

Π 39. 895



UNIUNEA EUROPEANĂ



GUVERNUL ROMÂNIEI
MINISTERUL MUNCII, FAMILIEI
ȘI PROTECȚIEI SOCIALE
AMPOSOBU



Fondul Social European
POSDRU 2007-2013



Instrumente Structurale
2007-2013



MINISTERUL
EDUCAȚIEI
CERCETĂRII
TIINERETULUI
ȘI SPORTULUI

OPSOBU



UNIVERSITATEA
GALATIENSIS

Universitatea „Dunărea de Jos” din Galați

Facultatea de Mecanică

Ing. Trufașu Dan-Cătălin

**Caracterizarea mecanică și tribologică
a nanocompozitelor polimerice cu matrice
polieter-eter-cetonă și aditivi nanoscopici**

Conducător doctorat

Prof. Univ. Dr. Ing. Gabriel Andrei

Galați, 2011

Cuprins rezumat

Cap.1. Stadiul actual al cercetărilor asupra compozitelor polimerice cu aditivi microscopici și nanoscopici	1
1.1. Introducere	1
1.2.2. Compozite polimerice ranforsate cu fibre	2
1.3. Clasificarea compozitelor polimerice funcție de performanțe	3
1.4. Caracteristici generale ale matricei polieter eter cetonei (PEEK)	4
1.4.1. Polieter-eter-cetona neaditivată	4
1.4.2. Polieter-eter-cetona ranforsată cu fibre de carbon	5
1.4.3. Polieter-eter-cetona aditivată cu nanotuburi de carbon	5
1.6. Obiectivele cercetării	5
Cap. 2. Comportarea mecanică a compozitelor cu matrice de polieter-eter-cetona	7
2.3. Comportarea mecanică a polimerilor solizi.	7
2.4. Legi de comportare ale polimerilor solizi	8
2.5. Teste mecanice la compresiune	10
Cap.3. Comportarea la uzură a compozitelor polimerice cu matrice polieter eter cetona	16
3.1. Generalități	16
3.2. Specificații ale programelor de testare și materiale studiate	17
3.4. Variația coeficientului de frecare în funcție de materialul de ranforsare	18
3.5. Discuții asupra uzurii compozitelor PEEK, PEEK CF 30 și PEEK ELS nano	22
Cap.4. Analiza calității suprafețelor compozitelor testate prin profilometrie 3D	25
4.1. Introducere	25
4.3. Realizarea măsurătorilor 3D	25
4.5. Influența vitezei de alunecare asupra parametrilor de amplitudine și funcționali	26
Cap. 5. Concluzii finale	30
Contribuții personale	31
Direcții de cercetare	32
 Bibliografie	 33

Lista lucrărilor rezultate din cercetare

CAPITOLUL 1

STADIUL ACTUAL AL CERCETĂRILOR ASUPRA COMPOZITELOR POLIMERICE CU ADITIVI MICROSCOPICI ȘI NANOSCOPICI

1.1. Introducere

Dezvoltarea materialelor plastice are un istoric de succes în secolul XX. În anii 60 consumul de materiale plastice reprezenta doar un mic procent din consumul anual total de materiale, dar 20 de ani mai târziu acesta a depășit consumul de materiale metalice, majoritatea bazate pe oțel. Din această cantitate, 70% reprezintă așa numitele materiale plastice de larg consum: polietilenă de mare densitate (HDPE), polietilenă de joasă densitate (LDPE), polipropilenă (PP), policlorură de vinil (PVC) și polistiren (PS), 11% rășinile termorigide, 7% elastomeri și 12% materialele termoplastice pentru inginerie [26, 31, 63].

O clasificare a materialelor polimerice se poate face după mai multe criterii: prețul și/sau cantitatea produsă anual, reciclarea, degradabilitatea etc. Polimerii pot fi amorfii sau semicristalini, în funcție de structura moleculară și condițiile de formare a fazei solide.

Clasificarea compozitelor respectă două criterii [112]. Exemple ale acestora sunt:

- compozite cu matrice organică (OCM);
- compozite cu matrice metalică (MMC) realizată din aliaje de aluminiu, magneziu, titan, nichel, cupru;
- compozite cu matrice ceramică (CMC) realizată din carburi de siliciu, oxizi de aluminiu, materiale ceramice.

Compozitele cu matrice organică includ două tipuri de succes ale compozitelor:

- compozite cu matrici polimerice termoplastice (polietilenă, polisulfati, policarbonați, poliamide), termorigide (rășini fenolice, epoxidice, poliestere nesaturate) și elastomeri (etilenă, propilenă, silicon);
- compozite cu matrice carbonice obținute din carbon și grafit.

Al doilea criteriu de clasificare se referă la forma armăturii (ranforsarea): acestea includ întărituri cu particule, întărituri cu filamente, compozite laminate cu fibre continue și compozite care conțin țesături.

Legătura între fibre și matrice este creată în timpul fazei de fabricare a materialului compozit. Aceasta are influență fundamentală asupra proprietăților mecanice ale materialului compozit.

1.2.2. Compozite polimerice ranforsate cu fibre

Fibrele sunt materiale macroscopice omogene, cu structură filiformă, cu o lungime mare în raport cu dimensiunea transversală, care sunt menținute laolaltă în diferite formațiuni morfologice prin intermediul unor forțe secundare de coeziune [8, 89, 115].

Aceste fibre sunt produse sub următoarele forme:

- fibre scurte, cu lungimi de câțiva centimetri sau fracțiuni de milimetru (*wiskers*) și fibre scurte folosite la obținerea compozitelor prin injecție;
- fibre lungi prezente într-un material compozit, sunt utilizate ca fibre orientate pe o direcție sau sub formă de țesături.

La formarea întăriturii cu fibre, ansamblul de fibre utilizat pentru fabricarea materialului compozit poate lua formele următoare:

- unidimensional: fire sau benzi;
- bidimensionale: țesute sau nețesute;
- tridimensionale: țesături cu fire orientate după mai multe direcții (uneori numite țesături multidimensionale).

Un factor foarte important care trebuie luat în considerare în aplicații structurale este geometria ranfortului, prezentată în mai multe forme (fig. 1.2). Ponderea fibrelor ca sisteme de armare este determinată de caracteristicile lor fizico-mecanice și de caracteristicile fizico-mecanice pe care trebuie să le aibă compozitul.

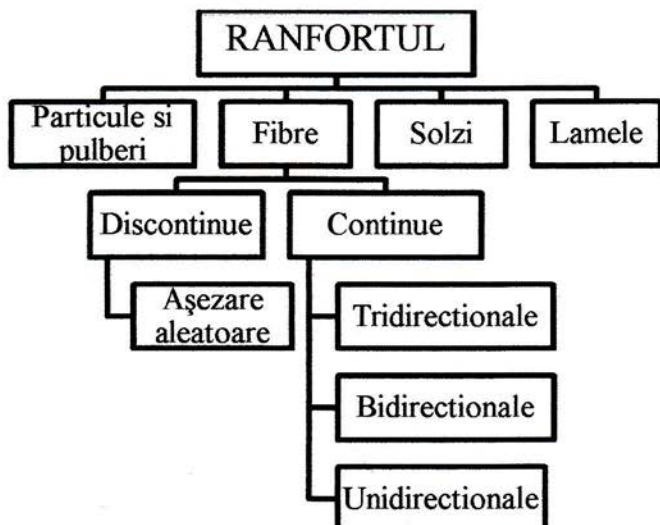


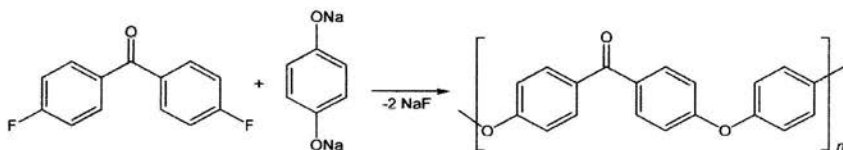
Fig. 1.2. Clasificarea structurii de ranforsare a polimerilor [27]

1.4. Caracteristici generale ale matricei polieter-eter-cetonei (PEEK)

Poli-eter-eter cetona (PEEK) este un subgrup al polieter cetonelor și este similară cu poli-aril-eter cetona (PAEK) și poli-eter-ceton-cetona (PEKK). Din cauza caracterului lor semicristalin, mărcile de PEEK au demonstrat un echilibru excelent de proprietăți fizice, inclusiv rezistență la temperatură ridicată, rezistență chimică și hidrolitică și stabilitate termică. Ele oferă un înalt nivel de rezistență termică împreună cu capacitatea de procesare termoplastică.

Mărcile de PEEK sunt produse ca rășini nemarkate. În componența compozitelor sunt cel mai adesea ranforsate cu fibre de sticlă și fibre de carbon pentru a le îmbunătăți proprietățile mecanice și tribologice [27]. Materialele compozite cu matrice de PEEK își păstrează proprietățile lor mecanice la temperaturi ridicate (mai mare de 248°C). Modulul de elasticitate la încovoiere și proprietățile de rezistență la rupere sunt excelente, mai ales pentru rășini armate cu fibre. O altă caracteristică a PEEK este inflamabilitatea scăzută, valorile fiind obținute fără adăugarea de aditivi ignifugi.

Polieter-eter-cetona este un termoplast poliaramatic liniar având următoarea metodă de obținere:



Polieter-eter-cetona se conformează bine modelului conceptual al polimerilor semicristalini conținând două faze: o fază amorfă și una cristalină.

1.4.1. Polieter-eter-cetona neaditivată

Ca orice polimer semicristalin comportarea mecanică a PEEK este, în general, influențată de viteza de deformare și de temperatură. În plus, comportarea mecanică a PEEK poate fi, influențată de masa moleculară, de mărimea și orientarea regiunilor cristaline. În consecință, studii anterioare privind comportarea mecanică a PEEK au acordat o atenție deosebită probelor în ceea ce privește masa moleculară, cristalinitatea, temperatura de lucru și viteza de deformare [75, 128].

1.4.2. Polieter-eter-cetona ranforsată cu fibre de carbon

În 1981, o serie de rășini poli-eter-eter-cetone (PEEK), sub denumirea comercială de Victrex, a fost introdusă pe piață de către Imperial Chemical Industries Company. Aceste materiale cu o temperatură de tranziție vitroasă la 143°C au o rezistență deosebită la medii chimice agresive. PEEK ranforsat cu fibre de carbon a fost introdus pe piață în 1982. În acel moment, această matrice de PEEK ranforsat a fost numit compozit polimeric aromat și conținea 52% din volum fibre de carbon de înaltă rezistență aliniate în rășină. Cercetarea a fost efectuată pe diverse aspecte ale compozitelor laminate din PEEK ranforsate cu fibre de carbon, cum ar fi comportamentul lor la oboseală, aspecte de fabricație și morfologie [32, 110].

1.4.3. Polieter-eter-cetona aditivată cu nanotuburi de carbon

Nanotuburile de carbon sunt forme alotropice de carbon cu o nanostructură ce poate avea un raport lungime/diametru mai mare de 10000. Nanotuburile fac parte din familia fulerenelor și se clasifică în nanotuburi cu un singur perete și nanotuburi cu pereți multipli. Legăturile în nanotuburile de carbon sunt legături sp^2 cu fiecare atom de carbon legat de alți trei atomi de carbon vecini, ca și în grafit.

Există trei tipuri de nanotuburi și anume scaun (fotoliu), zig-zag și nanotuburi chirale, în funcție de modul în care grafenele bidimensionale au fost rulate (fig. 1.12) [47].

Proprietățile nanotuburilor de carbon au fost atent studiate. Nanotuburile de carbon sunt candidate excelente pentru structuri rigide și robuste, deoarece legătura carbon-carbon în grafit este una dintre cele mai puternice în natură. Conductivitatea termică a nanotuburilor de carbon poate fi extrem de mare, iar conductivitatea termică a nanotuburilor de carbon individuale s-a dovedit a fi mult mai mare decât cea a grafitului și a aglomerărilor de nanotuburi.

Nanotuburile de carbon pot fi grupate astfel: nanotuburi de carbon cu un singur perete (SWCNT), nanotuburi de carbon cu pereți multipli (MWCNT), precum și nanotuburi cu diametru mic (SDNT).

1.6. Obiectivele cercetării

Prezenta lucrare are ca scop studiul comportării mecanice și tribologice a unei familii de compozite, prin efectuarea de teste mecanice de compresiune, teste știft-pe-disc, utilizarea metodelor de analiză nedistructivă, identificarea proceselor ce apar în stratul superficial al

CAPITOLUL 2

COMPORTAREA MECANICĂ A COMPOZITELOR CU MATRICE DEPOLIETER-ETER-CETONĂ

În ultimii ani utilizarea materialelor compozite în toate domeniile de activitate a luat o amploare considerabilă, astfel s-a accelerat cercetarea acestora. Dintre materialele compozite existente, compozitele polimerice termoplaste sunt des utilizate în industria de automobile și aeronautică ceea ce implică necesitatea cunoașterii comportării acestora în diferite condiții.

Chiar dacă aceste materiale au proprietăți mecanice, tribologice și rezistență în medii agresive uneori superioare materialelor tradiționale, totuși compozitele polimerice prezintă dificultăți în stabilirea legilor matematice de comportare reologică.

În marea majoritate a cazurilor se preferă teste mecanice și tribologice simple considerate mai puțin riscante decât simularea proceselor de deformare folosind modelarea matematică. Aceste teste implică costuri mari și necesitatea unor echipamente performante pentru testare.

Astfel, modelarea matematică a proceselor de deformare plastică a devenit indispensabilă. Metoda elementelor finite este cel mai des implementată în cadrul programelor de calcul pentru rezolvarea problemelor de deformare plastică.

Utilizarea acestor programe urmărește:

- reducerea costurilor;
- reducerea timpului de elaborare a tehnologiei de prelucrare;
- creșterea calității produselor.

Deficiența programelor de simulare rezultă din lipsa legilor de comportare pentru materiale polimerice compozite, singura modalitate de implementare a acestora fiind subrutinele utilizator puse la dispoziție de marea majoritate a programelor de simulare.

2.3. Comportarea mecanică a polimerilor solizi

Polimerii solizi prezintă un comportament mecanic complex ce depinde în mare măsură de timp și de temperatură.

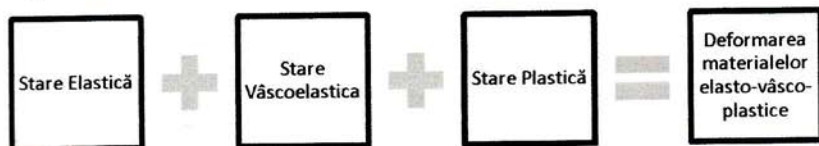


Fig. 2.4. Starea corpurilor în funcție de variația deformației în timp

În cazul majorității polimerilor, dispunerea spațială a macromoleculilor nu este ordonată. Acești polimeri se presupun a avea o structură primară amorfă. Pentru a crește entropia de conformație lanțului molecular are tendința de a forma structuri neregulate. În figura 2.4 este prezentată starea corpurilor în funcție de variația deformației în timp.

