

INFLUENȚA MICROSTRUCTURII ASUPRA REZISTENȚEI LA EROZIUNE PRIN CAVITAȚIE A FONTELOR CU GRAFIT NODULAR

Teză de doctorat – Rezumat

pentru obținerea titlului științific de doctor la
Universitatea Politehnica Timișoara
în domeniul de doctorat Ingineria materialelor

autor ing. Aurel Traian BENA

conducători științifici: Prof.univ.dr.ing. Ion MITELEA și Prof.univ.dr.ing. Ilare Bordeășu
luna__ anul 2019

Capitolul 1

STADIUL ACTUAL AL CERCETĂRILOR PRIVIND EROZIUNEA PRIN CAVITAȚIE A FONTELOR CU GRAFIT NODULAR

1.3 Eroziunea cavitațională: factori de influență, mecanisme de degradare

Eroziunea cavitațională este considerată de specialiști, ca fiind un fenomen tipic de oboseală locală a materialului care suferă deformații sau/și rupeți sub impactul repetat cu microjeturile și undele de șoc generate prin implozia bulelor cavitaționale [35], [72], [61].

Degradarea prin eroziune cavitațională apare la diferite echipamente cum ar fi: pompe, turbine hidraulice, elicele navale, rotori și mixeri de mare viteză din industria farmaceutică, construcții aerospațiale, chimie și petrochimie, dar și alte echipamente hidromecanice [72], [5], [6].

La momentul actual, atât oamenii de știință cât și producătorii de echipamente hidromecanice, nave maritime și fluviale, se preocupă de găsirea unor noi materiale și a unor noi tehnici de îmbunătățire a rezistenței la eroziune prin cavitație. Cercetările realizate în laboratoare de specialitate [34],[5],[66],[6] au arătat că nivelul distrugerilor cavitaționale la oțeluri depinde, pe de o parte, de intensitatea cavitației, care este specifică hidrodinamicii curentului cavitant, iar pe de altă parte, de natura materialului caracterizată prin:

- compoziția chimică, respectiv conținutul în carbon și în elemente de aliere (Ni, Cr, Mn, Mo, V, W, Nb, Al);
- microstructură;
- tehnologia de elaborare a semifabricatului (turnat, laminat, etc.);
- tratamentul de durificare și de omogenizare structurală (termic, termomecanic, termochimic, etc.);
- valoarea proprietăților mecanice (R_m , $R_{p0.2}$, HB, KCU).

În timpul cavitației, în curentul hidrodinamic, prin variația presiunilor se dezvoltă bulele

cavitaționale care pot avea o formă simetrică sau asimetrică în funcție de locul în care se află. Forma asimetrică apare când bula este apropiată de peretele solid. Cu cât este mai aproape de solid cu atât se deformează mai mult. Datorită creșterii presiunilor se întâmplă două fenomene: bula se comprimă până la un punct – fenomen numit **implozie** – și când trece printr-un câmp de presiuni mai mic se destinde brusc și generează unde de șoc a căror presiune de impactare a solidului este de 10^4 - 10^6 atm. [79], [56]. Forța de impact scade când bula este mai depărtată de perete și când lichidul este mai vâscos. Durata trecerii de la dimensiunea mică la destinderea bruscă este de ordinul microsecundelor și de aceea unda de șoc care impactează solidul are o forță foarte mare.

Cel de-al doilea mecanism este cel al microjeturilor. Aceste microjeturi apar într-un vârtej inelar datorită involuției peretelui bulei mult mai pronunțat când aceasta este lângă perete. Dosul peretelui bulei este împins spre exterior până când bula se sparge și se creează prin centru un microjet cu diametrul sub 1 mm și cu viteze de până la 100 m/s [79],[60]. Mecanismul involuției peretelui bulei și apariția microjetului este prezentat în **figurile 1.7 și 1.8** [10],[11]. În **figura 1.8** este sugerat și modul de rupere a materialului (propagare a fisurii) în urma impactului cu microjetul.

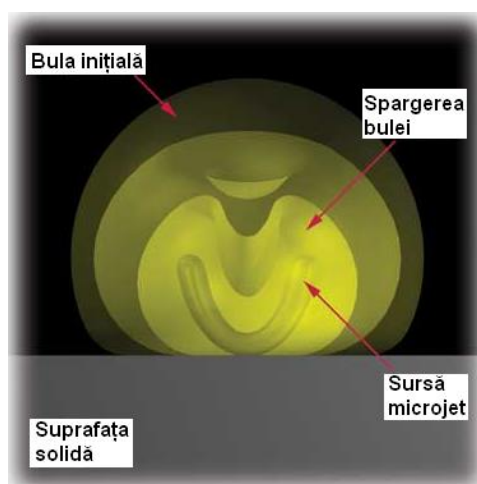


Fig. 1.7 Mecanismul de formare a bulei cavitaționale și a microjetului [10],[11]

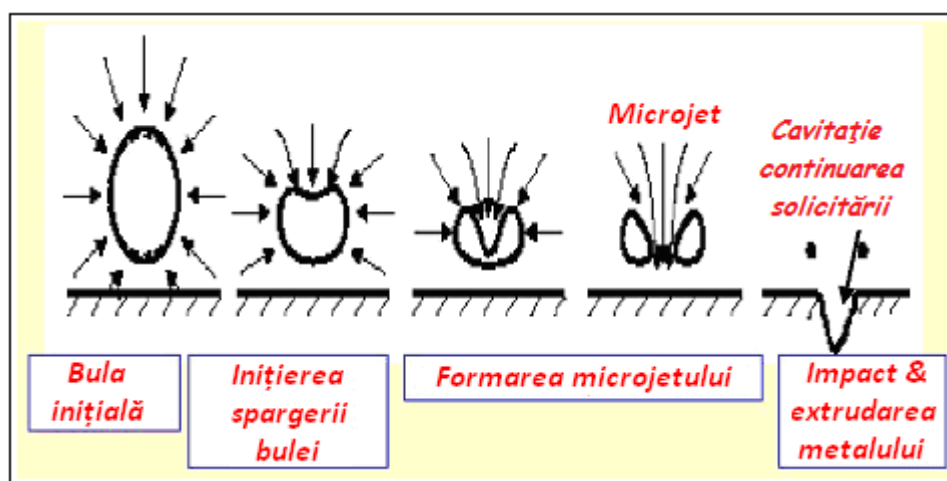


Fig. 1.8 Mecanismul surpării bulei cavitaționale și generării fisurii[10], [11]

1.6 Elementele de dificultate ale problemei

Testele standardizate prin care se simulează procesul de eroziune prin cavitație în condiții de

laborator conduc la diferențe importante față de fenomenele reale de cavitație care apar în componente ale mașinilor hidraulice. Astfel, Choi și al. [27] au studiat influența diferitelor intensități de eroziune și a metodelor de testare și au concluzionat că clasificarea relativă a rezistenței la eroziune a unor materiale depinde de intensitatea cavitației. Potrivit lui Chahine și colab. [26], metoda de testare cu ultrasunete conduce la formarea unui nor de bule de cavitație, întotdeauna în același loc, cu bule de dimensiuni aproape uniforme și o formă a acestora obținută la o frecvență fixă, comparativ cu cazurile reale în care există o distribuție de mărime ca nuclee precum și diferite frecvențe interesante. De asemenea, ei au subliniat că testul standardizat nu permite o caracterizare completă a comportamentului în condiții reale din cauza absenței unui flux de lichid real sau a interacțiunii nucleelor de bule cu vârtejurile curgerii turbulente.

Comparativ cu eroziunea reală a cavitației care are loc după o perioadă lungă de expunere, testele accelerate standardizate furnizează rezultate relevante de laborator, care pot fi utilizate pentru a compara materialele testate în condiții similare. Echipamentul folosit pentru acest scop conduce la un proces intens de eroziune într-un mod controlabil și reproductibil, prin generarea unor nori de bule care erodează suprafața unei probe realizate din materialul testat. Astfel de echipamente pot fi utilizate pentru a evalua rezistența la eroziune prin cavitație a unui material în ceea ce privește viteza de eroziune, permițând astfel o clasificare a materialelor pe baza acestei proprietăți. Echipamentele cu ultrasunete au fost dezvoltate în scopul evaluării procesului de eroziune prin cavitație, conform standardelor ASTM G32-2010 [9],[29]. Ele au avantajul de a folosi echipamente simple, cu parametri ușor controlabili, care generează vibrații longitudinale, amplificate și transmise în lichid ca unde ultrasonice.

O altă dificultate a problemei cercetate vizează multiplele încercări nereușite sau doar parțial reușite de corelare a rezistenței la eroziune prin cavitație cu o singură sau cu o combinație de proprietăți mecanice ale materialelor metalice. Aceste proprietăți mecanice includ caracteristicile de ductilitate, duritatea, rezistența la rupere, limita de curgere, reziliența KCU, energia de rupere KV [17] și produsul dintre coeficientului de rezistență la oboseală și exponentul de ecrusare mecanică ciclică.[34]

Franc și Michel [35], au subliniat faptul că mecanismele de oboseală trebuie să fie de așteptat, din cauza caracterului repetitiv al procesului, care implică rate ridicate de solicitare și durate scurte de impact.

1.7 Obiectivele tezei de doctorat

Cercetările efectuate în cadrul tezei de doctorat vizează următoarele obiective principale:

- efectul tratamentelor termice volumice asupra rezistenței la eroziune prin cavitație;
- generarea de straturi submicro- și nano-structurate cu rezistență mărită la eroziune prin cavitație utilizând tehnici moderne de modificare a suprafeței;
- aprofundarea mecanismului de amorsare și propagare a fisurilor și ruperilor în urma solicitărilor provocate de impactul cu microjeturile și undele de șoc, la implozia bulelor cavitationale din câmpul hidrodinamic.

