

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

Teză destinată obținerii
titlului științific de doctor inginer
la
Universitatea Politehnica Timișoara
în domeniul INGINERIA MATERIALELOR
de către

Ing. Traian Aurel Bena

Conducător științific: prof.univ.dr.ing. Ion Mitelea
prof.univ.dr.ing. Ilare Bordeășu
Referenți științifici: prof.univ.dr.ing. Cristian Predescu
prof.univ.dr.ing. Mircea Horia Țierean
prof.univ.dr.ing. Corneliu Marius Crăciunescu

Ziua susținerii tezei: 04.03.2019

Seriile Teze de doctorat ale UPT sunt:

- | | |
|---|--|
| 1. Automatică | 10. Știința Calculatoarelor |
| 2. Chimie | 11. Știința și Ingineria Materialelor |
| 3. Energetică | 12. Ingineria sistemelor |
| 4. Ingineria Chimică | 13. Inginerie energetică |
| 5. Inginerie Civilă | 14. Calculatoare și tehnologia informației |
| 6. Inginerie Electrică | 15. Ingineria materialelor |
| 7. Inginerie Electronică și Telecomunicații | 16. Inginerie și Management |
| 8. Inginerie Industrială | 17. Arhitectură |
| 9. Inginerie Mecanică | 18. Inginerie civilă și instalații |

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

Copyright © Editura Politehnica – Timișoara, 2019

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

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

Cuvânt înainte

Prezenta teză de doctorat intitulată **„Influența microstructurii asupra rezistenței la eroziune prin cavitație a fontelor cu grafit nodular”** reprezintă o sinteză a activității de cercetare teoretică și experimentală efectuată de autor în domeniul cavitației și eroziunii cavitaționale.

Teza are ca și scop studiul experimental al eroziunii fontei cu grafit nodular GJS-400-15, 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.

Testele experimentale s-au efectuat pe un aparat vibrator cu cristale piezoceramice, construit după cerințele normelor ASTM G32-2010, aflat în dotarea Laboratorului de Cavitație al Universității Politehnica din Timișoara. Cercetările au fost efectuate pe fonta cu grafit nodular GJS-400-15, supusă la diferite tratamente (termice volumice, retopiri și acoperiri de suprafață).

Tratamentele aplicate au fost: tratamente termice volumice (4 regimuri, recoacere pentru înmuiere, recoacere pentru detensionare, recoacere pentru normalizare și tratament termic de călire-revenire), retopire a suprafeței prin procedeul WIG (4 regimuri) și acoperire cu straturi prin pulverizare (1 regim). Din fiecare regim de tratament s-au testat câte trei probe pe aparatul vibrator, fiind astfel în total 27 de probe.

Cu această ocazie, doresc să mulțumesc coordonatorilor mei științifici, domnului Prof. Univ. Dr. Ing. Ion Mitelea și domnului Prof. Univ. Dr. Ing. Ilare Bordeasu, care m-au acceptat ca student doctorand, sprijinit, ajutat și îndrumat, cu un profesionalism excepțional și un deosebit simț pedagogic, de la începutul studiilor doctorale până la finalizarea tezei. Datorită colaborării cu dânsii, am reușit să public un număr de 8 lucrări științifice, prezentate și apărute în publicații naționale și internaționale de prestigiu (în special din categoria ISI și BDI). Profundă recunoștință pentru dl. Prof. Univ. Dr. Ing. Ion Mitelea care și-a lăsat o amprentă adâncă asupra mea prin modul în care mi-a insuflat cunoștințele în domeniul științei materialelor și prin felul în care mi-a fost aproape la finalizarea și redactarea tezei.

Mulțumesc cadrelor didactice, personalului tehnic și colegilor din cadrul Colectivelor de Ingineria Materialelor și Mașini Hidraulice din Facultatea de Mecanică a Universității Politehnica Timișoara care m-au sprijinit în permanență la efectuarea cercetărilor.

Nu în ultimul rând, doresc să mulțumesc familiei mele, care a fost mereu alături de mine, dând dovadă de multă înțelegere, astfel încât am putut finaliza această activitate, începută la 17 octombrie 2015, ca doctorand.

Sper ca această lucrare să fie de un real folos cercetărilor din domeniul industriei producătoare și exploatare de echipamente hidromecanice și mașinilor hidraulice.

Timișoara, Martie 2019

Ing. Traian Aurel Bena

Bena, Traian Aurel

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

Teze de doctorat ale UPT, Seria 15, Nr. 28, Editura Politehnica, 2019, 154 pagini, 111 figuri, 12 tabele.

ISSN:2285-1720

ISSN-L:2285-1720

ISSN:978-606-35-0272-9

Cuvinte cheie: fontă cu grafit nodular, eroziune prin cavitație, aparat vibrator, curbe și parametrii specifici, microstructură, tratamente termice volumice, retopire WIG a suprafeței, pulverizare termică.

Rezumat,

Cercetările efectuate în cadrul tezei de doctorat vizează în principal efectul tratamentelor termice volumice asupra rezistenței la eroziunea prin cavitație, generarea de straturi submicro- și nano- structurale cu rezistență mărită la eroziunea cavitației 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 cavitaționale din câmpul hidrodinamic.

Cercetările au ca și scop studiul experimental al eroziunii fontei cu grafit nodular GJS-400-15, 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 acestor cercetări constă în aprofundarea fenomenologică a eroziunii prin cavitație și definirea modalităților de înobilare a suprafețelor din fontă nodulară în vederea măririi duratei de viață a echipamentelor care lucrează în asemenea condiții.

CUPRINS

1. STADIUL ACTUAL AL CERCETĂRILOR PRIVIND EROZIUNEA PRIN CAVITAȚIE A FONTELOR.....	7
1.1. Familii de fonte cu grafit nodular	7
1.2. Analiza comparativă a proprietăților mecanice de bază, fonte – oțeluri.....	11
1.3. Eroziunea cavitațională: factori de influență, mecanisme de degradare	15
1.4. Standuri de laborator pentru testarea eroziunii prin cavitație	18
1.4.1. Tunele hidrodinamice.....	18
1.4.2. Aparatele cu disc rotitor imersat în lichid.....	19
1.4.3. Aparatele vibratorii.....	20
1.5. Metode de evaluare a comportării materialelor la eroziunea cavitațională	21
1.6. Elementele de dificultate ale problemei	23
1.7. Obiectivele tezei de doctorat.....	24
2. TRATAMENTE TERMICE VOLUMICE ȘI REZISTENȚA LA EROZIUNE PRINCAVITAȚIE	26
2.1. Introducere	26
2.2. Materialul cercetat, standul experimental și procedura de lucru	27
2.3. Recoacerea pentru detensionare și comportarea la cavitație	32
2.3.1. Curbele de cavitație.....	32
2.3.2. Structura și topografia suprafeței	37
2.4. Efectul recoacerii pentru înmuiere și al recoacerii pentru normalizare asupra rezistenței la eroziunea prin cavitație.....	42
2.5. Tratamentul termic de călire-revenire și rezistența la cavitație.....	52
2.5.1. Macrografia probelor și curbele de cavitație	52
2.5.2. Examinări metalografice.....	57
2.6. Măsurători de rugozitate	60
2.7. Încercări de duritate	70
2.8. Concluzii	71
3. ÎMBUNĂȚĂȚIREA REZISTENȚEI LA EROZIUNEA CAVITAȚIEI PRIN RETOPIREA WIG A SUPRAFEȚEI.....	73
3.1. Introducere	73
3.2. Standul experimental și procedura de lucru	73
3.3. Evaluarea și interpretarea rezultatelor experimentale	86
3.3.1. Încercări de duritate asupra suprafețelor necavitate	86
3.3.2. Curbele specifice și parametrii caracteristici ai eroziunii prin cavitație	86
3.3.3. Examinări metalografice.....	95
3.3.4. Analize de difracție cu raze X.....	102
3.3.5. Examinări de microduritate asupra straturilor retopite	104
3.3.6. Topografia suprafețelor cavitate	105
3.3.7. Măsurători de rugozitate	108
3.3.8. Concluzii	116
4. PULVERIZAREA TERMICĂ CU FLACĂRĂ DE MARE VITEZĂ (HVOF) ȘI REZISTENȚA LA EROZIUNEA CAVITAȚIEI.....	117
4.1. Introducere	117
4.2. Materiale și proceduri experimentale	120
4.3. Evaluarea și interpretarea rezultatelor experimentale	122

4.3.1. Analize micrografice	122
4.3.2. Încercări de duritate	124
4.3.3. Curbele de cavitație.....	125
4.3.4. Topografia suprafețelor și microstructura stratului erodat prin cavitație.....	127
4.3.5. Măsurători de rugozitate	132
4.4. Concluzii	135
5. CONCLUZII FINALE ȘI CONTRIBUȚII ORIGINALE. NOI DIRECȚII DE CERCETARE	136
LISTA PUBLICAȚIILOR REZULTATE ÎN URMA CECETĂRII DOCTORALE, PUBLICATE SAU ACCEPTATE SPRE PUBLICARE SUB AFILIERE UPT	139
BIBLIOGRAFIE	147

1. STADIUL ACTUAL AL CERCETĂRIILOR PRIVIND EROZIUNEA PRIN CAVITAȚIE A FONTELOR CU GRAFIT NODULAR

1.1 Familii de fonte cu grafit nodular

Fontele cu grafit nodular, numite și fonte ductile, se caracterizează prin prezența separărilor de grafit cu compactitatea maximă posibilă și se obțin prin adăugarea unor metale alcaline sau alcalino-pământoase în fonta lichidă.

Cele mai importante elemente modificatoare sunt Mg, Ca și Ce; ele au acțiune antigrafitizantă mărind gradul de subrăcire la cristalizarea eutectică și deci tendința de albire a fontei. De aceea, pentru creșterea numărului de germeni de grafit se introduc elemente puternic grafitizante ca : Si, Ba, Al (operație numită postmodificare). De regulă, modificatorul antigrafitizant folosit cel mai des este Mg (0,03...0,07%).

Clasificarea acestor materiale se face conform prevederilor SR EN 1563:1999 în funcție de valorile caracteristicilor mecanice determinate prin încercări statice de tracțiune și încercări dinamice de încovoiere prin șoc (**tab.1.1**), sau în urma încercărilor de duritate Brinell (**tab.1.2**).

Tab.1.1 Fonte cu grafit nodular caracterizate prin încercări statice de tracțiune

Marca fontei		Rm min. [N/mm ²]	Rp _{0,2} min. [N/mm ²]	A min. [%]	KV min [J]	
SR EN 1563:1999	STAS 6071-82				Valoare medie	Valoare individuala
EN-GJS-350-22-LT	-	350	220	22	12 la-40°C	9 la-40°C
EN-GJS-350-22-RT	-	350	220	22	17 la-23°C	14 la-23°C
EN-GJS-350-22	-	350	220	22	-	-
EN-GJS-400-18-LT	-	400	240	18	12 la 20°C	9 la-20°C
EN-GJS-400-18-RT	-	400	250	18	14 la-23°C	11 la-23°C
EN-GJS-400-18	-	400	250	18	-	-
EN-GJS-400-15	-	450	250	15	-	-
EN-GJS-450-10	-	450	310	10	-	-
EN-GJS-500-7	Fgn 500-7	500	320	7	-	-
EN-GJS-600-3	Fgn 600-2	600	370	3	-	-
EN-GJS-700-2	Fgn 700-2	700	420	2	-	-
EN-GJS-800-2	Fgn 800-2	800	480	2	-	-
EN-GJS-900-2	-	900	600	2	-	-

Tab.1.2 Fonte cu grafit nodular caracterizate prin încercări de duritate Brinell

Marca fontei SR EN 1563:1999	Interval de duritate Brinell HB	Alte caracteristici (informativ)	
		Rm [N/mm ²]	Rp _{0,2} [N/mm ²]
EN-GJS-HB130	≤ 160	350	220
EN-GJS-HB150	130-175	400	250
EN-GJS-HB155	135-180	400	250
EN-GJS-HB185	160-210	450	310
EN-GJS-HB200	170-230	500	320
EN-GJS-HB230	190-270	600	370
EN-GJS-HB265	225-305	700	420
EN-GJS-HB300	245-335	800	480
EN-GJS-HB330	270-360	900	600

Simbolizarea fontelor din **tab.1.1** se face prin grupul de litere **EN-GJS** - rezistența minimă la rupere prin tracțiune, **Rm**, în N/mm² - alungirea minimă la rupere, **A**, în %. Dacă se garantează energia de rupere, **KV**, atunci se adaugă grupul de litere **LT**- la temperatura scăzută sau **RT**- la temperatura ambiantă. Literele **EN** arată că fonta aparține unui standard european, litera **J** indică faptul că materialul simbolizat este o fontă, litera **G** - că aceasta se utilizează în stare turnată, iar litera **S** - că grafitul este sferoidal (nodular). Exemplu: EN-GJS-350-22-LT SR EN 1563:1999.

Simbolizarea fontelor pe baza încercărilor de duritate, conține după grupul de litere EN-GJS-HB valoarea durității Brinell. Exemplu: EN-GJS-HB 130 SR EN 1563:1999.

În **tab.1.3** se arată corespondența unor mărci de fontă nodulară după diverse norme.

Tab. 1.3 Corespondența mărcilor de fontă nodulară după unele norme

SR ISO 5922-95			Simbol vechi STAS 6071-82	NF	DIN	
Marca	Rm, min. N/mm ²	A, min. %			Marca	Număr
EN-GJ-900- 2	900	2	-	-	-	-
800- 2	800	2	Fgn 800-3	FGS 800.2	GGG-80	0.7080
700- 2	700	2	Fgn 700-2	FGS 700.2	GGG-70	0.7070
600- 3	600	3	Fgn 600-2	FGS 600.3	GGG-60	0.7060
			-	FGS 600-3A*		
500- 7	500	7	Fgn 500-7	FGS 500.7	GGG-50	0.7050
450-10	450	10	Fgn 450-5	-	(GGG-40.3)	0.7043
400-15	400	15	-	(FGS 400.12)	GGG-40	0.7040
400-18	350	18	-	-	-	-
-			-	FGS 400-18A*		
350-22	350	22	-	(FGS 370.17)	GGG-35.3	0.7033

Aceste materiale sunt destinate fabricării chiulaselor și arborilor cotiți ai motoarelor de automobile, traverselor de prese, saboților, cilindrilor de laminor, precum și a pompelor și valvelor care lucrează în medii corozive.

Urmare a bunelor caracteristici antifricțiune și a rezistenței mari la uzare, ele se utilizează la execuția unor componente ale mașinilor unelte, ale preselor și utilajelor pentru forjare.

Proprietățile mecanice depind atât de natura masei metalice de bază cât și de cantitatea de grafit prezentă în microstructură.

Fontele cu grafit nodular nu constituie un material singular, ci o familie de materiale care prin posibilitatea de dirijare a structurii fine oferă un spectru larg de proprietăți mecanice și tehnologice.

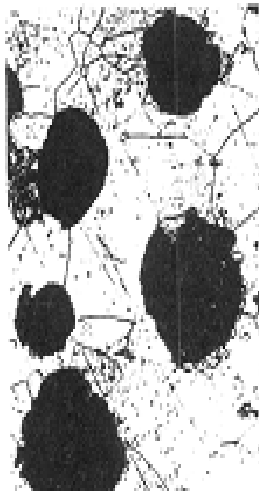
Caracteristica principală a tuturor tipurilor de fonte cu grafit nodular este legată de forma mai mult sau mai puțin sferică a grafitului.

Urmare a acestei forme, este împiedicată tendința de propagare a fisurilor și se creează premisele obținerii unor caracteristici satisfăcătoare de ductilitate și tenacitate.

Se face precizarea că grafitul nodular, a cărui suprafață într-un volum dat este minimă, afectează în mai mică măsură matricea metalică a fontei comparativ cu grafitul lamelar. Astfel, el permite utilizarea a 60÷80% din rezistența la rupere prin tracțiune și 30÷50% din alungirea și gătuirea la rupere a masei metalice de bază. Totodată, raportul $R_m/HB = 0,26-0,36$ este mult superior fontelor cu grafit lamelar, iar $R_{p0,2}/R_m \approx 0,7$ este mai ridicat decât la oțelurile turnate în piese.

Aceste caracteristici sunt decisive pentru calitatea și exploatarea fontelor de grafit nodular. Proprietățile mecanice depind atât de natura masei metalice de bază cât și de cantitatea de grafit prezentă în microstructură.

Imaginile din **fig.1.1** arată dependența dintre microstructură și rezistența la rupere a acestor materiale [73], [70], [63], [40].



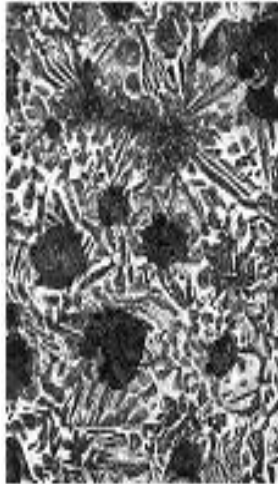
a – Fontă feritică cu Gn având $R_m = 414 \text{ N/mm}^2$



b – Fontă F-P cu Gn având $R_m = 552 \text{ N/mm}^2$



c – Fontă perlitică cu Gn, $R_m = 690 \text{ N/mm}^2$



d – Fontă martensitică cu Gn având $R_m = 793 \text{ N/mm}^2$



e – Fontă austenito-feritică cu Gn (ADI) având $R_m = 1050 \text{ N/mm}^2$



f – Fontă austenito -feritică cu Gn (ADI) având $R_m = 1600 \text{ N/mm}^2$

Fig. 1.1 Microstructura și rezistența la rupere a diverselor tipuri de fonte cu grafit nodular [73], [70], [63], [40]

Fonte feritice cu grafit nodular

Prezența nodulilor de grafit într-o masă de bază feritică generează obținerea unui material cu bază de fier care posedă o bună ductilitate și o reziliență corespunzătoare, asociate unor caracteristici de rezistență (R_m , $R_{p0,2}$) similare oțelurilor cu conținut redus în carbon.

Fontele feritice cu grafit nodular pot deja atinge în stare turnată un maxim al caracteristicilor de tenacitate și ductilitate la temperaturi scăzute fără a mai fi necesară aplicarea unui tratament termic de recoacere pentru detensionare.

Fonte ferito-perlitice cu grafit nodular

Acestea sunt cele mai utilizate sorturi de fonte cu grafit nodular aflate în stare turnată. Nodulii de grafit sunt înglobați într-o masă de bază care conține atât ferită cât și perlită. Valorile proprietăților tehnologice și de întrebuințare se încadrează între cele ale fontelor feritice și fontelor perlitice. Ele au o bună prelucrabilitate prin așchiere, iar costurile de fabricație sunt reduse.

Fonte perlitice cu grafit nodular

Existența nodulilor de grafit într-o matrice perlitică dă naștere unei fonte cu înaltă rezistență mecanică, o mai bună rezistență la uzare și o tenacitate moderată. Față de oțelurile cu proprietăți comparabile, prelucrabilitatea prin așchiere este mult mai bună. În vederea lărgirii paletei de aplicații aceste fonte pot fi aliate și /sau tratate termic.

Fonte martensitice cu grafit nodular

Pentru împiedicarea formării perlitiei se impune utilizarea unor suficiente elemente de aliere și aplicarea tratamentului termic de îmbunătățire. Microstructura martensitică conduce la o rezistență la rupere și la uzare foarte ridicate. În schimb, tenacitatea scade cu creșterea proporției de martensită.

Fonte bainitice cu grafit nodular

Aceste sortimente de fontă se pot obține prin aliere și /sau printr-un tratament termic. Ele sunt dure și foarte rezistente la uzare.

Fonte austenitice cu grafit nodular

Ele prezintă o foarte bună stabilitate la coroziune și oxidare, bune proprietăți magnetice, rezistență mecanică ridicată și stabilitate la cald.

Fonte austenito-feritice cu grafit nodular (ADI)

ADI constituie cel mai tânăr membru al familiei, obținându-se printr-un tratament termic special (călire izotermă). Au o duritate dublă față de fontele perlitice, dar și bune caracteristici de ductilitate și tenacitate, o mare rezistență la oboseală și la uzare.

1.2 Analiza comparativă a proprietăților mecanice de bază, fonte – oțeluri

Din punctul de vedere al proprietăților mecanice, fontele nodulare se apropie de oțeluri doar în domeniul unor valori medii ale rezistenței la rupere ($R_m=450...550$ N/mm²) (**fig.1.2 a**).

Pentru construcția de mașini o deosebită importanță are raportul dintre limita de curgere și rezistența la rupere ($R_{p0,2}/R_m$) în funcție de alungirea la rupere (**fig. 1.2 b**); cu cât acesta este mai mare, cu atât greutatea pieselor, solicitate la aceleași tensiuni, poate fi mai mică.

Comparația din punctul de vedere al raportului $R_{p0,2}/R_m$ în corelație cu alungirea aliajelor feroase (**fig. 1.2 b**) arată următoarele:

- la valori medii ale alungirii la rupere ($A=10\%...25\%$), fontele cu grafit nodular sunt superioare oțelurilor;
- la valori foarte mari ale acesteia (A peste 25%), oțelul rămâne singurul material de construcție, având raportul $R_{p0,2}/R_m = 50...60\%$.

La toate aliajele feroase rezistența la rupere se micșorează odată cu creșterea alungirii (**fig.1.2 a**), ceea ce se explică prin creșterea în toate cazurile a proporției de ferită.

Limita de curgere mai scăzută a fontelor față de oțel se explică prin efectul de creștătură exercitat de separările de grafit. În prezența grafitului au loc deformări remanente (plastice) chiar la solicitări reduse de întindere. Cu cât compactitatea grafitului este mai mică, cantitatea și dimensiunile separărilor de grafit mai mari, cu atât tendința de formare a concentratorilor de tensiune este mai pronunțată, iar tendința de rupere fără deformații plastice este mai accentuată; din acest motiv la fontele cu grafit lamelar nici nu se ia în considerare valoarea limitei de curgere.

Modulul de elasticitate longitudinal E, din aceleași motive, depinde la fonte aproape exclusiv de cantitatea, forma, dimensiunile și modul de repartizare a separărilor de grafit și este cu atât mai mare cu cât rezistența mecanică a fontelor este mai ridicată.

La oțeluri, valoarea acestuia este practic constantă, indiferent de rezistența la rupere prin tracțiune statică (**fig. 1.3**) La fontele cu grafit lamelar modulul de elasticitate este $7.000... 15.000$ daN/mm², la fontele cu grafit nodular E este $15.000...18.000$ daN/mm² iar la oțelurile turnate $E = 19.000...20.000$ daN/mm².