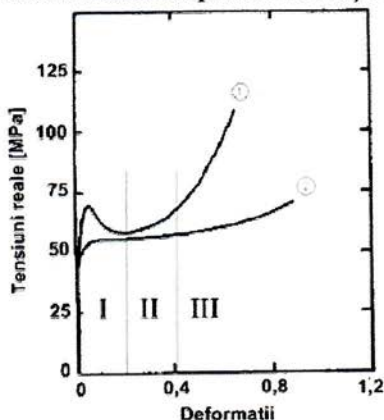


Fig. 2.6. Evoluția caracteristică a curbei tensiuni reale-deformații reale pentru polimeri amorfii (1) și polimeri semicristalini (2) [65]

Curbele (1) și (2) prezintă comportamentul la temperatura normală și solicitări uniaxiale ale polimerilor amorfii și semicristalini, evidențiindu-se trei etape principale.

Etapa 1. Începutul curbei prezintă o pantă crescătoare cvasi-liniară ce pleacă din origine. Această pantă descrie comportamentul vâscoelastic al polimerilor [65]. În cazul unor polimeri amorfii la sfârșitul stadiului vâscoelastic apare frecvent o creștere urmată de o scădere bruscă (curba 1). Această comportare este de obicei absentă în cazul polimerilor semicristalini pentru

care limita elastică prezintă o tranziție treptată (curba 2).

Etapa 2: deformarea este ireversibilă. În cazul testelor la tracțiune se produce stricțiunea epruvetei. Se ajunge la un diametru minim al epruvetei iar stricțiunea se propagă spre capetele acesteia. Propagarea stricțiunii se produce cu o ușoară variație a forței până la o deformație de 100%. Această etapă corespunde alinierii macromoleculilor pe direcția solicitării [24].

Etapa 3. Această etapă reprezentată de durificarea structurală este caracterizată de orientarea lanțurilor moleculare pe direcția principală de deformare. Pentru testele de tracțiune în această etapă stricțiunea a fost pe deplin propagată, deformarea redevine omogenă până la ruperea epruvetei.

2.4. Legi de comportare a polimerilor solizi

O data cu descoperirea de noi materiale și comportamentul acestora a fost din ce în ce mai diferit, iar o lege simplă nu putea descrie foarte bine acest comportament. Câteva din legile constitutive sunt [169]:

1. Legea Norton Hoff:

$$\sigma = K \dot{\epsilon}_p^m \quad (2.11)$$

2. Legea Hollomon (1945) valabilă în cazul materialelor cu limită de curgere relativ redusă și este descrisă de formula:

$$\sigma = K \epsilon_p^n \dot{\epsilon}_p^m \quad (2.12)$$

3. Legea Swift (1947) aplicabilă materialelor cu limită de curgere mare și cu valoare foarte mare a modulului lui Young. Aceasta se exprimă matematic prin expresia:

$$\sigma = K(\epsilon + \epsilon_0)^n \dot{\epsilon}^m \quad (2.13)$$

4. Legea Voce (1948) sub forma exponențială este exprimată prin relația:

$$\sigma = K \left(1 - \exp(-n(\epsilon + \epsilon_0)) \right) \dot{\epsilon}^m \quad (2.14)$$

Pentru ecuațiile (2.11)...(2.14) avem:

- σ este tensiunea reală [MPa], ϵ - deformația, ϵ_p - deformația plastică, $\dot{\epsilon}$ - viteza de deformare, $\dot{\epsilon}_p$ - viteza de deformare în domeniu plastic, K este factorul de scalare, [MPa], w este coeficient de vascoelasticitate, m este sensibilitatea la viteza de deformare, n - parametru de ecruisare.

G'Sell și Jonas au propus o ecuație constitutiv fenomenologică pentru polimeri semicristalini, folosită cu succes pentru a prezice relațiile tensiuni - deformații la viteze de deformare mari întâlnite în testele mecanice (tracțiune, compresiune, impact) [144, 148].

Predicțiile modelului constitutiv propus sunt comparate cu datele experimentale obținute pentru doi polimeri: polimetacrilat-metacrilat și policarbonat în condiții de deformare diferite, și comparația cu modelul G'Sell-Jonas pentru poliamida 12 - un polimer semicristalin.

Comportarea tensiune - deformație dincolo de curgere prezintă interes dacă trebuie luate în considerare proprietățile reologice ale polimerilor.

În modelul G'Sell - Jonas este separată deformația de viteza de deformare sub următoarele forme multiplicative (fig. 2.11) [53]:

$$F(\epsilon) = V(\epsilon) \times C(\epsilon) \times H(\epsilon) \quad (2.18)$$

în care: $V(\epsilon)$ corespunde formei de tranziție la limita elastică;

$C(\epsilon)$ corespunde vârfului maxim al curbei;

$H(\epsilon)$ este o funcție care desemnează durificarea la deformații mari.

Pentru polimerii semicristalini cu matrice elastică, funcția $V(\epsilon)$ se poate exprima prin următoarea ecuație:

$$V(\varepsilon) = [1 - \exp(-w \cdot \varepsilon)] \quad (2.19)$$

în care: w – parametru de vâscoelasticitate.

Funcția $C(\varepsilon)$ introduce doi parametri adiționali (fig. 2.32b):

$$C(\varepsilon) = [1 + a \cdot \exp(-b \cdot \varepsilon)] \quad (2.20)$$

în care: a, b – parametri caracteristici zonei de înmuiere.

Funcția $H(\varepsilon)$ este o funcție care desemnează durificarea la deformații mari (fig. 2.32c):

$$H(\varepsilon) = \exp(h \cdot \varepsilon^n) \quad (2.21)$$

în care: h, n parametrii de durificare.

2.5. Teste mecanice la compresiune

Testele de compresiune uniaxială au fost efectuate pe o mașină de încercări INSTRON 3369 (fig. 2.12) pusă la dispoziție de Laboratoire de Genie Civil et Genie Mecanique, Institut National des Sciences Appliquées de Rennes (Franța). Limita maximă de încărcare a mașinii este de 50 kN, iar domeniul de viteze de testare este între 0,001 și 500 mm/min. Epruvetele de testare au fost cilindrice, cu diametrul de 6 mm și înălțimea de 9 mm,



Fig. 2.13. Modulul pentru încercări la compresiune

raportul înălțime/diametru ($=1,5$) evită posibilitatea flambajului epruvetei [53]. Testele au fost efectuate pentru toate cele 3 materiale de testare, la diferite viteze de testare (0,5 mm/min, 5 mm/min, 10 mm/min, 25 mm/min, 50 mm/min, 100 mm/min), la temperatură constantă ($T=23^{\circ}\text{C}$). Matricea materialelor compozite folosite pentru cercetare este polieter-eter-cetona, simbolizată în literatura de specialitate cu PEEK și prezintă proprietăți bune mecanice și tribologice, fapt ce o clasează în grupa materialelor plastice tehnice avansate [207]. Compozitul PEEK CF 30 este ranforsat cu 30% fibre de carbon, iar compozitul PEEK ELS Nano este aditivat cu nanotuburi de carbon cu pereti multipli. Matricea

PEEK™ este marcă înregistrată Victrex®, iar Baytubes® produce nanotuburile de carbon, materialele testate fiind produse de Ensinger. În urma calculelor efectuate, $M_f = \frac{V_f \cdot \rho_f}{V_f \cdot \rho_f + V_m \cdot \rho_m}$ s-a determinat fracția masică de nanotuburi de carbon cu pereți multipli ca fiind 15,8% [62].

Aplicația *software* Blue Hill controlează deplasarea părții superioare a modului de compresiune. Mașina de încercări oferă la sfârșitul testelor un tabel cu parametri doriți, respectiv timpul, forța și deplasarea.

Tabel 2.1. Condiții de testare

Condiții de testare	Viteza							Temperatura [°C]
	Viteza de testare constantă [mm/min]	0,5	5	10	25	50	100	
	Viteza de deformare echivalentă $\dot{\epsilon}$ [s ⁻¹]	1x10 ⁻³	1x10 ⁻²	2x10 ⁻²	5x10 ⁻²	1x10 ⁻¹	2x10 ⁻¹	
PEEK	x	x	x	x	x	x	x	23
PEEK CF 30	x	x	x	x	x	x	x	23
PEEK Nano	x	x	x	x	x	x	x	23

Modelul legii de comportare a polimerilor este modelul pentru polimeri semicristalini al lui G'Sell și Jonas:

$$\sigma = K(1 - e^{-w \cdot \epsilon}) \times (1 + a \cdot e^{-b \cdot \epsilon}) \times e^{h \cdot \epsilon^n} \times \dot{\epsilon}^m \quad (2.23)$$

în care: K - factor de scalare [MPa], w - coeficient de vâscoelasticitate, a, b - parametrii ce descriu zona de înmuiere, h, n - coeficienții de duritate ai materialului, n = 2 [53], m- sensibilitatea la viteza de deformare, σ - tensiunile reale [MPa], ϵ - deformația reală, $\dot{\epsilon}$ - viteza de deformare [s⁻¹].

După calcularea tensiunilor reale și a deformațiilor specifice reale s-au obținut curbele tensiune-deformație pentru cele trei materiale studiate: PEEK (fig. 2.14), PEEK CF 30 (fig. 2.15), PEEK ELS Nano (fig. 2.16). În urma testelor experimentale s-a constatat că aditivarea materialului pur influențează pozitiv comportarea reologică în sensul creșterii rezistenței la compresiune a materialelor compozite. Materialul neaditivat și cel aditivat cu nanotuburi de carbon au suportat deformații mai mari față de PEEK CF 30. Aditivarea, atât cu fibre de carbon, cât și cu nanotuburi de carbon, induce o comportare de tip vâscoelastic comparativ cu materialul neaditivat. Se observă din curbele tensiune-deformație experimentale

reprezentate în figurile 2.14, 2.15, 2.16 (detaliu) că pentru toate cele trei materiale studiate, tensiunile reale sunt direct proporționale cu viteza de testare, adică odată cu creșterea vitezei de testare crește și tensiunea reală la curgere.

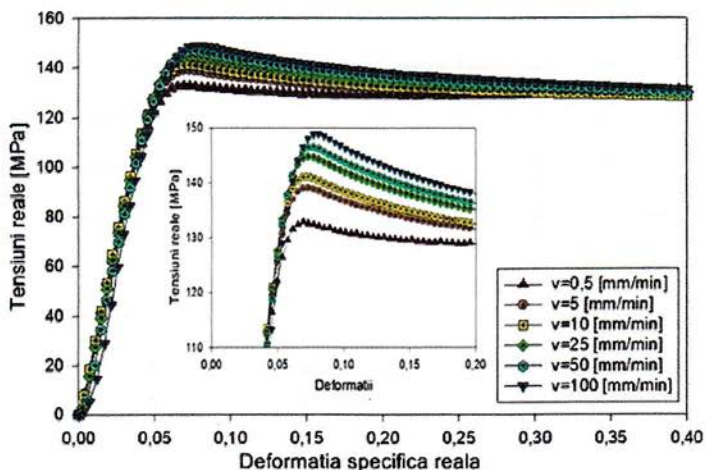


Fig. 2.14. Curba tensiune reală – deformație specifică reală: date experimentale pentru PEEK pur

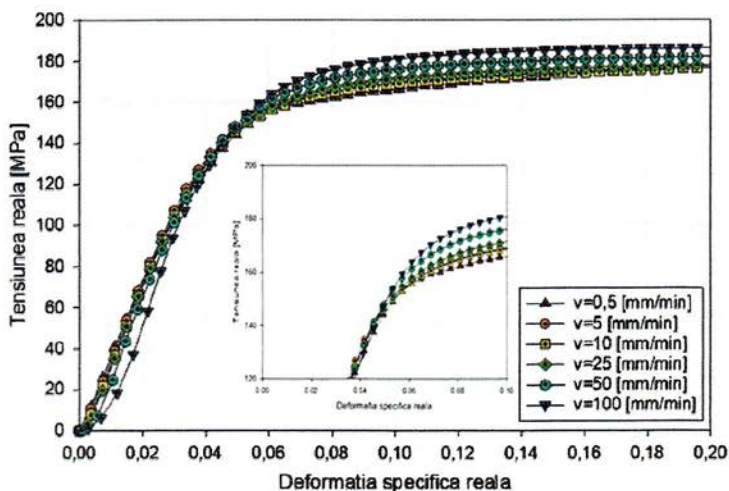


Fig. 2.15. Curba tensiune reală – deformație specifică reală: date experimentale pentru materialul PEEK CF30

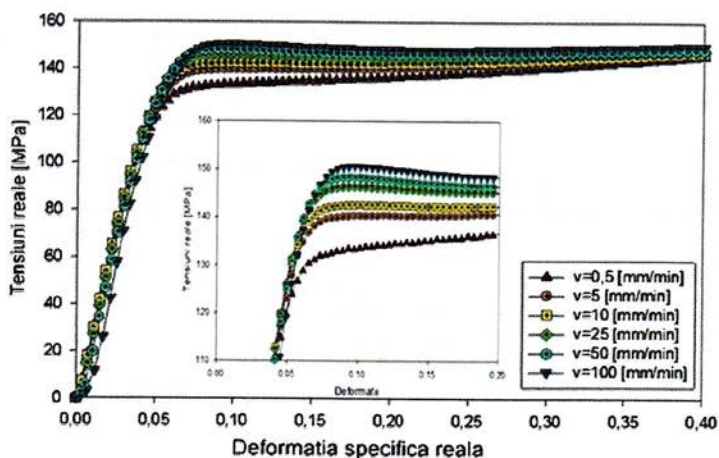


Fig. 2.16. Curba tensiune reală – deformație specifică reală: date experimentale pentru materialul PEEK ELS Nano

2.6. Identificarea parametrilor legii de comportare mecanică

Identificarea se face pas cu pas pe baza unei regresii neliniare.

Pentru materialele studiate folosim următoarea procedură:

1) Pasul 1: identificarea analitică a parametrului m cu ajutorul metodei celor mai mici pătrate.

2) Pasul 2: identificarea analitică a coeficientului de vâscoelasticitate - w . Identificarea parametrului w în zona vâscoelastică a curbei experimentale tensiuni reale – deformații reale.

3) Pasul 3: identificarea factorului de scalare (K).

Valoarea finală a parametrilor w și K reprezintă media valorilor fiecărui test

4) Pasul 4: parametrii a , b , h au fost identificați conform următoarelor etape:

Principalele etape ale procesului de identificare sunt:

- Stabilirea unui set inițial de parametri constitutivi ce trebuie identificați;
- Calculul tensiunilor în funcție de deformație după legea lui G'Sell – Jonas;
- Comparația tensiunilor calculate analitic cu tensiunile experimentale. Calculul global al erorii prin metoda celor mai mici pătrate;

- d) Identificarea valorilor parametrilor printr-un algoritm de optimizare (Metoda Newton);
- e) Dacă soluția converge rezultă că parametrii identificați sunt optimi, dacă nu se revine la pasul b.

