euro/kg=9,24 lei/kg=0,00924 lei/g

Stearat de zinc : 6 lei/kg=0,006lei/g

Calculul economic al cermeților pentru conținutul de 2% MgO.

Pentru determinarea valorii epruvetelor vom lua în considerare următoarele:

Cheltuieli de stand5% din valoarea pulberilor.
Cheltuieli de cercetare25% din valoarea pulberilor.
Cheltuieli regie II21% din valoarea pulberilor.

Calculul este făcut pentru 300 g pulbere.

Fe DWP 400 : 276,6 g=276,6·0,0025=0,6915 lei
MgO : 6 g=6·0,00297=0,01782 lei
Cu : 3 g=3·0,03=0,09 lei
Grafit : 12 g=12·0,00924=0,11088 lei
Stearat de zinc : 2,4 g=2,4·0,006=0,0144 lei

Valoarea totală a pulberilor utilizate pentru un amestec de 300 g este de 0,9246 lei.

Cheltuieli de stand0,97083 lei reprezentând 5% din valoarea pulberilor.

Cheltuieli de cercetare1,15575 lei reprezentând 25% din valoarea pulberilor.

Cheltuieli regie II1,118766 lei reprezentând 21% din valoarea pulberilor.

Adunând valorile cheltuielilor de stand, de cercetare și de regie II obținem valoarea a 53 de epruvete pentru compoziția cu 2% MgO care este de 4,22 lei.

Calculul de mai sus este făcut pentru epruvetele utilizate în prezenta teză .

7.3. Recomandări urmare a încercărilor efectuate

Din încercările de uzură prezentate se propune utilizarea unui procent mai ridicat de Al_2O_3 pentru a avea un astfel de material a cărui variație a coeficientului de frecare să fie cât mai mică la creșterea valorii presiunii specifice.

Se observă din graficele prezentate în prezenta teză că nu este recomandată utilizarea a mai mult de 1% MgO în compoziție deoarece crește valoarea intensității de uzură.

Pentru a menține un coeficient de frecare între anumite limite dorite de exploatare se recomandă o creștere a conținutului de grafit din compoziție.

Cu creșterea conținutului de Al_2O_3 și grafit din compoziție se poate obține un material care din punct de vedere economic va avea un preț mai mic și cu o densitate mai mică.

Din literatura de specialitate se observă că din punct de vedere al intensității de uzură nu se justifică creșterea conținutului de Al_2O_3 din compoziția cermeților cu peste 5% dar aceasta se justifică din punct de vedere al prețului și al stabilității coeficientului de frecare la creșterea presiunii specifice.

Urmare a încercărilor efectuate propun continuarea cercetărilor pentru obținerea unor materiale cu aplicații în domeniul frânării vehiculelor feroviare.

BIBLIOGRAFIE

- [1] Sulea, P., "Studiul asupra rezistenței la uzură și coeficientului de frecare a unor materiale plastice aglomerate ca înlocuitoare ale fontei la saboți pentru vehicule de cale ferată", 1968.
- [2] Mihail S., "Frânarea trenurilor", Editura ASAB, București, 2002.
- [3] Hubca G.; Iovu H.; Tomescu M.; Roșca I.; Novac O.; Ivănuș G. "Materiale Compozite", Editura Tehnică, București, 1999.
- [4] Moga A., "Materiale noi în construcția de mașini", Editura Tehnică, București, 1964.
- [5] "Revista Căilor Ferate", nr.5, 1966.
- [6] Dr. Ing. Liviu S. B. "Tehnica marilor viteze. Sisteme de frânare pentru vehicule feroviare de mare viteză", Editura Mirton, Timișoara, 1999.
- [7] "Caiet selectiv-Tracțiune material rulant", Editura Transporturilor și Telecomunicațiilor, București, 1961.
- [8] Drăgulescu D.; Popescu M., "Materiale compozite. Prezent cu perspective", Editura Orizonturi Universitare, Timișoara, 1999.
- [9] Dr. Ing. Mihail S., "Frâne moderne tip KE pentru vagoanele de marfă", Editura ASAB, București, 2003.
- [10] Rodica T.; Mihail S. "Osia montată", Editura ASAB, București, 2005.
- [11] Surdeanu, T. "Cermeți cu Al_2O_3 pentru industria constructoare de mașini", Teză de doctorat, București, 1979.
- [12] Surdeanu, T. "Cermeți", Editura Tehnică, București, 1983.
- [13] Dinescu, R.; Surdeanu, T., "Ceramica din oxid de aluminiu", Editura tehnică, București, 1979.
- [14] Kragelsky, I.V.; Alisin V.V., "Friction wear lubrication – Tribology Handbook", Vol.1 și Vol.2, Mir Publishers, Moscow.
- [15] Surdeanu, T.; Perneș M., "Piese sinterizate din pulberi metalice", Editura tehnică, București, 1984.
- [16] Rațiu, M., "Măsurarea rezistenței materialelor – Articole și comunicări", Editura Mirton, Timișoara, 2007.