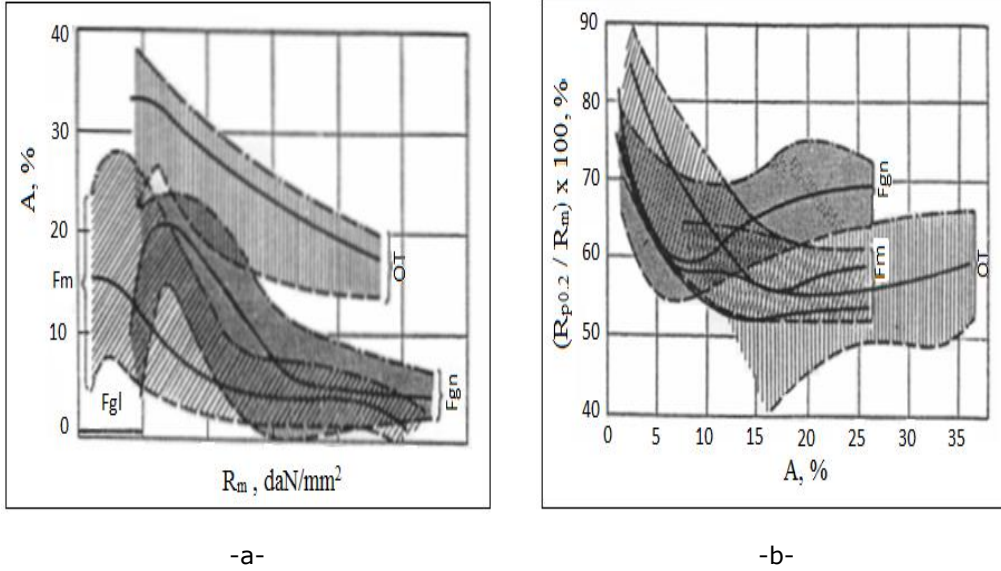


Fig. 1.2 Corelația dintre rezistența la rupere și alungirea la rupere a principalelor aliaje feroase de turnătorie: a – corelația R_m și A ; b – corelația R_m , $R_{p0,2}$, și A ; OT – oțel turnat; Fm – fontă maleabilă; Fgn – fontă cu grafit nodular [73], [70]

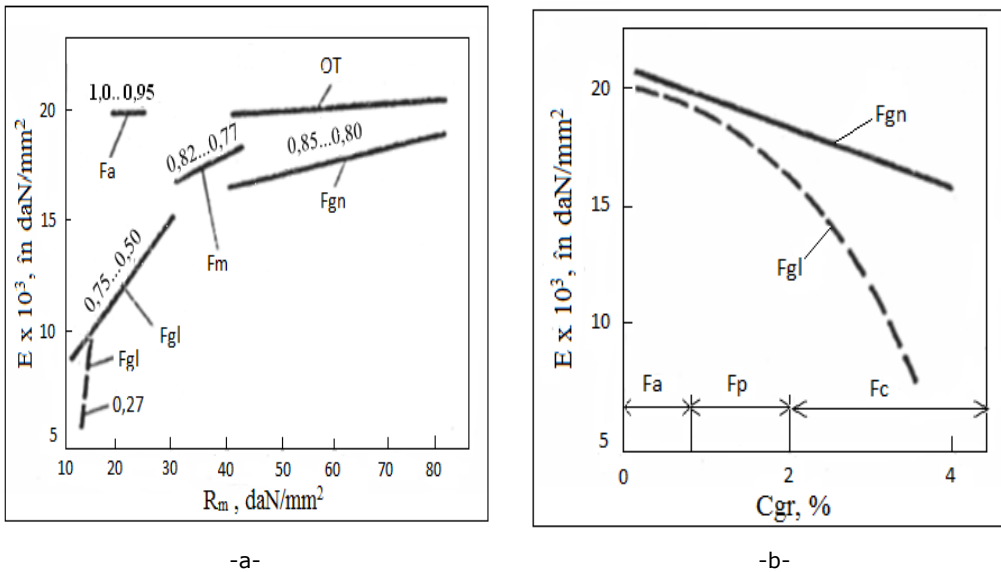


Fig. 1.3. Corelația dintre modulul de elasticitate E și rezistența R_m a fontelor și oțelurilor (a), precum și de cantitatea de grafit C_{gr} (b). Cifrele de pe curbe arată valoarea modulului E în comparație cu cea a oțelului, considerată egală cu 1; Fgi – fontă cu grafit interdendritic; OT – oțel turnat; Fm – fontă maleabilă; Fgn – fontă cu grafit nodular; Fa – fontă albă; Fp – fontă pestriță; Fc – fontă cenușie [70], [63]

O importanță deosebit de mare pentru materialele din construcția de mașini o prezintă **proprietățile neelastice**, cauzate de frecarea internă, datorită cărora solicitările ciclice se desfășoară cu pierderi ireversibile de energie, care se transformă în căldură, iar vibrațiile se amortizează cu o viteză mai mare sau mai mică.

Proprietatea mecanică principală care exprimă comportarea materialelor la astfel de încercări este **tenacitatea ciclică sau capacitatea de amortizare a vibrațiilor**, care se poate determina fie prin raportul dintre mărimea pierderii de energie (energiei absorbite) și întreaga energie elastică a ciclului φ , fie prin decrementul logaritmic δ , care caracterizează diminuarea amplitudinii între două vibrații succesive liber amortizate.

Tenacitatea ciclică sau capacitatea de amortizare a vibrațiilor la fonte este mai ridicată decât la oțeluri și cu atât mai mare cu cât efectul de crestătură al separărilor de grafit este mai pronunțat, deci cu cât compactitatea separărilor de grafit este mai scăzută.

Din **figura 1.4** rezultă că fontele cu grafit lamelar posedă o capacitate de amortizare de 4,3 ori mai mare decât a oțelului și de cca. 1,8 ori mai mare decât a fontei cu grafit nodular, cu aceeași structură a masei metalice de bază.

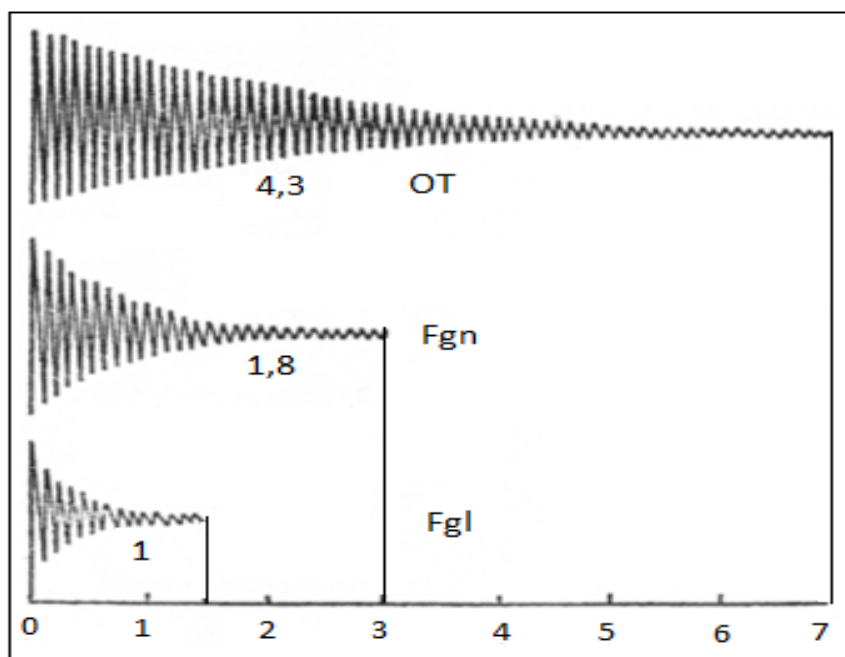


Fig. 1.4 Capacitatea de amortizare a vibrațiilor a diferitelor aliaje feroase exprimată prin diminuarea amplitudinii vibrațiilor în timp; OT – oțel turnat; Fgn – fontă cu grafit nodular; Fgl – fontă cu grafit lamelar [63], [40]

Așa se explică de ce fontele cu grafit lamelar reprezintă materiale greu de înlocuit atunci când sunt folosite pentru turnarea pieselor de mașini supuse la vibrații în timpul exploatării cum ar fi batiurile de mașini-unelte și arborii cotiți.

Aliajele feroase prezintă următoarele particularități din punctul de vedere al rezistenței la oboseală (fig. 1.5):

- rezistența la oboseală a fontelor reprezintă 20...55% din valoarea rezistenței la rupere prin tracțiune;
- raportul σ_{-1}/R_m se micșorează odată cu creșterea R_m ;
- sensibilitatea fontelor față de efectul creștăturilor, exprimată prin coeficientul K_σ , este mai mică la fontele inferioare, decât la cele superioare sau la oțeluri. Acest lucru se explică prin efectul de creștătură al separărilor lamelare de grafit.

Formula de calcul al coeficientului K_σ este:

$$K_\sigma = \frac{\sigma_{-1}}{\sigma_{-1k}}$$

unde:

σ_{-1} - este rezistența la oboseală determinată în condiții de solicitare la întindere și compresiune pe probe fără creștături;

σ_{-1k} - aceeași rezistență determinată pe probe cu creștături.

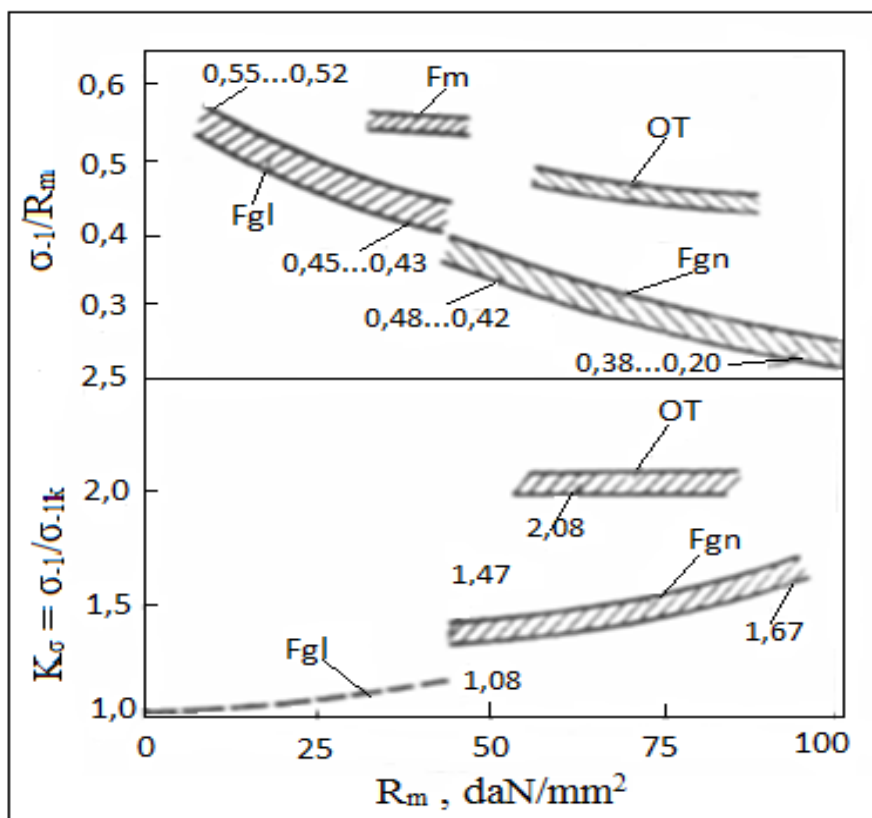


Fig. 1.5 Influența rezistenței la tracțiune R_m asupra raportului dintre rezistența la oboseală σ_{-1} și cea la tracțiune R_m și a coeficientului efectiv de concentrare a tensiunilor K_σ . Cifrele de pe curbe arată limitele de variație ale acestor raporturi; **OT** - oțel turnat; **Fm** - fontă maleabilă; **Fgn** - fontă cu grafit nodular; **Fgl** - fontă cu grafit lamelar [73], [70], [63]

Din cele prezentate rezultă că fontele posedă unele proprietăți mecanice superioare oțelurilor, ca de exemplu tenacitatea ciclică și rezistența la oboseală.

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 ruperi 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, rotoți 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).

O sinteză a legăturii dintre rezistența la cavitație, respectiv viteza de eroziune, și principala proprietate mecanică cu efect asupra comportării la atacurile cavitației (duritatea) precum și factorii specifici materialelor utilizate la fabricarea pieselor solicitate cavitațional este arătată în **figura 1.6** [39].

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 distinde 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 distinderea bruscă este de ordinul microsecundelor și de aceea unda de șoc care impactează solidul are o forță foarte mare.

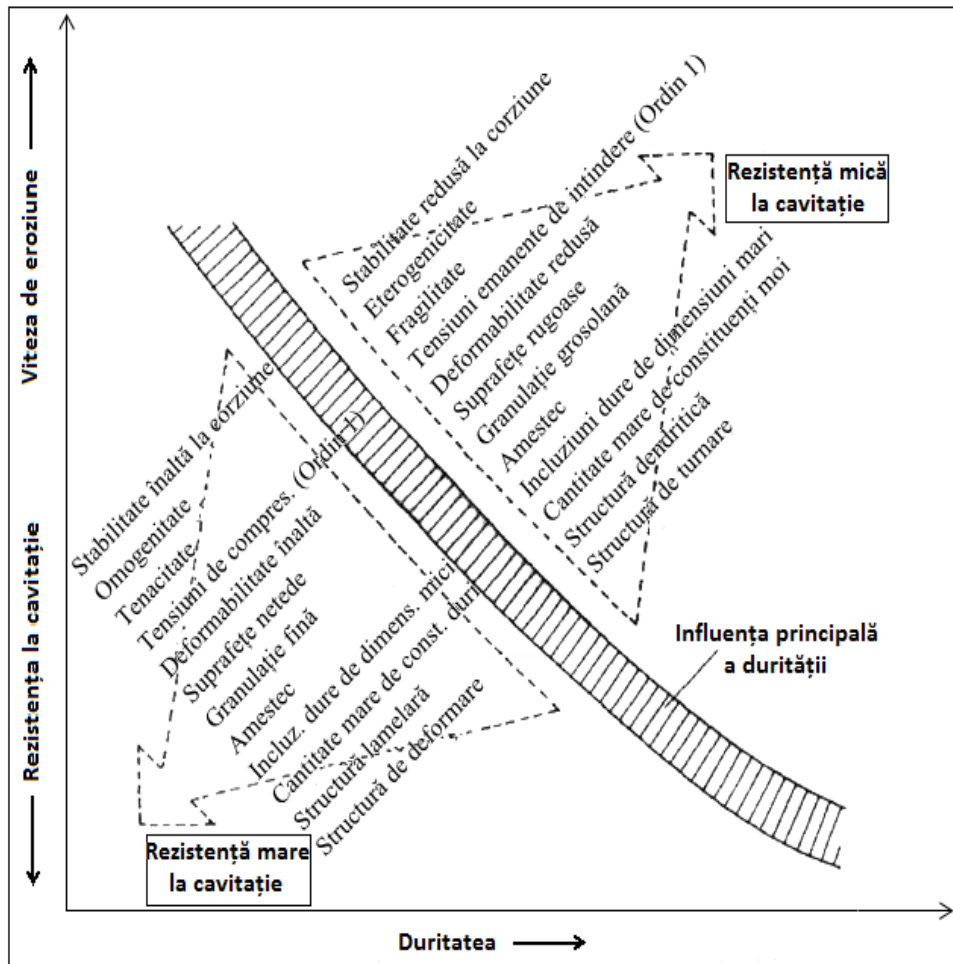


Fig.1.6 Reprezentarea schematică a proprietăților diverselor materiale. Influența stării materialului și a constituției structurale asupra comportării la cavitație [39]

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.

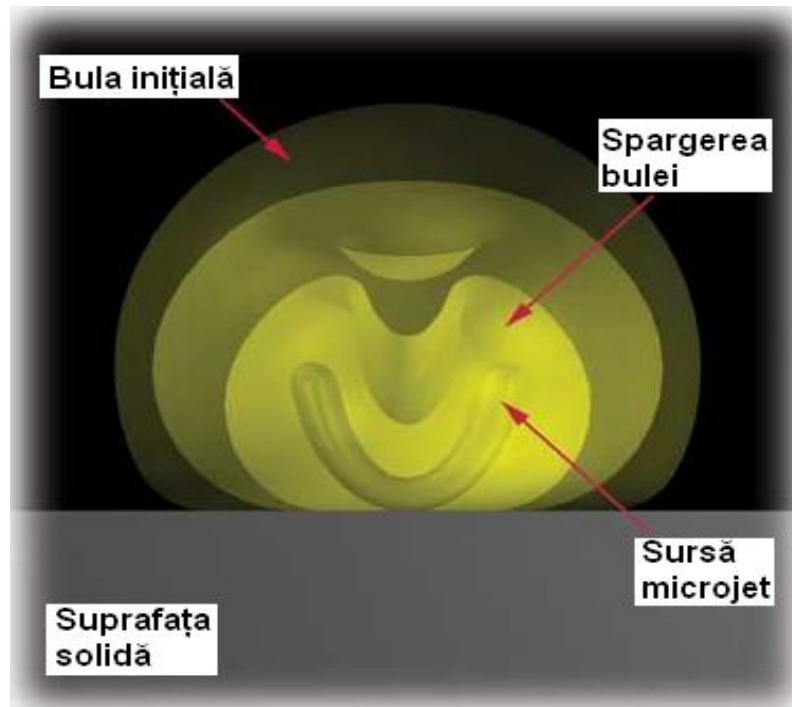


Fig. 1.7 Mecanismul de formare a bulei cavitaționale și a microjetului [10], [11].

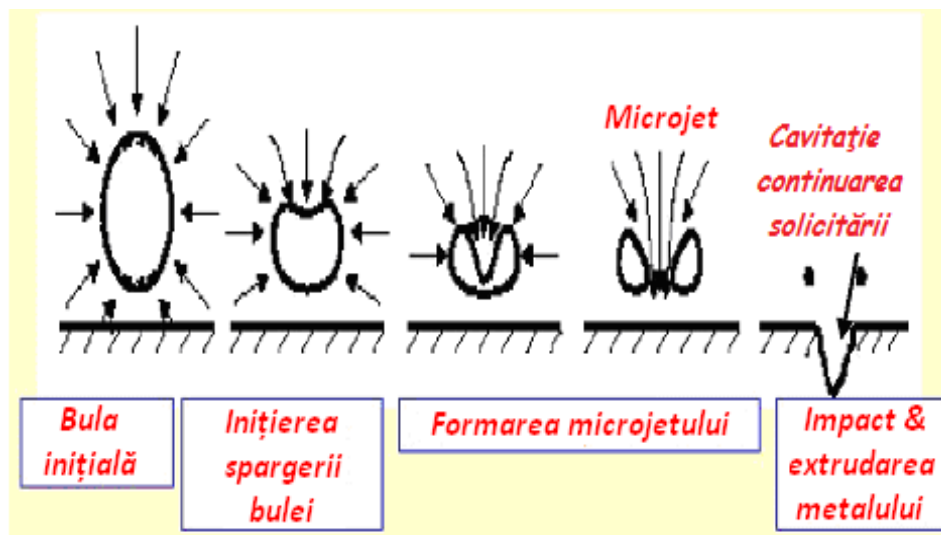


Fig.1.8 Mecanismul surpării bulei cavitaționale și generării fisurii [10], [11].

1.4 Standuri de laborator pentru testarea eroziunii prin cavitație

Există trei tipuri de instalații de laborator folosite în studiul eroziunii cavitaționale a materialelor:

- tunele hidrodinamice cu cameră de lucru strangulată;
- aparate cu disc rotitor imersat în lichid;
- aparate vibratorii.

În continuare, se vor prezenta câteva date semnificative privind utilizarea fiecăreia dintre standurile enumerate mai sus.

1.4.1 Tunelele hidrodinamice

Tunelele hidrodinamice sunt astfel realizate și concepute încât permit generarea unor fenomene cavitaționale similare celor din mașinile hidraulice. Pereții camerelor de lucru sunt transparente și permit vizualizarea, fotografierea, filmarea și înregistrarea evoluției procesului de distrugere cavitațională. Un model de tunel hidrodinamic este prezentat în **figura 1.9** [11], [19].

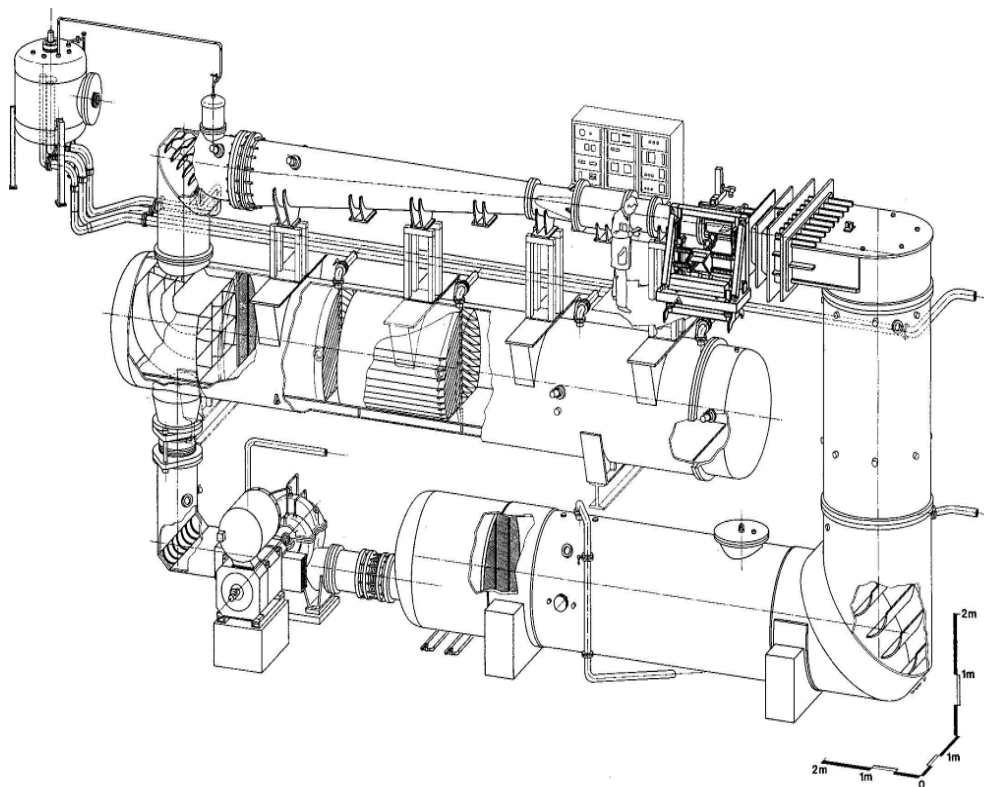


Fig. 1.9 Tunel hidrodinamic [11], [19].

Tunelul hidrodinamic este un ansamblu de conducte în care presiunea se poate modifica folosind o pompă de vid, iar antrenarea în mișcare a lichidului se face cu o pompă. Coturile sunt prevăzute cu rețele de profile pentru a uniformiza câmpul de curgere (eliminarea turbulențelor) (**fig. 1.10**). În camera de lucru se pune piesa sau corpul pe care se studiază regimul cavitațional. Camera de lucru este de fapt un tub venturi în care se poate reduce presiunea cu o pompă de vid până la crearea cavitației.