Scopul cercetărilor presupune găsirea de soluții cuprinzătoare interdisciplinare și stabilirea potențialului de măsuri cu focalizare pe tratamente termice și acoperiri ale suprafețelor metalice cu noi materiale având performanțe anticavitaționale îmbunătățite.

Noutatea tezei de doctorat:

Noutatea tezei de doctorat constă în aprofundarea fenomenologică a eroziunii prin cavitație și definirea modalităților de înnobilare a suprafeței pieselor din fontă nodulară în vederea măririi duratei de viață a echipamentelor care lucrează în asemenea condiții.

Capitolul 2

TRATAMENTELE TERMICE VOLUMICE ȘI REZISTENȚA LA EROZIUNE PRIN CAVITAȚIE

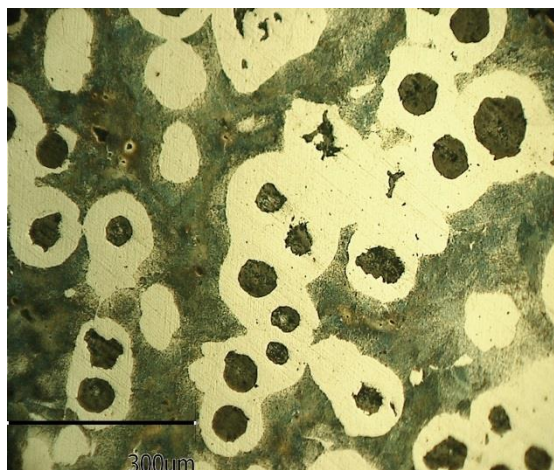
2.2. Materialul cercetat, standul experimenta si procedura de lucru

Materialul cercetat este o fontă nodulară cu matrice ferito-perlitică, EN-GJS-400-15, având următoarea compoziție chimică: C = 3.57%, Si = 2.51%, Mn = 0.23%, P = 0.044%, S = 0.010% și Fe = rest.

În stare neatacată, forma grafitului este complet sferică, existând circa 50-70 noduli/m² a căror dimensiune medie variază între 40 μm și 60 μm (**fig. 2.1a**). Microstructura masei metalice de bază este alcătuită din aproximativ 60% F și 40% P (**fig. 2.1b**).



-a- x 100



-b- x100

Fig. 2.1 Morfologia grafitului (a) și microstructura masei metalice de bază (b)

Bare turnate din această fontă având dimensiunile Φ 25 x 40 mm, au fost supuse următoarelor tratamente termice volumice:

- recoacere pentru detensionare (fig.2.2);
- recoacere pentru înmuiere (fig.2.3);
- recoacere pentru normalizare (fig.2.4);
- călire martensitică urmată de revenire (fig.2.5)

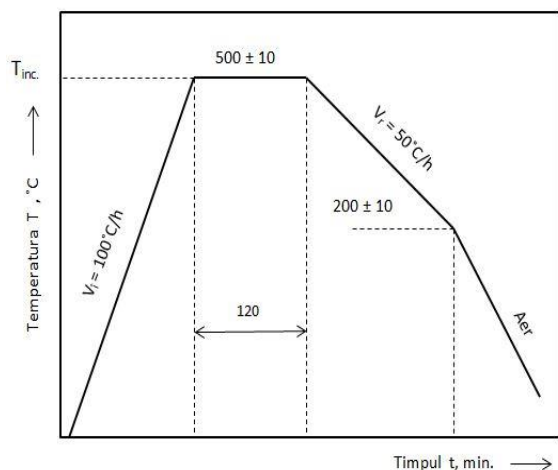


Fig.2.2 Ciclograma tratamentului termic de recoacere pentru detensionare

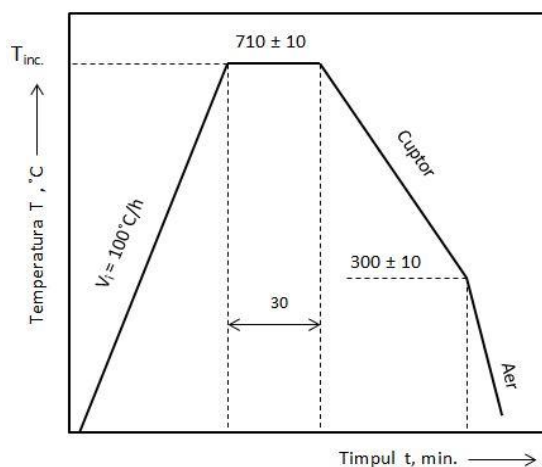


Fig. 2.3 Ciclograma tratamentului termic de recoacere pentru înmuiere

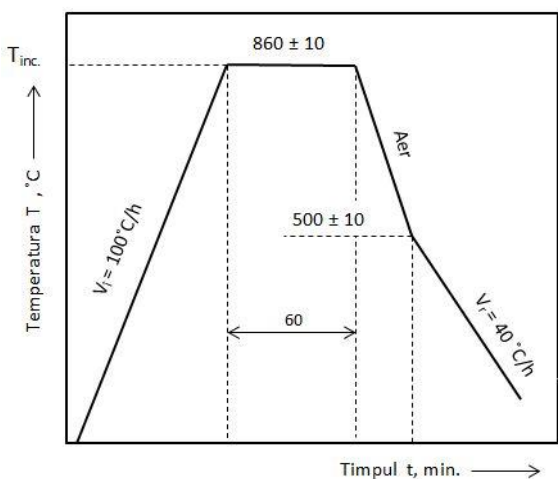


Fig. 2.4 Ciclograma tratamentului termic de recoacere pentru normalizare

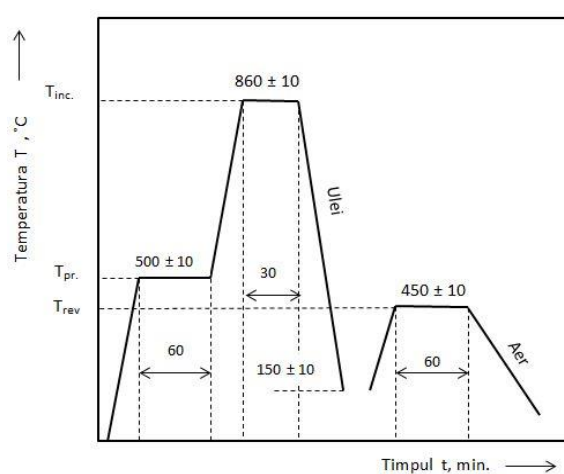


Fig. 2.5 Ciclograma tratamentului termic de călire - revenire

Ulterior, din acestea au fost prelevate probe pentru testele de cavitație (**fig.2.6**) și pentru studii microstructurale.

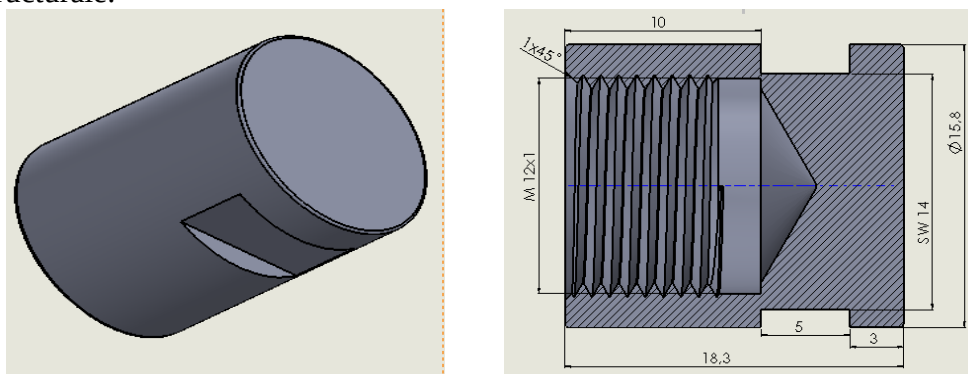


Fig.2.6 Geometria probelor testate la cavitație

Încercările de cavitație au fost conduse pe un aparat vibrator [20] cu cristale piezoceramice (**fig.2.7**) realizat în conformitate cu cerințele normelor ASTM G32-2010 [74].

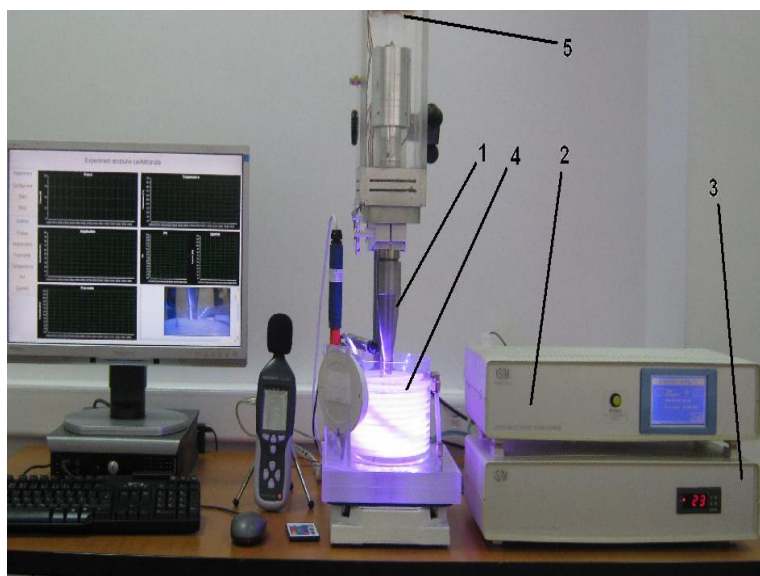


Fig.2.7 Imaginea de ansamblu (a) și schema funcțională (b) a aparatului vibrator cu cristale piezoceramice:
1- sonotroda; 2 - sistemul electronic; 3 – regulatorul de temperatură a apei; 4 – vas cu lichid și serpentină de răcire; 5 – sistemul de ventilație

Pe baza cercetărilor efectuate s-a putut analiza comparativ efectul tratamentelor termice volumice luate în considerare asupra comportării la eroziune prin cavitație a acestei categorii de fonte. În **fig. 2.32** sunt prezentate curbele de eroziune cavitațională pentru cele 4 variante de tratament termic aplicat, remarcându-se diferențele de comportament ale aceluiași material în funcție de microstructura obținută. Cele mai favorabile valori pentru MDE și MDER le oferă tratamentul termic de călire – revenire, iar cele mai defavorabile, tratamentul de recoacere pentru înmuiere. Valori suficient de bune se obțin și după recoacerea pentru normalizare, care poate fi aplicată fie ca tratament termic preliminar, fie ca tratament termic final.