- [17] Zung, W.C., "Roark's Formulas for Stress and Strain 6th Ed. Mc-Graw-Hill", 1989.
- [18] Alămoreanu, E; Negruț, C; Jiga, G. "Calculul structurilor din materiale compozite", Reprografia Universității "Politehnica" București, 1993.
- [19] Alămoreanu, E; Chiriță, R. "Bare și plăci din materiale compozite", Editura tehnică, 1997.
- [20] Cristescu, N. "Mecanica materialelor compozite", Universitatea din București, 1983.
- [21] Dobre, I; Chelu, P; Moțica, A. "Considerații privind comportarea dinamică a plăcilor compozite". Conferința națională "Dinamica mașinilor CDM '94". Universitatea din Brașov, noiembrie, 1994.
- [22] Dumitraș, C; Opran, C. "Prelucrarea materialelor compozite ceramice și minerale". Editura tehnică, București 1994.
- [23] Fuiorea, I. "Contribuții privind proiectarea și realizarea materialelor compozite pentru aviație". Teză de doctorat, București, 1994.
- [24] Gosse, J.H.; Mori, P.B.Y. "Impact damage characterization of graphite/epoxy laminates". Proc. of American Society for Composites, 3rd Technical Conf. on Composite Materials, American Society for Composites, 1988.
- [25] Grady, J.E.; Sun, C.T. "Dynamic delamination crack propagation in a graphite/epoxy laminates" Composite Materials, Fatigue and Fracture, ASTM STP 907, American Society For Testing and Materials, PA, 1986.
- [26] Faur, N., "Elemente finite. Fundamente", Editura Politehnica, Timișoara, 2002;
- [27] Dumitru, I.; Faur, N. "Elemente de calcul și aplicații în rezistența materialelor" Timișoara, Ed. Politehnica, 1999.
- [28] Dumitru, I.; Faur, N. "Rezistența materialelor-Bazale teoretice în oboseala materialelor, mecanica ruperii, compozite, metode de analiză numerică" Lito, Univ. Politehnica Timișoara, 1997.
- [29] Bathe, K.I.; Wilson, F.K. "Numerical Methods in Finite Element Analysis." Prentice-Hall, INC, Englewood, New Jersey, 1976.
- [30] Blumenfeld, M.; Ioniță, A.; Mareș, C.; "Metoda elementelor finite. (Aplicații și programe introductive)" Editura I.P.B., București, 1992.
- [31] Constantinescu, I.N.; Munteanu, M.Gh.; Golubovici. D.C. "Calcul de rezistență a structurilor de mașini și utilaje" Editura Tehnică, București, 1984.
- [32] Zienkiewicz, O.C.; Taylor, R.L. "La méthode des éléments finis" AFNOR-Paris, 1991.