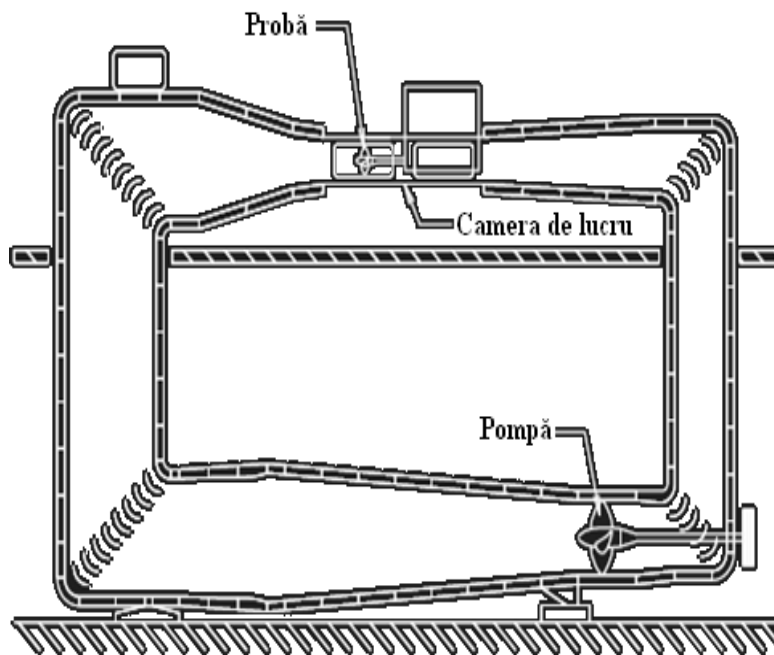


Fig. 1.10 Secțiune printr-un tunel hidrodinamic [26]

Avantajul folosirii unei astfel de stațiuni îl constituie posibilitatea determinării distribuției de presiuni, din camera de lucru, pentru diferite stadii cavitaționale și construirii curbelor de cavitație $\sigma = f(Re)$. Dezavantajul instalației îl constituie gabaritul ridicat și timpul necesar producerii unor eroziuni acceptabile (10 ÷ 300) ore.

1.4.2 Aparatele cu disc rotitor imersat în lichid

Aparatele cu disc rotitor imersat în lichid (**fig.1.11**) simulează cel mai bine procesul cavitațional din mașinile hidraulice și elicele navale. Elementul de bază al acestor aparate îl constituie discul rotitor imersat în lichid, a cărui turație poate fi modificată în funcție de intensitatea fenomenului cavitațional dorit. În acest disc sunt realizate orificii, cu geometrie variabilă, dispuse după spirale logaritmice care servesc la generarea cavitației. În spatele orificiilor sunt montate probele de formă cilindrică a căror suprafață este distrusă prin eroziune cavitațională [11], [19].

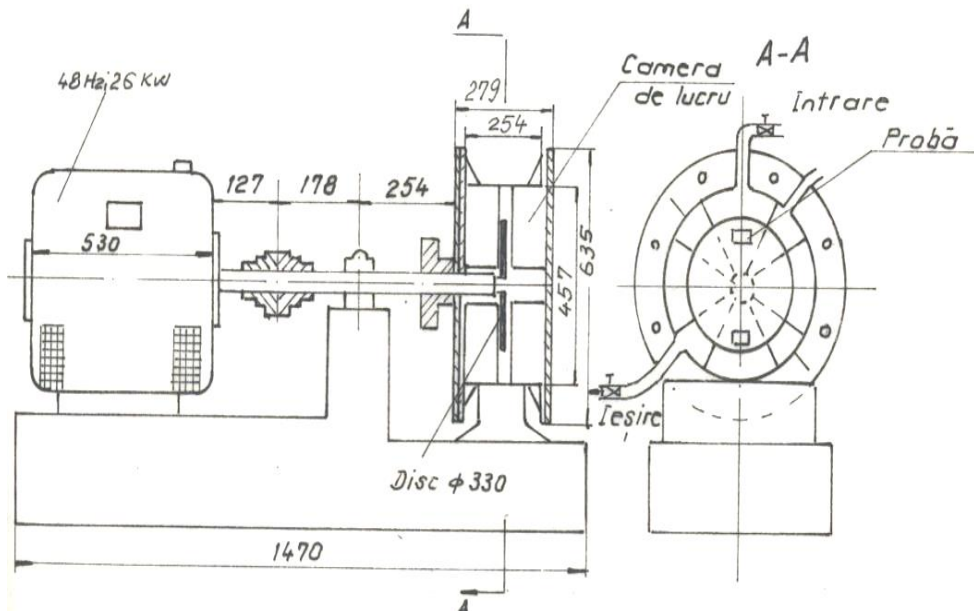


Fig. 1.11 Aparat cu disc rotitor imersat in lichid [11],[19]

1.4.3 Aparatele vibratorii

Aparatele vibratorii, utilizate la distrugerea materialelor prin eroziune cavitațională, sunt sisteme acustice, respectiv ultraacustice, deschise, cu aplicații tehnologice active, care folosesc energia sonoră, respectiv ultrasonoră, pentru producerea de modificări în structura mediului prin care se propagă. Sunt cele mai folosite aparate pentru evaluarea rezistenței și evidențierii comportării microstructurii materialului la atacurile cavitației, datorită duratei foarte mici de inițiere și dezvoltare a distrugerii.

Aparatele vibratorii folosite în cercetarea eroziunii cavitaționale a materialelor sunt de două tipuri:

- magnetostrictive;
- piezoelectrice.

De exemplu, aparatul vibrator TELSONIC SG 1000 este utilizat de laboratorul de Știința Materialelor al Departamentului de Metalurgie și Ingineria Materialelor din cadrul Escola Politecnica da Universidade de São Paulo [19].

Probele sunt fixate la o distanță de 1 mm față de cap (**Fig. 1.12**). Frecvența și amplitudinea vibrațiilor sunt de 20 kHz respectiv 40 μm. Lichidul folosit este cu precădere apă distilată, la o temperatură constantă, de 20°C. Testele sunt întrerupte la intervale regulate de timp, probele se curăță cu ultrasunete, după care se determină pierderile masice cu ajutorul unei balanțe analitice.

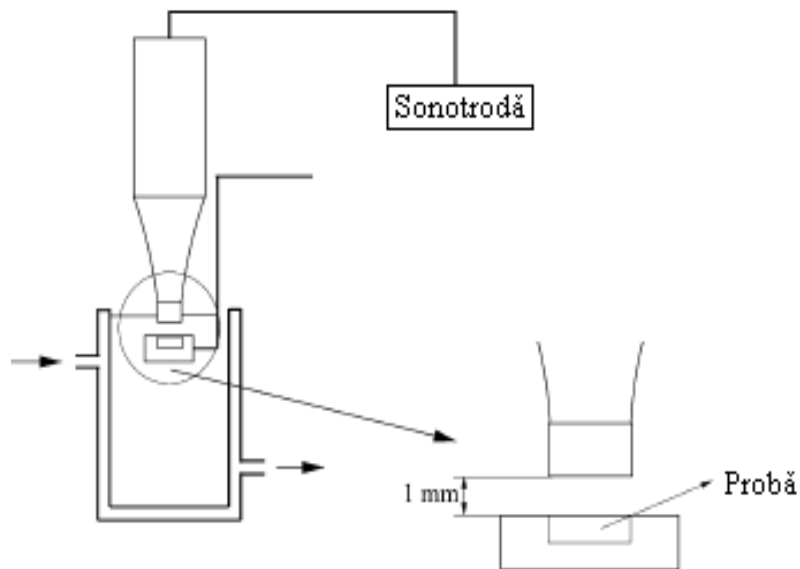


Fig. 1.12 Aparatul vibrator TELSONIC SG 1000 [19]

Aparatul vibrator ACQ-600 (**fig. 1.13**) este un aparat vibrator ultrasonic folosit de Laboratory of Mechanical Behavior of Metal Material, Xi'an JiaoTong University, Xi'an 710049, China [19]. Experimentele sunt efectuate în condiții statice și de cavitație la temperatura camerei (obișnuit 20 ± 5 °C). Frecvența aparatului vibrator este de 20 kHz. Sonotroda este imersată în soluție la o adâncime de 10 mm; proba este poziționată sub sonotrodă la o distanță de 1 mm.

1.5 Metode de evaluare a comportării materialelor la eroziune cavitațională

Ordonarea și evaluarea rezistenței materialelor la eroziune cavitațională se face după unul din următoarele criterii [10], [11], [19]:

1. panta curbelor de pierdere masică $m(t)$ sau volumică $V(t)$, $tg\alpha$, în zona de stabilizare;
2. viteza de stabilizare a eroziunii (finală de palier) v_s ;
3. viteza maximă a eroziunii v_{max} ;
4. rezistența normalizată la cavitație R_n ;
5. viteza adâncimii medii sau maxime de pătrundere a eroziunii, **MDER** respectiv **MDER_{max}**, sau inversul acestora, **1/MDER** respectiv **1/MDER_{max}**;
6. timpul de incubație ;
7. durata necesară obținerii unei pierderi volumice sau masice date;
8. durata necesară realizării unei anumite adâncimi de pătrundere;

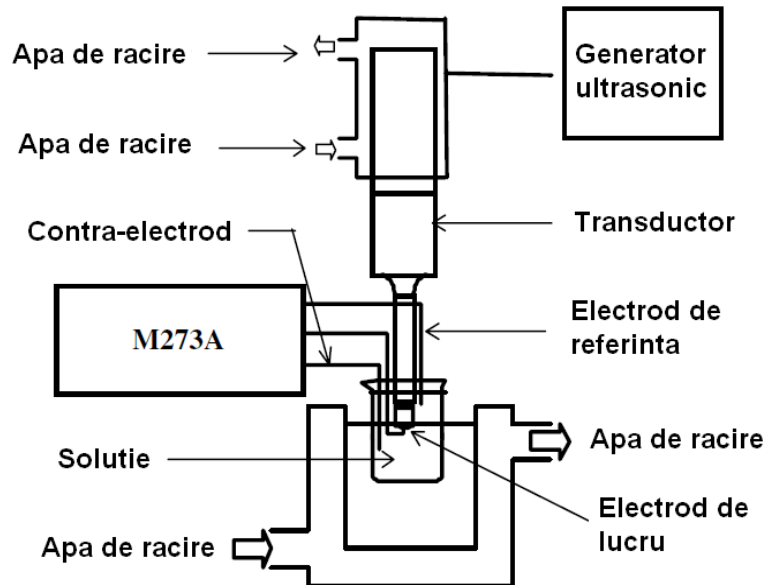


Fig. 1.13 Aparatul vibrator ultrasonic [19]

Deoarece rezultatele experimentale sunt influențate de parametri tehnico-funcționali ai stațiunii, permițând un grad de subiectivitate, nici unul dintre parametri menționați nu este acceptat, ca unic, de către cercetători. Dintre acești parametri, timpul de incubare este folosit cu precădere la aprecierea materialelor testate în tunele hidrodinamice și aparate cu disc rotitor.

Duratele de realizare a unei pierderi date (masice, volumice sau gravimetrice) și a unei anumite adâncimi de pătrundere, practic, azi nu se mai utilizează, datorită consumurilor energetice prea mari pentru materiale cu rezistență sporită, de tipul oțelurilor acoperite cu stelite și inoxidabile, la care aceste durate au valori de ordinul sutelor de ore pentru atacurile din tuneluri cavitate și aparate cu disc rotitor și de zeci de ore pentru distrugerile produse în aparate vibratorii.

Normele ASTM recomandă parametrii 2, 3, 4, și 5 iar Thiruvengadam, [76], recomandă viteza de stabilizare a eroziunii. Pentru maximum vitezei de eroziune cavitațională, normele ASTM recomandă acea valoare după care viteza devine descrescătoare. Se face această recomandare, deoarece valorile ridicate din primele minute ale atacului cavitațional (obținute cu precădere în aparatele vibratorii) sunt puternic afectate de praful abraziv și de nivelul rugozității din suprafața atacată.

Azi, majoritatea cercetătorilor utilizează pentru ordonarea materialelor, după rezistența la distrugere cavitațională, parametrii 1 și 2, iar pentru analiza cauzelor distrugerii sub anumite forme se folosesc rezultatele oferite de investigațiile microstructurale cu ajutorul microscopelor optice și electronice cu baleiaj. Cercetările din ultimii ani [61], [19], [13], realizate în Laboratorul de Cavitație al Universității Politehnica Timișoara, au dus la concluzia că utilizarea parametrului MDER, respectiv inversul acestuia ($1/\text{MDER}$) sunt mai sugestive în evaluarea rezistenței și descrierea comportării la cavitație.

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. Bulele care se formează în timpul acestor vibrații provoacă implozii la suprafața probelor care conduc la un efect cumulativ ce are un efect distructiv asupra suprafeței cu o energie care depinde de parametrii utilizați în proces și de caracteristicile sondei ultrasonice. Ciupiturile de eroziune prin cavitație depind de particularitățile comportării materialului la fenomenul de oboseală [5]. Deși la experimentele cu ultrasunete eroziunea prin cavitație poate fi realizată în diverse fluide, o cavitație mai intensă se produce la o tensiune superficială mai mare a fluidului. Se preconizează o creștere a vâscozității pentru a conduce la o eroziune redusă a suprafeței, ca urmare a scăderii vitezei de creștere și de colaps a bulelor [66].

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 ecruisare mecanică ciclică [34]. Cu toate acestea, relațiile sunt de natură empirică și furnizează predicții doar pentru un anumit grup restrâns de materiale. Din cauza repetitivității, dinamicii, și naturii localizate și stohastice a impulsurilor de tensiune produse de cavitație, rezistența unui material ar trebui să fie considerată ca fiind o proprietate independentă de material și nu derivabilă din altele [35]. Mai mult decât atât, în cazul în care fluidul cavitant este coroziv, pierderea de material nu este pur mecanică, deoarece intră în joc și factorul coroziv.

În astfel de cazuri, coroziunea indusă prin eroziune și / sau eroziunea indusă prin coroziune va intensifica procesul de deteriorare [27] , [26]. Eroziunea și coroziunea apar frecvent sinergice și pierderea de material poate fi semnificativ mai mare decât suma efectelor proceselor care acționează separat [27]. Un exemplu în acest sens poate fi găsit în diferența dintre vitezele de eroziune prin cavitație în apă distilată și în soluție de 3,5% NaCl [26]. În plus, față de impactul coroziunii asupra eroziunii prin cavitație, ea, de asemenea, poate fi accelerată prin efectul de sinergie datorat uzurii erozive. Totodată, în cazul în care fluidul cavitant conține particule erozive, surparea cavităților provoacă o creștere a vitezei de lovire a suprafeței de către aceste particule. Viteza de eroziune va fi mai mare decât la coroziunea prin cavitație sau la eroziunea particulelor solide care acționează singură în turbinele hidraulice care funcționează în apă cu nisip [9] , [29].

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.

Fontele nodulare reprezintă o clasă de materiale a căror microstructură depinde de compoziția chimică și de viteza de răcire în timpul procesului de turnare. O rezistență îmbunătățită la eroziune a fontelor nodulare a fost raportată după tratamentul cu laser, datorită structurii foarte fine, microdurității ridicate și dizolvării nodurilor de grafit [6]. Microstructura matricei metalice de fontă cu grafit nodular influențează într-o mare măsură caracteristicile mecanice și rezistența la eroziune prin cavitație [43]. Lucrările de cercetare realizate până în prezent au vizat analiza relației dintre rezistența la eroziune prin cavitație pentru o varietate de fonte cu grafit lamelar și nodular având o matrice de ferită sau bainită [30]. Devine astfel important să se extindă în continuare limitele cunoașterii la fontele nodulare cu matrice ferito- perlitică, perlitică, austenitică, etc.

Hattory și Kitagawa au analizat comportarea la eroziune prin cavitație a fontei și au comparat rezultatele cu datele unui oțel carbon, observând că rezistența la eroziune a fost cu 1/3 până la 1/5 mai mică pentru fonta cenușie și cu 2/3 la 1/3 mai mică pentru fonta nodulară, comparativ cu cea a unui oțel carbon cu aceeași duritate [43]. Dojčinović și colab. au studiat morfologia suprafeței afectate de cavitație pentru fonta nodulară cu matrice de ferită și au observat că viteza de eroziune prin cavitație a fost de 1,85 mai mare pentru fonta ductilă, comparativ cu cea a unui oțel carbon cu duritate similară [30].

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 cavitaționale 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 înnoțire a suprafeței pieselor din fontă nodulară în vederea măririi duratei de viață a echipamentelor care lucrează în asemenea condiții.

2. TRATAMENTELE TERMICE VOLUMICE ȘI REZISTENȚA LA EROZIUNE PRIN CAVITAȚIE

2.1 Introducere

Fontele cu grafit nodular constituie o familie de materiale care prin posibilitatea de dirijare a structurii fine și microscopice oferă un spectru larg de proprietăți mecanice și tehnologice. Forma mai puțin sferică a grafitului împiedică tendința de propagare a fisurilor și creează premisele obținerii unor caracteristici satisfăcătoare de ductilitate și tenacitate [43], [6], [20], [2], [67]. Se face mențiunea că grafitul nodular, a cărui suprafață într-un volum dat este minimă, afectează în mai mică măsură matricea metalică a fontei comparativ cu grafitul lamelar. Astfel, el permite utilizarea a 60÷80% din rezistența la rupere prin tracțiune statică și 30÷50% din alungirea și gătuirea la rupere a masei metalice de bază [47], [57], [62]. Totodată, raportul $R_{p0,2}/R_m = 0,26-0,36$ este mult superior fontelor cu grafit lamelar, iar $R_{p0,2}/R_m \approx 0,7$ este mai ridicat decât la oțelurile turnate în piese [21], [38], [62].

Aceste caracteristici sunt decisive pentru calitatea și exploatarea fontelor cu grafit nodular. Proprietățile mecanice depind atât de natura masei metalice de bază cât și de cantitatea de grafit prezentă în microstructură. Ele sunt destinate fabricării chiulaselor și arborilor cotiți ai motoarelor de automobile, traverselor de prese, saboților, cilindrilor de laminor, precum și pompelor și supapelor care lucrează în medii corozive. Urmare a rezistenței mari la uzare și a bunelor proprietăți antifricțiune, ele se utilizează la execuția unor componente ale mașinilor unelte, ale preselor și utilajelor pentru forjare. Totuși, pentru condiții severe de exploatare, performanțele și fiabilitatea lor pot fi limitate din cauza varietatelor forme de uzare care includ în principal eroziunea prin cavitație [19], [22].

O serie de lucrări de cercetare [43], [6] au analizat legătura dintre duritate și rezistența la cavitație a unor varietăți de fonte cu grafit lamelar sau nodular având o matrice feritică sau bainitică.

Aplicarea unor tratamente termice volumice și de suprafață, alături de folosirea surselor de înaltă energie ca plasmă, fasciculul laser și de electroni, etc. [43], [6], [45], [51], [41], [46], [2], [1], [50], [28], [15], [16], [71], [6], pot constitui soluții de îmbunătățire a rezistenței la eroziune prin cavitație

Prezentul capitol este focalizat pe comportarea la cavitație a fontelor nodular ferito-perlitice supuse unor tratamente termice care provoacă schimbări morfologice ale matricei structurale.

2.2 Materialul cercetat, standul experimental și 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**).

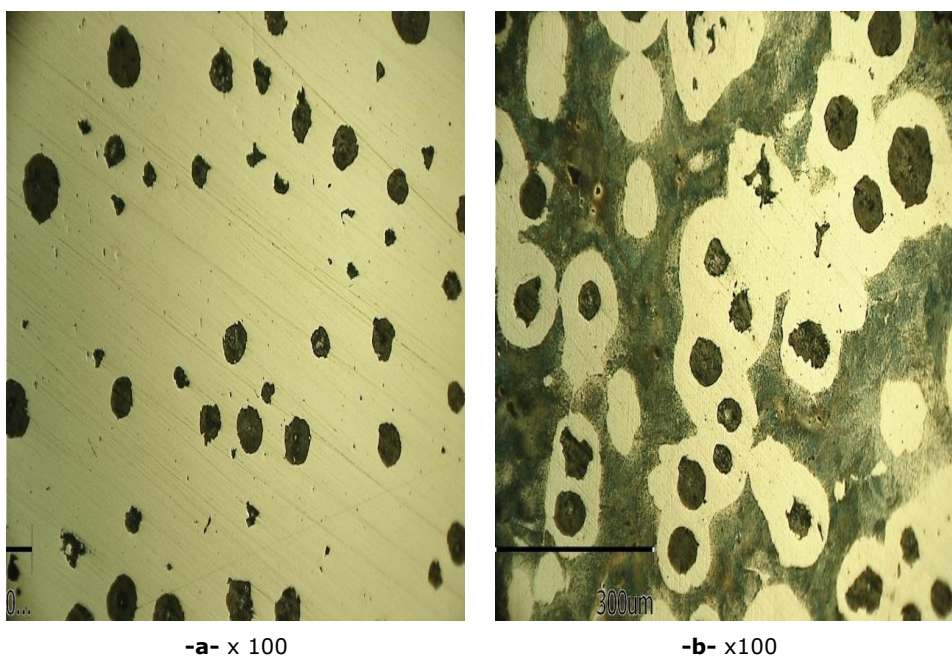


Fig. 2.1 Morfologia grafitului (a) și microstructura masei metalice de bază (b)

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)