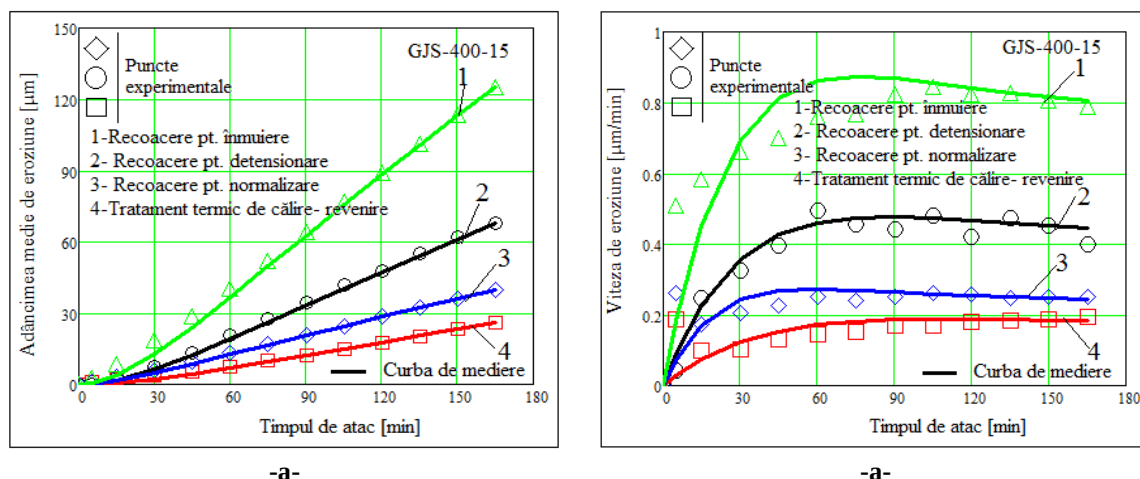


Fig. 2.32 Curbele de eroziune cavitațională pentru cele 4 variante de tratament termic : **a** – adâncimea medie de pătrundere a eroziunii; **b** – viteza de eroziune

2.6 Măsuratori de rugozitate

Analiza comparativă a gradului de deteriorare a suprafeței în urma testelor de cavitație dovedește încă odată efectul benefic al tratamentului termic final aplicat asupra comportării la cavitație a fontei cercetate, chiar dacă în urma îndepărtării grafitului, care este o incluziune

nemetalică, porțiunile respective din suprafața materialului devin mai rugoase. Din **fig. 2.35** a...d se poate constata ca masa metalică de bază păstrează valori mult mai favorabile dacă a suferit tratamentul termic de călire – revenire.

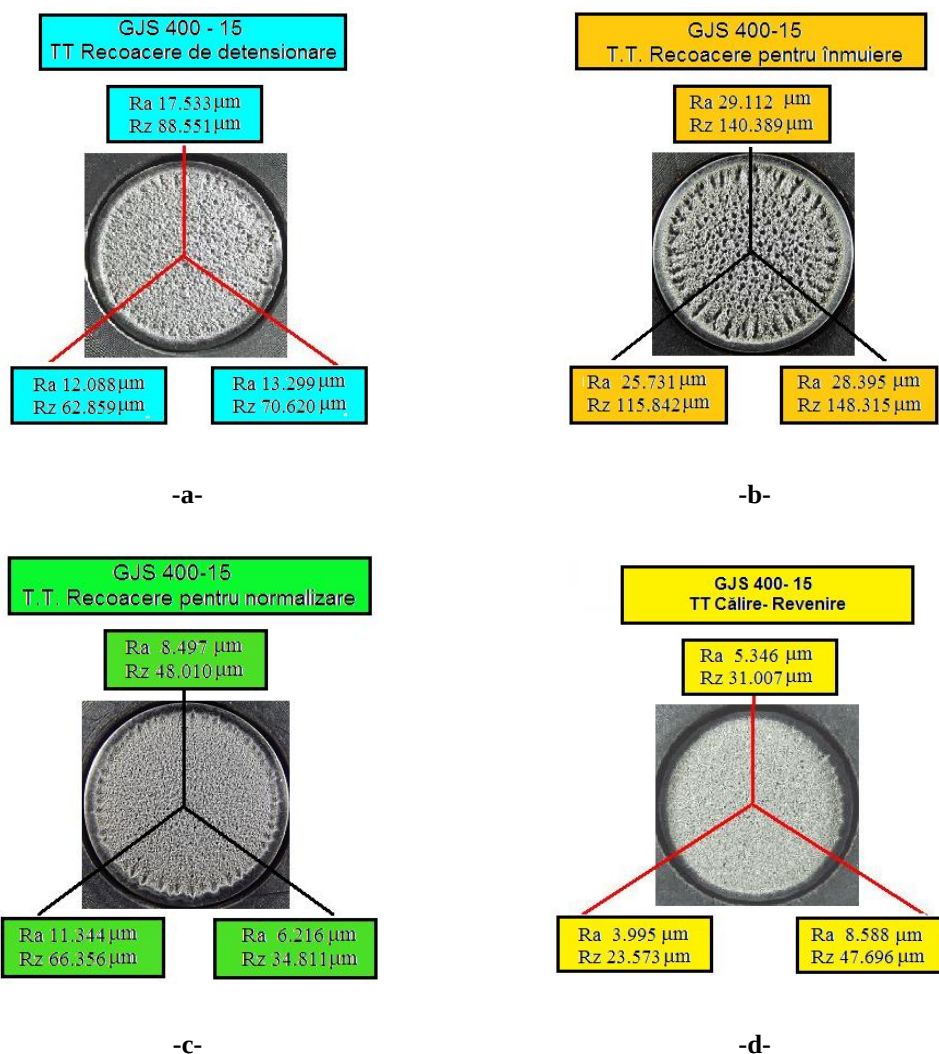


Fig.2.35 Valorile rugozității Ra, Rz pe trei direcții de măsurare pentru cele patru stări structurale: a – recoacere pentru detensionare; b – recoacere pentru înmuiere; c - normalizare ; d - călire + revenire

2.7 Încercări de duritate

Rezultatele obținute sunt centralizate în **tab.2.3**, iar pe baza valorilor medii a fost construită histograma redată **fig. 2.42**. Datele prezentate demonstrează că există o concordanță deplină între duritate și rezistența opusă de material la degradare prin eroziunea cavitației. Cele mai mici valori de duritate sunt specifice tratamentului termic de recoacere pentru înmuiere (cca. 178 HV5) și ele corespund celei mai ridicate viteze de eroziune (0,804 μm/min.), respectiv celei mai nefavorabile rugozități (Rz = 134.848 μm). În schimb, tratamentul termic de călire-revenire asigură o duritate înaltă (cca. 462 HV5) care favorizează o scădere a vitezei de eroziune (0,182 μm/min.) și implicit valori minime de rugozitate (Rz = 34.092 μm).

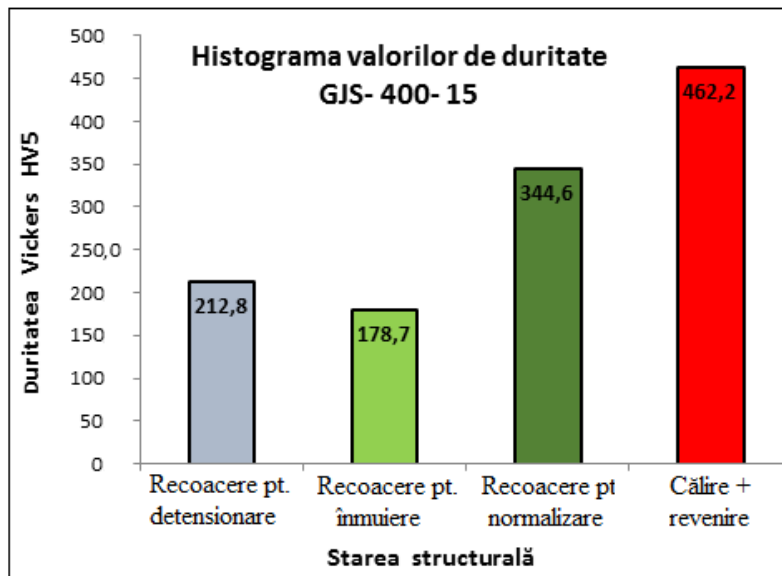


Fig. 2.42. Histograma valorilor de duritate, GJS-400-15

Legătura dintre duritatea realizată în urma tratamentelor termice aplicate, rugozitatea **Rz** a suprafețelor testate cavitațional timp de 165 min. și mărimile ce caracterizează comportarea la cavitație (MDERs, Rcav.) este arătată în **fig. 2.43**. Cu cât duritatea este mai ridicată, cu atât rugozitatea suprafeței atacate cavitațional este mai redusă și comportarea la cavitație este mai bună.