- [33] Brătianu, C. "Metoda elementelor finite în dinamica fluidelor", Editura Academiei R.S. România, București, 1983.
- [34] Constantinescu, I.; Dăneț, N. "Metode noi pentru calcule de rezistență")" Editura Tehnică, București, 1989.
- [35] Faur, N.; Dumitru, I. "Metode numerice în rezistența materialelor" Lito, Univ. Politehnica Timișoara, 1997.
- [36] Faur, N.; Dumitru, I. "Diferențe finite și elemente finite" Timișoara, Ed. Mirton, 1997.
- [37] Zienkiewicz, O. C.; Taylor, R. L. "*Les methode des elements finis*", AFNOR – Paris, 1991.
- [38] Hadăr, A. "Probleme locale la materiale compozite". Teză de doctorat, București, 1997.
- [39] Hărdău M. "Metoda elementelor finite." (Curs), Editura Univ. Tehnică, Cluj Napoca, 1995.
- [40] Buzdugan, Gh. "Rezistența materialelor ", Editura Academiei, București, 1986.
- [41] Ispas, Șt. "Materiale compozite", Editura tehnică, București, 1987.
- [42] Jin C.; Haim B. "A Study of Fibre-Matrix Interface in Composite Materials", Journal of Applied Mechanics, March, 1991.
- [43] Li, A.; Sun, K.; Yin, Y.; Zhang, Y.; Bi, J.; Lu, Z. "The Influence of Cr on Fracture Toughness and Microstructure of Fe-Al/Al₂O₃ Composite", Interceram vol.52, 2003.
- [44] Tsai, S.W.; Hahn, H.T. "Introduction to Composite Materials", Westport, 1980.
- [45] Xi Cong Liu; Bathias, C. "Fatigue damage development in Al₂O₃/Al composite". Composites, vol.24,1993
- [46] Crăciunescu, C. M. "Materiale compozite", Ed. Sedona, Timișoara, 1998
- [47] Clark, J. "The Use of Fibre Composites in Concrete Bridges", Concrete Bridges Development Group, 2000.
- [48] Dimonie, M.; Hubca Gh., Iovu H., Novac O., Teodorescu, M. "Compozite polimerice", Litografia U.P.B., București, 1993.
- [49] Matthews, F.L.; Rawling, R.D. "Composite Materials: Engineering and Science", Chapman & Hall, London, 1994.

- [50] Norman, R.H. "Conductive Rubbers and Plastics" Elsevier Pres, Amsterdam, 1970.
- [51] Hull, D. "An Introduction to Composite Materials", Cambridge Solid State Science Series, Cambridge University Press, 1981.
- [52] Smith, W.F. "Principes of Materials Science and Engineering", Mc Graw-Hill Book Company, New York, 1986, p. 699-754.
- [53] Middleton, D.H. "Composite Materials in Aircraft Structures" Longman Scientific and Technical, 1990.
- [54] Ganea, I. "Materiale sintetice noi", Ed. Militară, București, 1979
- [55] Manea, Gh. "Materiale plastice celulare", Editura Tehnică, București, 1979.
- [56] Mihalcu, M. "Materiale plastice armate", Editura Tehnică, București, 1973.
- [57] Lubin, G. "Handbook of composites", VNR, New York, 1982.
- [58] Sheldon, R.P. "Composite Polymeric Materials", Applied Science Publishers, London, 1982.
- [59] Hadcock, R.N. "Status and viability of Composite Materials in structure of heigh performance aircraft", Monterey C.A., Feb. 1986.
- [60] Britence, J.C. "ASM Guide to Engineered Materials" Metal Progress and Advanced Material and Process, Iun. 1986.
- [61] Jones, R.M. "Mechanics of Composite Materials Laboratory", Mc Graw-Hill, 1975.
- [62] Schvartz, M.M. "Composite Materials Handbook", Mc Graw-Hill, 1984.
- [63] Gay, D. "Matériaux composites. Traité des Nouvelles Technologies", Série Mecanique, Edition Hermès, 1989.
- [64] Raicov, P.C. "Calculul structurilor cu mrtoda elementului finit" Editura Mirton Timișoara, 1998.
- [65] Raicov, P.C. "Studii privind vibrațiile vehiculelor feroviare" Editura Mirton Timișoara, 1998.
- [66] Babeu, T.D. "Rezistența materialelor vol. I și II" Lito. I.P.T.V.T., 1980.
- [67] Rus, A.D.; Babeu, T.D. "Impactul transportului pe calea ferată asupra mediului", Buletinul AGIR nr.4, octombrie-decembrie 2004.
- [68] Rus, A.D.; Babeu, T.D. "Calitatea frânării", Conferință Națională multidisciplinară-cu participare internațională, Vol. 6, Sebeș 2004.