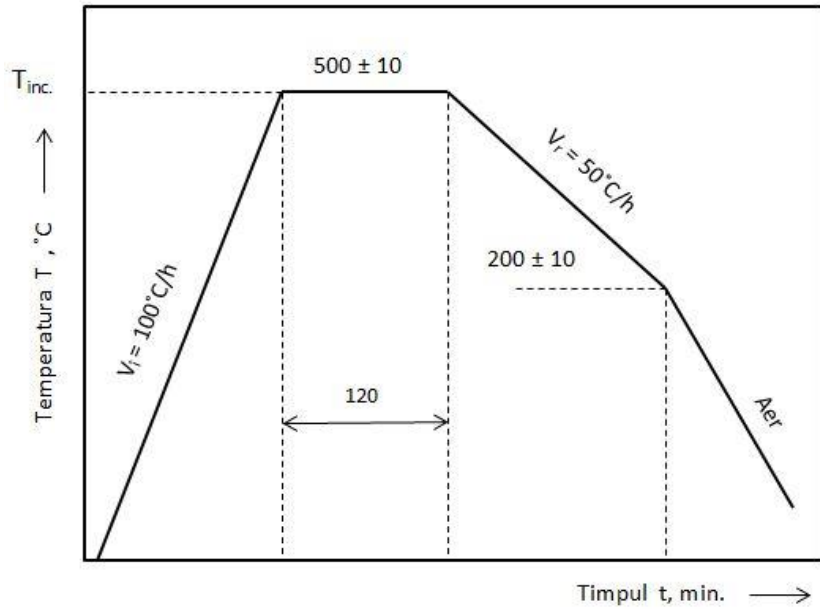


Fig.2.2 Ciclograma tratamentului termic de recoacere pentru detensionare

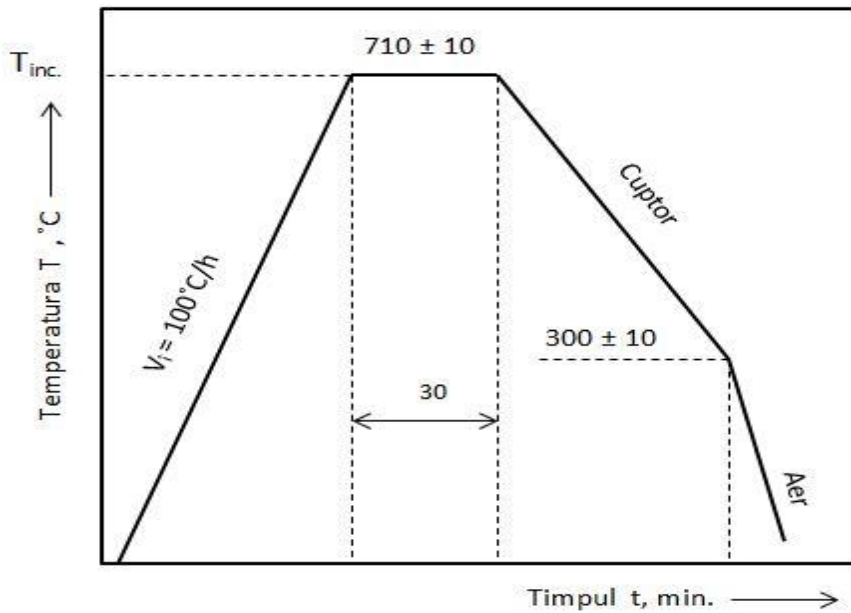


Fig. 2.3 Ciclograma tratamentului termic de recoacere pentru înmuiere

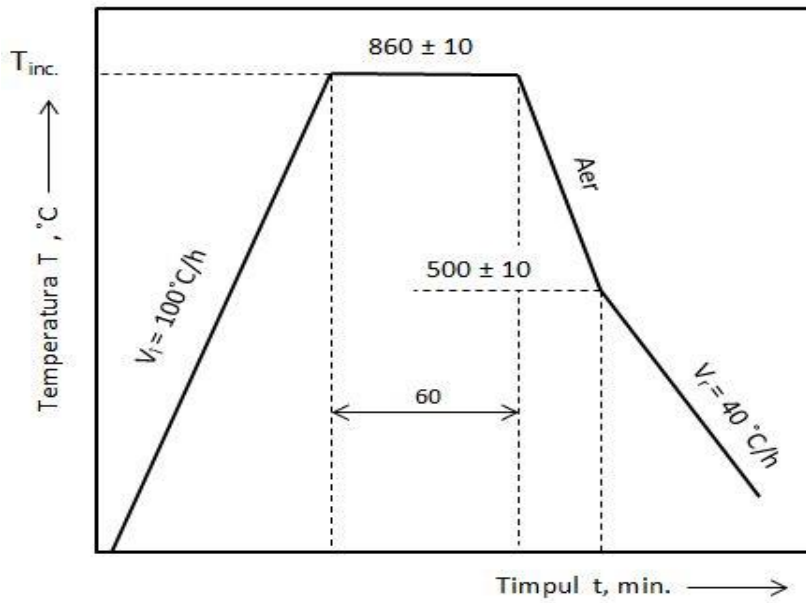


Fig. 2.4 Ciclograma tratamentului termic de recoacere pentru normalizare

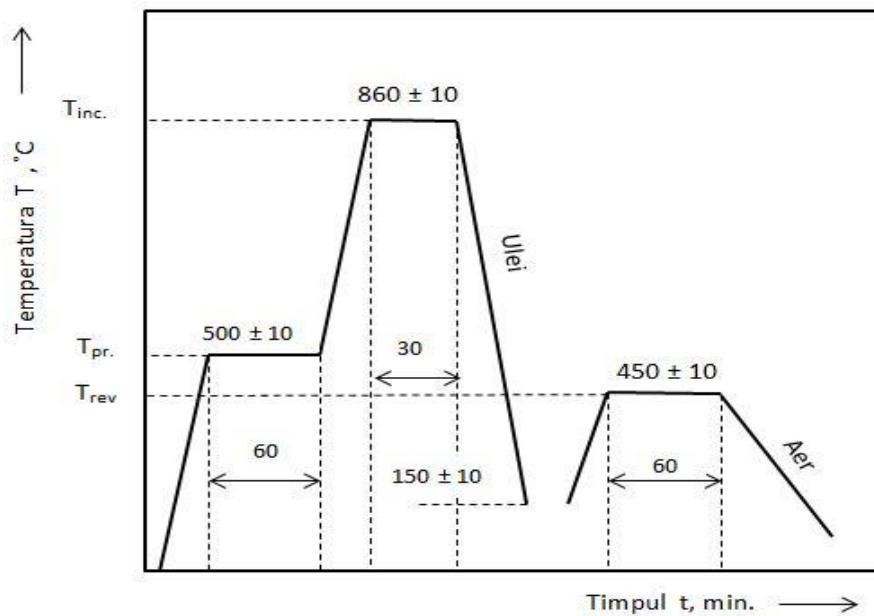


Fig. 2.5 Ciclograma tratamentului termic de călire - revenire

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

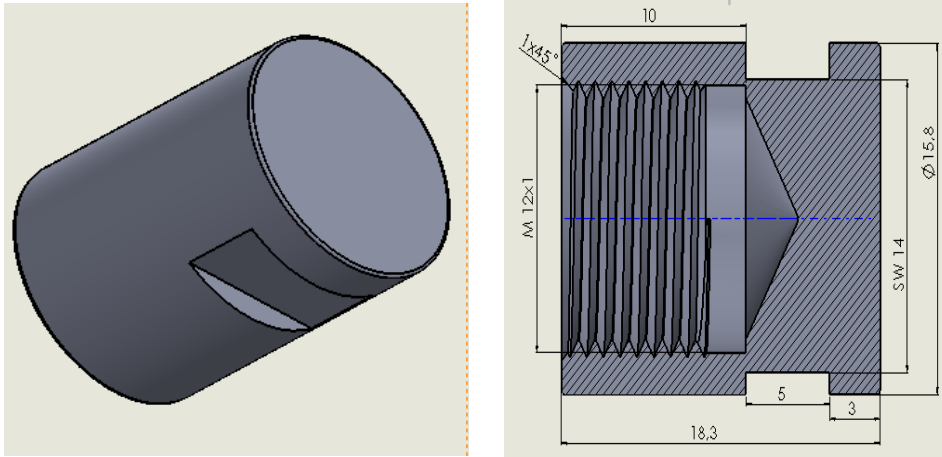


Fig.2.6 Geometria probelor testate la cavitație

Ca material etalon s-a folosit oțelul C45, a cărui duritate în stare recoaptă a fost similară cu cea a fontei tratate termic prin recoacere pentru detensionare. Pentru analize microstructurale s-au folosit tehnici metalografice convenționale și microscopia electronica cu baleiaj.

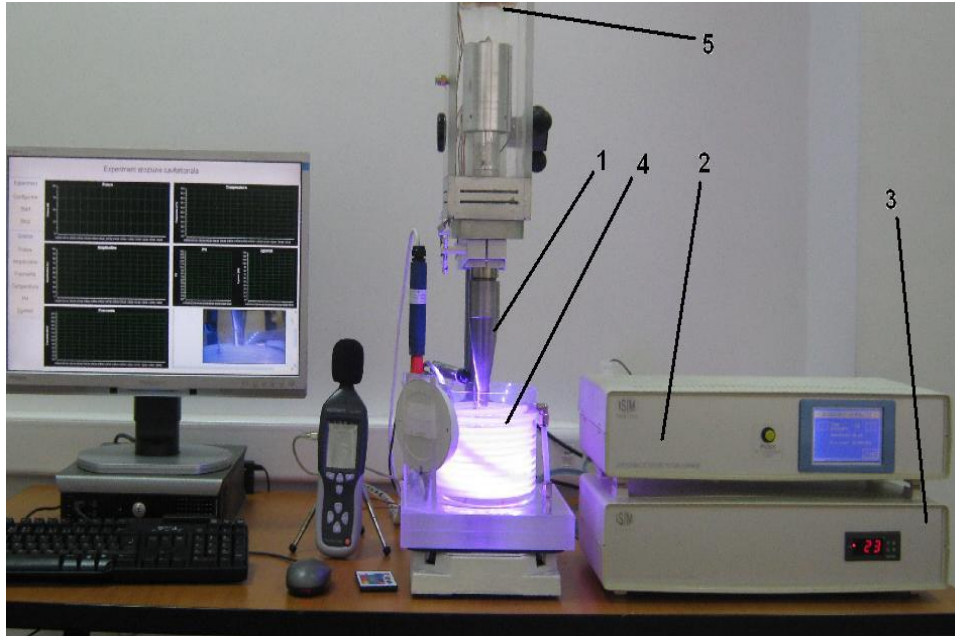
Încercările de cavitație au fost conduse pe un aparat vibrator [20] cu cristale piezoceramice (**fig.2.7**) realizat în conformitate cu cerințele normelor ASTM G32-2010 [74].

Parametrii funcționali ai aparatului sunt:

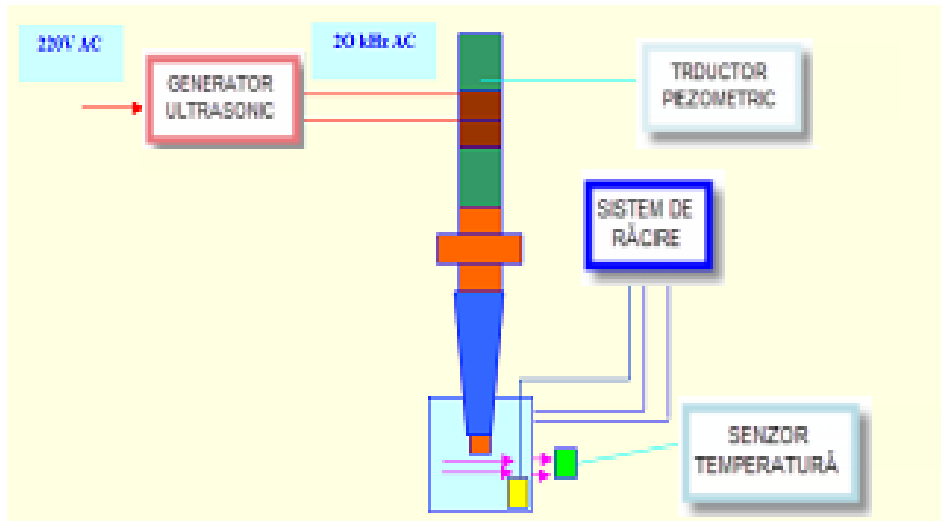
- Puterea dezvoltată de generatorul electric: 500 W;
- Frecvența vibrațiilor: 20.000 ± 200 Hz;
- Amplitudinea vibrațiilor: 50 μm ;
- Diametrul probei: 15,8 mm;
- Tensiunea de alimentare: 230 V / 50 Hz;
- Temperatura lichidului de lucru: 22 ± 1 °C.

Ca mediu lichid s-a folosit apă potabilă de la rețeaua publică. Pe parcursul cercetărilor temperatura apei a fost menținută la valoarea de 22 ± 1 °C. Pentru fiecare stare structurală a materialului s-au încercat câte 3 probe, a căror suprafață de atac a fost lustruită la o rugozitate $R_a = 0,051 \div 0,090$ μm .

Durata totală a testării fiecărei probe a fost de 165 minute, aceasta fiind împărțită în 12 perioade (câte una de 5 și 10 minute, iar 10 de câte 15 minute). La sfârșitul fiecărei perioade de testare, s-a determinat, prin cântărire, pierderea de masă de material prin eroziunea cavitației, respectiv adâncimea medie de eroziune (MDE) și viteza aferentă (MDER), iar suprafețele erodate prin cavitație au fost examinate la microscopul optic și fotografiate (**fig.2.8**).



- a -



- b -

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 serpentina de răcire; 5 – sistemul de ventilație.

De asemenea, după finalizarea testelor de atac prin cavitație (165 minute), suprafețele erodate au fost examinate la microscopul electronic cu baleiaj.

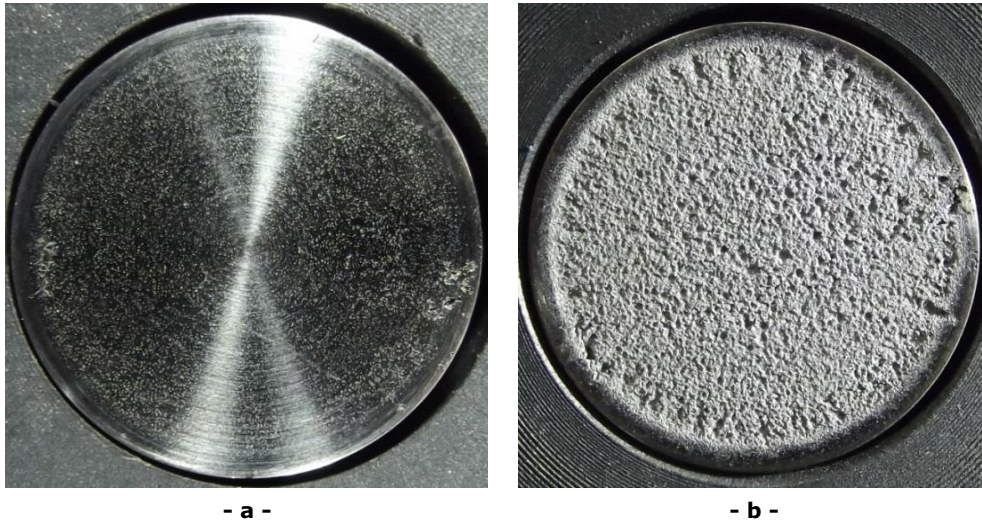


Fig. 2.8 Aspectul suprafeței probelor: **a** - înainte de expunere la eroziune cavitațională; **b** - după expunere timp de 165 minute la eroziune cavitațională

Evaluarea rezistenței la eroziune prin cavitație s-a făcut prin determinarea curbelor de variație a adâncimii medii de eroziune, MDE și a vitezei de eroziune, MDER, cu timpul de atac. La diverse perioade de atac au fost determinate pierderile masice, iar suprafețele erodate au fost examinate prin microscopie optică și microscopie electronică cu baleiaj.

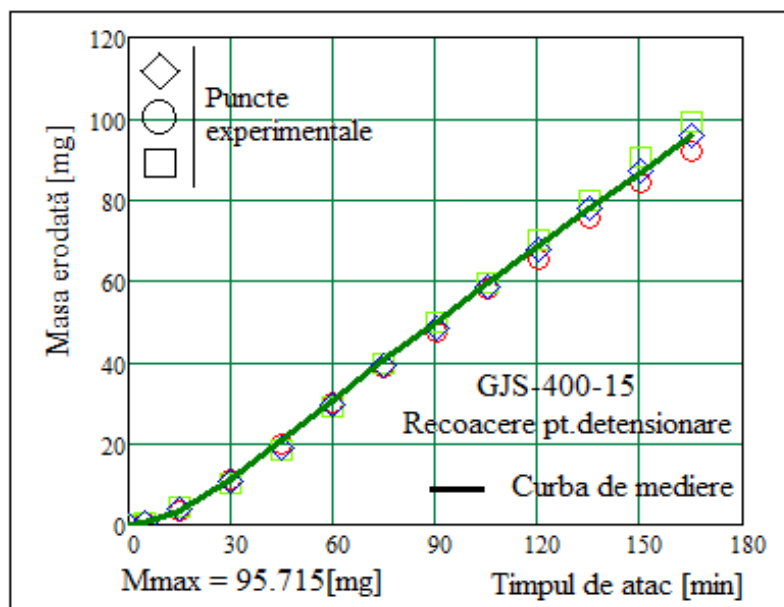
Curbele de pierdere masică și de viteză au fost comparate cu cele ale oțelului C 45, ales ca etalon.

2.3 Recoacerea pentru detensionare și comportarea la cavitație

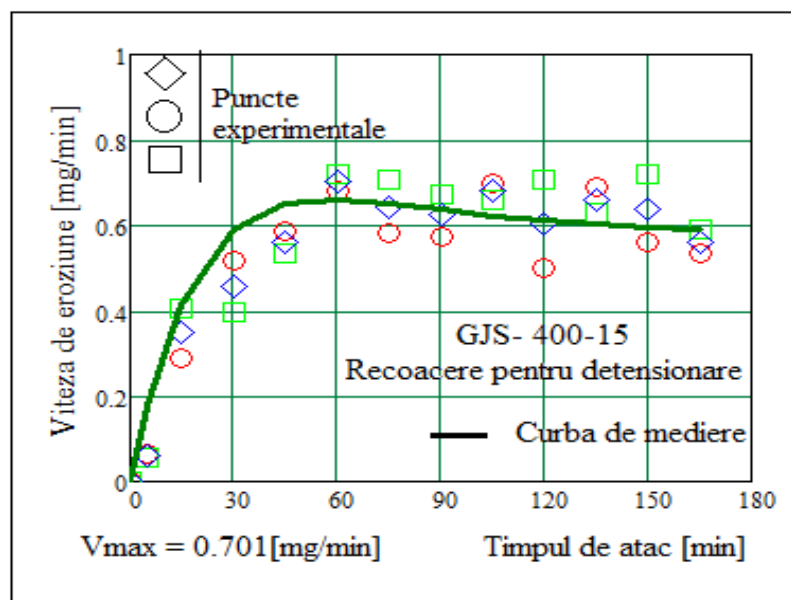
2.3.1 Curbele de cavitație

Cercetările de cavitație au fost derulate pe trei seturi de probe (notate cu 1, 2 și 3). Pe baza pierderilor masice Δm_1 , Δm_2 , Δm_3 , din fiecare perioadă "i", pentru fiecare dintre cele trei probe, s-au determinat pierderea masică medie și viteza de eroziune aferentă, specifice materialului cercetat (**fig.2.9 și fig.2.10**), conform relației:

$$\Delta m_i = \sum_{j=1}^3 \frac{\Delta m_j}{3} \quad \text{unde } j = 1, 2, 3 - \text{ reprezintă numărul probei} \quad (1)$$

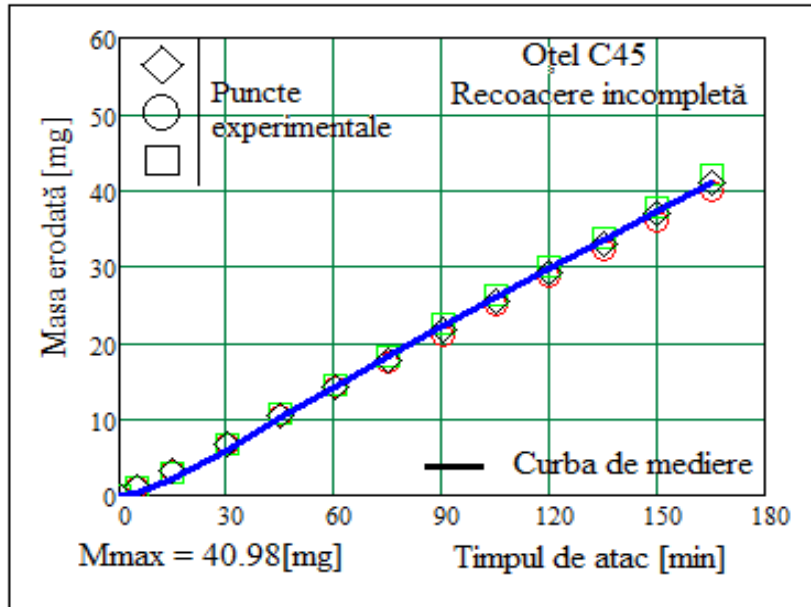


-a-

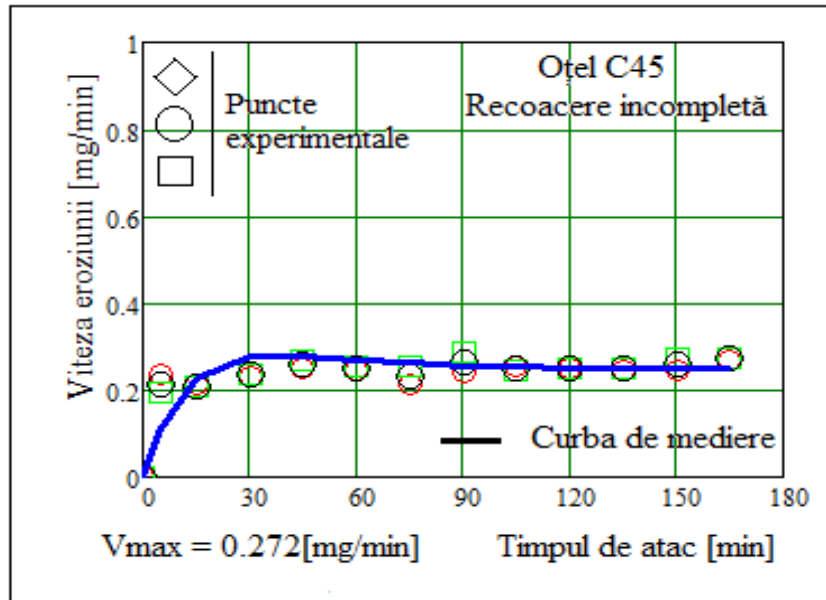


-b-

Fig. 2.9 Curbe caracteristice medii pentru fonta cercetată:
a – masa erodată; b – viteza de eroziune



-a-



-b-

Fig. 2.10 Curbe caracteristice medii pentru oțelul C 45:
a - masa erodată; **b** - viteza de eroziune

Pierderea de masă cumulată medie, pe o anumită durată de atac al cavitației, până la finalizare (165 minute), s-a determinat cu relația:

$$M_i = \sum_{j=1}^3 \Delta m_i \quad (2)$$

Întrucât adâncimea medie de pătrundere a eroziunii, cumulată, MDE, respectiv, viteza de pătrundere a eroziunii MDER, sunt parametri indicați de normele ASTM G32-2010, pentru evaluarea rezistenței și comportării la eroziunea cavitației, determinarea acestora s-a făcut cu relațiile:

- pentru adâncimea medii de pătrundere, cumulată, a eroziunii

$$MDE_i = \sum_{i=1}^{12} \Delta MDE_i = \frac{4 \cdot M_i}{\rho \cdot \pi \cdot d_p^2} [\text{mm}] \quad (3)$$

- pentru viteza de pătrundere a eroziunii

$$MDER_i = \Delta MDE_i / \Delta t_i \quad (4)$$

unde:

i - reprezintă perioada de testare

Δm_i - este masa de material, pierdută prin eroziune, în perioada **i**, în grame,

ρ - densitatea fontei, în grame/mm³,

Δt_i - durata cavitației corespunzătoare perioadei "i" (5 minute, 10 minute sau 15 minute)

d_p - diametrul suprafeței probei, supusă atacului cavitației (**d_p** = 15,8 mm),

ΔMDE_i - valoarea adâncimii medii de pătrundere a eroziunii, realizată prin cavitație în perioada **Δt_i** ,

Este cunoscut faptul că evoluția pierderilor de masă, în diferite perioade de atac al cavitației, este o expresie a utilizării energiei rezultată din impactul microjeturilor și undelor de șoc cu suprafața probei [19], [38], [35]. Pentru analiza modului de degradare și utilizare a acestei energii, în derularea procesului mecanic de eroziune a fontei, este utilă medierea punctelor experimentale, ΔMDE_i și $MDER_i$, care exprimă tendința de comportare a materialului pe parcursul atacului cavitației.