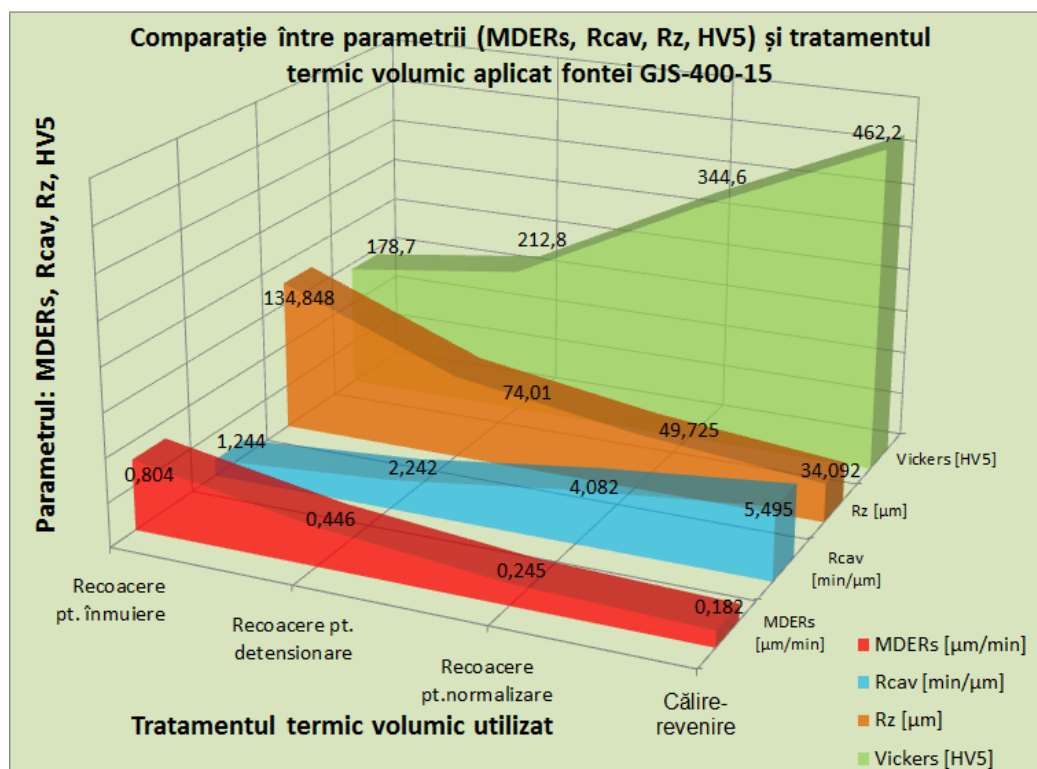


Fig.2.43 Corelația dintre duritate, rugozitate și parametrii de cavitație ai fontei nodulare GJS-400-15

Capitolul 3

ÎMBUNĂTĂȚIREA REZISTENȚEI LA EROZIUNEA CAVITAȚIEI PRIN RETOPIREA WIG A SUPRAFEȚEI

3.2 Concepția dispozitivului de topire a suprafeței

Acest dispozitiv a fost conceput și realizat pentru a putea efectua și testa tehnologia de retopire locală a suprafeței probelor prin procedeul WIG.

Principalele părți componente ale dispozitivului realizat sunt arătate în **fig.3.6.:**

1. Suportul metalic
2. Dispozitivul de poziționare a piesei
3. Dispozitivul de deplasare pe (orizontală-verticală)
4. Dispozitivul de pendulare
5. Sursa de alimentare a dispozitivului de avans (orizontal-vertical)
6. Sursa de alimentare a dispozitivului de pendulare
7. Limitatoarele de cursă
8. Pistoletul pentru sudare WIG
9. Sursa de sudare INVERTIG PRO DIGITAL 350 AC/DC

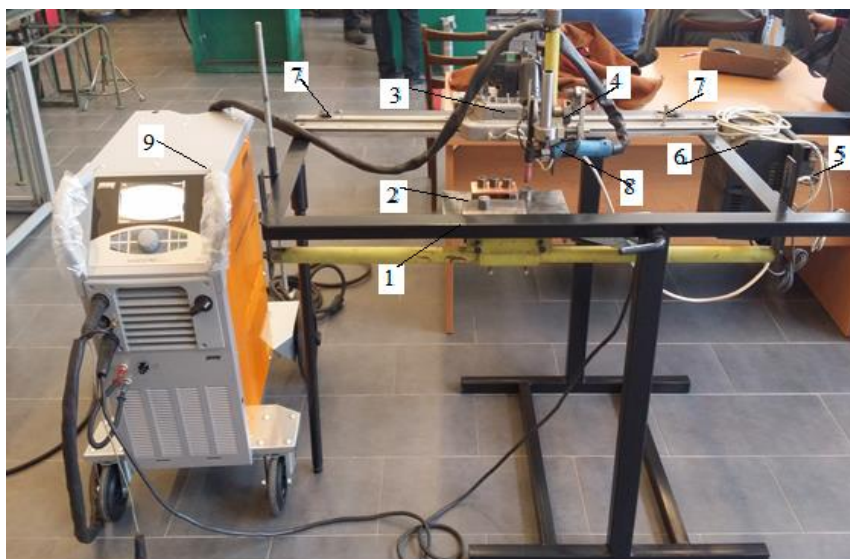


Fig.3.6 Imaginea de ansamblu a dispozitivului utilizat

Experimentele de retopire a suprafeței au fost conduse pentru patru valori ale curentului : 60 A, 70 A, 80 A și 90 A. Aspectul macroscopic al probelor retopite local pentru cele 4 valori ale curentului este redat în **fig. 3.9**. Pe ecranul calculatorului sunt afișate seturile de parametri precum și toate informațiile relevante, inclusiv mesajele de eroare. În partea din mijloc sus se afișează valoarea actuală a parametrului accesat. **Figura 3.12** exemplifică afișarea parametrilor tehnologici pentru valorile selectate ale curentului, respectiv pentru cele 4 valori ale energiei liniare.

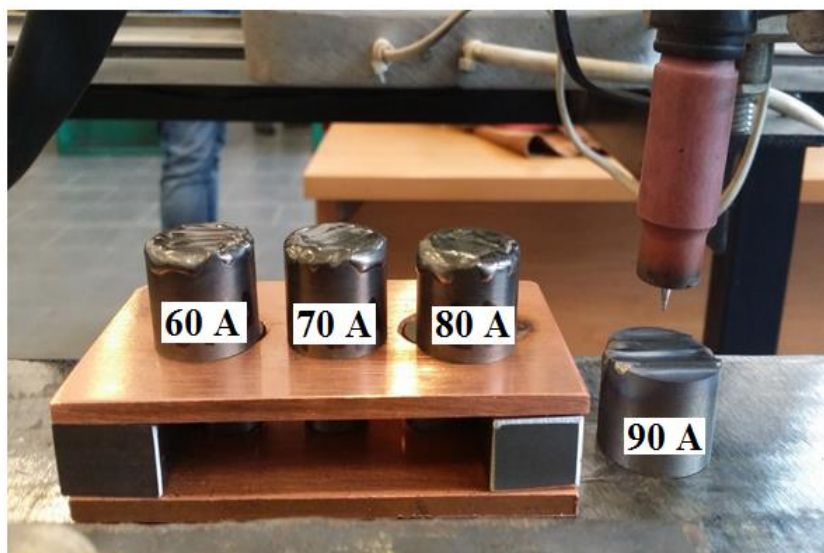
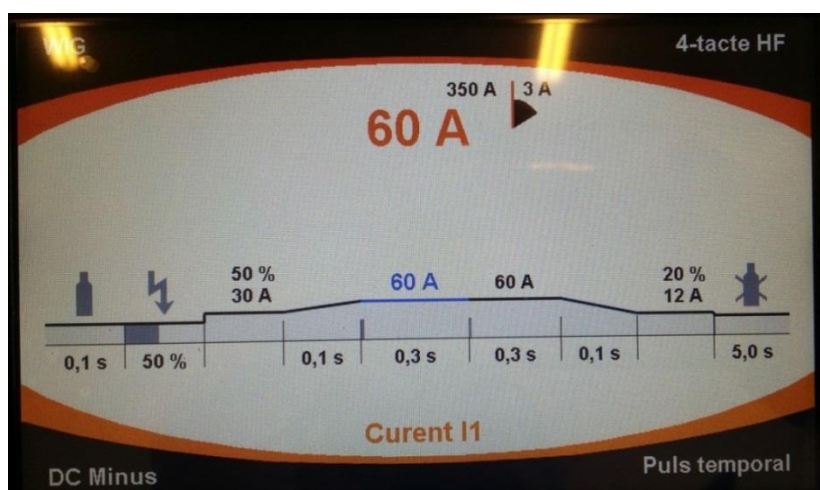


Fig.3.9 Imaginea probelor retopite local la diverse valori ale curentului



Curentul (I)	I = 60 A
Tensiunea arcului(Ua)	Ua = 9,5 V
Viteza de deplasare (V)	V = 10 cm / min
Distanța electrod piesă (L)	L = 1,5 mm
Pasul între rânduri (P)	P = 3 mm
Energia liniară (El)	$El = \frac{Ua \times I}{V} \times 60 = 3420 [j/cm]$

Fig.3.12 Ciclograma curentului de 60 A și parametrii de regim

Ulterior, din acestea au fost prelevate probe pentru încercări de duritate, teste de cavitație, studii microstructurale, difracție cu raze X și măsurători de rugozitate a suprafeței cavitate.