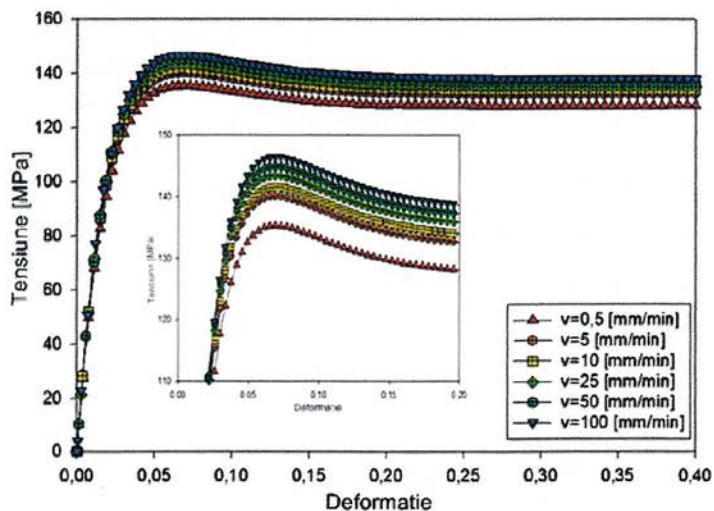


Fig. 2.17. Curbele tensiune – deformație: rezultate teoretice pentru materialul PEEK pur

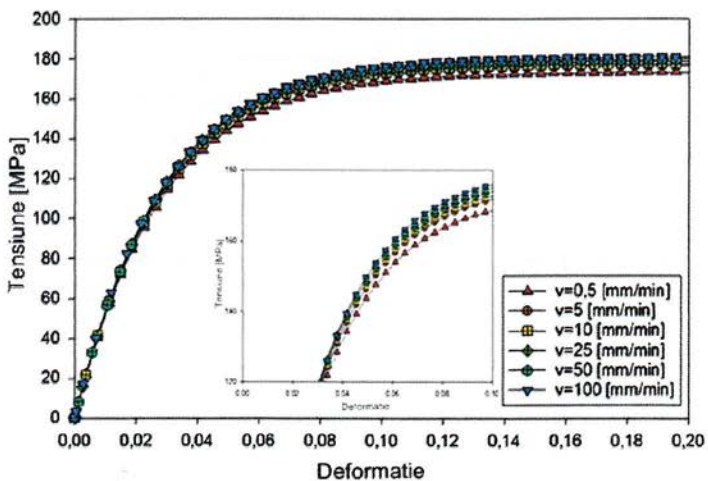


Fig. 2.18. Curbe tensiune – deformație, rezultate teoretice pentru materialul PEEK CF 30

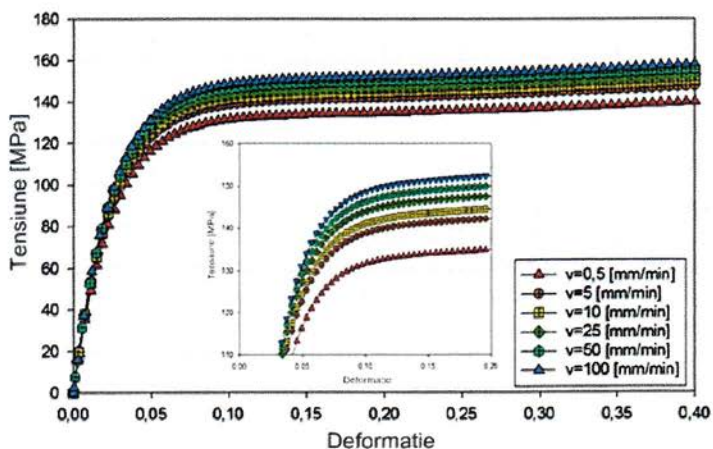


Fig. 2.19. Curbe tensiune – deformație: rezultate teoretice pentru materialul PEEK ELS Nano

În tabelul 2.2 sunt prezentați parametrii finali ai legii de comportare mecanică G'Sell – Jonas pentru cele trei compozite polimerice cu matrice polieter-eter-cetonă studiate.

Eroarea ($p(x)$) între rezultatele analitice și cele experimentale este estimată prin metoda celor mai mici pătrate.

Tabel 2.2. Parametri finali identificați pentru legea G'Sell – Jonas

Materials	Parametrii legii lui G'Sell - Jonas							p (x) [%]
	K	w	m	a	b	h	n	
PEEK	141,1	28,27	0,015	1,27	24,2	--	--	8
PEEK CF 30	183,4	35,7	0,008	--	--	--	--	2
PEEK ELS NANO	156,3	41,4	0,023	--	--	0,3	2	2

Dupa identificarea parametrilor s-au calculat tensiunile reale după legea lui G'Sell - Jonas și s-au trasat curbele calculate tensiuni reale – deformațiile specifice reale, pentru PEEK neaditivat; PEEK CF 30; PEEK ELS NANO (fig. 2.17, 2.18, 2.19)

CAPITOLUL 3

COMPORTAREA LA UZURA A COMPOZITELOR POLIMERICE CU MATRICE DE POLIETER – ETER - CETONĂ

3.1. Generalități

Importanța studiului comportării la uzură a compozitelor polimerice este esențială deoarece deteriorarea materialelor din cauza uzurii are un impact major asupra economiei atât direct prin pierderi de materiale cât și indirect prin indisponibilitatea unor echipamente ce necesită înlocuiri ale pieselor uzate [58]. Materialele compozite au fost create acum șase decenii pentru industria aerospațială, apoi utilizarea compozitelor răspândindu-se și în industria auto, electronică și comunicații.

Caracteristicile structurale ale polimerilor și posibilitatea lor de a-și schimba proprietățile îi recomanda pentru aplicații tribologice (atât polimerii puri cât și compozitele acestora) [14]. Ranforsarea cu diferite fibre îmbunătățește comportarea tribologică a polimerilor [52, 87, 105, 142, 175, 176, 194-196]. Ranforsarea cu fibre scurte de sticlă sau carbon este folosită pentru creșterea rezistenței mecanice a compozitelor polimerice [11, 38, 39, 52, 64, 178, 180].

Principalele idei care stau la baza reducerii uzurii în compozitele polimerice ranforsate sunt următoarele:

- în cazul materialelor de umplură cu duritate mare, cea mai mare parte a sarcinii este suportată de acestea astfel încât polimerul cu matricea mai moale să preia încărcări mai mici. Acest lucru reduce în mod eficient deteriorarea suprafeței polimerului;
- materialele de umplură ajută la formarea unei pelicule de transfer pe suprafața metalică care permite alunecarea polimerului pe propria pelicula de transfer [117, 131, 175];
- materialul de umplură face posibilă creșterea peliculei de transfer la suprafața materialului astfel ca pierderea de material este mai mică și prin urmare și uzura este redusă [142, 191].

În acest studiu polieter-eter-cetona a fost folosită pentru teste la uzură atât ca material neaditivat, cât și ca matrice pentru compozitele cu fibre scurte de carbon, respectiv nanotuburi de carbon. Alegerea acestui material s-a datorat rezistenței mecanice și termice foarte bune. S-a constatat că ranforsarea cu fibre lungi este mai eficientă decât ranforsarea cu fibre scurte în privința reducerii ratei de uzură, avantajul compozitelor polimerice realizate cu fibre scurte este dat de simplitatea producerii lor [49].

3.2. Specificații ale programelor de testare și materiale studiate

studiate

Materialele studiate în această lucrare sunt compozite cu matrice polimerică polietre-eter cetonă, ce face parte din grupa materialelor plastice de înaltă performanță, rezistentă la temperaturi ridicate (fig. 3.3). Se va studia comportarea mecanică și tribologică a polimerului neaditivat și al compozitelor aditivate cu fibre de carbon și nanotuburi de carbon cu pereți multipli.

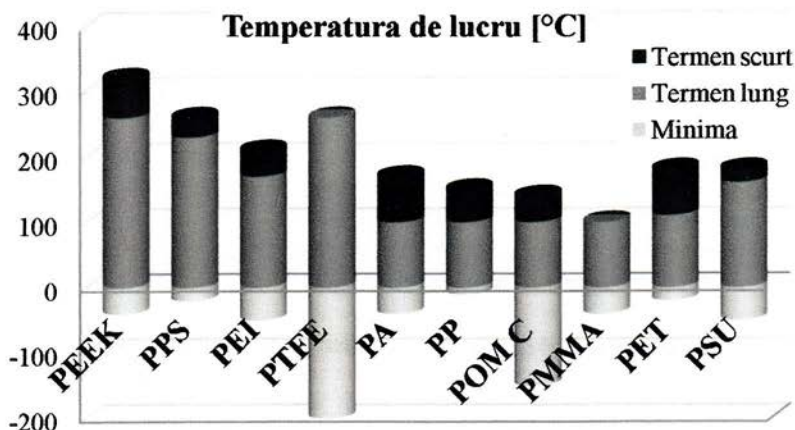


Fig. 3.3. Stabilitatea termică a unor polimeri utilizați ca matrice în compozite, temperatura minimă, pe termen scurt și termen lung [49, 5, 29, 40]

Cuplul de materiale din alcătuirea elementelor tribotesterului a fost: disc din oțel marca 13CrMo45, iar știfturile din cele trei materiale compozite. Testele tribologice au fost efectuate în regim uscat cu condiții normale de umiditate și temperatură.

Programul de testare s-a realizat pe baza unui set de parametri variabili prezentați în figura 3.5. Testele au fost realizate în regim uscat, la temperatura camerei, iar distanța parcursă a fost de 5000 m. Stabilirea parametrilor s-a făcut după studierea literaturii de specialitate [5, 9, 15, 17, 29, 85, 134, 147, 171, 172].

266.752



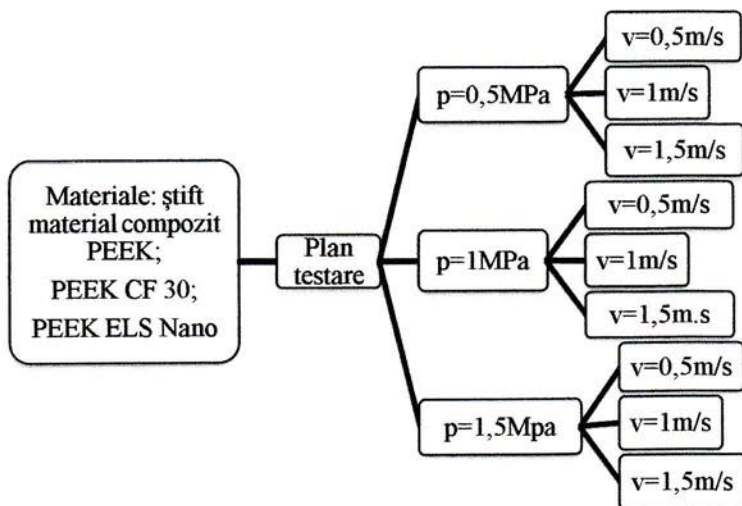


Fig. 3.5. Parametri de testare

3.4. Variația coeficientului de frecare în funcție de materialul de ranforsare

Analiza coeficientului de frecare a fost făcută comparativ pentru cele trei materiale polimerice studiate. Testul a fost de tip știft din material polimeric pe disc din oțel, distanța de 5000 m în regim uscat, la trei valori ale vitezei, $v = 0,5$ m/s, $v = 1$ m/s, $v = 1,5$ m/s și la trei valori ale presiunii medii aplicate $p = 0,5$ MPa, 1 MPa și 1,5 MPa.

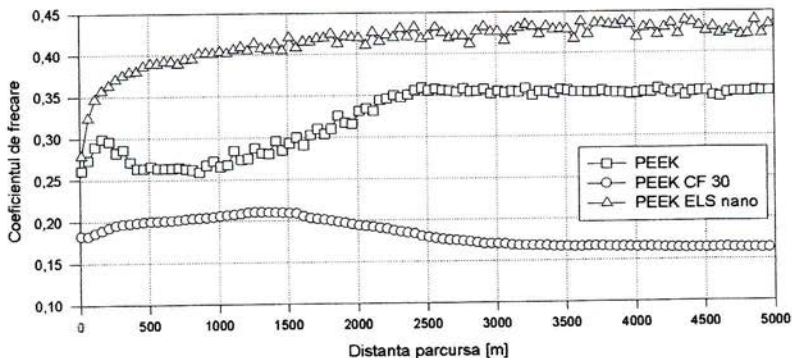
În figura 3.26 este prezentată variația coeficientului de frecare pentru cele trei materiale compozite studiate. Figura 3.26a arată evoluția grafică a coeficientului de frecare la $p = 0,5$ MPa și $v = 1,5$ m/s. Conform studiilor efectuate până în prezent, se evidențiază faptul că prin aditivarea unei matrici de polimer (PPS, PEEK, PA sau UHMWPE) cu nanoparticule se urmărește îmbunătățirea caracteristicilor tribologice ale materialului [29, 61, 93, 97, 146, 151, 182, 188, 192]. Contrar acestei ipoteze, în studiul de față, se constată faptul că prin aditivarea matricii PEEK cu nanotuburi de carbon, coeficientul de frecare este mai mare decât cel al materialului neaditivat. Nanoaditivii au tendința de a forma aglomerări, ceea ce face dificilă dispersia lor în matricea polimerică și crește frecarea la trecerea peste ele. Lavielle [93] a pus în evidență că în cazul nanocompozitelor, proprietățile sunt mai scăzute din cauza aglomerărilor nanoparticulelor în matrice decât în cazul aditivării cu microparticule, fapt ce se reflectă și în

rezultatele din figura 3.26. Se constată faptul că cea mai mică valoare a coeficientului de frecare s-a obținut în cazul compozitului PEEK CF 30 (ranforsat cu 30% fibre de carbon), $\sim 0,19$, valoare ce nu a crescut indiferent de sarcina de încărcare. În cazul $p=0,5$ MPa, coeficientul de frecare variază foarte puțin până la un maxim de 0,20, atins după 1500 m, ajungând să se stabilizeze la o valoare de 0,16 pe porțiunea cuprinsă între 3500-5000 m. Îmbunătățirea proprietăților tribologice (coeficient de frecare și rata de uzură) prin ranforsarea matricii polimerice cu fibre de carbon a fost evidențiată în mai multe studii [11, 38, 39, 131, 180]. Scăderea valorii coeficientului de frecare se produce datorită formării la suprafața de alunecare a unui strat de polimer care joacă rol de lubrifiant.