Medierea rezultatelor, obținute pentru adâncimea medie cumulată de eroziune MDE, respectiv viteza de pătrundere a eroziunii, este realizată cu relațiile stabilite de Bordeasu & colaboratorii [19] în cadrul Laboratorului:

- pentru adâncimea medie de pătrundere a eroziunii

$$MDE(t) = A \cdot t \cdot (1 - e^{-B \cdot t}) \quad (5)$$

- pentru viteza adâncimii medii de pătrundere a eroziunii

$$MDER(t) = A \cdot (1 - e^{-B \cdot t}) + A \cdot B \cdot t \cdot e^{-B \cdot t} \quad (6)$$

unde:

A - este parametrul de scară, stabilit statistic pentru construirea curbei de aproximație/mediere, cu condiția ca abaterile punctelor experimentale față de aceasta să fie minime.

B - este parametrul de formă a curbei

Utilizarea acestor curbe de mediere este foarte importantă, deoarece, funcție de forma pe care o are și dispersia punctelor experimentală față de aceasta, se pot face aprecieri despre evoluția comportării și rezistenței pe durata atacului cavitației.

În diagramele din **fig.2.11** și **2.12** sunt redată evoluțiile adâncimii medii cumulate de pătrundere a eroziunii $MDE(t)$ și respectiv a vitezei medii de pătrundere a eroziunii $MDER(t)$, în funcție de durata atacului cavitațional.

Din analiza acestora se constată că, urmare a prezenței incluziunilor de grafit în microstructura fontei, constituent nemetalic care întrerupe continuitatea masei metalice de bază afectând în oarecare măsură rezistența la rupere prin tracțiune, va apare o diminuare a rezistenței la eroziune prin cavitație. Totodată, fragilitatea grafitului explică dispersia mai mare a punctelor față de curbele de cavitație, întrucât fenomenele de fragmentare și de expulzare, a acestuia, au un caracter aleator.

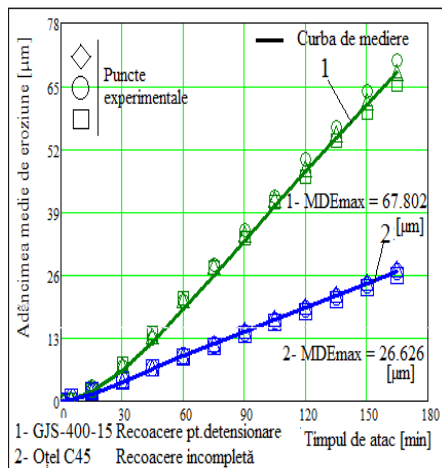


Fig.2.11 Variația adâncimii medii de pătrundere a eroziunii cu durata atacului cavitației: **1** - fontă nodulară EN-GJS-400-15; **2** - oțel C 45

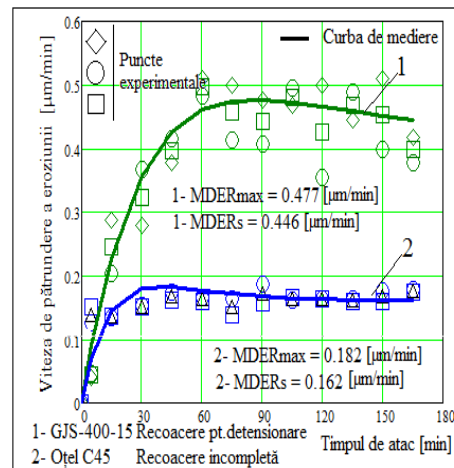


Fig. 2.12 Variația vitezei adâncimii medii de pătrundere a eroziunii cu durata atacului cavitației: **1** - fontă nodulară EN-GJS-400-15; **2** - oțel C 45

Dispersia punctelor experimentale, bine ilustrată în diagrama din **fig.2.12**, arată că eroziunea prin cavitație este un fenomen cu o natură neuniformă.

Evoluția curbei adâncimii medii de pătrundere a eroziunii $MDE(t)$, **fig.2.11**, arată că, începând cu minutul 45, forma tinde spre una liniară, ceea ce înseamnă că, practic, din acest moment comportarea fontei este aceeași până la finalizarea testului de cavitație. De altfel, același fenomen se constată și din evoluția curbei $MDER(t)$, **fig.2.1**.

Diferențele dintre valorile experimentale, fie că ne referim la adâncimea medie de eroziune MDE , fie că ne referim la viteza medie de pătrundere a eroziunii

MDER, sunt mici, dovedind dispunerea uniformă a nodurilor de grafit în matricea metalică și distribuția uniformă a caracteristicilor mecanice. Acest mod de dispersie este specific materialelor cu foarte bună rezistență la eroziunea cavitației [19], [38], [33]. De asemenea, diferența foarte mică dintre valoarea maximă a parametrului MDER (0,477 $\mu\text{m}/\text{min}$) și cea spre care tinde să se stabilizeze (0,446 $\mu\text{m}/\text{min}$) arată că fonta cercetată face parte din categoria materialelor cu bună rezistență la eroziunea cavitației și poate fi folosită în fabricarea pieselor solicitate la cavitație.

Din **fig. 2.12** se poate constata că până la minutul 15, apare o diferență mare între punctele experimentale și curba de aproximare, cauzată, în primul rând, de praful abraziv și de rugozitățile expulzate în această perioadă, motiv pentru care acest interval de atac al cavitației, obișnuit, în cadrul Laboratorului de Cavitație din U.P. Timișoara [19], este puțin analizat din punct de vedere al comportării materialului, pierderile înregistrate fiind puternic dependente de gradul de spălare și curățire a probei, înainte de începerea testului cavitațional.

Interesant este modul de folosire a energiei pentru generarea fisurilor, deformațiilor elastice și plastice. Acest fenomen este analizabil pe baza distribuției punctelor experimentale MDER, **fig.2.12**, din perioada 60-165 minute. Se constată că, în succedarea perioadelor intermediare de 15 minute de atac al cavitației, în unele dintre ele (cele cu valori MDER mai mici-corespunzător pierderilor mai reduse) marea parte din energia absorbită de material este consumată pentru deformații elasto-plastice și fisuri, iar în altele (cele cu valori MDER mai mari) marea parte din energie este consumată pentru ruperea legăturilor inter- și transcristaline și expulzarea materialului.

2.3.2 Structura și topografia suprafeței

După fiecare perioadă de atac cavitațional au fost realizate imagini ale suprafeței testate utilizând un aparat de fotografiat Canon Power Shot SX200 IS. Rezultatele obținute sunt prezentate în **fig. 2.13** și ele evidențiază maniera în care se extind fenomenele de degradare a suprafeței. Analiza acestora confirmă faptul că în primele 60 minute de testare, degradarea suprafeței este minimă, după care apare o creștere continuă a densității de ciupituri de material și a adâncimii lor cu timpul de atac.

Investigațiile efectuate la microscopul electronic cu baleiaj au reliefat că după primele 40 secunde de testare la cavitație se inițiază o activitate microgalvanică între nodulii de grafit și zonele de ferită care îi înconjoară (**fig.2.14**). Ca urmare a acestui fenomen, microstructura feritică, cu caracter anodic, va putea să dizolve nodulul de grafit, care este catodic. De aceea, prima suprafață atacată de cavitație este constituită din interfața ferită-grafit.

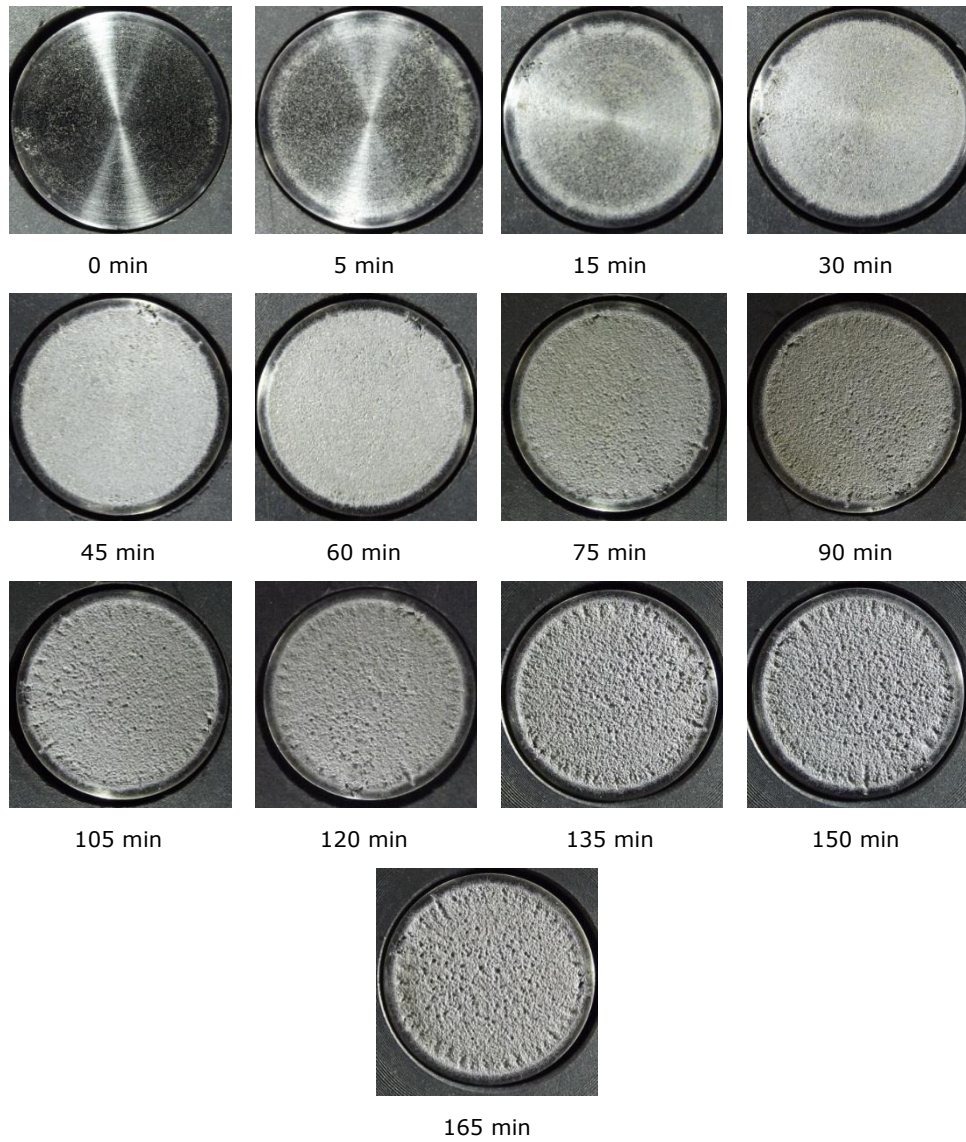


Fig. 2.13 Imaginea macroscopică a suprafeței probelor testate cavitațional în funcție de durata de atac

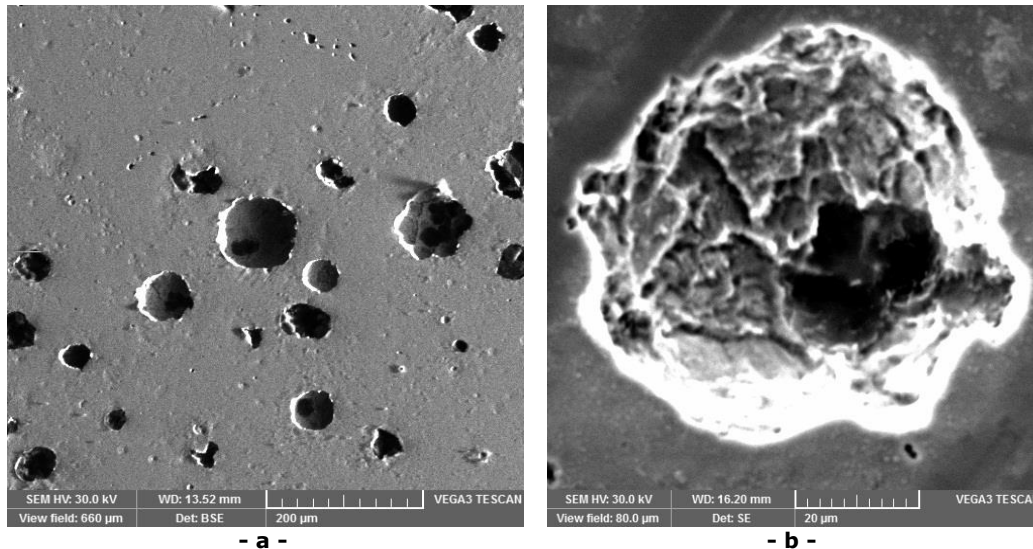


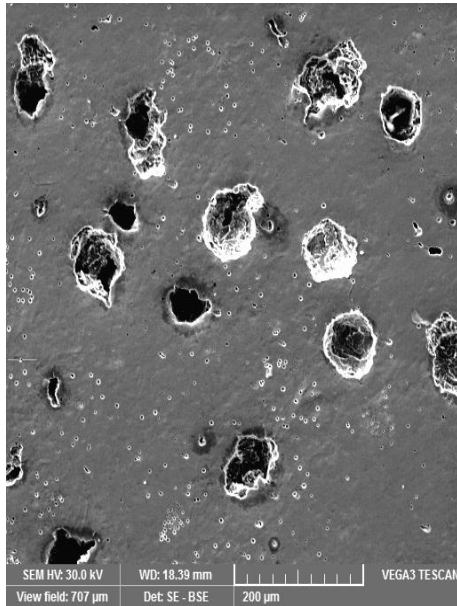
Fig. 2.14 Imaginea SEM a grafitului nodular după 40 secunde de cavitație: a-x200; b-x1800

Pe măsura creșterii duratei de atac cavitațional are loc o separare tot mai pronunțată a nodulilor de grafit din ferita înconjurătoare, o fragmentare parțială a acestora și chiar o expulzare a unor grăunți din masa metalică de bază. În tot acest timp, perlita având o rezistență mecanică mai mare va acționa ca un schelet protector față de deformarea suprafeței. Sfârșitul perioadei de incubație este atins după o deformare intensă a feritei în zona limitrofă ciupiturilor, când această fază moale va fi sediul amorsării fisurilor, iar domeniile de material cu microstructură perlitică se vor rupe prin oboseală. Porțiunile de material rămase după îndepărtarea grafitului au forma unor ciupituri sau microcratere cu concentratori mari de tensiuni care vor favoriza dezvoltarea de microfisuri radiale (**fig. 2.15**).

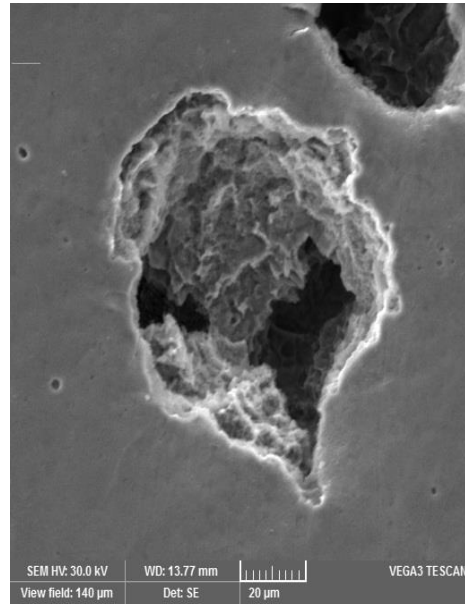
Implozia bulelor cavitaționale însoțită de microjeturi justifică producerea instantanee a unei încălziri locale puternice și a unei presiuni înalte. O asemenea presiune provoacă declanșarea fenomenului de eroziune, iar energia totală dezvoltată este transferată materialului solid, ea putând fi absorbită sau disipată de acesta, precum și reflectată ca unde de șoc în lichid. Absorbția energiei de impact de către materialul solid se manifestă prin apariția unor deformări elastice, deformări plastice sau ruperi.

În cazul materialelor ductile solicitate cavitațional, pe suprafața lor au fost observate deformații plastice locale sub forma unor ondulații asemănătoare limitelor dintre grăunți și benzilor de alunecare [42], [12]. În zonele cu defecte, prin deformare plastică se formează microciupituri cu un diametru de cca. 3 μm și care reprezintă originea unor concentrări de tensiuni. Cu timpul, aceste ciupituri suferă fenomenul de coalescență, dând naștere unor microfisuri de oboseală.

Mărirea în continuare a timpului de testare la cavitație provoacă o creștere a numărului de ciupituri și o accentuare a coalescenței acestora cu formarea de cratere adânci (**fig. 2.16a,b,c**). Mecanismul de rupere prin oboseală devine important, iar particulele de uzură vor fi îndepărtate în urma îmbinării și creșterii microfisurilor.

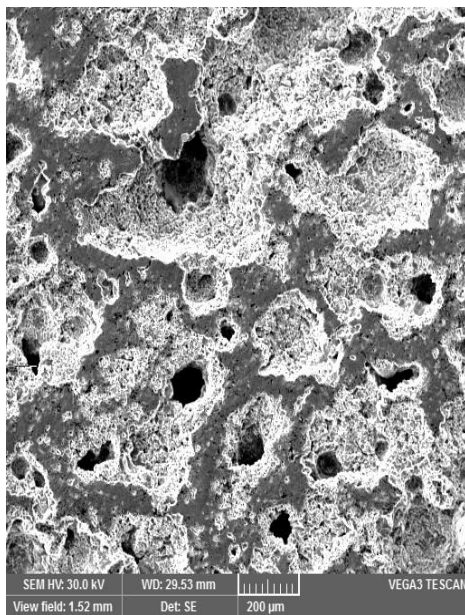


-a-

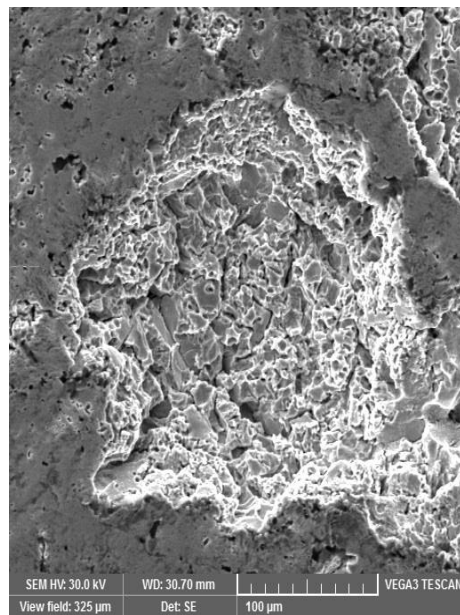


-b-

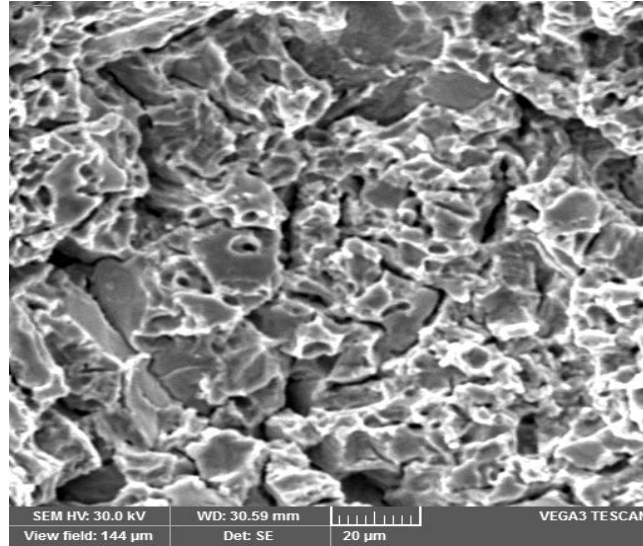
Fig. 2.15 Imaginea SEM a grafitului nodular parțial fragmentat și a ciupiturilor produse la expulzarea acestuia: a - x200; b - x1000 (durata atacului cavitațional, 15 min.)



-a x100-



-b x 450-



-c x1000-

Fig. 2.16 Imaginea SEM a suprafeței erodate după 165 min. de atac cavitațional: a- x 100; b -x 450; c - x 1000

Concomitent cu degradarea feritei prin cavitație, pe fundul ciupiturilor cauzate de separarea grafitului se poate observa prezența unui microtunel. Formarea acestuia este probabil o consecință a degradării materialului prin microjeturi (**fig. 2.17**).

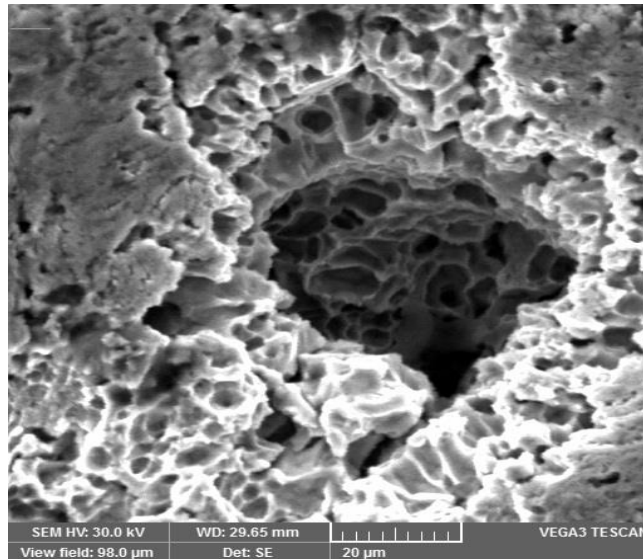


Fig. 2.17. Imaginea SEM a unui microtunel, 165 minute de atac cavitațional x 800

2.4 Efectul recoacerii pentru înmuiere și al recoacerii pentru normalizare asupra rezistenței la eroziune prin cavitație

Tratamentul termic de recoacere pentru înmuiere se aplică în cazurile când duritatea pieselor turnate este prea ridicată, fie din cauza unui grad mare de dispersie al perlitului, fie datorită apariției unei anumite proporții de cementită liberă în microstructură. Ciclul termic redat în **fig.2.3**, presupune încălzirea fontei la o temperatură situată în jurul punctului critic Ac1 urmată de o menținere de cca. 1 h / 25 mm grosime, o răcire lentă în cuptor până la cca. 300 °C și apoi în aer.

Tratamentul termic de recoacere pentru normalizare, (**fig. 2.4**), constă dintr-o încălzire – menținere în domeniul austenitic, urmată de o răcire în aer până la temperatura camerei, sau, la piese de formă complexă și cu pereți subțiri, răcirea se face dirijată, în aer, respectiv cuptor. După aceste tratamente termice, conform metodologiei prezentate anterior, au fost realizate încercările de cavitație.