3.3.2 Curbele specifice și parametrii caracteristici ai eroziunii prin cavitație

Testele de cavitație au fost realizate în conformitate cu metodologia prezentată în capitolul 2 al lucrării. Pentru fiecare stare structurală a materialului s-au încercat câte 3 probe, a căror suprafață de atac a fost lustruită la o rugozitate $R_a = 0,051 \div 0,090 \mu\text{m}$.

Pe baza pierderilor masice Δm_i , înregistrate la finalul fiecărei perioade intermediare de testare, „i”, s-au determinat pierderile masice cumulate m , iar în continuare, s-au determinat valorile experimentale pentru adâncimile medii de pătrundere a eroziunii MDE și vitezei acesteia MDER. Utilizarea curbelor de aproximație este importantă, deoarece funcție de forma pe care o au și de dispersia punctelor experimentale față de acestea, se pot face aprecieri asupra comportării și rezistenței la cavitație pe durata atacului.

În **fig. 3.19 a,b**, sunt redată graficele de variație în timp a adâncimii medii și a vitezei de pătrundere a eroziunii, caracteristice pentru curentul $I = 60 \text{ A}$.

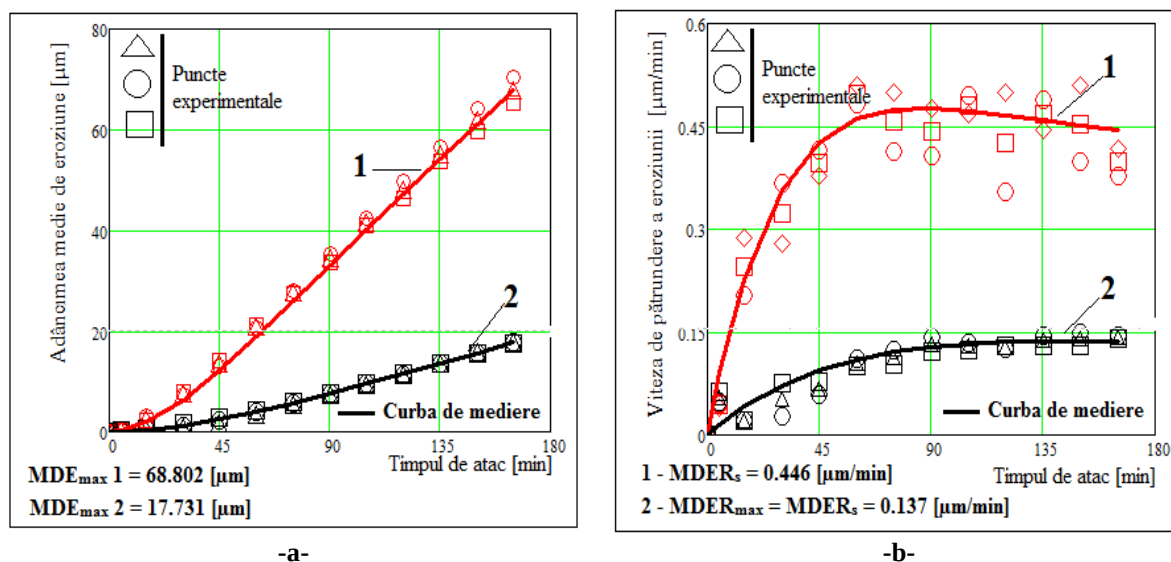


Fig. 3.19 Curbele de variație a adâncimii medii de pătrundere a eroziunii (a) și a vitezei adâncimii medii de pătrundere (b) cu durata atacului cavitației pentru suprafețele modificate WIG cu $I = 60 \text{ A}$ și pentru tratamentul de detensionare termică: 1 – recoacere pentru detensionare; 2 – retopire WIG, $I = 60 \text{ A}$

3.3 Examinări metalografice

Figura 3.21 exemplifică microstructura fină din straturile marginale, alcătuită din eutecticul ledeburită, cementită aciculară, austenită transformată cu aspect dendritic și urme de grafit nodular, rămas nedizolvat în timpul încălzirii la temperatura de topire. Creșterea curentului de la 60 A la 90 A, respectiv a energiei liniare de la 3420 J/cm la 5400 J/cm, se manifestă printr-o ușoară mărire a cantității de noduli de grafit rămas nedizolvat. În plus, stratul procesat la un curent mai mare, de 90 A, prezintă o structură mai groasă, cu dendrite mai mari comparativ cu cazul prelucrării la un curent mai mic, de 60 A. Explicația are la bază, efectul creșterii energiei liniare asupra micșorării vitezei de răcire, respectiv a gradului de subrăcire, a scăderii numărului de germeni și a măririi razei critice a germeului de cristalizare.

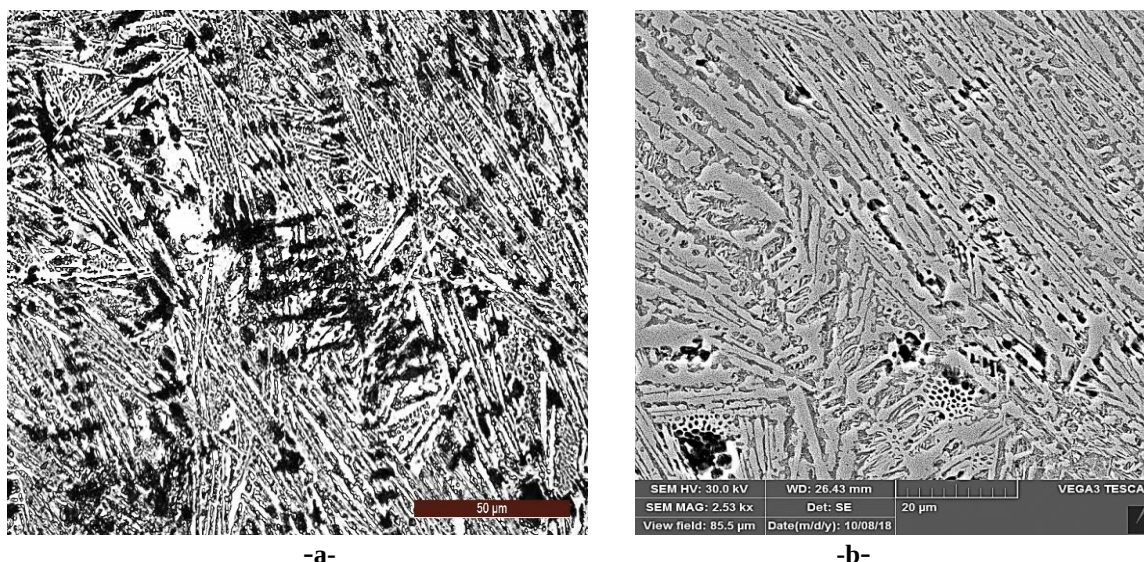


Fig.3.21 Microstructura stratului marginal produs de WIG la folosirea curentului de 60 A: a – x200 ; b – x 2500. Atac chimic: 2% NITAL

3.3.5 Examinări de microduritate asupra straturilor retopite

Curbele gradient de duritate pe secțiunea longitudinală a probelor retopite WIG la suprafață sunt redată în **fig.3.29**.

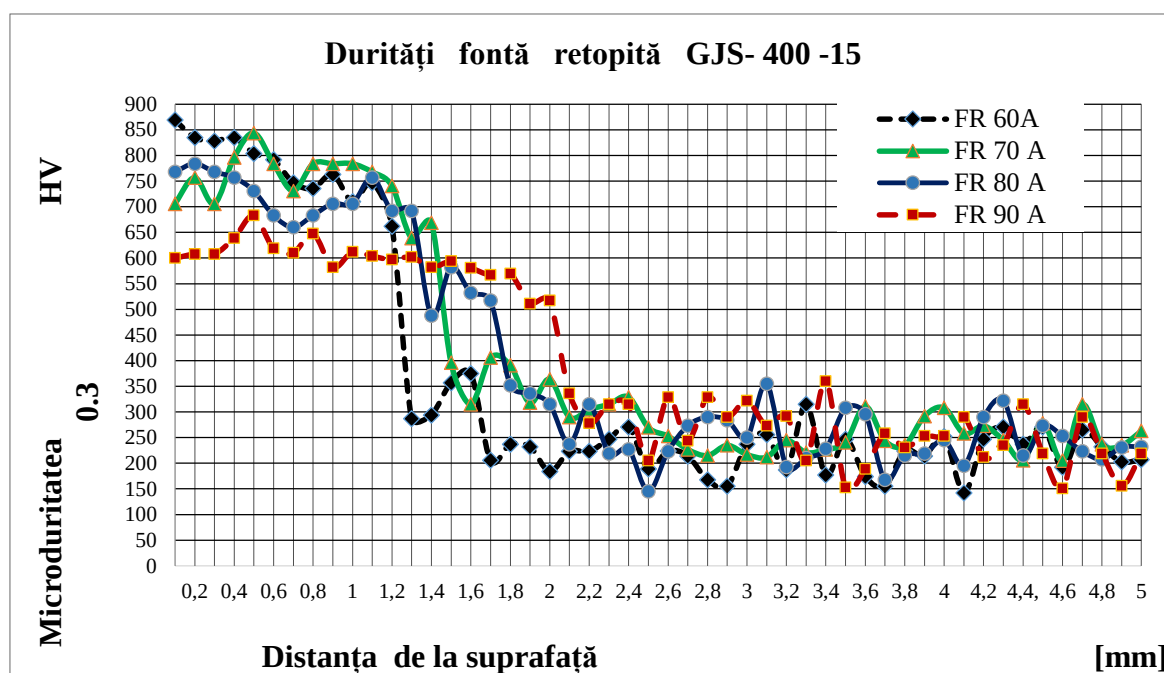


Fig.3.29 Variația microdurității pe secțiunea longitudinală a probelor procesate WIG

Ele demonstrează că microduritatea zonei topite a crescut semnificativ în comparație cu microduritatea materialului de bază. Astfel, zona procesată la cel mai mic curent de topire, de 60 A, indică valori ale microdurității cuprinse între 700 – 850 HV 0.3, în timp ce la 90 A aceasta s-a modificat între 560 – 680 HV 0.3. Materialul de bază are valori de microduritate, între 200 și 260 HV 0.3. Distribuția durității pe secțiunea probelor investigate prezintă mici fluctuații, care se justifică prin modificările microstructurale generate de tehnica de lucru folosită.