- [69] Rus, A.D.; Babeu, T.D."Materiale compozite utilizate la frânarea trenurilor", Conferință Națională multidisciplinară-cu participare internațională, Vol. 6, Sebeș 2004
- [70] Rus, A.D.; Babeu, T.D."Aspecte privind proprietățile materialelor compozite utilizate la frânare", A V-a Conferință Națională multidisciplinară-cu participare internațională, Sebeș 2005.
- [71] Rus, A.D.; Babeu, T.D."Aspecte teoretice privind caracteristicile compozitelor unidirecționale", A VI-a Conferință Națională multidisciplinară-cu participare internațională, Sebeș 2006.
- [72]] Rus, A.D.; Babeu, T.D."Aspecte privind caracteristicile materialelor compozite", A VI-a Conferință Națională multidisciplinară-cu participare internațională, Sebeș 2006.
- [73] Rus, A.D.; Babeu, T.D."Cercetări privind influența conținutului de oxizi asupra caracteristicilor fizice ale cermeților ", A VII-a Conferință Națională multidisciplinară-cu participare internațională, Vol.11, Sebeș 2007, Editura AGIR 2007.
- [74] Rus, A.D.; Babeu, T.D."Cercetări privind influența conținutului de oxizi asupra caracteristicilor mecanice ale cermeților ", A VII-a Conferință Națională multidisciplinară-cu participare internațională, Vol.11, Sebeș 2007, Editura AGIR 2007.
- [75] Bejan, M."Rezistența materialelor vol. 1 și 2 ", Editura Mega, Cluj-Napoca, 2006.
- [76] Langa, I.; Roșu, Șt."Îndrumător pentru frâne moderne KE" Centrul de documentare și publicații tehnice al Ministerului Transportului, 1973.
- [77] Popovici, G.; Tilea, D.; Uta, C."Frâne moderne pentru locomotive", Centrul de documentare și publicații tehnice al Ministerului Transportului, 1971.
- [78] Sturza, I.; Stoica, M."Aprecierea frânării în regim G", Raportul nr. 17 al Comitetului ERRI B 126/1997.
- [79] Sebeșan, Șt.; Tilea, D."Frânarea trenurilor", Editura Transporturilor și Telecomunicațiilor, 1963,
- [80] Braun, A."Frâne pentru trenurile de mare viteză", ETR, noiembrie 1986,
- [81] Domșa, A.; ș.a."Tehnologia fabricării pieselor din pulberi metalice", Editura Tehnică București, 1966.
- [82] Metselaar, R.; Thijs, P.J.A.; Wolf, L.R."Properties of Al_2O_3, Cr_2O_3 -Mo cermets for use as thermionic emitter materials", Science of sintering vol.17, nr.1/2 ianuarie-mai 1985.
- [83] Trușculescu, M. "Studiul Metalelor" Lito. 1971.

- [84] Dinescu, R. "Bayele tehnologiei ceramicii refractare", Editura Tehnică București, 1966.
- [85] Gion, L. "L'industrie ceramique", nr. 684, mai 1975."
- [86] Grumăzescu, M.; ș.a. "Combaterea zgomotului și vibrațiilor", Editura Tehnică București, 1964.
- [87] ***"Material de Informare și Documentare – Informații tehnice", nr.6/2001.
- [88] Burada, C.; Ionescu, Gh. "Roți, osii și osii montate pentru vagoane", " , Centrul de documentare și publicații tehnice al Ministerului Transportului, 1969.
- [89] Karvațchi, B.L. "Teoria generală a frânelor automate", Oficiul de presă, editură și documentare CFR București, 1950.
- [90] Popescu, I. "Căi ferate, transporturi clasice și moderne", Editura Științifică și Enciclopedică, București, 1987.
- [91] Sebeșan, I. "Dinamica vehiculelor de cale ferată", Editura Tehnică, București, 1995.
- [92] Jidveianu, V.; Udriște, O. "Locomotive diesel electrice și locomotive electrice" Centrul de documentare și publicații tehnice al Ministerului Transportului, București, 1966.
- [93] Popescu, M. "Materiale compozite metalice: producere și tehnici de îmbinare" Referat I Doctorat, 1 aprilie 1992.
- [94] Popescu, M. "Procedee de îmbinare a materialelor moderne, Suport curs – Ingineri Sudori Europeni (EWE)", 1996-1997.
- [95] Mitache, M. "Noi materiale pentru industria de automobile", Editura Tehnică București, 1999, nr.5.
- [96] Manea, D. "Tehnologiile și materialele viitorului", INID, București, 1988.
- [97] Gălățeanu, I. "Știința materialelor noi", În Athenaeum, 1991, nr.1.
- [98] Teoreanu, I.; Cârlan, P.; Chicinaș, I. "Cermeți Al_2O_3-Cr ", Revista română de materiale, vol.34, nr.4, 2004.
- [99] Lupescu, B.M. "Fibre de armare pentru materiale compozite", Editura Tehnică, 2004.
- [100] Drăgulescu, D.; Popescu, M. "Tehnici de îmbinare a materialelor compozite metalice", SID 117, OID.ICM, București, 1994.
- [101] Dumitraș, C.; Opran, C. "Prelucrarea materialelor compozite, ceramice și minerale", Editura Tehnică, 1994.