În urma fiecărei perioade de testare, suprafețele erodate au fost într-o primă etapă, examinate macroscopic și fotografiate (**fig.2.18 și fig. 2.19**)

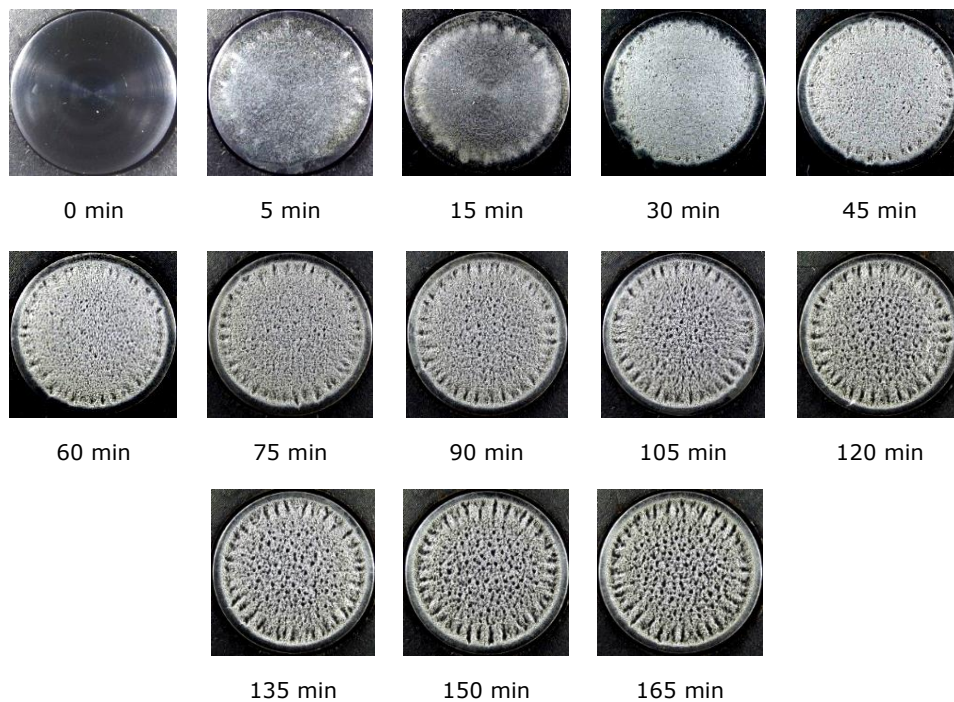


Fig. 2.18 Aspectul macroscopic al suprafeței probelor tratate termic prin recoacere pentru înmuiere și testate la cavitație în funcție de durata de atac

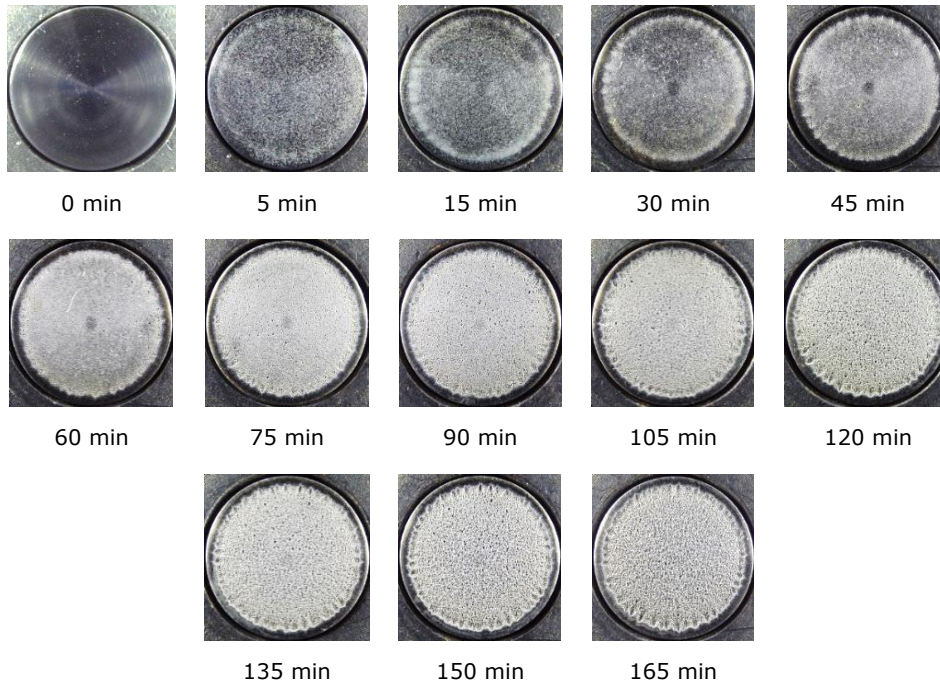


Fig.2.19 Aspectul macroscopic al suprafeței probelor tratate termic prin recoacere pentru normalizare și testate la cavitație în funcție de durata de atac

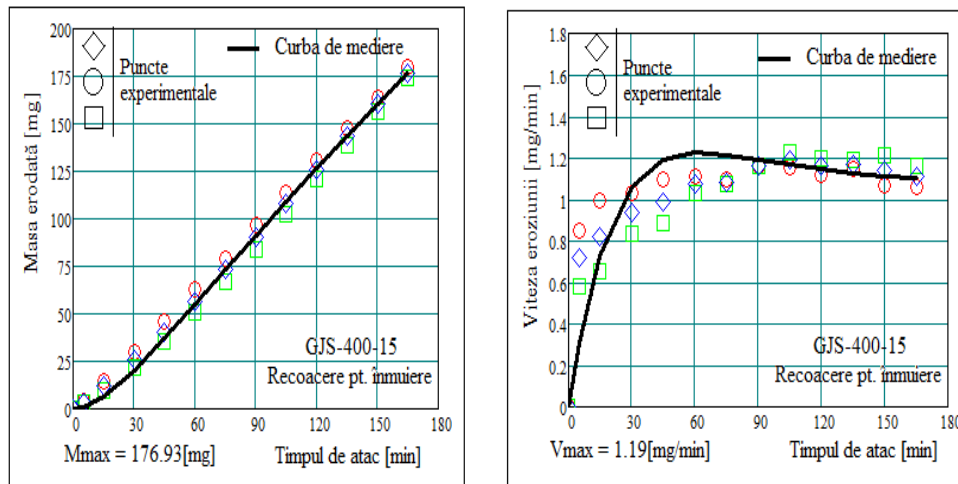
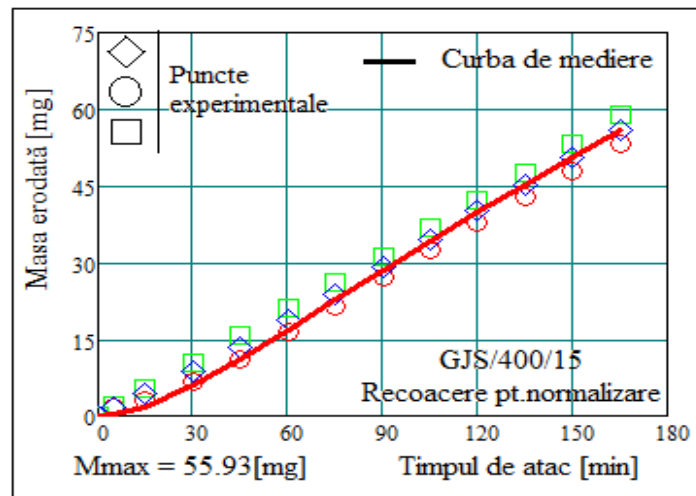


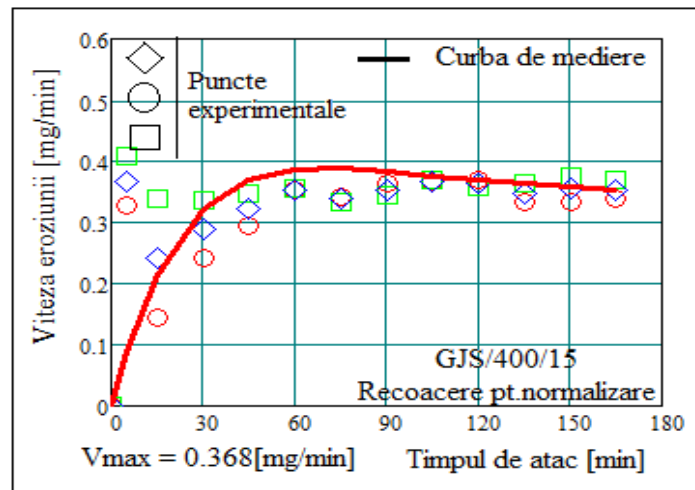
Fig.2.20 Curbe caracteristice medii pentru fonta tratată prin recoacere pentru înmuiere: a – masa erodată; b – viteza de eroziune

Analiza comparativă a suprafețelor erodate evidențiază faptul că în primele 30 – 40 min. de atac nu se manifestă diferențe semnificative ale macrogeometriei, fenomen care se poate explica prin smulgeri reduse de material (particule de grafit și de matrice) la începutul procesului de uzare. La durate mai mari de atac se constată o deteriorare mai pronunțată a probelor tratate termic prin recoacere pentru înmuiere, comparativ cu cele normalizate.

Influența acestor tratamente termice asupra pierderilor masice și vitezei de eroziune este arătată în **fig.2.20** și **2.21.-b-**

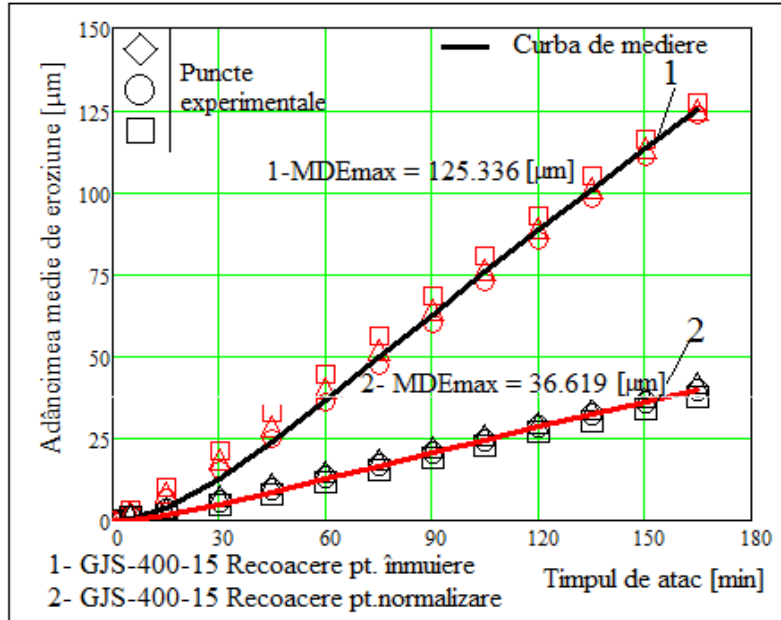


-a-

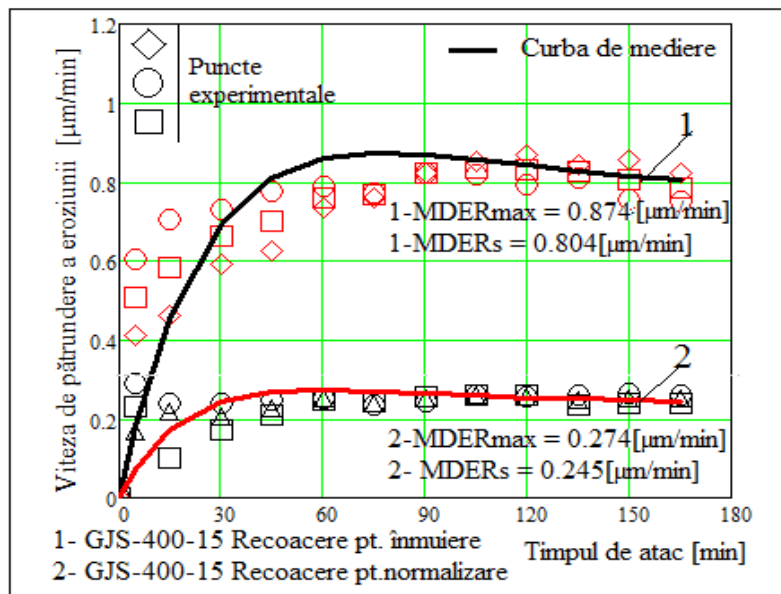


-b-

Fig.2.21 Curbe caracteristice medii pentru fonta tratată prin recoacere pentru normalizare:
a – masa erodată; **b** – viteza de eroziune



-a-



-b-

Fig.2.22 Curbele specifice de cavitație pentru cele doua variante de tratament termic: **a** - variația adâncimii medii de pătrundere a eroziunii cu durata cavitației; **b** - variația vitezei medii de pătrundere a eroziunii cu durata cavitației.

Pe baza pierderilor masice, înregistrate la fiecare sfârșit de perioadă intermediară, au fost ulterior calculate adâncimile medii de pătrundere a eroziunii, MDE și vitezele acestora, MDER, folosind relațiile prezentate anterior.

În **fig.2.22** sunt redată curbele caracteristice de eroziune cavitațională, care indică variația parametrilor MDE și MDER cu durata atacului cavitațional. Mărimile principale determinate din aceste grafice au următoarele valori:

a- Recoacere pentru înmuiere

MDE1max = 125.336 μm

MDER1Mmax = 0.874 $\mu\text{m}/\text{min}$

MDER1Ms = 0.804 $\mu\text{m}/\text{min}$

a- Recoacere pentru normalizare

MDE2max = 39.619 μm

MDER2Mmax = 0.274 $\mu\text{m}/\text{min}$

MDER2Ms = 0.245 $\mu\text{m}/\text{min}$

MDEmax_recoacerea pentru înmuiere / MDEmax_normalizare = 3.16 μm

MDER1Mmax_recoacerea pentru înmuiere / MDER1Max_normalizare = 3.18 $\mu\text{m}/\text{min}$

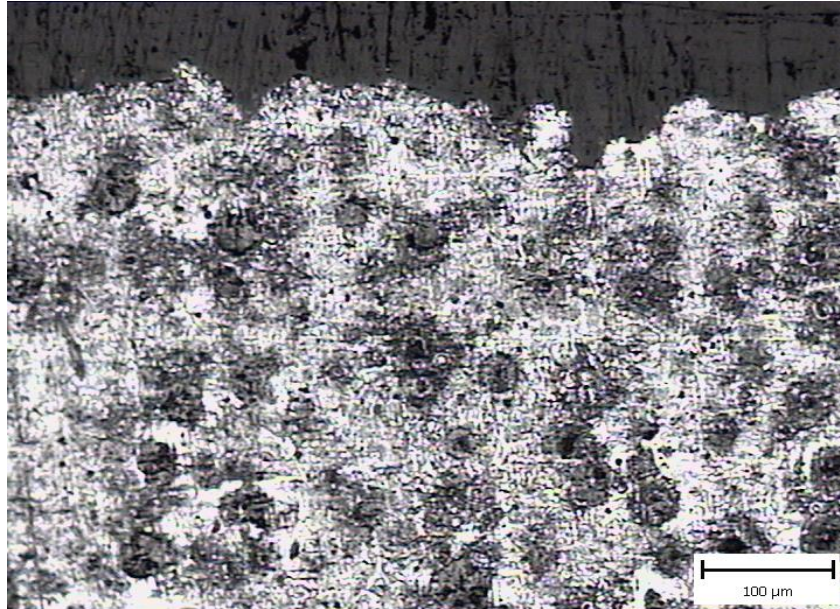
MDER1Ms_recoacerea pentru înmuiere / MDER1Ms_normalizare = 3.28 $\mu\text{m}/\text{min}$

Din aceste grafice se constată că dispersia punctelor la probele normalizate este aproximativ similară, având în vedere dinamica și modul complex de derulare a distrugerii materialului sub impactul microjeturilor și undelor de șoc, dezvoltate la implozia bulelor cavitaționale.

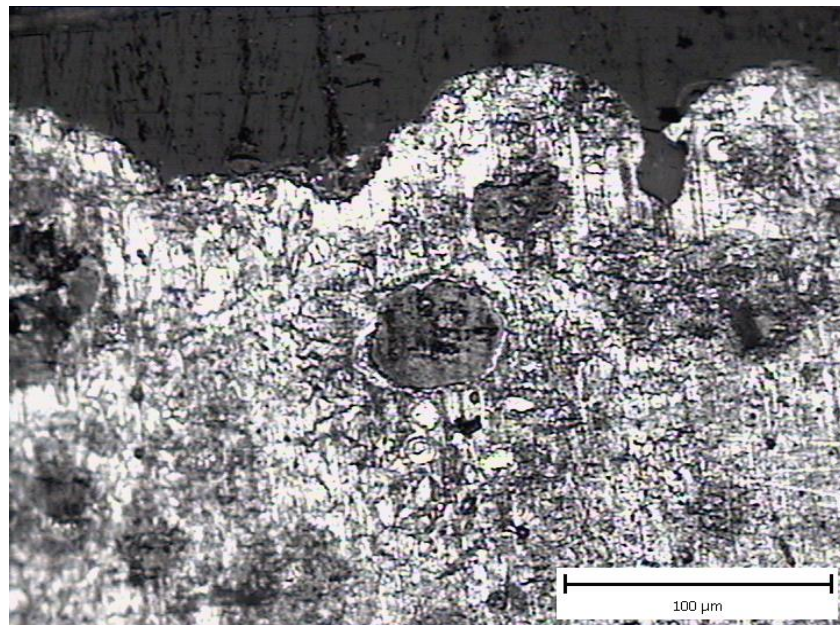
Evoluția curbelor MDER(t) de aproximare a punctelor experimentale, cu realizarea unui maxim și scăderea asimptotică, spre o valoare de stabilizare, în ambele cazuri, este specifică materialelor care își îmbunătățesc rezistența la cavitație prin diverse tehnici de tratament termic, ca urmare a modificărilor de structură și caracteristici mecanice .

Tratamentul termic de recoacere pentru normalizare asigură o mai bună rezistență la atacurile cavitației vibratoare, manifestată încă din minutul 45 când viteza de eroziune MDER (respectiv panta curbei pierderilor masice MDE (t) scade spre valoarea de stabilizare (circa 0.245 $\mu\text{m}/\text{min}$), spre deosebire de starea de recoacere pentru înmuiere la care viteza de pătrundere a eroziunii începe să scadă spre o valoare de stabilizare (0.804 $\mu\text{m}/\text{min}$) după circa 90 minute de atac.

Totodată, tratamentul termic de recoacere pentru normalizare asigură un spor de rezistență de circa 3.16 ori după valoarea maximă a adâncimii medii cumulate a eroziunii (curba MDE(t)), respectiv de 3.28 ori după valorile spre care se stabilizează parametrul viteză MDER . Aceste diferențe de comportare la cavitație se justifică prin recristalizarea fazică completă provocată de tratamentul termic de normalizare, cu consecințe asupra finisării grăunților cristalini și a matricei de perlită (**fig.2.23**). În schimb, tratamentul termic de recoacere pentru înmuiere se manifestă prin descompunerea urmelor de cementită în ferită și grafit, precum și printr-o globulizare parțială a perlitei (**fig.2.24**), ambele fenomene fiind însoțite de o micșorare a durtății.

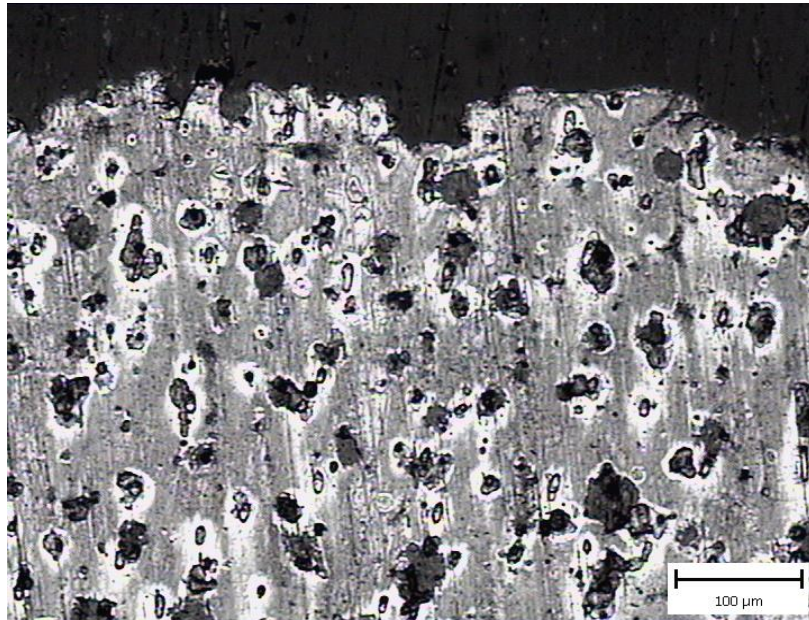


-a-

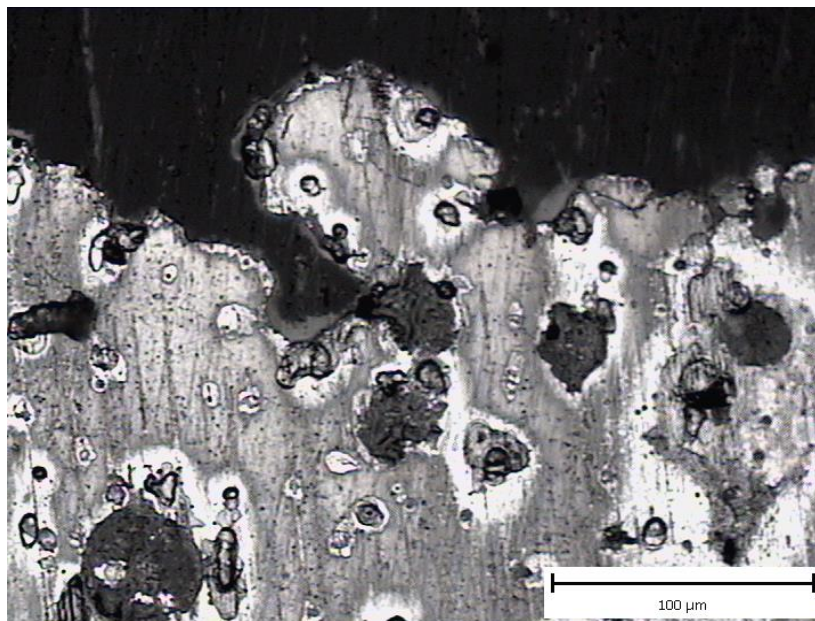


-b-

Fig.2.23 Microstructura de normalizare a unei secțiuni prin suprafața cavitată:
a – x 100; **b** – x200



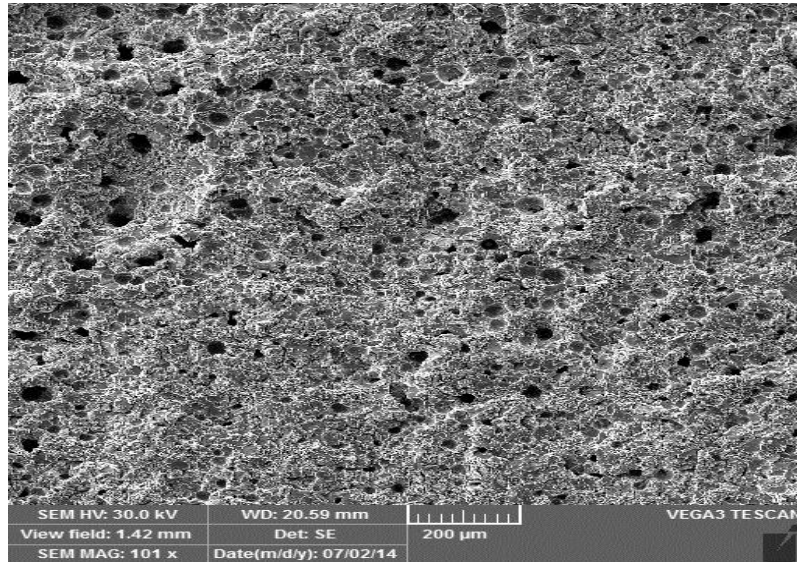
-a-



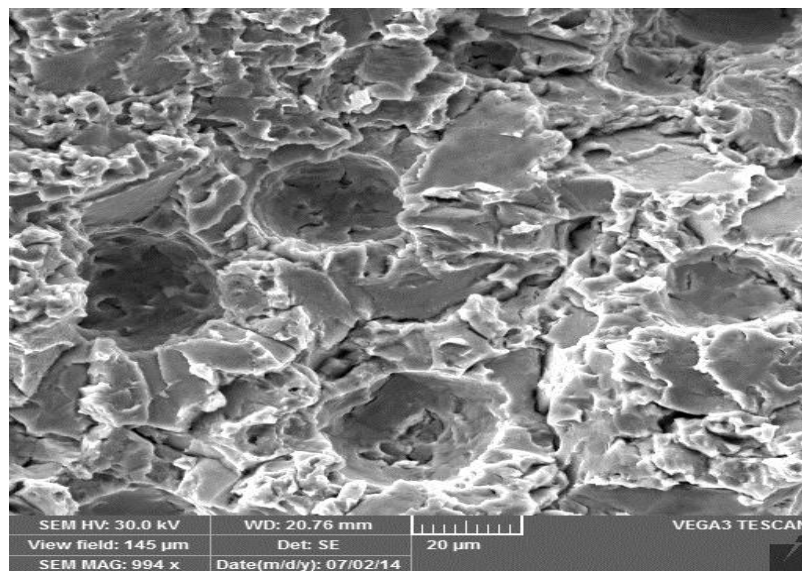
-b-

Fig.2.24. Microstructura de recoacere pentru înmuiere a unei secțiuni prin suprafața cavitață:
a – x 100; **b** – x 200

Topografiile tipice ale suprafeței probelor tratate termic diferit sunt arătate în **fig.2.25** și **2.26**.