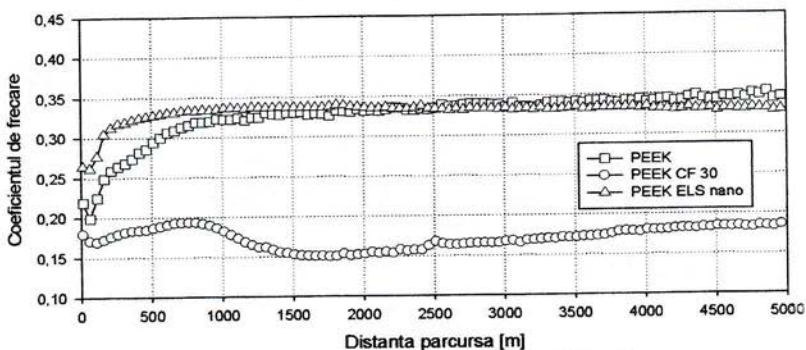
Se observă o creștere a coeficientului de frecare, odată cu creșterea sarcinii aplicate pentru compozitul ranforsat cu fibre de carbon și o scădere a valorii acestuia odată cu creșterea sarcinii pentru compozitul neranforsat, dar și pentru cel ranforsat cu nanotuburi de carbon. În figura 3.26 b și c, la $p=1$ MPa și 1,5 MPa, se observă o ușoară îmbunătățire, dar ne semnificativă, a coeficientului de frecare a compozitului aditivat cu nanotuburi de carbon față de polimer. Aceste două materiale compozite prezintă variații mici ale valorii coeficientului pe toată durata testului, datorate formării particulelor de uzură produse în urma procesului de uzură adezivă și abrazivă.

Urma lăsată de știft pe discul din oțel prezintă un transfer de polimer concentrat pe extremități ca urmare a fenomenului de adeziune laterală. Producerea peliculei de transfer pe suprafața oțelului este determinată de rugozitatea suprafeței dure și de condițiile de alunecare. Pelicula de transfer se formează datorită aderenței fragmentelor de polimer la asperitățile metalului. Compozitul aditivat cu nanotuburi de carbon prezintă oscilații pe un interval îngust, 0,41 – 0,44, datorită distribuției neuniforme a nanotuburilor în stratul superficial și desprinderii polimerului de pe nanotuburi. Deformațiile stratului superficial duc la dislocarea particulelor de uzură și la apariția fenomenului *stick-slip*. Se poate spune că la presiuni medii mari, aditivarea cu nanotuburi scade valoarea coeficientului de frecare față de cea a polimerului pur.

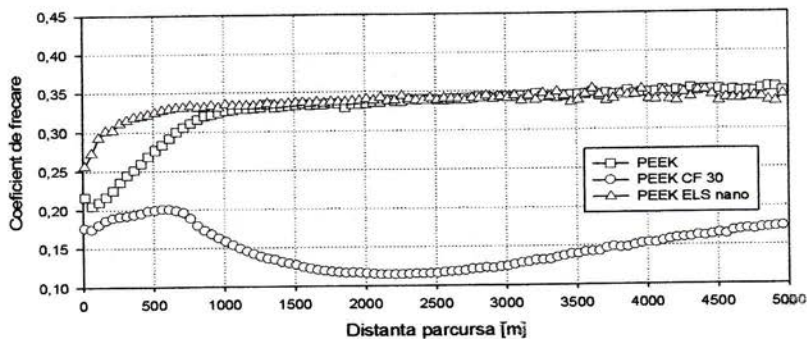
Pentru polimerul neaditivat coeficientul de frecare este influențat de viteza de testare astfel încât, odată cu creșterea vitezei, scade valoarea la care coeficientul devine stabil. Aditivarea cu nanotuburi de carbon la $v=1$ m/s induce matricii polimerice o comportare mai slabă decât în cazul polimerului neaditivat. La suprafața discului de oțel apare un film subțire de polimer și particule de uzură care nu provin din cauza topirii matricii, ci doar datorită dezlipirii/detașării polimerului de pe nanotuburi.



a) Test știft pe disc; $p=0,5$ MPa, $v=1,5$ m/s



b) Test știft pe disc; $p=1$ MPa, $v=1,5$ m/s



c) Test știft pe disc; $p=1,5$ MPa, $v=1,5$ m/s

Fig. 3.26. Evoluția coeficientului de frecare în funcție de aditiv. Știft din compozit pe disc din oțel, $v=$ constant, $p=0,5$ MPa, 1 MPa, 1,5 MPa

Se cunoaște faptul că pentru obținerea nanocompozitelor polimerice se folosește un agent de legătură care are drept scop separarea aglomerărilor formate și formarea unei faze cât mai uniform distribuite [129].

Valorile mari ale coeficientului de frecare pentru compozitul PEEK ELS Nano și materialul pur din prima și a doua etapă poate fi atribuită ruperilor de material și apariției unui număr mare de particule de uzură. În figura 3.28 se observă că materialul aditivat cu nanotuburi de carbon prezintă particule de uzură asemănătoare cu cele ale materialului PEEK pur. Pentru compozitul PEEK CF 30 scăderea coeficientului de frecare poate fi pusă pe seama faptului că, după perioada de rodaj, la suprafața știftului concentrația de fibre de carbon crește, iar proprietatea lor de lubrifianț determină această scădere (fig. 3.29).



Fig. 3.28. Imagini la microscopul optic. Știft din PEEK pur cu particule de uzură (stânga); știft din PEEK ELS Nano cu particule de uzură (dreapta) $v=1,5\text{ m/s}$, $p=1\text{ MPa}$

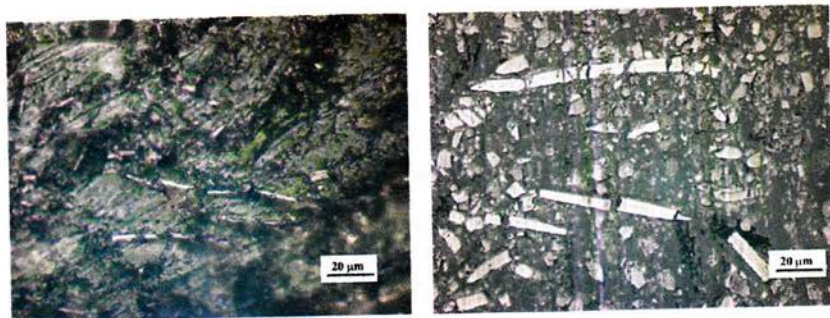


Fig. 3.29. Imagini microscop optic. Știft din PEEK CF 30 neuzat (stânga) și uzat (dreapta) $v=1,5\text{ m/s}$, $p=1\text{ MPa}$

3.5. Discuții asupra uzurii compozitelor PEEK, PEEK CF 30 și PEEK ELS nano

În urma testelor efectuate s-au înregistrat datele necesare calculului ratei specifice de uzură a știftului conform relației [79, 127]:

$$W_s = \frac{\Delta m}{LF_N \rho}; \Delta m = m_i - m_f \quad (3.10)$$

în care: W_s – rata specifică de uzură a știftului [mm^3/Nm], Δm – pierderea de masă a știftului din compozitului [g], L – distanța de alunecare [m], F_N – forța normală la contact [N], m_i , m_f – masa inițială respectiv masa finală a știftului din compozitului [g], ρ – densitatea materialului știftului [g/mm^3].

Comportarea la uzură este determinată de coeziunea peliculei de transfer, de adeziunea acesteia la suprafața dură și de protecția suprafeței polimerului față de asperitățile metalului.

În figura 3.36 este prezentată variația ratei specifice de uzură pentru familia de materiale studiate. Rata specifică de uzură cea mai mare a fost înregistrată de compozitul aditivat cu nanotuburi de carbon: $3,4 \times 10^{-5}$ [mm^3/Nm] la $p=1,5$ MPa și $v=1,5$ m/s.

Cea mai bună comportare la uzură a prezentat-o compozitul ranforsat cu fibre de carbon (film subțire și depuneri de material compozit pe arii restrânse pe suprafața discului – fig. 3.34). Cea mai mică valoare a ratei specifice de uzură pentru PEEK CF 30 a fost de $\sim 2,1 \times 10^{-6}$ [mm^3/Nm]. Aditivarea cu nanotuburi de carbon asigură o îmbunătățire a ratei specifice de uzură în comparație cu polimerul neaditivat pentru $p=1$ MPa și la viteză de 1 m/s. Pentru $v=1,5$ m/s și $p=1,5$ MPa, compozitul PEEK ELS Nano prezintă o rată specifică de uzură mare, cu depuneri de material pe arii extinse (fig. 3.35). Uzura are loc prin pierderi de material sub formă de particule de uzură și prin transferul pe suprafață și pierderea de material prin formarea peliculei de transfer.

Având în vedere că PEEK CF 30 a înregistrat cel mai mic coeficient de frecare și cea mai mică rată specifică de uzură, se poate afirma că este materialul cu cele mai bune proprietăți tribologice dintre cele trei materiale studiate.

În figura 3.36 este prezentată variația ratei specifice de uzură pentru familia de compozite studiată. Rata specifică de uzură cea mai mare a fost înregistrată de compozitul aditivat cu nanotuburi de carbon $3,4 \times 10^{-5}$ [mm^3/Nm] la $p=1,5$ MPa și $v=1,5$ m/s.

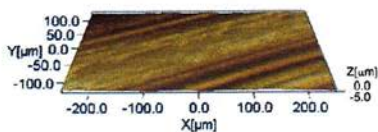
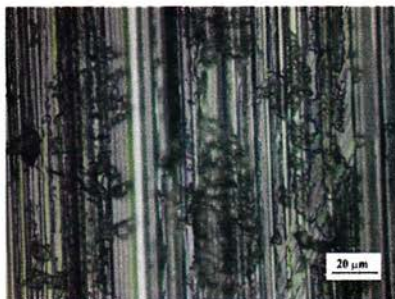


Fig. 3.33. Depuneri de material PEEK pur pe suprafața discului (imagine la microscopul optic- stânga); urma de uzură obținută la profilometru (dreapta); $v=1,5\text{m/s}$, $p= 1,5\text{MPa}$

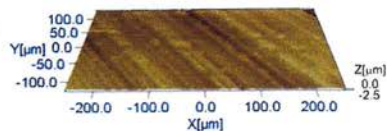
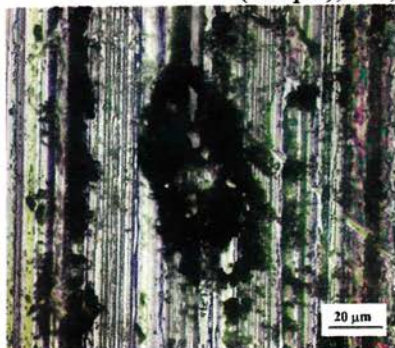


Fig. 3.34. Depuneri de material PEEK CF 30 pe suprafața discului (imagine la microscopul optic- stânga); urma de uzură obținută la profilometru (dreapta); $v=1,5\text{m/s}$, $p= 1,5\text{MPa}$

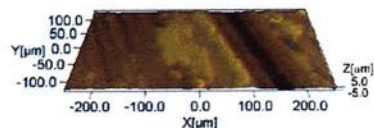
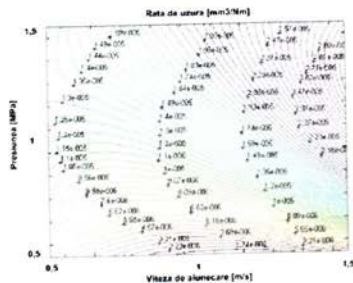
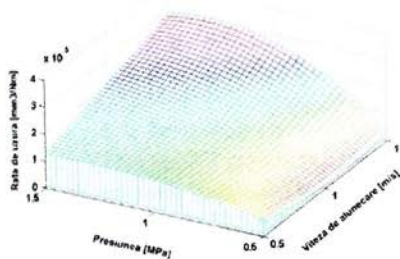
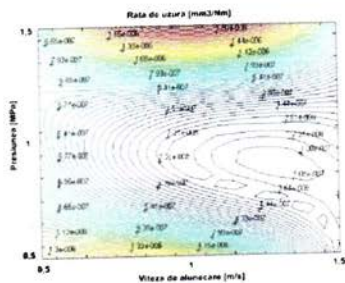
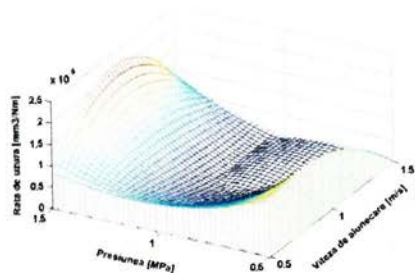


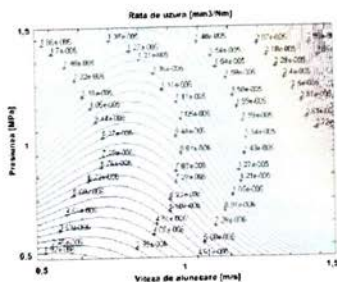
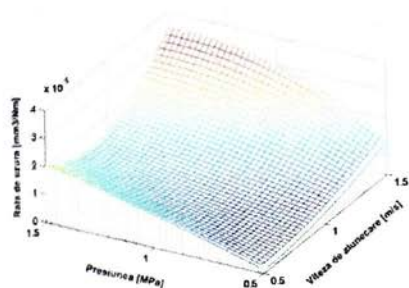
Fig. 3.35. Depuneri de material PEEK ELS Nano pe suprafața discului (imagine la microscopul optic- stânga); urma de uzură obținută la profilometru (dreapta); $v=1,5\text{m/s}$, $p= 1,5\text{MPa}$



PEEK Pur



PEEK CF 30



PEEK ELS Nano

Fig. 3.36. Variația ratei specifice de uzură pentru compozitele studiate

CAPITOLUL 4

ANALIZA CALITĂȚII SUPRAFEȚELOR COMPOZITELOR TESTATE PRIN PROFILOMETRIE 3D

4.1. Introducere

Topografia suprafeței poate fi evaluată pe baza profilurilor 2D sau 3D și cu ajutorul parametrilor de rugozitate, determinați prin prelucrarea datelor achiziționate [22, 41, 42, 44, 106, 162].

4.3. Realizarea măsurărilor 3D

În urma testelor tribologice de alunecare, în regim uscat, atât pe

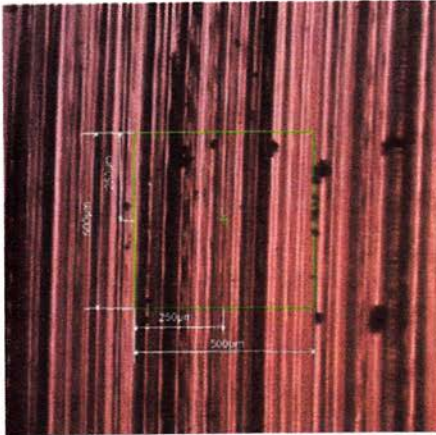


Fig. 4.2. Zona de investigare a suprafeței

efectuat măsurari pe suprafețe de $250 \mu\text{m} \times 500 \mu\text{m}$ (fig. 4.2). Numărul de puncte pe linia de scanare poate fi selectat între 100 și 1000 puncte, iar valoarea încărcării echivalente pentru materiale plastice dure trebuie să fie în intervalul 10...50 mg.