PULVERIZAREA TERMICĂ CU FLACĂRĂ DE MARE VITEZĂ (HVOF) ȘI REZISTENȚA LA EROZIUNEA CAVITAȚIEI

4.2 Materiale și proceduri experimentale

Pentru investigatii, ca material pentru substrat, a fost utilizată fonta nodulară EN-GJS-400-15 care a fost supusă tratamentului termic de recoacere pentru detensionare la temperatura de 500 ± 10 °C. Pulberea atomizată cu gaz, (Amperit 377.065), avand compozitia chimica similara otelului inoxidabil austenitic AISI 316 L a fost utilizată pentru realizarea de straturi depuse prin metoda HVOF. Dimensiunea particulelor de pulberi a fost de $-30 + 10$ µm. Procesul de pulverizare termică a fost condus pe un echipament al firmei Sulzer Metco(**fig.4.3**).

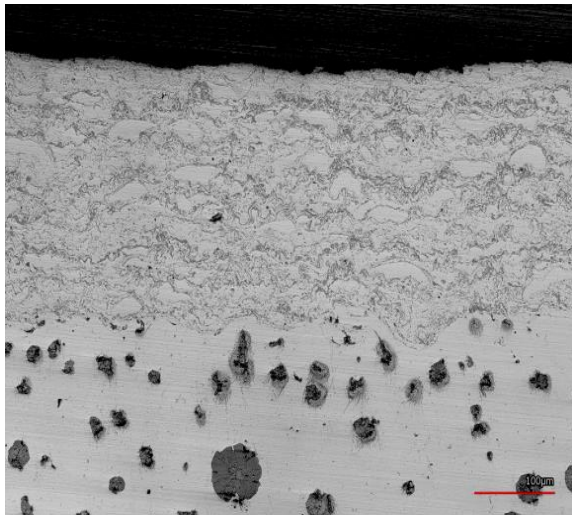


Fig.4.3 Echipamentul de pulverizare HVOF: a – modulul de comandă; b- pistolul DJM 2700

4.3 Evaluarea și interpretarea rezultatelor experimentale

4.3.1 Analize micrografice

Figura 4.6 prezintă micrografiile scanate laser ale secțiunilor longitudinale prin probele acoperite HVOF cu pulberi din oțel inoxidabil austenitic. Se remarcă faptul că stratul depus este dens, lipsit de crăpături, cu o structură lamelară tipică acestui proces de acoperire. Pe interfața strat – substrat nu se semnalează apariția unor defecte de continuitate metalică.



-a-



-b-

Fig. 4.6 Imagini de scanare cu laser: a – x 100, sistemul strat – substrat; b – x 200, secțiune prin stratul depus

4.3.3 Curbele de cavitație

Testele de cavitație au fost conduse pe două seturi a câte trei probe, unul fiind caracteristic materialului de referință (tratament termic de recoacere pentru detensionare), iar celalalt, acoperirii HVOF a suprafeței cu pulberi din oțel inoxidabil austenitic.

În **figurile 4.9 și 4.10** sunt prezentate curbele de variație ale celor doi parametri ce caracterizează rezistența la cavitație în funcție de durata de testare. Se poate observa că în urma procesului de acoperire, valorile adâncimii maxime de pătrundere a eroziunii, MDE_{max} , și ale vitezei de eroziune pe perioada de stabilizare, $MDER_s$, se reduc de peste 2 ori comparativ cu starea structurală de referință.

Explicația acestei îmbunătățiri are la bază microstructura fină și duritatea ridicată a stratului de suprafață.

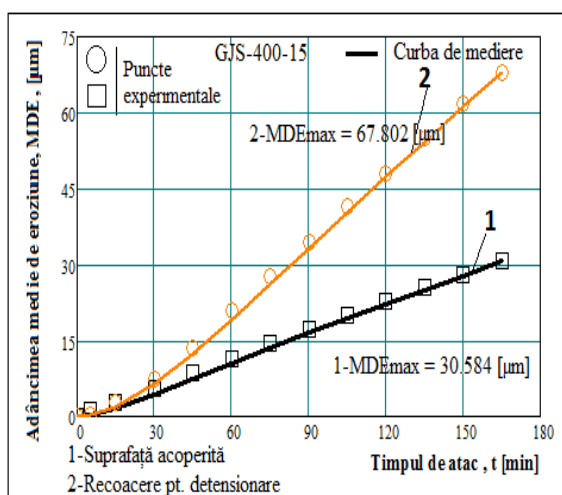


Fig.4.9 Evoluția adâncimii medii de pătrundere a eroziunii cu durata atacului cavitației: 1 – suprafața acoperită; 2 – suprafața tratată prin recoacere pentru detensionare

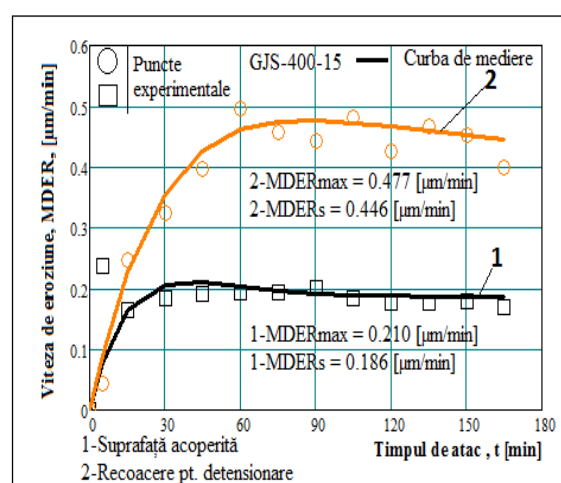


Fig. 4.10 Evoluția vitezei adâncimii medii de pătrundere a eroziunii cu durata atacului cavitației: 1 – suprafața acoperită; 2 – suprafața tratată prin recoacere pentru detensionare

Capitolul 5

CONCLUZII FINALE ȘI CONTRIBUȚII ORIGINALE. NOI DIRECTII DE CERCETARE

Studiile bibliografice, cercetările experimentale și analizele realizate în cadrul programului de doctorat și prezentate în teză conduc la următoarele concluzii și contribuții originale:

1. Investigarea în laborator a eroziunii produsă prin cavitație are un rol important în selecția materialului și a tehnicilor de procesare pentru componentele ingineresti de tipul vanelor fluture fig.5.1 care sunt supuse impactului dintre undele de șoc și microjeturile generate la surparea bulelor cavitaționale cu materialul frontierei ce definește domeniul de curgere.



Vana AVK PN 10 - 16



Vana fluture cu dublu excentric

Fig.5.1 Vane fluture

2. Aprecierea comportării și rezistenței materialelor la eroziunea cavitației este indicat să se facă atât pe baza curbelor și parametrilor caracteristici cât și pe baza investigațiilor microstructurale asupra suprafețelor degradate, realizate la diverși timpi intermediari și finali ai atacului cavitației;
3. În stare turnată și detensionată termic, viteza de eroziune prin cavitație a fontei cercetate este de 2,62 ori mai mare decât a oțelului C 45 cu o duritate similară, fenomen care se explică prin efectul de concentrare a tensiunilor create de grafitul expulzat din masa metalică de bază.
4. Comparativ cu recoacerea pentru înmuiere, tratamentul termic de normalizare asigură un spor de rezistență la cavitație de circa 3,16 ori după valoarea maximă a adâncimii medii cumulate a eroziunii, (curba MDE(t)), respectiv de circa 3,28 ori după valorile spre care se stabilizează parametrul viteză, MDER.
5. Tratamentul termic de călire – revenire aplicat fontelor nodulare ferito – perlitice provoacă o reducere a adâncimii medii de eroziune de cca.2.60 ori și a vitezei acesteia de cca. 2.45 ori, comparativ cu starea structurală obținută prin recoacere pentru detensionare.
6. Examinarea prin microscopie optică și microscopie electronică cu baleiaj a suprafețelor degradate și a secțiunilor longitudinale prin probele cavitate, evidențiază faptul că inițierea

cavităților (la toate regimurile de tratament volumic aplicat) are loc pe interfața dintre ferită și grafitul nodular și este determinată de o activitate microgalvanică și de factori mecanici. Odată cu creșterea duratei de atac cavitațional se produce o fragmentare parțială și o expulzare a nodulilor de grafit.