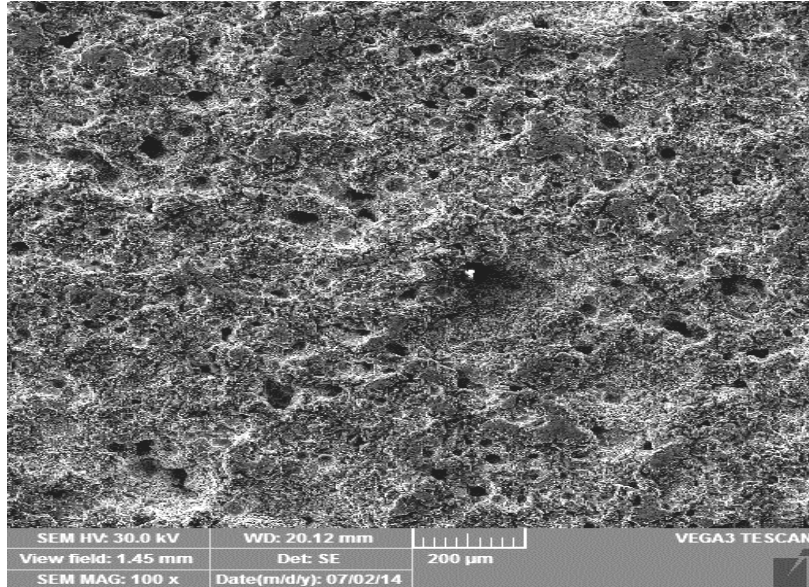


-b-

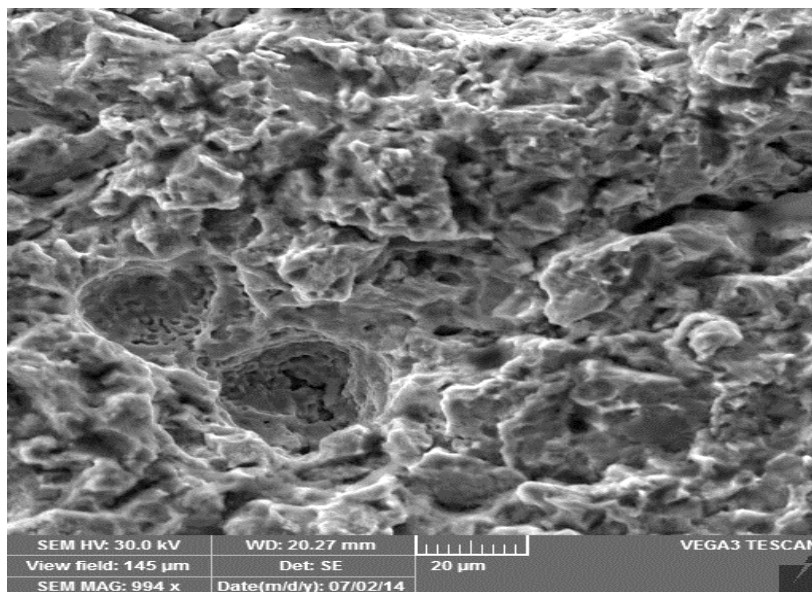


-a-

Fig.2.25 Imaginea SEM a probelor supuse tratamentului de recoacere pentru înmuiere: **a** – x 100; **b**- x 1000



-a-

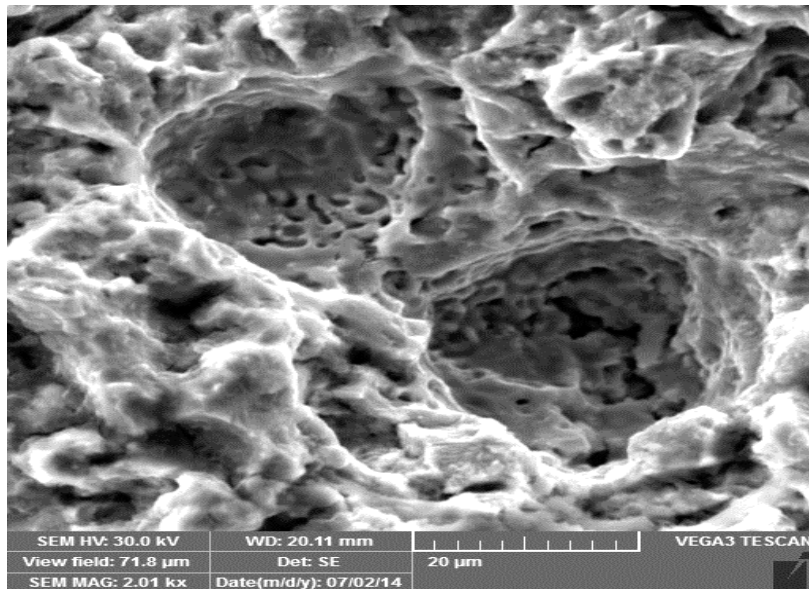


-b-

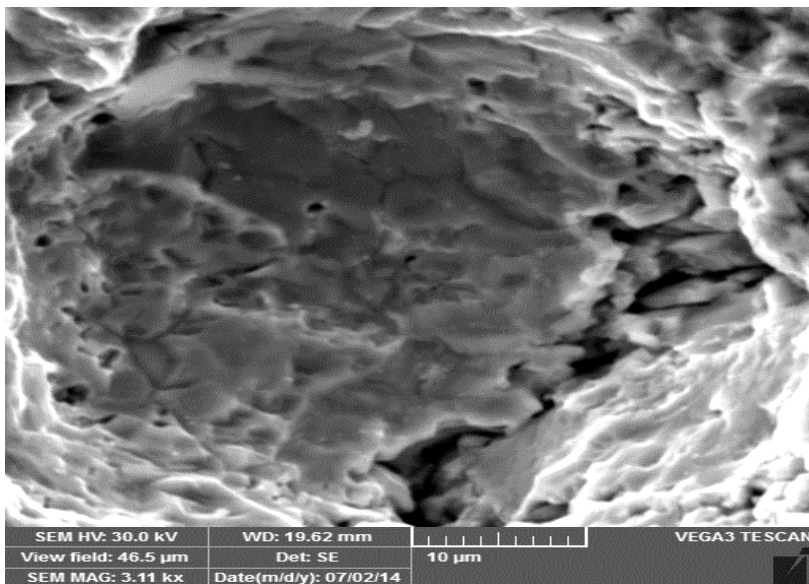
Fig.2.26 Imaginea SEM a probelor supuse tratamentului de normalizare: **a** – x 100; **b**- x 1000

La sfârșitul perioadei de testare cavitațională (dupa 165 min.) în porțiunile de material în care nodulii de grafit au fost îndepărtați se poate observa prezența unui număr de ciupituri (**fig.2.27 a**) care prin coalescență au provocat formarea

zonală a unor microcratere adânci (**fig.2.27 b**). De asemenea, în zona limitrofă a grafitului nodular, apar deformații intense ale feritei (**fig.2.27 a**), cu o degradare de material determinată de microjeturi.



-a-



-b-

Fig.2.27 Imaginea SEM a fostelor zone cu noduli de grafit: a – x 2000; b – x 3100

2.5 Tratamentul termic de călire – revenire și rezistența la cavitație

2.5.1 Macrografia probelor și curbele de cavitație

Condițiile de experimentare a rezistenței la cavitație au fost similare cu cele de la testele anterioare. Imaginile suprafeței probelor după diverse durate de timp la care s-au efectuat măsurătorile gravimetrice sunt centralizate în **fig.2.28**.

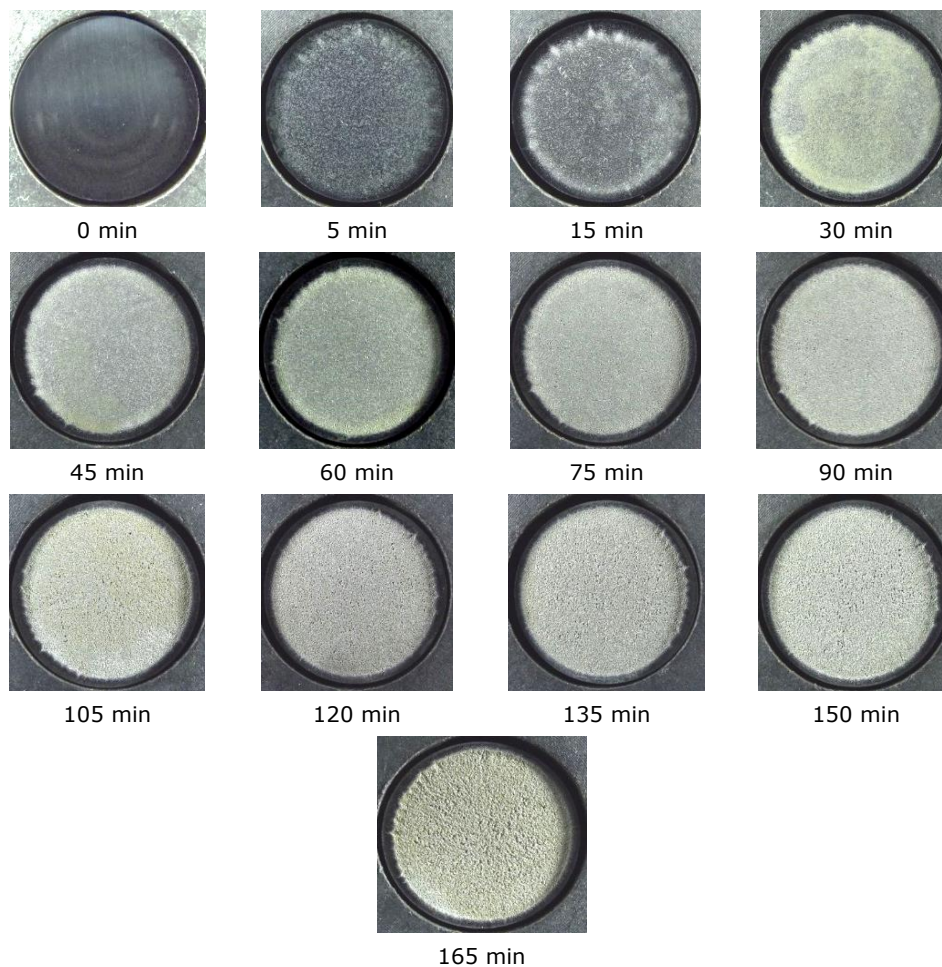
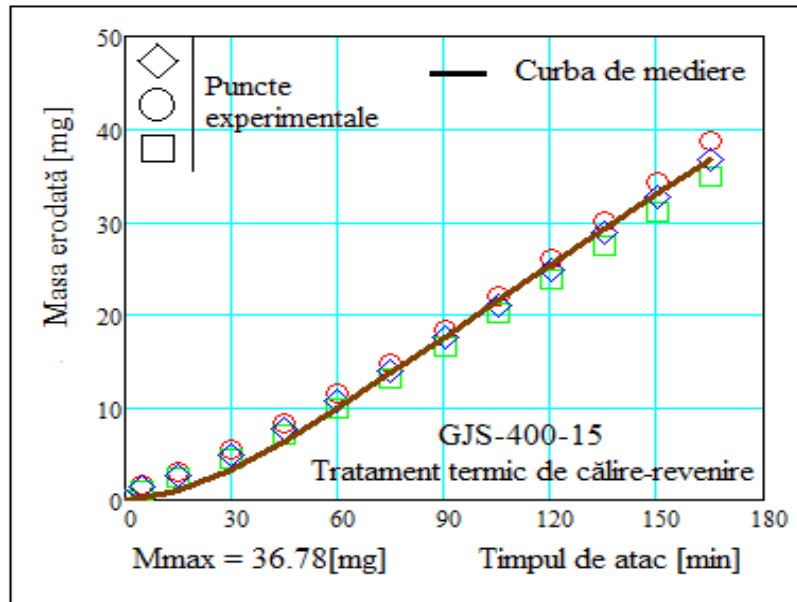
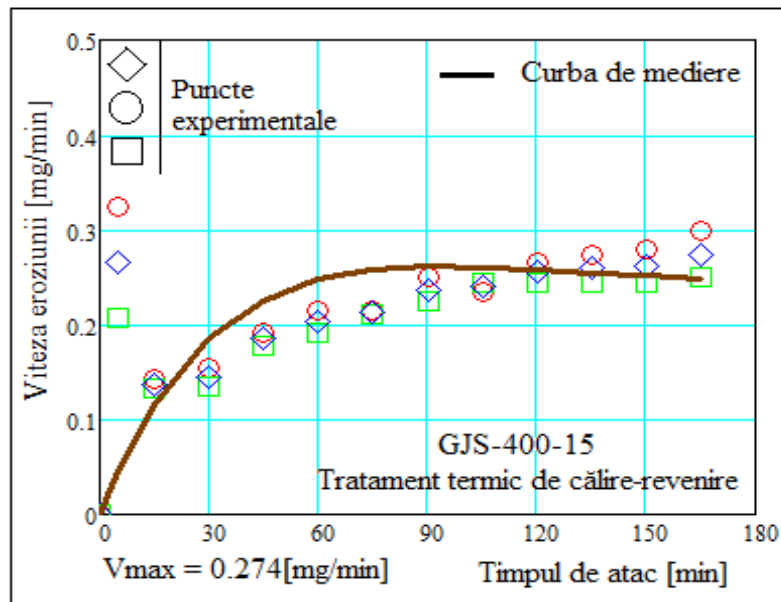


Fig.2.28 Modificarea geometriei suprafeței probelor călite – revenite cu timpul de atac cavitațional

Pe baza datelor experimentale, s-a calculat valoarea medie a pierderilor masice trasându-se curbele de variație în timp a acestora și a vitezelor de eroziune (**fig.2.29**).



-a-



-b-

Fig.2.29 Curbe caracteristice medii pentru probe tratate termic prin călire – revenire: **a** – pierderi masice; **b** – vitezele eroziunii

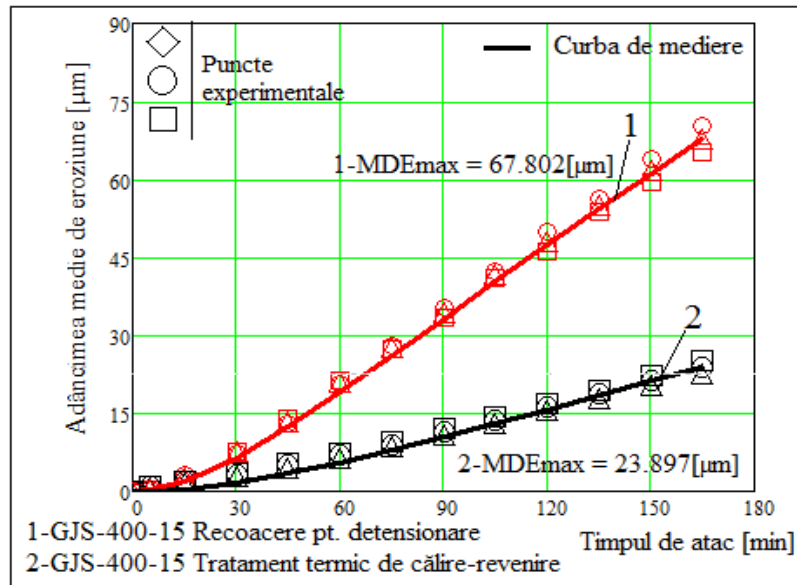


Fig. 2.30 Variația adâncimii medii de pătrundere a eroziunii cu durata atacului cavitației: 1 – tratament termic de călire - revenire ; 2 – tratament termic de recoacere pentru detensionare

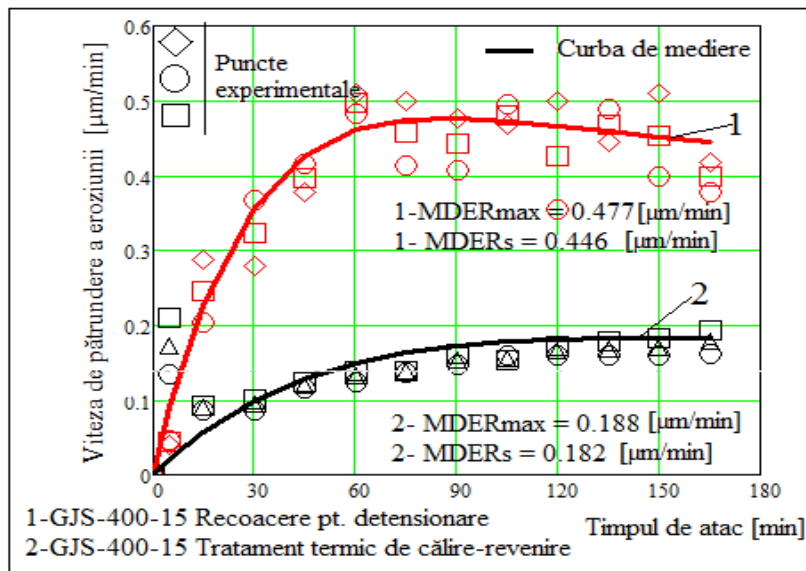


Fig. 2.31 Variația vitezei adâncimii medii de pătrundere a eroziunii cu durata atacului cavitației: 1 – tratament termic de călire - revenire ; 2 – tratament termic de recoacere pentru detensionare

Aprecierea comportării și a rezistenței suprafeței la eroziunea cavitației a impus prelucrarea acestor rezultate preliminare și definirea curbelor de variație a adâncimii medii cumulate de pătrundere a eroziunii (MDE) și a vitezei acesteia cu durata atacului cavitației (**fig.2.30 și fig.2.31**). Ele au fost comparate cu cele specifice tratamentului termic de recoacere pentru detensionare, care se aplică tuturor pieselor turnate din fontele cu grafit nodular.

Dispersia punctelor experimentale față de curbele de mediere sugerează o bună rezistență a suprafeței probelor pe tot parcursul atacului cavitației vibratoare. Acest mod de comportare este datorat formei mai mult sau mai puțin sferică a grafitului care împiedică tendința de propagare a fisurilor creindu-se premisele obținerii unor caracteristici satisfăcătoare de ductilitate și tenacitate. Ca urmare, se diminuează viteza de fisurare structurală la impactul cu microjeturile generate de implozia bulelor cavitaționale. Dispersia mai redusă a valorilor experimentale, obținute pentru viteza de eroziune, la probele călite și revenite, este cauzată de omogenitatea microstructurii și de îmbunătățirea proprietăților mecanice prin tratamentul termic aplicat.

Toate acestea conduc la un spor al rezistenței la eroziunea cavitației de cca. 2.45 ori, după valoarea de stabilizare a vitezei, MDER, cu o reducere a adâncimii medii de eroziune, MDE, la final de atac (165 minute), de circa 2.60 ori, comparativ cu starea structurală obținută în urma recoacerii pentru detensionare (**fig.2.30 și fig.2.31**).

Mărimile principale determinate din aceste grafice au următoarele valori:

a- Recoacere pentru detensionare

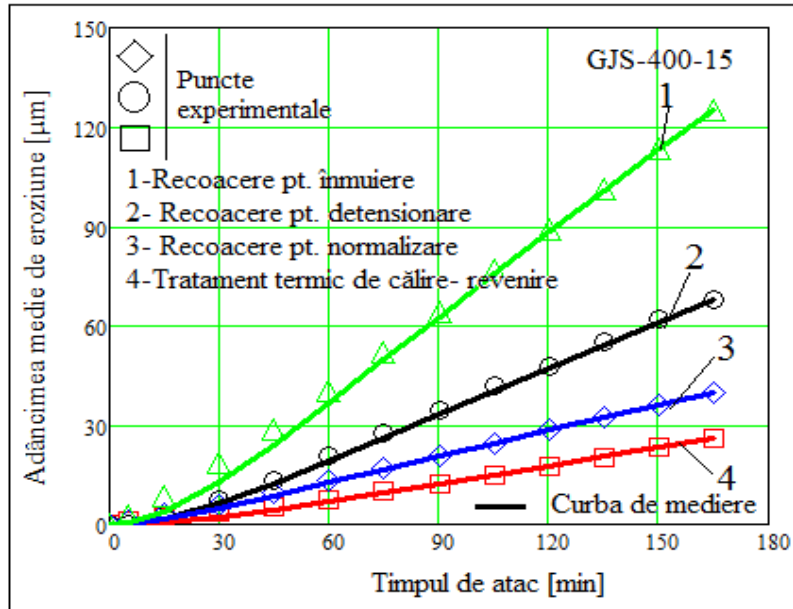
MDE_{max} = 67.802 μm
 MDER_{Mmax} = 0.477 μm/min
 MDER_{Ms} = 0.446 μm/min

b- Trament termic de călire - revenire

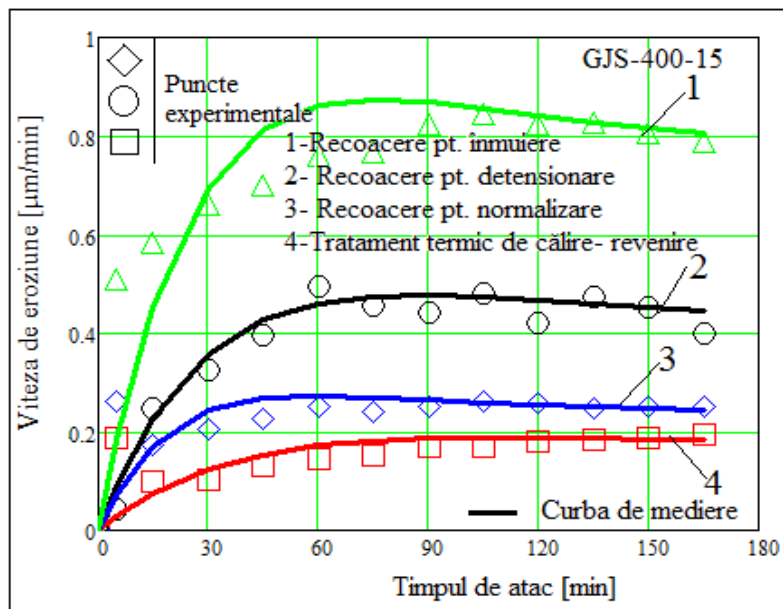
MDE_{max} = 26.054 μm
 MDER_{Mmax} = 0.188 μm/min
 MDER_{Ms} = 0.182 μm/min

MDE_{max_recoacerea pentru detensionare} / MDE_{max_călire - revenire} = 2.60 μm
 MDER_{Mmax_recoacerea pentru detensionare} / MDER_{Mmax_călire - revenire} = 2.53 μm/min
 MDER_{Ms_recoacerea pentru detensionare} / MDER_{Ms_călire - revenire} = 2.45 μm/min.