Măsurările efectuate s-au realizat pentru 200 de puncte pe linie, linia de pas setată la $5 \mu\text{m}$ iar valoarea încărcării echivalente a fost fixată la 16 mg pentru toate probele. Pe urmele de uzură de pe suprafața discurilor rezultate în urma testelor știft-pe-disc, s-au efectuat trei măsurători pentru fiecare urmă de uzură, punctele de măsurare fiind aproximativ echidistante la 120° . Pentru știfturi s-au realizat 2 măsurători și s-au calculat valorile medii ale parametrilor de amplitudine 3D nefiltrate, profilele filtrare modificând valorile parametrilor de uzură [198, 199].

suprafața de alunecare a discurilor din oțel cât și pe știfturile din materiale polimerice, s-au investigat urmele de uzură obținute pe disc și în zona centrală a știftului. Pentru analiza topografiei suprafețelor s-a utilizat profilometrul 3D PRO500 3D cu contact, cu scopul evaluării parametrilor de rugozitate, atât pe verticală cât și pe orizontală, cu aplicația *software* specializată SPIP [206]. În zona centrală a urmei de uzură de pe suprafața discului și a știftului s-au

4.5. Influența vitezei de alunecare asupra parametrilor de amplitudine și funcționali

În urma analizei imaginilor SEM s-a constatat că suprafața uzată prezintă aspecte caracteristice cuplului de materiale și regimului de lucru. Parametrii 3D de amplitudine depind de variația înălțimii rugozității suprafețelor uzate evaluate. S-au folosit 6 parametri de amplitudine pentru analiza calității suprafețelor uzate: S_a , S_q , S_{sk} , S_{ku} , S_y , și 3 parametri funcționali S_{vk} , S_k , S_p .

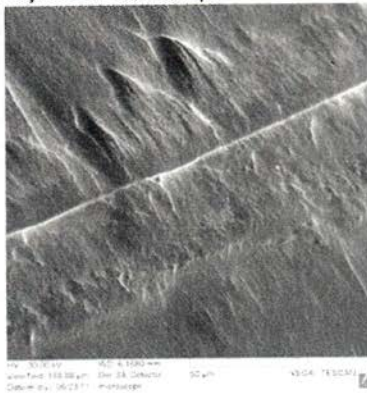


Fig. 4.7. Imaginea SEM a suprafeței uzate știft compozit PEEK neaditivat ($p=1,5\text{MPa}$, $v=1,5\text{m/s}$)

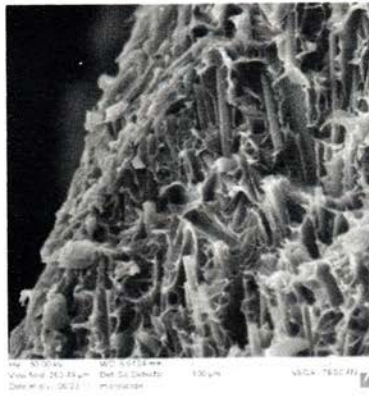


Fig. 4.8. Imaginea SEM a suprafeței uzate știft compozit PEEK CF30 ($p=1,5\text{MPa}$, $v=1,5\text{m/s}$)

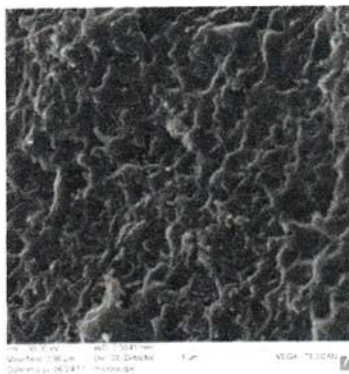


Fig. 4.9. Imaginea SEM a suprafeței uzate știft compozit PEEK ELS Nano ($p=1,5\text{MPa}$, $v=1,5\text{m/s}$)

Constatarea potrivit căreia suprafața uzată prezintă aspecte caracteristice ale suprafețelor este de ordin calitativ prin imaginile SEM și microscopia optică. Analiza parametrilor 3D poate determina felul în care parametrii de material și de regim influențează cantitativ topografia suprafeței. De exemplu, figurile 4.7, 4.8 și 4.9 prezintă parametrii suprafețelor uzate ale știftului pentru cele trei materiale studiate, sub același regim ($p=1,5\text{MPa}$, $v=1,5\text{m/s}$)

Parametrii de amplitudine S_a , S_y , S_{sk} , S_{sk_u} , S_y pentru știftul neuzat și știfturile uzate (material PEEK neaditivat) sunt prezentați în figura 4.10. Din această figură se constată că epruvetele polimerice neuzate au prezentat o calitate mai slabă a suprafeței, însă fără efect asupra evoluției coeficientului de frecare. Pentru S_a și S_q se observă o scădere a valorilor celor doi parametri, odată cu creșterea vitezei de alunecare, dar pentru $p=1$ MPa și $v=1$ m/s acești doi parametri au valori similare. Valorile cele mai mici ale parametrilor s-au înregistrat datorită compactării polimerului pe suprafață pentru presiunea medie cea mai mare ($p=1,5$ MPa). Pentru $p=0,5$ MPa, parametrul S_{sk} prezintă un interval mic de variație la viteză mai mare, $v=1,5$ m/s. S_{sk} tinde spre 0, ceea ce se explică prin faptul că suprafața investigată prezintă o distribuție simetrică a vârfurilor și golurilor. Valoarea parametrului S_{sk} , pentru $p=1,5$ MPa și $v=0,5$ m/s este mai mare decât 0, ceea ce indică prezența unor vârfuri foarte înalte pe suprafața știftului.

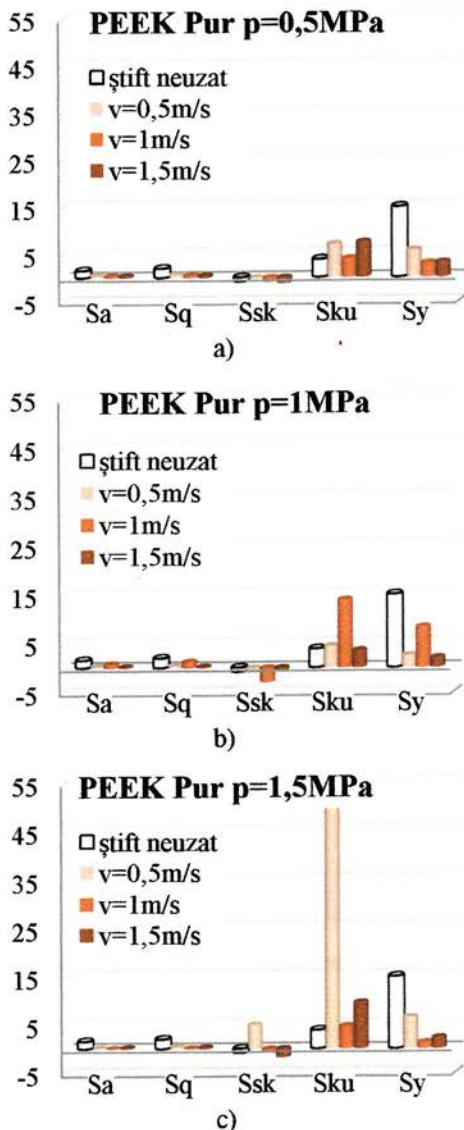
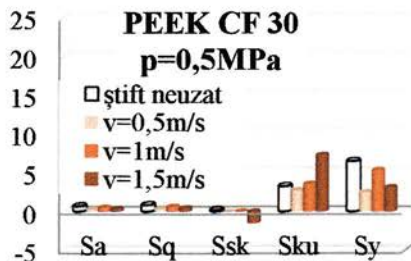


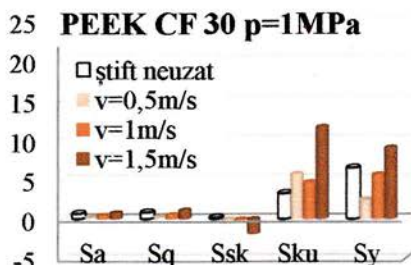
Fig. 4.10. Influența vitezei asupra parametrilor de amplitudine pentru știfturile din compozitul PEEK neaditivat

În figura 4.14 sunt prezentați parametrii de amplitudine S_a , S_y , S_{sk} , S_{ku} , S_y pentru știftul neuzat și știfturile uzate din material PEEK + 30% fibre de carbon. Din valorile parametrilor se constată că înainte de testare epruvetele polimerice neuzate au avut o calitate bună a suprafeței ($S_a = 0,6 \mu\text{m}$; $S_q = 0,8 \mu\text{m}$; $S_{sk} = -0,14$; $S_{ku} = 3,2$; $S_y = 6,4 \mu\text{m}$).

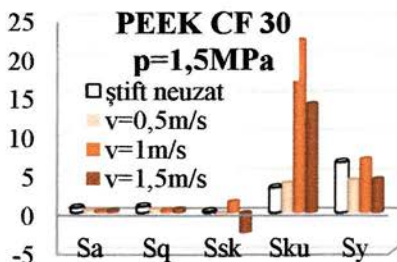
Pentru compozitul aditivat cu 30% fibre de carbon valoarea crescută a parametrului S_{ku} (>3) pentru toate vitezele de alunecare la $p=1 \text{ MPa}$ și $p=1,5 \text{ MPa}$ indică vârfuri înalte pe suprafață datorate fibrelor descoperite din matrice. Valoarea cea mai mare pentru parametru S_{ku} a fost înregistrată pentru știftul testat la $p=1,5 \text{ MPa}$, $v=1 \text{ m/s}$, fiind cauzată de vârfurile înalte ale unei aglomerări de fibre de carbon ca urmare a rămânării acestora pe suprafața urmei de uzură, pe măsură ce matricea se înmoaie, schimbându-și vâscozitatea sub influența vitezei de alunecare, a presiunii medii și a câmpului termic dezvoltat în timpul frecării. Acest lucru se constată și din figura 4.8, care prezintă imaginea SEM a suprafeței uzate a știftului de PEEK + 30% fibre de carbon (parametri de testare $p=1,5 \text{ MPa}$, $v=1,5 \text{ m/s}$).



a)



b)



c)

Fig. 4.14. Influența vitezei asupra parametrilor de amplitudine pentru știfturile din compozitul PEEK CF 30

Parametrii de amplitudine S_a , S_y , S_{sk} , S_{ku} , S_y pentru știfturile din material PEEK aditivat cu nanotuburi de carbon cu pereți multipli, sunt prezentați în figura 4.18. Epruvetele polimerice din compozit PEEK ELS Nano, neuzate au avut o calitate bună a suprafeței cu următoarele valori ale parametrilor de amplitudine: $S_a=0,4 \mu\text{m}$, $S_q=0,5 \mu\text{m}$, $S_{sk}=0,1$, $S_{ku}=2,8$, $S_y=3,8 \mu\text{m}$. Valorile sunt media a trei măsurători ale știftului neuzat.

Parametrul S_{ku} nu pare să aibă o comportare dependentă de viteză și nici de sarcină. S_{ku} prezintă valoarea cea mai mare pentru presiunea medie $p=1 \text{ MPa}$ și viteza cea mai mică $v=0,5 \text{ m/s}$, ceea ce denotă că această combinație de parametri duce la înrăutățirea calității suprafeței. Calitatea cea mai bună a suprafeței se constată a fi pentru setul de parametri $p=1 \text{ MPa}$ și $v=1,5 \text{ m/s}$, fapt indicat de valoarea mică a parametrului S_{ku} și imaginea virtuală a suprafeței (fig. 4.35). Datorită faptului că nanotuburile de carbon formează aglomerări, în matricea polimerică apar proeminențe locale, care determină creșterea parametrului S_y .

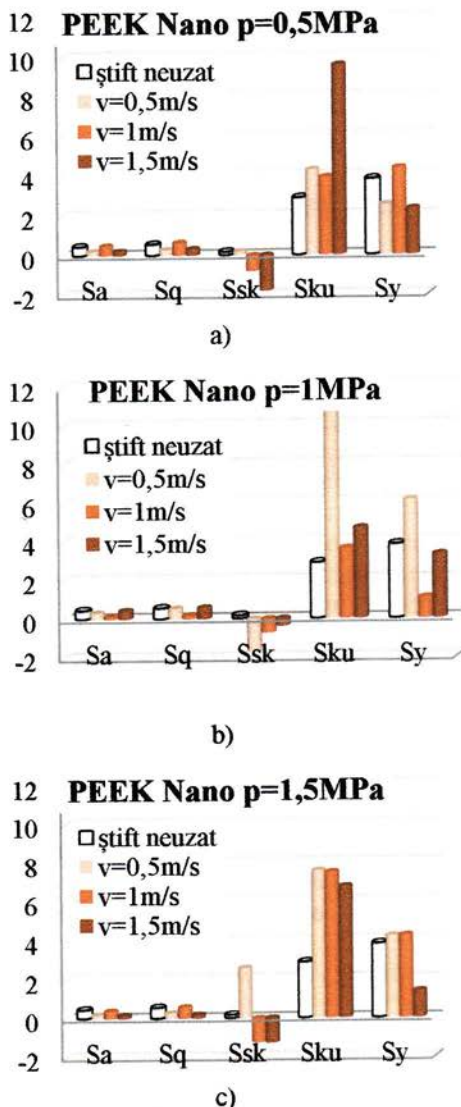


Fig. 4.18. Influența vitezei asupra parametrilor de amplitudine pentru știfturile din compozitul PEEK ELS Nano

CAPITOLUL 5

Concluzii finale

În urma cercetărilor efectuate în cadrul prezentei lucrări, s-au evidențiat următoarele:

1. Efectuarea testelor mecanice de compresiune a permis studiarea comportării mecanice a compozitelor testate;
2. Testele mecanice au permis identificarea unei legi de comportare reologică a compozitelor polimerice cu matrice polieter-eter-cetonă;
3. Adoptarea unei legi fenomenologice care descrie comportarea mecanică a polimerilor semicristalini solizi;
4. Identificarea coeficienților legii de comportare reologică, care sunt parametri specifici de material pentru fiecare dintre compozitele studiate: PEEK neaditivat; PEEK aditivat cu fibre de carbon și PEEK aditivat cu nanotuburi de carbon;
5. Există un singur set de parametri pentru fiecare compozit, valabil pentru toate vitezele de deformare studiate; eroarea dintre datele experimentale și rezultatele analitice crește odată cu creșterea vitezei de deformare;
6. Compozitul ranforsat cu 30% fibre de carbon, a prezentat cea mai bună comportare mecanică dintre cele trei materiale studiate;
7. Evoluția comportării mecanice a compozitului aditivat cu nanotuburi de carbon cu pereți multipli (MWCNT) a fost asemănătoare cu evoluția comportării mecanice a polimerului neaditivat;
8. Starea de tensiuni și deformații a compozitelor este complexă și diferă în funcție de materialul de aditivare folosit; astfel, compozitul PEEK CF 30 suportă tensiuni mai mari cu 16,7% decât PEEK neaditivat;
9. Singurul compozit ce prezintă zonă de ecrusare la deformații mici este PEEK ELS Nano;
10. S-a evidențiat că PEEK neaditivat a prezentat un caracter vâscoelastic pronunțat;
11. Compozitele studiate prezintă bune proprietăți mecanice și tribologice;
12. Compozitul aditivat cu nanotuburi de carbon nu prezintă o comportare mecanică și tribologică semnificativ îmbunătățit față de polimerul neaditivat;

13. Pentru fiecare material studiat s-au identificat procesele tribologice specifice din stratul superficial, datorită faptului că aditivii folosiți induc fenomene de uzură diferite; apariția în cazul compozitului neaditivat și a compozitului PEEK ELS Nano a fenomenului *stick-slip*, absent în cazul compozitului ranforsat cu fibre de carbon;
14. În cazul materialului PEEK neaditivat uzura știftului crește odată cu creșterea presiunii medii, iar cea mai mare rată specifică de uzură s-a înregistrat pentru parametrii de testare $v=1,5$ m/s și $p=1,5$ MPa;
15. Compozitul PEEK ELS Nano a prezentat cea mai mare rată specifică de uzură și cel mai mare coeficient de frecare dintre toate materialele studiate;
16. În urma investigării nedistructive a stratului superficial cu ajutorul microscopiei optice și electronice, s-a observat existența particulelor de uzură pe suprafața de contact, care influențează comportarea tribologică;
17. Studiul parametrilor 3D ai suprafețelor uzate permite stabilirea influenței regimului de lucru asupra calității suprafețelor uzate;
18. În urma testelor experimentale efectuate s-a stabilit faptul că materialele PEEK neaditivat, PEEK aditivat cu fibre de carbon și PEEK aditivat cu nanotuburi de carbon pot fi folosite pentru lucrul în condiții severe.