- [102] Iacob, C. "Matematici clasice și moderne", Editura Tehnică, 1983.
- [103] Rohatgi, P. "Advances in cast MMCs", *Advanced Materials and Processes*, 1990, nr.2.
- [104] Rzabov, V.R. "Welding of copper-based composite materials", *Review Automaticeskaia Svarka*, 1999, vol.550, nr.1.
- [105] Tătar, M. "Materiale compozite", INID, București, 1988.
- [106] Timiș, L. "Materiale noi cu proprietăți speciale", INID, București, 1998.
- [107] Voicu, M. "Materiale compuse", *Tehnologia materialelor*, Editura Didactică și Pedagogică, București, 1981.
- [108] "Materiale compozite. Date și informații", INID, București, 1989.
- [109] Matthews, F.L. "Joining of composites materials", ASTM-STP 749.
- [110] Kubel, E.J. "A composite wish list", *Advanced Materials and Processes*, 1998, nr.10, vol.132.
- [111] Khorunov, V.F. "Joining of sheet composite materials having multidirectional reinforcement and aluminium matrix", *Avtomaticeskaia Svarka*, 1991, vol.459, nr.6
- [112] Hall, S.R. "A proposed composite repair methodology for primary structure", *Composites*, 1989, vol.20, nr.5.
- [113] Fridliander, I.N. "Despre compozite", Editura Znanie, Moscova, 1989,
- [114] Drăgulescu, D.; Popescu, M. "Tendințe în dezvoltarea noilor materiale", *Lucrările sesiunii de comunicări tehnico-științifice*, ALMA MATER, Reșița, 1991.
- [115] Clarke, D.J. "Thoughts on NDT for composite in the field", *Insight*, 1995, vol.37, p.12.
- [116] Ceaușescu, N.; Popescu, I. "Tehnologii neconvenționale", Editura Scrisul Românesc, Craiova, 1982.
- [117] Benatar, A. "Composites", *Welding Handbook*, 1996.
- [118] Bittence, J.C. "Advanced metal composites", *Advanced Materials and Processes*, 1997.

**Titluri recent publicate în colecția „TEZE DE DOCTORAT”
seria 9: Inginerie Mecanică**

1. **Cosmina Vigaru** – *Studii teoretice și experimentale asupra surselor și nivelului de vibrații la unele tipuri de mașini de țesut, ISBN 978-973-625-432-1, (2007);*
 2. **Virgil Stoica** – *Studii și cercetări privind mecanismele schimbului de căldură în procesele de vaporizare a hidrocarburilor, ISBN 978-973-625-473-4, (2007);*
 3. **Marius-Beniamin Fazecaș** – *Contribuții teoretice și experimentale privind rezistența și durata de viață a cuplajelor, ISBN 978-973-625-498-7, (2007);*
 4. **Camelia Demian** – *Cercetări privind comportarea materialelor destinate implantării osoase conform normelor europene de calitate, ISBN 978-973-625-512-0, (2007);*
 5. **Remus Belu-Nica** – *Contribuții asupra producerii și îmbinării prin sudare a unor table subțiri din materiale compozite metalice cu matrice din aliaj de aluminiu, ISBN 978-973-625-513-7, (2007);*
 6. **Adriana Corina Catanase** – *Identificarea dinamică a turbinelor hidraulice tangențiale de tip pelton, ISBN 978-973-625-514-4, (2007);*
 7. **Cristina Basarabă-Oprîțescu** – *Simulări numerice pentru mișcări cu constrângeri mecanice și ciocniri, ISBN 978-973-625-526-7, (2007);*
 8. **Loredana-Mihaela Ungureanu** - *Modele de reconstrucție a mâinii umane și a funcțiilor sale, ISBN 978-973-625-571-7, (2007);*
 9. **Gheorghe-Vasile Abrudan** – *Contribuții teoretice și experimentale privind aplicarea șocurilor în procesul de lucru al separatorului cu bandă, de la mașinile de treierat mazăre, ISBN 978-973-625-567-0, (2007);*
 10. **Ioan Goia** – *Studiul influenței ansamblului roată – șină în condiții de exploatare asupra structurii liniei de tramvai, ISBN 978-973-625-582-3, (2007).*
-



EDITURA POLITEHNICA