7. Creșterea proporției de perlită din microstructură în urma aplicării tratamentului de normalizare precum și structura de martensită revenită obținută la tratamentul termic de călire – revenire, justifică îmbunătățirea rezistenței la cavitație întrucât ambii constituenți structurali având caracteristici de rezistență mecanică mai ridicate, se vor opune deformării suprafeței.
8. Metoda de topire locală a suprafeței fontelor nodulare utilizând ca sursă de căldură arc electric WIG, operată la curenți de 60...90 A și tensiune de 9.5 – 10 V, a condus la o îmbunătățire semnificativă a rezistenței la eroziunea cavitației. Comparativ cu starea structurală obținută în urma tratamentului termic de recoacere pentru detensionare, straturile procesate la curentul de 60 A prezintă o micșorare a vitezei de pătrundere a eroziunii de 3.25 ori, respectiv o mărire a rezistenței la eroziunea cavitației de 3.25 ori. Pentru valori mai mari ale curentului de procesare, de 90 A, viteza de pătrundere a eroziunii se reduce de 1.93 ori, iar rezistența la cavitație crește de cca. 1.93 ori.
9. Faza de încălzire rapidă a suprafeței pieselor, provoacă dizolvarea completă sau parțială a nodulilor de grafit, iar cristalizarea primară și secundară a băii de metal topit se produce după sistemul metastabil, Fe – Fe₃C, astfel că în stratul marginal ia naștere o structură fină de fontă albă (Ledeburită + Austenită transformată), iar sub acesta, un strat călit (Martensită + Cementită + Grafit nodular).
10. Imaginile SEM care privesc suprafețele topite WIG și erodate prin cavitație au evidențiat formarea unor cratere mici, cu adâncimi sub 1 mm. care nu au pătruns în substrat; îndepărtarea materialului este atribuită inițierii fisurilor de oboseală pe interfața regiunilor suprapuse de strat.
11. Suprafaa pieselor acoperite cu pulberi din oțel inoxidabil austenitic AISI 316 L, care funcționează în regim de cavitație, conduce la o adâncime medie de eroziune după 165 minute de atac cavitațional, diminuată de cca. 2,21 ori comparativ cu starea structurală obținută prin recoacere pentru detensionare și o viteză de pătrundere a eroziunii de cca. 2,39 ori mai redusă.

Noi direcții de cercetare

Pe baza cercetărilor efectuate în cadrul acestui program de doctorat, a rezultatelor obținute și prezentate în lucrare, pentru cercetările viitoare se pot formula următoarele perspective:

1. Lărgirea bazei de date a noilor metode de acoperire a suprafeței și a tehnologiilor de tratamente termice și termochimice care pot fi aplicate pieselor din fonte nodulare în vederea creșterii rezistenței la eroziunea cavitațională.
2. Cercetarea degradării structurale a acestor categorii de fonte în perioada de incipiență a cavitației.

Bibliografie:

- [1] A. Amirsadeghi, M.S. Heydarzadeh, S.F. Kashani Bozorg. *Effects of TIG surface melting and chromium surface alloying on microstructure, hardness and wear resistance of ADI*. J. Iron Steel Res. Int., 15 (2008), pp. 86-94
- [2] A. Amirsadeghi, M.S. Heydarzadeh. *Comparison of the influence of molybdenum and chromium TIG surface alloying on the microstructure, hardness and wear resistance of ADI*. J Mater Process Technol, 201 (2008), pp. 673-677
- [3] A. Gulzar, J.I. Akhter, M. Ahmad, G. Ali, M. Mahmood, M. Ajmal. *Microstructure evolution during surface alloying of ductile iron and austempered ductile iron by electron beam melting*. Appl Surf Sci, 255 (2009), pp. 8527-8532
- [4] A. Roy, I. Manna: *Laser surface engineering to improve wear resistance of austempered ductile iron*. Mater Sci Eng A, 279 (2001), pp. 85-93
- [5] Abouel-Kasem, A.; Ezz El-Deen, A.; Emara, K.M. and Ahmed S.M., 2009, "Investigation Into Cavitation Erosion Pits" Journal of Tribology, 131, 31605-031612. .
- [6] Alabeedi KF, Abboud JH, Benyounis KY. *Microstructure and erosion resistance enhancement of nodular cast iron by laser melting*. Wear 2009, 266, pp. 925–933
- [7] Amirsadeghi A, Heydarzadeh MS, Kashani Bozorg SF. *Effects of TIG surface melting and chromium surface alloying on microstructure, hardness and wear resistance of ADI*. J. Iron Steel Res. Int. 2008,15, pp. 86–94
- [8] Amirsadeghi A, Heydarzadeh MS. *Comparison of the influence of molybdenum and chromium TIG surface alloying on the microstructure, hardness and wear resistance of ADI*. J. Mater. Process. Technol. 2008,201, pp. 673–677
- [9] Annual Book of ASTM Standards (2010) Section 3: *metals test methods and analytical procedures*, vol 03.02. Annual Book of ASTM Standards, West Conshohocken
- [10] Anton, I. : *Cavitația, Vol I*, Editura Academiei RSR, București, 1984
- [11] Anton, I. : *Cavitația, Vol II*, Editura Academiei RSR, București, 1985
- [12] Balan K. P., a.o.: *The influence of microstructure on the erosion behaviour of cast irons*. Wear, Vol. 145, Issue 2, 1991, pp. 283 – 296
- [13] **Bena T.** Mitelea I., Bordeasu I., Crăciunescu C. *The effect of the softening annealing and of normalizing on the cavitation erosion rezistance of nodular cast iron fgn 400-15*. Metal 2016 International Conference on Metalurgy and Materials, pp. 653-658, ISBN 978-80-87294-67-3 (ISI Proceedings)
- [14] **Bena T.** Mitelea I., Bordeasu I., Utu D., Crăciunescu C. *The quenching – tempering heat treatament and cavitation erosion resistance of nodular cast iron with ferrite – pearlite microstructure*. Metal 2017 International Conference on Metalurgy and Materials, pp.118, ISBN 978-80-87294-73-4 (ISI Proceedings)
- [15] Benyounis KY, Fakron OM, Abboud JH. *Rapid solidification of M2 high-speed steel by laser melting*. Mater. Des. 2009, 30, pp. 674–678
- [16] Benyounis KY, Fakron OMA, Abboud JH, Olabi AG, Hashmi MJS. *Surface melting of nodular cast iron by Nd-YAG laser and TIG*. J. Mater. Process. Technol. 2005,170, pp. 127–132
- [17] Berchiche, N. A.; Franc, J. - P. and Michel, J. M., 2002, "A cavitation erosion model for ductile materials. Journal of Fluids Engineering, 124(3), 601–606.
- [18] Bo Sun, Hirotaka Fukanuma, Naoyuki Ohno, *Study on stainless steel 316L coatings sprayed by a novel high pressure HVOF*, Surface & Coatings Technology. 239(2014) 58-64, <http://dx.doi.org/10.1016/j.surfcoat.2013.11.018>

- [19] Bordeasu I. : *Eroziunea cavitaional a materialelor*. Editura Politehnica Timioara, 2006
- [20] Bordeasu I., Mitelea I.: *Cavitation erosion behavior of stainless steels with constant Nickel and variable Chromium content*, Materials Testing, Volume 54, Issue 1, pp. 53-58, 2012.
- [21] Bordeasu I., Patrascoiu C., Badarau R., Sucitu L., Popoviciu M., Balasoiu V., *New contributions in Caviation Erosion Curves Modeling*, FME Transactions Fakulty of Mechanical Engineering, vol.34 Nr.1/2006, University of Belgrade, 2006, YU ISSN 1451-2092, p.39-44
- [22] Bordeasu I., Popoviciu M., Mitelea I., Ghiban B., Balasoiu V., Tucu D., *Chemical and mechanical aspects of the cavitation phenomena*, Chem.Abs. RCBUAU 58(12) Revista de chimie Vol.58 Nr.12, 2007, pp 1300-1304
- [23] Burca M., **Bena T.A.**, Lucaciu I., Husi G. *Aspects of root protection in welding. Nonconventional Technologies Review* – no.2/2011Vol.XV, pp.25-30, ISSN 1454-3087
- [24] Burca M., Lucaciu I., **Bena T.A.** *Device for swinging the welding torch during ascending vertical MIG/MAG welding*. Annals of the Oradea University Fascicle of managment and Technological Engineering, 2012 Volume XI (XXI),2012.Nr.1, pag.4.24-4.34, ISSN 1583-0691
- [25] C.H. Chen, C.P. Ju, J.M. Rigsbee: *Laser surface modification of ductile cast iron*. Mater. Sci. Technol., 4 (1988), p. 161
- [26] Chahine, G. L., Franc, J.-P. and Karimi, A., “*Laboratory Testing Methods of Cavitation Erosion*”, in Kim, K.-H. et al. (eds.), *Advanced Experimental and Numerical Techniques for Cavitation Erosion Prediction*, Fluid Mechanics and Its Applications 106, Springer Science+Business Media Dordrecht 2014.
- [27] Choi, J.-K., Jayaprakash, A. and Chahine, G. L., 2012, “*Scaling of Cavitation Erosion Progression with Cavitation Intensity and Cavitation*”, Wear, 278–279, 53–61.
- [28] Dai WS, Chen LH, Lui TS. SiO₂ particle erosion of spheroidal graphite cast iron after surface remelting by the plasma transferred arc process. Wear 2001, 248, pp. 201–210
- [29] Designation: G 32-09: *Standard Test Method for Cavitation Erosion Using Vibratory Apparatus*. Annual Book of ASTM Standards (2010) Section 3: Metals test methods and analytical procedures, vol 03.02. West Conshohocken, pp 94–109
- [30] Dojcinovic M.; Olivera E.: *The morphology of ductile cast iron surface damaged by cavitation*, Metall. Mater. Eng. Vol 18 (3) 2012 p. 165-17.
- [31] E.Sadeghimeresht, N.Markocsan, P.Nyln, *Microstructural characteristics and corrosion behavior of HVOF- and HVOF-sprayed Fe-based coatings*, Surface and Coatings Technology Volume 318, 25 May 2017, Pages 365-373
- [32] Espitia A.L., Toro A.: *Cavitation resistance, microstructure and surface topography of materials used for hydraulic components*. Tribology International, Vol. 43, 2010, pp. 2037 – 2045
- [33] Franc J.P., Michel J.M., .a., *La Cavitation, Mecanismes phisiques et aspects industriels*, Press Universitaires de GRENOBLE, 1995
- [34] Franc, J.-P., 2009, “*Incubation Time and Cavitation Erosion Rate of Work-Hardening Materials*”, Journal of Fluids Engineering, 131(2), 021303-021317.
- [35] Frank J.P., Michel J.M., *Fundamentals of cavitation*. Kluwer Academic Publishers-Dordrecht/Boston/London. 2004
- [36] G.L. Hou, X.Q. Zhao, H.D. Zhou, J.J. Lu, Y.L. An, J.M. Chen, J. Yang, *Cavitation erosion of several oxy-fuel sprayed coatings tested in deionized water and artificial seawater*, Wear 311 (2014) 81–92
- [37] Gadag S.P. , Srinivasan M.N. : *Cavitation erosion of laser-melted ductile iron*. Journal of Materials Processing Technology, Vol. 51, Issues 1-4, 1995, pp. 150 – 163