Contribuții personale

1. Elaborarea unei metodologii experimentale de testare mecanică și tribologică a compozitelor polimerice cu matrice de polieter-etercetonă;
2. Identificarea unei legi de comportare care descrie comportarea mecanică a materialelor studiate;
3. Identificarea parametrilor legii de comportare cu ajutorul metodei inverse, pentru fiecare dintre cele trei compozite;
4. Determinarea influenței fibrelor de carbon și a nanotuburilor de carbon cu pereți multipli asupra comportării mecanice și tribologice a compozitelor PEEK CF 30 și PEEK ELS Nano comparativ cu polimerul neaditivat;
5. Studiul variației coeficientului de frecare în funcție de viteza de alunecare pentru fiecare dintre cele trei materiale compozite;

6. Studiul comparativ al evoluției coeficientului de frecare în funcție de materialul de aditivare și parametrii de testare folosiți (presiunea medie și viteza de alunecare);
7. Explicarea și evidențierea transferului de material ce apare la contactul dintre compozit și contrapiesa din oțel, prin studiul comparativ al imaginilor la microscopul optic, a suprafeței discului din oțel și a știftului din material compozit;
8. Evidențierea proceselor de uzură ce apar în stratul superficial al probelor analizate;
9. S-a evaluat calitatea suprafețelor uzate cu ajutorul parametrilor de amplitudine și funcționali ai topografiei suprafețelor investigate.

Direcții de cercetare

Studiul efectuat prezintă rezultatele obținute în urma testelor mecanice și tribologice și oferă o serie de informații utile privind materialele compozite cu matrice polieter-eter-cetonă.

Se impune continuarea studiilor în următoarele direcții:

- testarea mecanică a compozitelor la viteze de deformare mai mari de $2 \times 10^{-1} \text{ s}^{-1}$;
- implementarea legii de comportare a compozitelor studiate și conceperea unui model de deformare a materialului utilizând metoda elementelor finite;
- testarea tribologică a familiei de compozite la viteze de alunecare și presiuni medii de încărcare mai mari decât cele folosite în acest studiu;
- testarea altor cuple de material în care unul să fie realizat din compozite performante cu matrice din PEEK și studiul comparativ al rezultatelor obținute;
- creșterea distanței parcurse peste 5000 m, în vederea reproducerii fidele a aplicațiilor reale.

Bibliografie

1. Aboulfaraj, M., C. G'Sell, B. Ulrich, and A. Dahoun. 1995. In situ observation of the plastic deformation of polypropylene spherulites under uniaxial tension and simple shear in the scanning electron microscope. *Polymer* 36: 731-742.
2. Ailin Liu, J. H. H., K. W. Wang and Charles E. Bakis. 2005. On the damping characteristics of polymeric composites with randomly oriented single-walled carbon nanorope fillers. *Proc. SPIE* 5760.
3. Alliston-Greiner, A. F. 1997. Test methods in tribology. Mechanical Engineering Publications Ltd. (UK): 85-93.
4. An Huy, T., Adhikari, R., Lupke, T., Henning, S., Michler, G. H. . 2004. Molecular Deformation Mechanisms of Isotactic Polypropylene in α - and β -Crystal Forms by FTIR Spectroscopy. *Journal of Polymer Science: Part B: Polymer Physics* 42: 4478-4488.
5. Andrei, G., L. Deleanu, L. Maftci, G. Birsan, and A. Besnea. 2010. On Wear Behaviour of a Composite Class with Micro-Nano Adding Particles and PA Matrix. *Materiale Plastice* 47: 356-363.
6. Archard, J. F. 1953. Contact and Rubbing of Flat Surfaces. *Journal of Applied Physics* 24.
7. Argon, A. S., and R. E. Cohen. 2003. Toughenability of polymers. *Polymer* 44: 6013-6032.
8. Asthana, R., A. Kumar, and N. B. Dahotre. 2006. *Materials processing and manufacturing science*. Elsevier.
9. Babenko, F. I., and A. K. Rodinov. 1999. Experimental evolution of the crack resistance of glass-filled polyamide under cold climatic conditions. *Journal of Engineering Physics and Thermophysics* 72: 229-230.
10. Bahadur, S. 1990. Mechanical and tribological behavior of polyester reinforced with short fibers of carbon and aramid. *Lubr. Eng* 47: 661-667.
11. Bahadur, S., and D. Gong. 1992. The action of fillers in the modification of the tribological behavior of polymers. *Wear* 158: 41-59.
12. Bair, S., M. Khonsari, and W. O. Winer. 1998. High-pressure rheology of lubricants and limitations of the Reynolds equation. *Tribology International* 31: 573-586.
13. Bangarusampath, D. S., H. Ruckdschel, V. Altstdt, J. K. W. Sandler, D. Garray, and M. S. P. Shaffer. 2009. Rheology and properties of melt-processed poly(ether ether ketone)/multi-wall carbon nanotube composites. *Polymer* 50: 5803-5811.
14. Bartenev, G. M., V. V. Lavrentev, L. H. Lee, and K. C. Ludema. 1981. *Friction and wear of polymers*. Elsevier Scientific Pub. Co.
15. Bennett, J. G., and K. S. Haberman. 1996. An Alternate Unified Approach to the Micromechanical Analysis of Composite Materials. *Journal of Composite Materials* 30: 1732-1747.
16. Besnea, A., **Trufașu D.**, G. Andrei, and L. Deleanu. 2011. Wear, friction and temperature monitoring of polyphenylene sulphide composites under

- dry sliding regime. *Annals of DAAAM & Proceedings of the 22th DAAAM International World Symposium* 22: 1277-1278.
17. Besnea, A., **D. Trufașu**, G. Andrei, P. Alexandru, and L. Deleanu. 2011. The influence of sliding speed on the friction coefficient of polyphenylene sulphide matrix composites under dry sliding regime. *The Annals of "DUNĂREA DE JOS" University of Galați, Fascicle VIII, Tribology XVII*, 2: 38-42.
 18. Bhimaraj, P., D. L. Burris, J. Action, W. G. Sawyer, C. G. Toney, R. W. Siegel, and L. S. Schadler. 2005. Effect of matrix morphology on the wear and friction behavior of alumina nanoparticle/poly(ethylene) terephthalate composites. *Wear* 258: 1437-1443.
 19. Bhushan, B., and B. K. Gupta. 1991. *Handbook of tribology: materials, coatings, and surface treatments*. McGraw-Hill.
 20. Billon, N. 2003. Effet de couplage thermomécanique dans la caractérisation du comportement de polymères solides. 16ème Congrès Français de Mécanique, Nice, 1-5 septembre.
 21. Blanchet, T. A., and S. W. Han. 1998. Simulation of the Time-Dependent Wear and Surface Accumulation Behavior of Particle-Filled Polymer Composites. *Journal of Tribology* 120: 152-158.
 22. Blunt, L., and X. Jiang. 2003. *Advanced techniques for assessment surface topography: development of a basis for 3D surface texture standards "surfstand"*. Kogan Page Science.
 23. Bower, C., R. Rosen, L. Jin, J. Han, and O. Zhou. 1999. Deformation of carbon nanotubes in nanotube-polymer composites. *Applied Physics Letters* 74: 3317-3319.
 24. Boyce, M. C., and E. M. Arruda. 1990. An experimental and analytical investigation of the large strain compressive and tensile response of glassy polymers. *Polymer Engineering & Science* 30: 1288-1298.
 25. Christian G'Sell, and J. Hiver. *Nouvelles methodes d'essai mecaniques pour la determination des lois de comportement des polymeres*. Ecole des mines de Nancy, INPL.
 26. Callister, W. D. 2007. *Materials science and engineering: an introduction*. John Wiley & Sons.
 27. Campo, E. A. 2008. *Selection of polymeric materials: how to select design properties from different standards*. William Andrew.
 28. Castagnet, S., J.-L. Gacougnolle, and P. Dang. 2000. Correlation between macroscopical viscoelastic behaviour and micromechanisms in strained polyvinylidene fluoride (PVDF). *Materials Science and Engineering: A* 276: 152-159.
 29. Chang, L., and Z. Zhang. 2005. Tribological properties of epoxy nanocomposites Part I. Enhancement of the wear resistance by nano- TiO₂ particles. *Wear* 260: 141-148.
 30. Chang, L., and Z. Zhang. 2006. Tribological properties of epoxy nanocomposites: Part II. A combinative effect of short carbon fibre with nano-TiO₂. *Wear* 258: 869-878.

31. Cheremisinoff, N. P. 1998. Advanced polymer processing operations. Noyes Publications.
32. Chung, D. D. L. 1994. Carbon fiber composites. Butterworth-Heinemann.
33. Committee on High-Performance Structural Fibers for Advanced Polymer Matrix Composites, National Research Council. Board. 2005. High-performance structural fibers for advanced polymer matrix composites. National Academies Press.
34. Czichos, H. 1978. Tribology: a systems approach to the science and technology of friction, lubrication, and wear. Elsevier Scientific Pub. Co.
35. Czichos, H., K. H. Habig, E. Santner, and M. Woydt. 2010. Tribologie-handbuch: Reibung und Verschleiß. Vieweg.
36. Czichos, H., T. Saito, L. M. Smith, and L. E. Smith. 2011. Springer Handbook of Metrology and Testing. Springer.
37. Dahoun, A., M. Aboulfaraj, C. G'Sell, A. Molinari, and G. R. Canova. 1995. Plastic behavior and deformation textures of poly(etherether ketone) under uniaxial tension and simple shear. *Polymer Engineering & Science* 35: 317-330.
38. Davim, J. P., and R. r. Cardoso. 2009. Effect of the reinforcement (carbon or glass fibres) on friction and wear behaviour of the PEEK against steel surface at long dry sliding. *Wear* 266: 795-799.
39. Davim, J. P., and R. Cardoso. 2006. Tribological behaviour of the composite PEEK-CF30 at dry sliding against steel using statistical techniques. *Materials & Design* 27: 338-342.
40. Deleanu, L. 1999. Contribuții la stadiul stratului superficial al compozitelor cu matrice de politetrafluoroetilenă pe tribomodele de alunecare. Teza de doctorat.
41. Deleanu, L., G. Andrei, S. Ciortan, A. Cantaragiu, A. Besnea, **C. Trufașu**, and G. Podaru. 2009. Statistical assessment of surface quality using 3D profilometry parameters. *The Annals of „Dunarea de Jos” University of Galati. Fascicle VIII. Tribology*: 20-30.
42. **Deleanu, L., Maftel, L., Andrei, G., Ciortan, S., Trufașu, C., Podaru, G.** 2009. Evolution of 3D amplitude parameters characterising the composite surface after pin-on-disc tests in dry regim. *International Conference on Polymers Processing in Engineering PPE 2009*. 2. 86-93.
43. Dong, W. P., P. J. Sullivan, and K. J. Stout. 1994. Comprehensive study of parameters for characterising three- dimensional surface topography: III: Parameters for characterising amplitude and some functional properties. *Wear* 178: 29-43.
44. Dong, W. P., P. J. Sullivan, and K. J. Stout. 1993. Comprehensive study of parameters for characterizing three-dimensional surface topography II: Statistical properties of parameter variation. *Wear* 167: 9-21.
45. Duan, Y., A. Saigal, R. Greif, and M. A. Zimmerman. 2003. Modeling multiaxial impact behavior of a glassy polymer. *Materials Research Innovations* 7: 10-18.

46. Duan, Y., A. Saigal, R. Greif, and M. A. Zimmerman. 2001. A uniform phenomenological constitutive model for glassy and semicrystalline polymers. *Polymer Engineering & Science* 41: 1322-1328.
47. Edelstein, A. S., and R. C. Cammarata. 1998. *Nanomaterials: synthesis, properties, and applications*. Institute of Physics Pub.
48. Fang, L., W. Liu, D. Du, X. Zhang, and Q. Xue. 2004. Predicting three-body abrasive wear using Monte Carlo methods. *Wear* 256: 685-694.
49. Friedrich, K. 1986. Wear and reinforced polymers by different abrasive counterparts. *Friction and Wear of Polymer Composites* 1: 233-287.
50. Friedrich, K., and H. Kausch. 1983. Crazes and shear bands in semi-crystalline thermoplastics. *Crazing in Polymers*, p. 225-274, vol. 52-53. Springer Berlin / Heidelberg.
51. Friedrich, K., and A. K. Schlarb. 2008. *Tribology of polymeric nanocomposites: friction and wear of bulk materials and coatings*. Elsevier.
52. Friedrich, K., Z. Zhang, and A. K. Schlarb. 2005. Effects of various fillers on the sliding wear of polymer composites. *Composites Science and Technology* 65: 2329-2343.
53. G'Sell, C. 1988. Instabilités de déformation pendant l'étirage des polymères solides. *Journal de physique* 23: 1085-1101.
54. G'Sell, C., H. El Bari, J. Perez, J. Y. Cavaille, and G. P. Johari. 1989. Effect of plastic deformation on the microstructure and properties of amorphous polycarbonate. *Materials Science and Engineering: A* 110: 223-229.
55. Gadelmawla, E. S., M. M. Koura, T. M. A. Maksoud, I. M. Elewa, and H. H. Soliman. 2002. Roughness parameters. *Journal of Materials Processing Technology* 123: 133-145.
56. Gaier, R. J. 2004. NASA Lewis Research Center, Cleveland, Ohio.
57. Gambin, W. 2001. *Plasticity and textures*. Kluwer Academic Publishers.
58. Glaeser, W. A. 1992. *Materials for tribology*. Elsevier Science.
59. Godet, M. 1984. The third-body approach: A mechanical view of wear. *Wear* 100: 437-452.
60. Guanghong, L. 1996. Electrical and shielding properties of ABS resin filled with nickel-coated carbon fibres. *Comp. Sci. and Tech* 56: 193-200.
61. Habib, B. 2008. Friction wear and acoustic emissions of some plastics sliding against Si₃N₄. *Wear* 264: 152-156.
62. Hadăr, A. 2002. *Structuri din compozite stratificate*. Editura Academiei și Editura AGIR, București.
63. Harper, C. A. 2002. *Handbook of plastics, elastomers, and composites*. McGraw-Hill.
64. Harsha, A. P., and U. S. Tewari. 2002. Tribo performance of polyaryletherketone composites. *Polymer Testing* 21: 697-709.
65. Haudin, J. M., and C. G'Sell. 1995. *Introduction à la mécanique des polymères*. Institut National polytechnique de Lorraine Nancy, France.
66. Herman, M. F. 2003. *Encyclopedia of polymer science and technology*, third edition.

67. Hmida-Maamar, S., F. Schmidt, L. Robert, V. Velay, and D. Mercier. 2006. Identification of parameters de comportement de membranes en polymeres durant le procede de soufflage. *Mater. Tech.* 94: 371-378.
68. Huang, H. D., J. P. Tu, L. P. Gan, and C. Z. Li. 2006. An investigation on tribological properties of graphite nanosheets as oil additive. *Wear* 261: 140-144.
69. Hughes, M., G. Z. Chen, M. S. P. Shaffer, D. J. Fray, and A. H. Windle. 2004. Controlling the nanostructure of electrochemically grown nanoporous composites of carbon nanotubes and conducting polymers. *Composites Science and Technology* 64: 2325-2331.
70. Israelachvili, J. N. 2006. *Intermolecular surface forces*. Academic Press, San Diego.
71. J. Paulo Davim, F. M. 2004. Influence of cutting parameters on surface roughness in turning glass-fibre-reinforced plastics using statistical analysis. *Industrial Lubrication and Tribology* Vol. 56: 270 - 274.
72. Jay, F., J. M. Haudin, and B. Monasse. 1999. Shear-induced crystallization of polypropylenes: effect of molecular weight. *Journal of Materials Science* 34: 2089-2102.
73. Jin-Hong D., Z. Y., Shuo B., Feng L., Chao S., Hui-Ming Cheng. 2002. Microstructure and Resistivity of Carbon Nanotube and Nanofiber/Epoxy Matrix Nanocomposite. *International Journal of Nanoscience* 1: 719-723.
74. Jin, L., C. Bower, and O. Zhou. 1998. Alignment of carbon nanotubes in a polymer matrix by mechanical stretching. *Applied Physics Letters* 73: 1197-1199.
75. Jones, D. P., D. C. Leach, and D. R. Moore. 1985. Mechanical properties of poly(ether-ether-ketone) for engineering applications. *Polymer* 26: 1385-1393.
76. Kang, S.-C., and D.-W. Chung. 2003. Improvement of frictional properties and abrasive wear resistance of nylon/graphite composite by oil impregnation. *Wear* 254: 103-110.
77. Kanzaki, Y. 1992. Application of polymers to seals. *Japanese Journal of Tribology* 37: 735-742.
78. Kazmierczak, T., A. Galeski, and A. S. Argon. 2005. Plastic deformation of polyethylene crystals as a function of crystal thickness and compression rate. *Polymer* 46: 8926-8936.
79. Kennedy, F. 1984. Thermal and thermodynamical effects in sliding. *Wear* 100: 453-476.
80. Kennedy, F. E., B. M. Espinoza, and S. N. Pepper. 1990. Thermo-cracking and wear of ceramic coated face seals of electric motors. *Lubric. Eng* 46: 663-671.
81. Kiang, C.-H., W. A. Goddard Iii, R. Beyers, and D. S. Bethune. 1995. Carbon nanotubes with single-layer walls. *Carbon* 33: 903-914.
82. Kim, H. J., A. Emge, S. Karthikeyan, and D. A. Rigney. 2005. Effects of tribooxidation on sliding behavior of aluminum. *Wear* 259: 501-505.

83. Kim, J., M. Kestursatya, and P. Rohatgi. 2000. Tribological properties of centrifugally cast copper alloy-graphite particle composite. *Metallurgical and Materials Transactions A* 31: 1283-1293.
84. Kim, Y. K., Lee, K.J. 2001. Synthesis of a Magnetic Composite Resin and Its Cobalt Removal Characteristics in Aqueous Solution. *Journal of Nuclear Science and Technology* 38:785-792.
85. Kobatake, S., S. Nakazawa, K. Nagata, S. Miyazawa, and Y. Kawakubo. 2005. Pin-on-disk wear study on thin-film disks for contact recording systems. *Microsystem Technologies* 11: 921-924.
86. Krishnamoorti, R. 2007. Strategies for dispersing nanoparticles in polymers. *MRS Bull.* 32: 341-347.
87. Kurokawa, M., Y. Uchiyama, and S. Nagai. 1999. Performance of plastic gear made of carbon fiber reinforced poly-ether-ether-ketone. *Tribology International* 32: 491-497.
88. Kurtz, S. M., and J. N. Devine. 2007. PEEK biomaterials in trauma, orthopedic, and spinal implants. *Biomaterials* 28: 4845-4869.
89. Kutz, M. 2002. Handbook of materials selection. J. Wiley.
90. Lamethe, J. F., P. Sergot, A. Chateauminois, and B. J. Briscoe. 2003. Contact fatigue behaviour of glassy polymers with improved toughness under fretting wear conditions. *Wear* 255: 758-765.
91. Larsen, T., T. L. Andersen, B. Thorning, A. Horwell, and M. E. Vigild. 2008. Changes in the tribological behavior of an epoxy resin by incorporating CuO nanoparticles and PTFE microparticles. *Wear* 265: 203-213.
92. Lau, A. K.-T., and D. Hui. 2002. The revolutionary creation of new advanced materials—carbon nanotube composites. *Composites Part B: Engineering* 33: 263-277.
93. Lavielle, L. 1991. Polymer-polymer friction: Relation to adhesion. *Wear* 151: 63-75.
94. Lebaal, N., S. Puissant, and F. M. Schmidt. 2005. Rheological parameters identification using in situ experimental data of a flat die extrusion. *Journal of Materials Processing Technology* 164-165: 1524-1529.
95. Lee, H. G., H. Y. Hwang, and D. G. Lee. 2006. Effect of wear debris on the tribological characteristics of carbon fiber epoxy composites. *Wear* 261: 453-459.
96. Lezak, E., Z. Bartczak, and A. Galeski. 2006. Plastic deformation behavior of beta-phase isotactic polypropylene in plane-strain compression at room temperature. *Polymer* 47: 8562-8574.
97. Li, F., K. Hu, J. Li, and B. Zhao. 2001. The friction and wear characteristics of nanometer ZnO filled polytetrafluoroethylene. *Wear* 249: 877-882.
98. Li, T. Q., M. Q. Zhang, K. Zhang, and H. M. Zeng. 2000. Long-range effects of carbon fiber on crystallization of semicrystalline thermoplastics. *Polymer* 41: 161-168.
99. Lim, S. C., and M. F. Ashby. 1987. Overview no. 55 Wear-Mechanism maps. *Acta Metallurgica* 35: 1-24.

100. Lin, L., and A. S. Argon. 1994. Structure and plastic deformation of polyethylene. *Journal of Materials Science* 29: 294-323.
101. Lin, Y. H. 2003. *Polymer viscoelasticity: basics, molecular theories, and experiments*. World Scientific.
102. Lnoe, M. 1992. Application of polymers to brakes and clutches. *Japanese Journal of Tribology* 37: 759-766.
103. Lourie, O., D. M. Cox, and H. D. Wagner. 1998. Buckling and Collapse of Embedded Carbon Nanotubes. *Physical Review Letters* 81: 1638-1641.
104. Lozano, K., Yang, S. Jones, R. E. 2004. Nanofiber toughened polyethylene composites. *Carbon* 42: 2329-2331
105. Lu, Z. P., and K. Friedrich. 1995. On sliding friction and wear of PEEK and its composites. *Wear* 181-183, Part 2: 624-631.
106. Maftei L.; 2010. Contribuții la studiul comportării tribologice a compozitelor cu poliamidă și microsferă de sticlă. Teză de doctorat. Galați.
107. Martin C. A., J. K. W., Shaffer, M. S. P., Schwarz, M.-K., Bauhofer, W., Schulte K., Windle A. H. 2004. Formation of Percolating Networks in Multi-wall carbon-nanotube-epoxy composites. *Composites Science and Technology* 64: 2309-2316.
108. Masen, M. A., M. B. de Rooij, and D. J. Schipper. 2005. Micro-contact based modelling of abrasive wear. *Wear* 258: 339-348.
109. Mattiasson, K. 1981. *Continuum Mechanics Principles for Large Deformation Problems in Solid and Structural Mechanics*. Publication 81:6-Departament of Structural Mechanics. Chalmers University of Technology-Göteborg.
110. Mazumdar, S. K. 2002. *Composites manufacturing: materials, product, and process engineering*. CRC Press.
111. McCook, N. L., M. A. Hamilton, D. L. Burris, and W. G. Sawyer. 2007. Tribological results of PEEK nanocomposites in dry sliding against 440C in various gas environments. *Wear* 262: 1511-1515.
112. McKeen, L. W. 2009. *Fatigue and Tribological Properties of Plastics and Elastomers*, 2nd Edition. William Andrew.
113. Mimaroglu, A., U. Sen, and H. Unal. 2008. Abrasive Wear Volume Maps for PA6 and PA6 Composites Under Dry Working Condition. *Applied Composite Materials* 15: 13-25.
114. Monasse, B. 1990. Les théories de la cristallisation des polymères. *Annales de la Chimie Française* 15: 173-220.
115. Morgan, P. 2005. *Carbon fibers and their composites*. Taylor & Francis.
116. Ni, W., Y.-T. Cheng, M. Lukitsch, A. M. Weiner, L. C. Lev, and D. S. Grummon. 2005. Novel layered tribological coatings using a superelastic NiTi interlayer. *Wear* 259: 842-848.
117. Nie, W. Z., and J. Li. 2010. Effect of carbon fibre content on friction and wear properties of carbon fibre reinforced PA6 composites. *Plastics, Rubber and Composites* 39: 10-15.

118. Nitta, K.-H., and M. Takayanagi. 1999. Role of tie molecules in the yielding deformation of isotactic polypropylene. *Journal of Polymer Science Part B: Polymer Physics* 37: 357-368.
119. O'Connell, M. J. 2006. Carbon nanotubes: properties and applications. CRC/Taylor & Francis.
120. Pesetskii, S., S. Bogdanovich, and N. Myshkin. 2007. Tribological behavior of nanocomposites produced by the dispersion of nanofillers in polymer melts. *Journal of Friction and Wear* 28: 457-475.
121. Peterlin, A. 1971. Molecular model of drawing polyethylene and polypropylene. *Journal of Materials Science* 6: 490-508.
122. Petermann, J., and J. M. Schultz. 1978. Lamellar separation during the deformation of high-density polyethylene. *Journal of Materials Science* 13: 50-54.
123. Placko, D., M. B. Lemistre 2004. Evaluation of the performance of an electromagnetic SHM system for composite, comparison between numerical simulation, experimental data, and ultrasonic investigation. *Proc. SPIE* 5394: 148.
124. Podestà A., G. Fantoni, P. Milani 2002. Nanotribological characterization of industrial polytetrafluorethylene-based coatings by atomic force microscopy. *Thin Solid Films* 419: 154-159.
125. Pödra, P., and S. Andersson. 1999. Simulating sliding wear with finite element method. *Tribology International* 32: 71-81.
126. Qian, D., E. C. Dickey, R. Andrews, and T. Rantell. 2000. Load transfer and deformation mechanisms in carbon nanotube-polystyrene composites. *Applied Physics Letters* 76:2868-2870.
127. Rabinowicz, E. 1995. Friction and wear of materials. Wiley.
128. Rae, P. J., E. N. Brown, and E. B. Orler. 2007. The mechanical properties of poly(ether-ether-ketone) (PEEK) with emphasis on the large compressive strain response. *Polymer* 48: 598-615.
129. Rajesh, J. and J. Bijwe. 2005. Dimensional analysis for abrasive wear behaviour of various polyamides. *Tribology Letters* 18: 331-340.
130. Rajesh, J., J. Bijwe, and U. S. Tewari. 2001. Influence of fillers on abrasive wear of short glass fibre reinforced polyamide composites. *Journal of Materials Science* 36: 351-356.
131. Rasheva, Z., G. Zhang, and T. Burkhart. 2010. A correlation between the tribological and mechanical properties of short carbon fibers reinforced PEEK materials with different fiber orientations. *Tribology International* 43: 1430-1437.
132. Ratner, S. N., Farberoua, I.I., Radyukeich, O.V. and Lure, E.G. 1964. Correlation Between Wear Resistance of Plastics and Other Mechanical Properties. *Soviet Plastics* 7: 37-45.
133. Rattan, R., and J. Bijwe. 2007. Influence of impingement angle on solid particle erosion of carbon fabric reinforced polyetherimide composite. *Wear* 262: 568-574.

134. Ravikiran, A. 1998. Effect of pin specimen contact length in the sliding direction on tribological results of pin-on-disc tests. *Tribology Letters* 4: 49-58.
135. Rhee, S. K. 1970. Wear equation for polymers sliding against metal surfaces. *Wear* 16: 431-445.
136. Riande, E. 2000. *Polymer viscoelasticity: stress and strain in practice*. Marcel Dekker.
137. Rong, C., G. Ma, S. Zhang, L. Song, Z. Chen, G. Wang, and P. M. Ajayan. 2009. Effect of carbon nanotubes on the mechanical properties and crystallization behavior of poly(ether ether ketone). *Composites Science and Technology* 70: 380-386.
138. Rowe, C. N., Armstrong, E. L. 1982. Lubricant Effects in Rolling-Contact Fatigue *Lubric. Eng* 38: 23-30.
139. Ru, C. Q. 2000. Effect of van der Waals forces on axial buckling of a double-walled carbon nanotube. *Journal of Applied Physics* 87: 7227-7231.
140. Ruan, S. L., P. Gao, X. G. Yang, and T. X. Yu. 2003. Toughening high performance ultrahigh molecular weight polyethylene using multiwalled carbon nanotubes. *Polymer* 44: 5643-5654.
141. Samios, D., S. Tokumoto, and E. L. G. Denardin. 2005. Large Plastic Deformation of Isotactic Poly(propylene) (iPP) Evaluated by WAXD Techniques. *Macromolecular Symposia* 229: 179-187.
142. Samyn, P., P. De Baets, and G. Schoukens. 2009. Influence of Internal Lubricants (PTFE and Silicon Oil) in Short Carbon Fibre-Reinforced Polyimide Composites on Performance Properties. *Tribology Letters* 36: 135-146.
143. Sandler J. K. W., S., Cadek, M., Gojny, F., van Es M., Lohmar J., Blau W., Schulte K., Shaffer M. S. P., Windle A. H. 2004. A Comparative Study of Melt Spun Polyamide-12 fibres reinforced with carbon nanotubes and nanofibres. *Polymer* 45: 2001-2015.
144. Schang, O., N. Billon, J. M. Muracciole, and F. Fernagut. 1996. Mechanical behavior of a ductile polyamide 12 during impact. *Polymer Engineering & Science* 36: 541-550.
145. Schobig, M., C. Bierogel, W. Grellmann, and T. Mecklenburg. 2008. Mechanical behavior of glass-fiber reinforced thermoplastic materials under high strain rates. *Polymer Testing* 27: 893-900.
146. Shakhvorostov, D., K. Pöhlmann, and M. Scherge. 2006. Structure and mechanical properties of tribologically induced nanolayers. *Wear* 260: 433-437.
147. Sharma, M., J. Bijwe, and P. Mitschang. 2011. Abrasive wear studies on composites of PEEK and PES with modified surface of carbon fabric. *Tribology International* 44: 81-91.
148. Shaw, M. T., and W. J. MacKnight. 2005. *Introduction to polymer viscoelasticity*. Wiley-Interscience.