- [38] Garcia R., Hammitt F. G., Nystrom R.E., *Corelation of cavitation damage with other material and fluid properties*, Erosion by Cavitation or Impingement, ASTM, STP 408 Atlantic City, 1960
- [39] Georgevici I. : *Contribuții privind dezvoltarea unor oțeluri inoxidabile cu transformare martensitică directă*, Teză de doctorat, Timișoara, 2003
- [40] Geru N. și alții : *Materiale metalice – structură, proprietăți, utilizări*. Editura tehnică București, 1985
- [41] Gulzar A, Akhter JI, Ahmad M, Ali G, Mahmood M, Ajmal M. *Microstructure evolution during surface alloying of ductile iron and austempered ductile iron by electron beam melting*. Appl. Surf. Sci. 2009, 255, pp. 8527–8532
- [42] Hashem – Al A., a.o.: *Cavitation corrosion of nodular cast iron (NCl) in seawater : Microstructural effects*. Materials Characterization, Vol. 47, Issue 5, 2001, pp. 383 – 388
- [43] Hattori S.; Kitagawa T.: *Analysis of cavitation erosion resistance of cast iron and nonferrous metals based on database and comparison with carbon steel data*, Wear, Volume 269, Issue 5-6, 2010, pp. 443-448.
- [44] Heydarzadeh M.S. , Karshenas G. , Boutorabi S.M. : *Electron beam surface melting of as cast and austempered ductile irons*. J Mater Process Technol, 153–154 (2004), pp. 199-202
- [45] Heydarzadeh MS, Karshenas G, Boutorabi SM. *Electron beam surface melting of as cast and austempered ductile irons*. J. Mater. Process. Technol. 2004, 153– 154, pp. 199–202
- [46] Hiraoka T, Nakamora Y, Tanaka Y. *Mechanical properties of cast iron surface hardened by TIG arc remelting*. Trans. Am. Foundrymen's Soc. 1995(102), 603
- [47] Hug E., a.o.: *Application of the Monkman – Grant law to the creep fracture of nodular cast irons with various matrix compositions and structures*. Mat. Science and Engineering : A, Vol. 518, Issues 1 – 2, 2009, pp. 65 – 75
- [48] I.D. Uțu, I. Mitelea: *Introducere în ingineria materialelor*. Editura Politehnica, Timișoara, 2018, pp.167-181
- [49] IMitelea, **T. Bena**, I. Bordeasu, C.M. Craciunescu, *Relationships Between Microstructure, Roughness Parameters and Ultrasonic Cavitation Erosion Behaviour of Nodular Cast Iron, EN-GJS-400-15, REV.CHIM.(Bucharest)* 69 No. 3 2018
- [50] Ishida T. *Local melting of nodular cast iron by plasma arc*. J. Mater. Sci. 1983,18, pp.1773–1784
- [51] Jean M, Tzeng Y. *Optimization of electron-beam surface hardening of cast iron for high wear resistance using the Taguchi method*. Int. J. Adv. Manuf. Technol. 2004, 24, pp.190–198
- [52] Jing Yua, Bo Song, Yanchuan Liu, *Microstructure and wear behaviour of Ni-based alloy coated onto grey cast iron using a multi-step induction cladding process*, Results in Physics 10 (2018) 339–345, DOI: 10.1016/j.rinp.2018.06.042
- [53] K.F. Alabeedi, J.H. Abboud, K.Y. Benyounis: *Microstructure and erosion resistance enhancement of nodular cast iron by laser melting*. Wear, 266 (2009), pp. 925-933
- [54] K.Y. Benyounis, O.M. Fakron, J.H. Abboud: *Rapid solidification of M2 high-speed steel by laser melting*. Mater. Des., 30 (2009), pp. 674-678
- [55] K.Y. Benyounis, O.M.A. Fakron, J.H. Abboud, A.G. Olabi, M.J.S.Hashmi: *Surface melting of nodular cast iron by Nd-YAG laser and TIG*. J Mater Process Technol, 170 (2005), pp. 127-132
- [56] Kowk C.T., Cheng F.T., Man H.C. : *Laser surface modification on UNS S31603 stainless steel using NiCrSiB alloy for enhancing cavitation erosion resistance*, Surface and Coatings Technology, vol. 107, Issue 1, pp. 31-40, 1998

- [57] Kurylo P.: *Possibility of plastic processing of spheroidal cast iron*. Procedia Engineering, Vol. 48, 2012, pp. 326 – 331
- [58] L.C. Chang, I.C. Hsui, L.H. Chen, T.S. Lui: *Influence of graphite nodules on the particles erosion of spheroidal graphite cast iron*. Wear, 257 (2004), pp. 1125-113
- [59] M. Shamanian, S.M.R. Mousavi Abarghouie, S.R. Mousavi Pour: *Effects of surface alloying on microstructure and wear behavior of ductile iron*. Mater. Des., 31 (2010), pp. 2760-2766
- [60] Matsumura I., Okumoto S., Saga Y : *Effects of tensile stress on cavitation erosion*, Werkstoffe und Korrosion, vol.30, pp.462-498, 1979
- [61] Mitelea I., Bordeasu I., Hadăr A. : *Cavitation erosion characteristics of stainless steel with controlled transformation*, Revista de chimie București, Chem. Abs. RCBUAU 57 (2) (117-228), vol. 57, nr. 2, pp.215-220, febr. 2006
- [62] Mitelea I., Tillmann W. – *Știința materialelor vol. II*, ed. Politehnica, Timișoara, 2007
- [63] Mitelea I., Tillmann W. : *Știința materialelor, Vol. I*, Editura Politehnica Timișoara, 2006
- [64] Mitelea, I., Bordeasu, I., Pelle, M., Craciunescu, C. M., *Ultrasonic cavitation erosion of nodular cast iron with ferrite-pearlite microstructure*, ULTRASONICS SONOCHEMISTRY, Volume: 23, MAR 2015, Pages: 385-390
- [65] Okada T, Iwai Y, Yamamoto A. *A study of cavitation erosion of cast iron*. Wear 1983, 84, pp. 297–312, DOI: 10.1016/0043-1648(83)90271-5
- [66] Pai R. and Hargreaves, D.J., 2002, “*Performance of environment-friendly hydraulic fluids and material wear in cavitating conditions*”, Wear, 252, 970–978.
- [67] Popoviciu O.M., Bordeasu I., *Tehnologia fabricației sistemelor hidraulice*, Editura Politehnica, Timișoara, 1998
- [68] R. Arabi Jeshvaghani, M. Shamanian, M. Jaberzadeh: *Enhancement of wear resistance of ductile iron surface alloyed by stellite 6*. Mater Des, 32 (2011), pp. 2028-2033
- [69] Riemschneider E., Bordeasu I., Micu L.M., Pîrvulescu L.D., **Bena T.**, Bădăraș R. *Studiul eroziunii oțelului Ust 37-2 prin cavitație vibratoare*. Revista Știința și Inginerie Vol.32, pp. 327-332
- [70] Ripoșan I., Sofroni L. : *Fonta bainitică*. Editura tehnică București, 1989
- [71] Roy A, Manna I. *Laser surface engineering to improve wear resistance of austempered ductile iron*. Mater. Sci. Eng. A 2001,279, pp. 85–93
- [72] Singh, R.; Tiwari, S. K. and Mishra Cavitation S. K., 2012 “*Erosion in Hydraulic Turbine Components and Mitigation by Coatings: Current Status and Future Needs*”, Journal of Materials Engineering and Performance, 21(7) 1539-1551.
- [73] Sofroni L : *Elaborarea și turnarea aliajelor*. Editura Didactică și Pedagogică București, 1985
- [74] *** Standard test method for cavitation erosion using vibratory apparatus ASTM G32-2010
- [75] T. Ishida: *Local melting of nodular cast iron by plasma arc*. J. Mater. Sci., 18 (1983), pp. 1773-1784
- [76] Thiruvengadam A., Preiser H. S., - *On testing materials for cavitation damage resistance*, Report. 233 – 3, 1963
- [77] Tomlinson W.J. , Megaw J.H.P.C. , Bransden A.S. , Girardi M. : *The effect of laser surface melting on the cavitation wear of grey cast iron in distilled and 3% salt waters*. Wear, Volume 116, Issue 2, 1 May 1987, pp. 249-260
- [78] W.S. Dai, L.H. Chen, T.S. Lui: *SiO₂ particle erosion of spheroidal graphite cast iron after surface remelting by the plasma transferred arc process*. Wear, 248 (2001), pp. 201-210