149. Shenogin, S., A. Bodapati, L. Xue, R. Ozisik, and P. Keblinski. 2004. Effect of chemical functionalization on thermal transport of carbon nanotube composites. *Applied Physics Letters* 85: 2229-2231.
150. Sidorenko, A., D. Julthongpiput, I. Luzinov, V.V. Tsukruk. 2002. Oily nanocoatings. *Tribology Letters* 12: 101-104.
151. Sidorenko A., H.-S. Ahn., Doo-In Kim, H.Yang , V. V. Tsukruk. 2002. Wear stability of polymer nanocomposite coatings with trilayer architecture. *Wear* 252: 946-955.
152. Silva, L., J. Davim, A. Festas, and A. Abrão. 2009. Machinability aspects concerning micro-turning of PA66-GF30-reinforced polyamide. *The International Journal of Advanced Manufacturing Technology* 41: 839-845.
153. Singh, R., A. Mattoo, and A. Saigal. 2006. Optimizing the design and impact behavior of a polymeric enclosure. *Materials & Design* 27: 955-967.
154. Sinha, S. K., and B. J. Briscoe. 2009. *Polymer tribology*. Imperial College Press.
155. Sinha, S. K., W. L. M. Chong, and S.-C. Lim. 2007. Scratching of polymers—Modeling abrasive wear. *Wear* 262: 1038-1047.
156. Sivebaek, I., M., V. Samoilov, N., and B. Persson, N. J. 2008. Frictional properties of confined polymers. *Eur. Phys. J. E* 27: 37-46.
157. Soos E., C. Teodosiu 1983. *Calcul tensorial cu aplicații în mecanica solidelor*. Editura Științifică și Enciclopedică, București.
158. Spitalsky, Z., D. Tasis, K. Papagelis, and C. Galiotis. 2010. Carbon nanotubes polymer composites: Chemistry, processing, mechanical and electrical properties. *Progress in Polymer Science* 35: 357-401.
159. Srinath, G., and R. Gnanamoorthy. 2005. Effect of nanoclay reinforcement on tensile and tribo behaviour of Nylon 6. *Journal of Materials Science* 40: 2897-2901.
160. Stachowiak, G. W. 2000. Particle angularity and its relationship to abrasive and erosive wear. *Wear* 241: 214-219.
161. Stachowiak, G. W., and A. W. Batchelor. 2005. *Engineering tribology*. Elsevier Butterworth-Heinemann.
162. Stout, K., and L. Blunt. 2000. *Three-dimensional surface topography*. Penton.
163. Sun, H., and B. Yang. 2008. In situ preparation of nanoparticles/polymer composites. *Science in China Series E: Technological Sciences* 51: 1886-1901.
164. Szabo S.J., Z. Kocsis C. Tibor. 2004. Mechanical properties of balast fibre reinforced PP/PA blends. *Periodica polytechnica, ser. mech. eng.* 48: 119-132.
165. Szeliga, D., J. Gawad, and M. Pietrzyk. 2004. Parameters identification of material models based on the inverse analysis. *Int. J. Appl. Math. Comput. Sci.* 14: 549-556.

166. Thostenson E.T., W. Z. Li, D. Z. Wang, Z. F. Ren, T. W. Chou 2002. Carbon nanotube/carbon fiber hybrid multiscale composites. *Journal of Applied Physics* 91: 6034-6037
167. Thostenson, E. T., Z. Ren, and T.-W. Chou. 2001. Advances in the science and technology of carbon nanotubes and their composites: a review. *Composites Science and Technology* 61: 1899-1912.
168. Tijssens, M. G. A., E. van der Giessen, and L. J. Sluys. 2000. Simulation of mode I crack growth in polymers by crazing. *International Journal of Solids and Structures* 37: 7307-7327.
169. Tillier, Y. 1998. Identification par analyse inverse du comportement mécanique des polymères solides; Application aux sollicitations multiaxiales et rapides. Thèse de doctorat, ENSMP.
170. Truțașu, D., A. Besnea, G. Andrei, and D. Dima. 2011. Parameters identification of mechanical behaviour law for polyether-ether-ketone composites. *Annals of DAAAM & Proceedings of the 22th DAAAM International World Symposium* 22: 1271-1272.
171. Truțașu, D., A. Besnea, G. Andrei, and L. Deleanu. 2011. The Influence of adding materials used to improve the tribological properties of PEEK matrix composites. *The Annals of "DUNĂREA DE JOS" University of Galați, Fascicle VIII, Tribology XVII*, 2: 43-47.
172. Truhan, J. J., R. Menon, and P. J. Blau. 2005. The evaluation of various cladding materials for down-hole drilling applications using the pin-on-disk test. *Wear* 259: 1308-1313.
173. Tsukamoto, N. 1992. Application of polymers to gears. *Japanese Journal of Tribology* 37: 743-750.
174. Unal, H., A. Mimaroglu, U. Kadioglu, and H. Ekiz. 2004. Sliding friction and wear behaviour of polytetrafluoroethylene and its composites under dry conditions. *Materials & Design* 25: 239-245.
175. Unal, H., U. Sen, and A. Mimaroglu. 2005. Abrasive wear behaviour of polymeric materials. *Materials & Design* 26: 705-710.
176. Unal, H., U. Sen, and A. Mimaroglu. 2004. Dry sliding wear characteristics of some industrial polymers against steel counterface. *Tribology International* 37: 727-732.
177. Unal, H., Sen, U., Mimaroglu, A. 2007. Study of Abrasive Wear Volume Map for PTFE and PTFE Composites, *Applied Composite Materials* 14: 287-306.
178. Vande Voort, J., and S. Bahadur. 1995. The growth and bonding of transfer film and the role of CuS and PTFE in the tribological behavior of PEEK. *Wear* 181-183, Part 1: 212-221.
179. Vollath, D. 2008. *Nanomaterials: an introduction to synthesis, properties and application*. Wiley-VCH.
180. Voss, H., and K. Friedrich. 1987. On the wear behaviour of short-fibre-reinforced peek composites. *Wear* 116: 1-18.
181. Wang, Q., S. Ge, and D. Zhang. 2005. Nano-mechanical properties and biotribological behaviors of nanosized HA/partially-stabilized zirconia composites. *Wear* 259: 952-957.

182. Wang, Y., S. Lim, J. L. Luo, and Z. H. Xu. 2006. Tribological and corrosion behaviors of Al₂O₃/polymer nanocomposite coatings. *Wear* 260: 976-983.
183. Ward, I. M., and J. Sweeney. 2004. An introduction to the mechanical properties of solid polymers. Wiley.
184. Weimin, L., H. Chunxiang, G. Ling, W. Jianmin, and D. Hongxin. 1991. Study of the friction and wear properties of MoS₂-filled Nylon 6. *Wear* 151: 111-118.
185. Werner, P., V. Altst, R. Jaskulka, O. Jacobs, J. K. W. Sandler, M. S. P. Shaffer, and A. H. Windle. 2004. Tribological behaviour of carbon-nanofibre-reinforced poly(ether ether ketone). *Wear* 257: 1006-1014.
186. Whitehouse, D. J. 2002. Surfaces and their measurement. HPS.
187. Wilcoxon, J. P., E. L. Venturini, and P. Provencio. 2004. Magnetic response of dilute cobalt nanoparticles in an organic matrix: The effects of aging and interface chemistry. *Physical Review B* 69, 172402.
188. Wong, B. K. P., S. K. Sinha, J. P. Y. Tan, and K. Y. Zeng. 2004. Nano-Wear Mechanism for Ultra-High Molecular Weight Polyethylene (UHMWPE) Sliding Against a Model Hard Asperity. *Tribology Letters* 17: 613-622.
189. Wyzgoski, M., and G. Novak. 2008. An improved model for predicting fatigue S-N (stress-number of cycles to fail) behavior of glass fiber reinforced plastic. *Journal of Materials Science* 43: 2879-2888.
190. Xiao-Dong, P. 2007. Wet sliding friction of elastomer compounds on a rough surface under varied lubrication conditions. *Wear* 262: 707-717.
191. Xie, G. Y., G. S. Zhuang, G. X. Sui, and R. Yang. 2010. Tribological behavior of PEEK/PTFE composites reinforced with potassium titanate whiskers. *Wear* 268: 424-430.
192. Xu, Y. M., and B. G. Mellor. 2001. The effect of fillers on the wear resistance of thermoplastic polymeric coatings. *Wear* 251: 1522-1531.
193. Xu Zhou, K.-W. Wang., C. Bakis. 2004. The investigation of carbon-nanotube-based polymers for improved structural damping. *Proc. SPIE* 5386.
194. Zhang, G., Z. Rasheva, and A. K. Schlarb. 2010. Friction and wear variations of short carbon fiber (SCF)/PTFE/graphite (10vol.%) filled PEEK: Effects of fiber orientation and nominal contact pressure. *Wear* 268: 893-899.
195. Zhao, L.-X., L.-Y. Zheng, and S. Zhao. 2006. Tribological performance of nano-Al₂O₃ reinforced polyamide 6 composites. *Materials Letters* 60: 2590-2593.
196. Zhao, Q., and S. Bahadur. 1999. The mechanism of filler action and the criterion of filler selection for reducing wear. *Wear* 225: 660-668.
197. Zhu, J., J. Kim, H. Peng, J. L. Margrave, V. N. Khabashesku, and E. V. Barrera. 2003. Improving the Dispersion and Integration of Single-Walled Carbon Nanotubes in Epoxy Composites through Functionalization. *Nano Letters* 3: 1107-1113.

198. Mechanical Testing and evaluation, vol. 8, ASM International Handbook Committee, 2000.
199. Materials Characterization vol. 10, ASM International Handbook Committee, 2000.
200. SR EN ISO 12085: 1999, Specificații geometrice pentru produse (GPS) Starea suprafeței: Metoda profilului.
201. SR EN ISO 13565-2: 1999, Specificații geometrice pentru produse (GPS) Starea suprafeței: Metoda profilului; Suprafețele cu proprietăți funcționale diferite în funcție de niveluri. Partea a doua: Caracterizarea înălțimilor utilizând curba lungimilor portante relative.
202. SR EN ISO 4287: 2003, Specificații geometrice pentru produse (GPS) Starea suprafeței: Metoda profilului. Termeni, definiții și parametrii de stare a profilului.
203. SR EN ISO 11562: 1999, Specificații geometrice pentru produse (GPS) Starea suprafeței: Metoda profilului – Caracteristici metrologice ale filtrelor cu corecție de fază.
204. SR ISO 4287/A 99: 2003, Geometrical product specification (GPS) Surface texture: Profile method. Terms, definition and surface texture parameters.
205. EN ISO 4289: 1997, Geometrical product specification (GPS) Surface texture: Rules and procedures for the assessment of surface texture.
206. SPIP , The Scanning Probe Image Processor SPIP, Version 5.8. (2011).
- 207 www.ensinger.com

Drd. ing. Trufașu Dan Cătălin
Lucrări rezultate din cercetare

1. **Trufașu Dan**, Aida Besnea, Gabriel Andrei, Lorena Deleanu; The Influence of adding materials used to improve the tribological properties of PEEK matrix composites; The Annals of "DUNĂREA DE JOS" University of Galați, Fascicle VIII, Tribology, 2011 (XVII), Issue 2, ISSN 1221-4590, p. 43-47, 2011. (**BDI - PROQUEST -CSA Illumina** <http://www.proquest.co.uk/en-UK/products/titlelists/tl-csa.shtml>, înregistrată la **Index Copernicus Journals Master List** și în **EBSCO database**).
2. **Trufașu Dan**, Aida Besnea, Gabriel Andrei, Dumitru Dima; Parameters identification of mechanical behaviour law for polyether-ether-ketone composites, Annals of DAAAM & Proceedings of the 22th DAAAM International World Symposium, 23-26th November 2011, vol. 22, no. 1, Vienna, Austria, p. 1271-1272, 2011. (CPCI integrată în **Web of Science Thompson Reuters**; EBSCO Publishing Biographical Database; Thompson Gale).
3. Deleanu Lorena, Gabriel Andrei, Sorin Ciortan, Alina Cantaragiu, Aida Besnea, **Cătălin Trufașu**, Gianina Podaru; Statistical Assessment of Surface Quality Using 3D Profilometry Parameters; The Annals of "DUNĂREA DE JOS" University of Galați, Fascicle VIII, Tribology, Nr.1, p. 20-30; 2009. (**BDI - PROQUEST -CSA Illumina** <http://www.proquest.co.uk/en-UK/products/titlelists/tl-csa.shtml>, înregistrată la **Index Copernicus Journals Master List** și în **EBSCO database**).
4. Besnea Aida, **Dan Trufașu**, Gabriel Andrei, Petrică Alexandru, Lorena Deleanu; the influence of sliding speed on the friction coefficient of Polyphenylene sulphide matrix composites under Dry sliding regime; The Annals of "DUNĂREA DE JOS" University of Galați, Fascicle VIII, Tribology, 2011 (XVII), Issue 2, ISSN 1221-4590, p. 38-42, 2011. (**BDI - PROQUEST -CSA Illumina** <http://www.proquest.co.uk/en-UK/products/titlelists/tl-csa.shtml>, înregistrată la **Index Copernicus Journals Master List** și în **EBSCO database**).
5. Besnea Aida, **Dan Trufașu**, Gabriel Andrei, Lorena Deleanu; Wear, friction and temperature monitoring of polyphenylene sulphide composites under dry sliding regime, Annals of DAAAM & Proceedings of the 22th DAAAM International World Symposium, 23-26th November 2011, vol. 22, no. 1, Vienna, Austria, p. 1277-1278, 2011. (CPCI integrată în **Web of Science Thompson Reuters**; EBSCO Publishing Biographical Database; Thompson Gale).
6. Deleanu Lorena, Laura Maftci, Gabriel Andrei, Sorin Ciortan, **Cătălin Trufașu**, Gianina Podaru; Evolution of 3D amplitude parameters characterising the composite surface after pin-on-disc tests in dry regim; International Conference on Polymers Processing in Engineering PPE 2009 nr. 2, 86-93, 2009.
7. **Trufașu Dan**; Evolution des paramètres 3D caractérisant la surface des composites avec le test pinion-disque dans un régime sec; Journée des doctorants INSA de Rennes, 9 dec. 2009.