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.



-a-

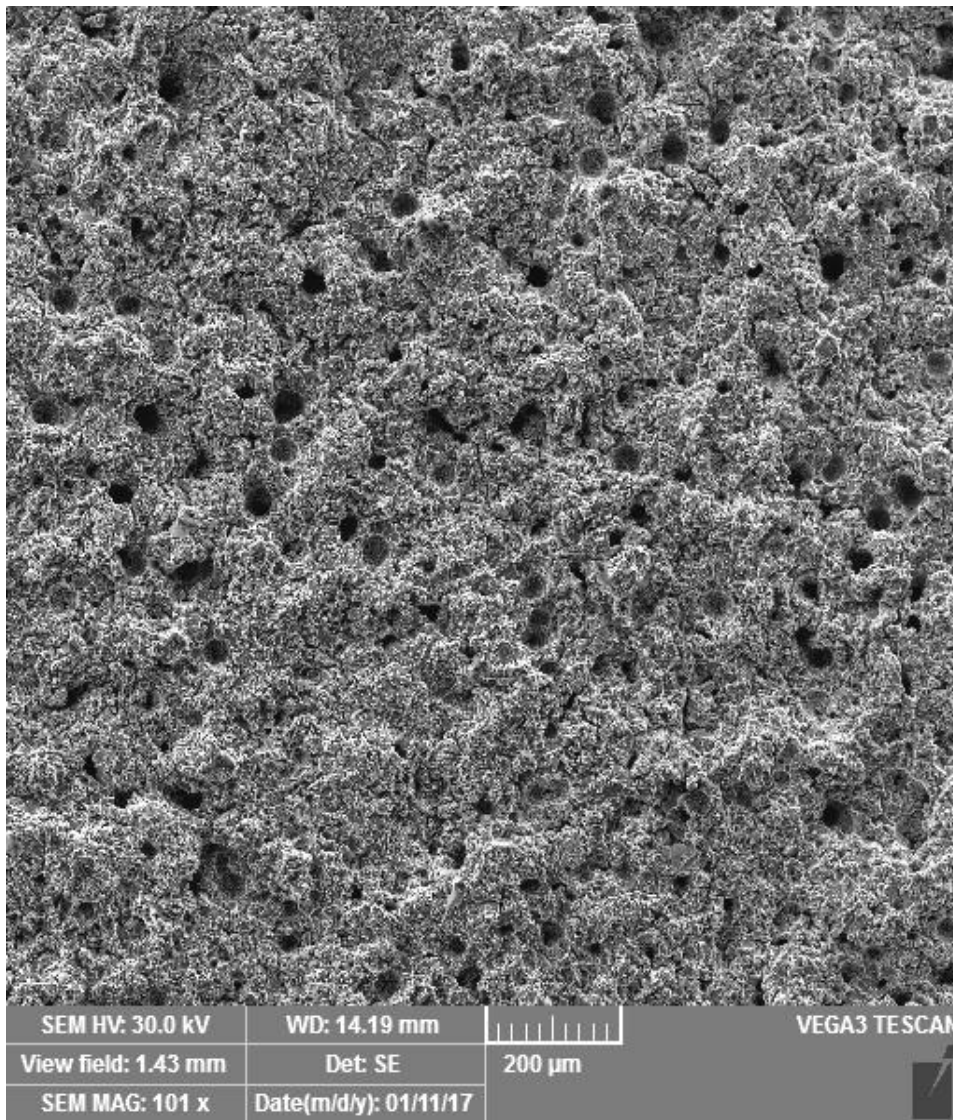


-b-

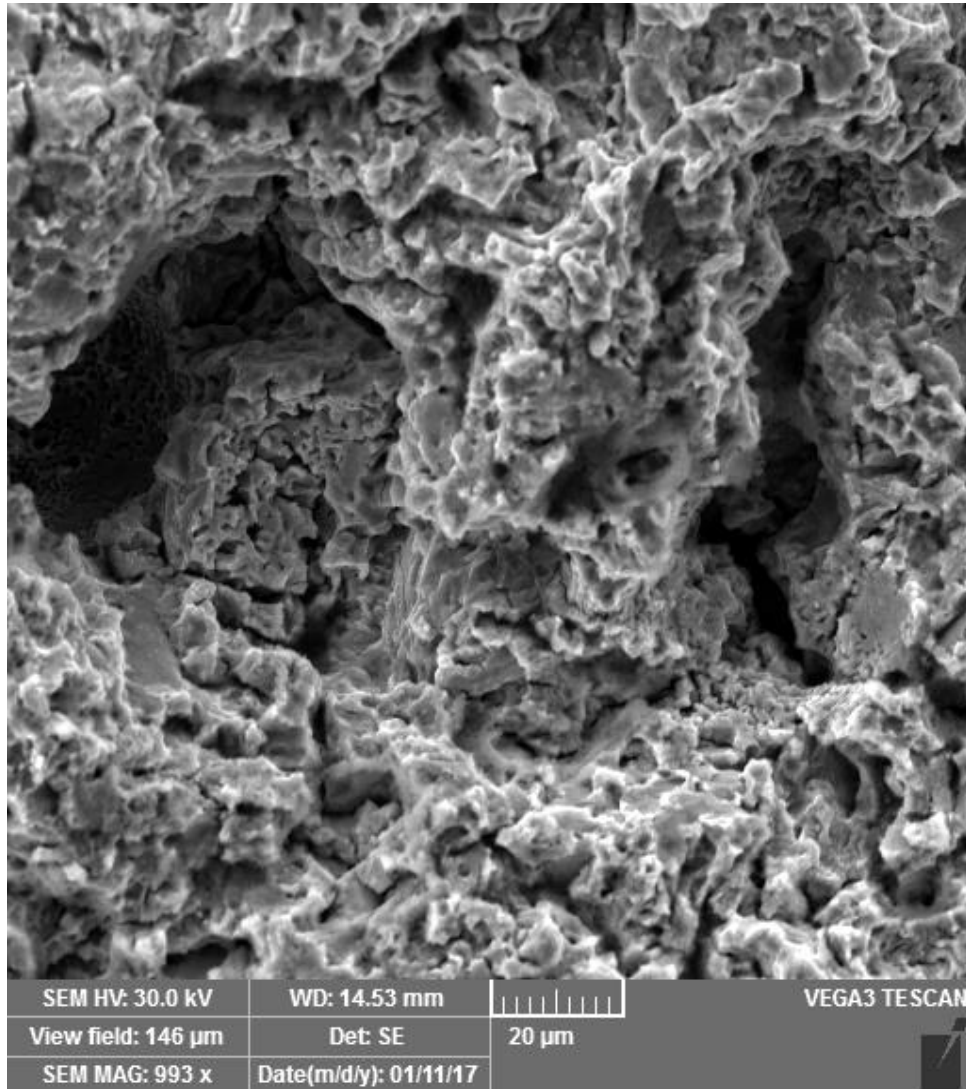
Fig. 2.32 Curbele de eroziune cavitațională pentru cele 4 variante de tratament termic : **a** – adâncimea medie de pătrundere a eroziunii; **b** – viteza de eroziune

2.5.2. Examinări metalografice

Investigarea la microscopul electronic cu baleiaj a topografiei suprafețelor testate cavitațional timp de 165 min. evidențiază o fragmentare și o îndepărtare a nodurilor de grafit alături de prezența unor microfisuri de rupere prin oboseală în zona interfeței matrice – grafit (**fig.2.33 a,b**). Ariile de material rămase după expulzarea grafitului au forma unor ciupituri sau microcratere cu concentratori mari de tensiuni care favorizează dezvoltarea de microfisuri radiale.



-a-

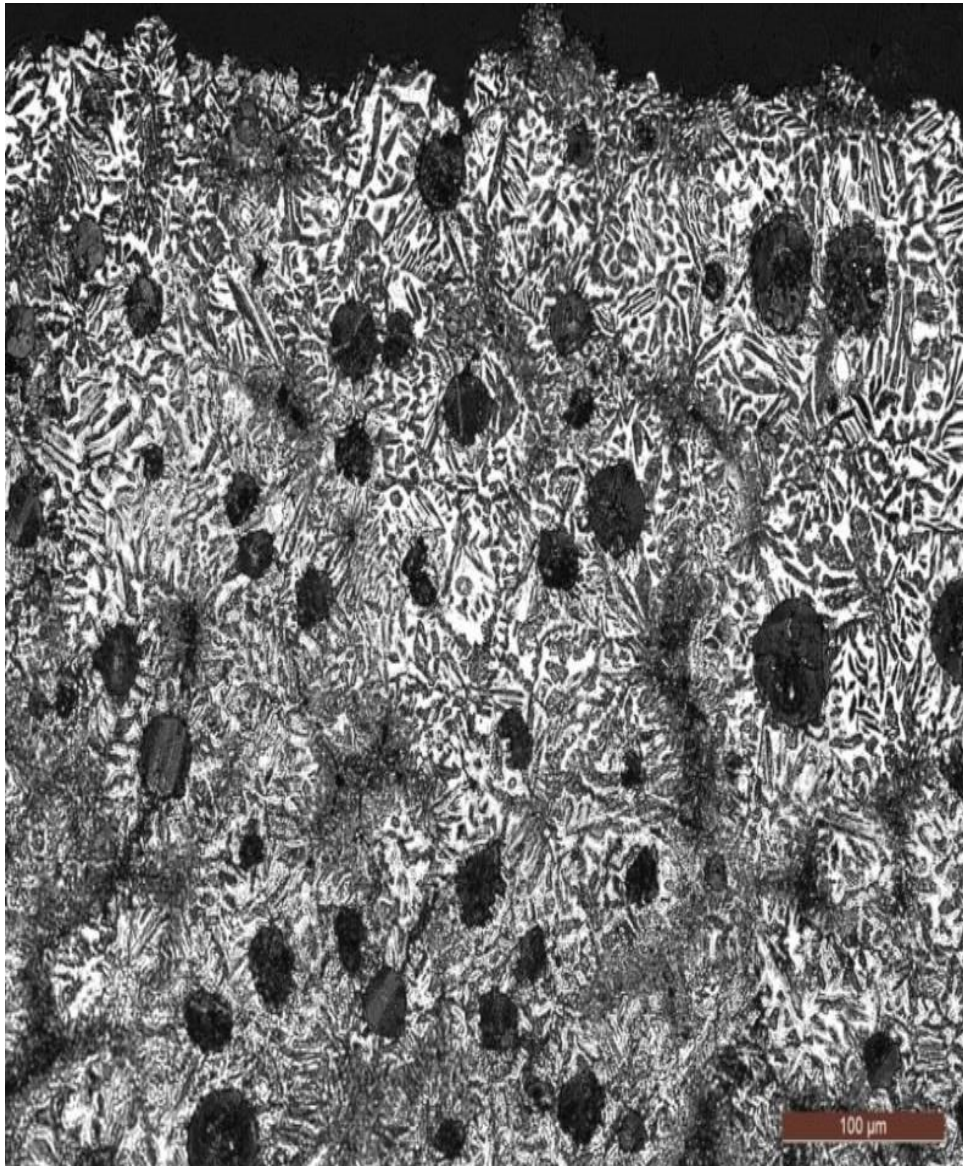


-b-

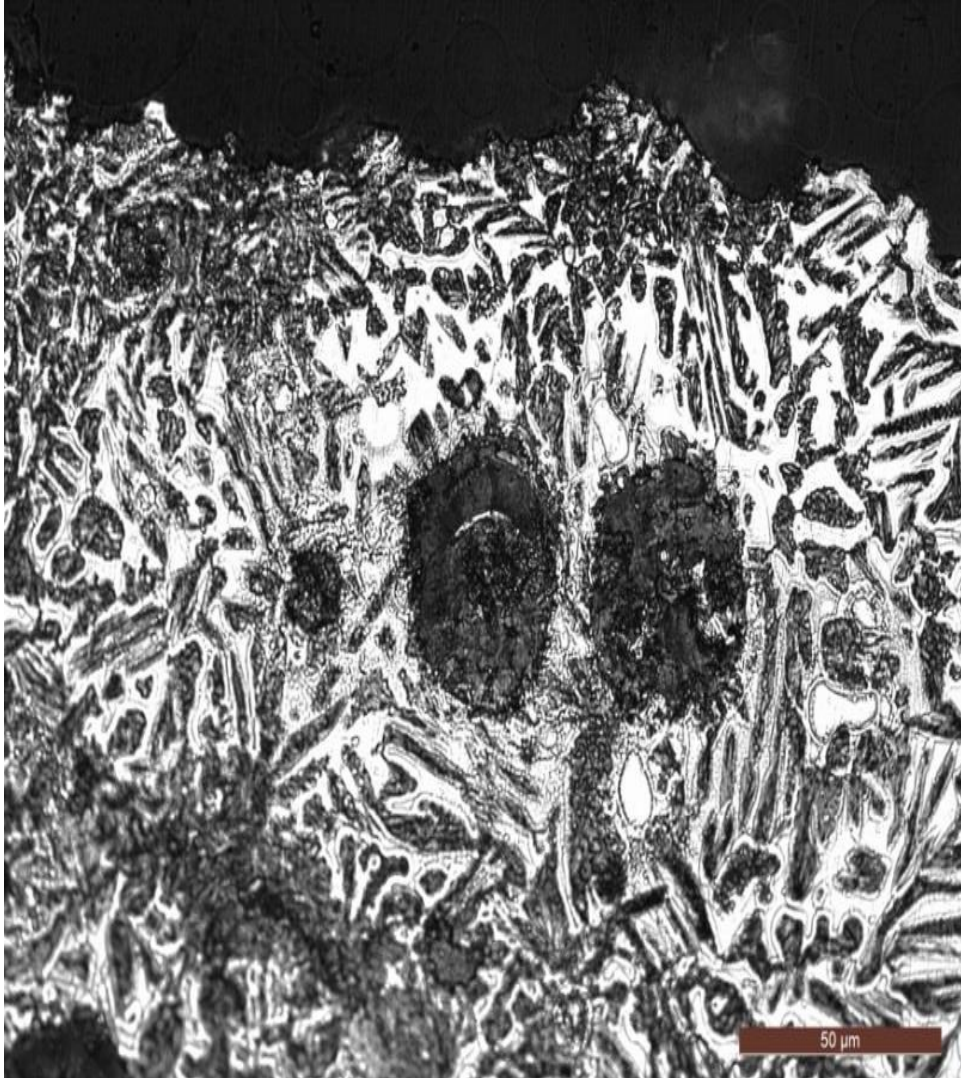
Fig. 2.33 Imaginea SEM a suprafeței erodate după 165 minute de atac cavitațional: a - ciupituri de material; b - coalescența microfisurilor și formarea unui microtunel

Dacă la probele supuse recoacerii pentru detensionare, ferita care înconjoară grafitul este deformată puternic, prin aplicarea tratamentului termic de călire - revenire, se obține un spor de duritate și rezistență mecanică, astfel că deformarea suprafeței este mai redusă (**fig.2.34 a,b**). Deși numărul de microciupituri formate prin deformare plastică este sensibil mai mic la probele durificate prin tratament termic, microfisurile dezvoltate suferă fenomenul de coalescență, conducând la apariția de cratere adânci sau chiar de microtunele (**fig.2.34 b**).

Cercetarea la microscopul optic a secțiunilor longitudinale prin probele încercate la cavitație timp de 165 min. arată că atât la probele detensionate termic cât și la cele călite – revenite expulzarea nodulilor de grafit favorizează degradarea matricei metalice. Întrucât rezistența mecanică a microstructurii de martensită revenită este mai înaltă decât cea a unei microstructuri ferito-perlitice, este de așteptat ca adâncimea de pătrundere a eroziunii să fie mai mare la aceasta din urmă.



-a-



-b-

Fig.2.34 Imaginea la microscopul optic a unei secțiuni longitudinale prin probele erodate timp de 165 minute: **a** – x 100; **b** – x 200

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 ruгоase. Din **fig. 2.35 a...d** se poate constata că masa metalică de bază păstrează valori mult mai favorabile dacă a suferit tratamentul termic de călire – revenire.

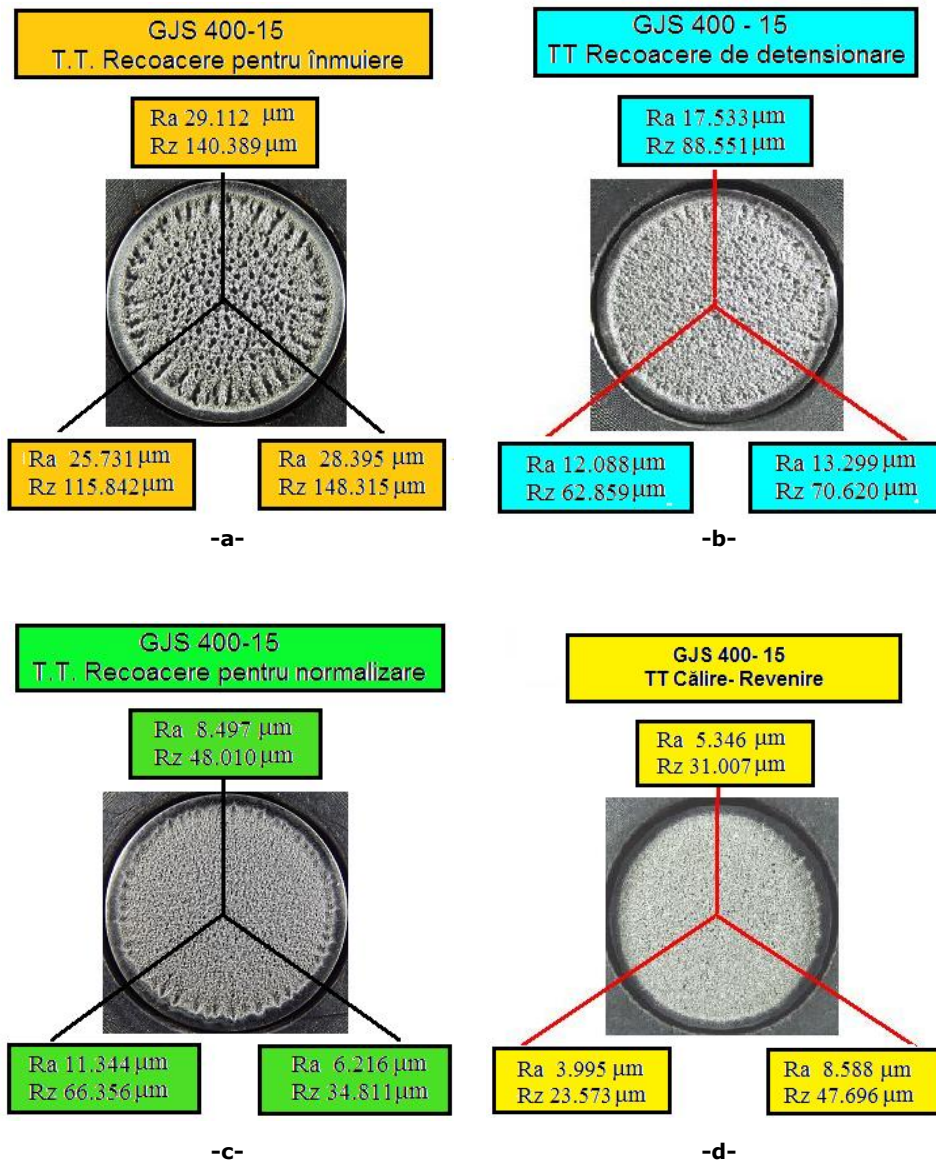


Fig.2.35 Valorile rugozității Ra, Rz pe trei direcții de măsurare pentru cele patru stări structurale: **a** – recoacere pentru detensionare; **b** – recoacere pentru înmuiere; **c** – normalizare ; **d** - călire + revenire

În **fig.2.36-2.39**, pentru fiecare tip de tratament sunt redată câte trei imagini semnificative ale profilogramelor rugozității, cu valorile corespunzătoare ale parametrilor **Ra, Rz și Rt**, măsurate cu aparatul Mitutoyo.

Profilogramele din aceste imagini și valorile parametrilor rugozității Ra, Rz și Rt au fost înregistrate în 12-16 zone arbitrar alese în suprafața cavitată, de la periferie până în zona centrală. Ele arată dinamica complicată a degradării suprafețelor sub solicitările de oboseală locală, create prin impactul repetat cu microjeturile generate de implozia bulelor cavitaționale.

Diferențele substanțiale dintre valorile acestor parametri, înregistrate în diferite zone, arată intensitatea șocului produs de impactul cu microjetul hidrodinamic, dar și răspunsul diferit al structurii stratului de material solicitat. Valorile mai mici sunt specifice zonelor apropiate de centrul suprafeței cavitare, iar valorile mai mari sunt înregistrate spre periferie. Fenomenul este susținut și de imaginile macroscopice din **fig.2.35**, unde se pot observa cavernele stelare dinspre periferia suprafeței cavitare.

Ecartul diferențelor dintre cea mai mică și cea mai mare valoare a parametrilor rugozității, funcție de starea structurală a probelor testate este de la 1.13 până la 2.38 ori. Cele mai mici diferențe sunt pentru starea de recoacere pentru înmuiere, iar cele mai mari pentru starea de călire + revenire. Aceste valori dovedesc complexitatea mecanismului de distrugere prin cavitație, bazat pe hidrodinamica fenomenului (formare și implozie de bule cavitaționale) și pe mecanica răspunsului fontei (generare deformații, fisuri, expulzări în urma impactului cu microjeturile). Totodată, acest ecart al diferențelor are explicație și în formarea pungilor de gaz în cavernele din suprafața erodată (mult mai mari la probele supuse recoacerii pentru înmuiere), ce acționează ca atenuatoare ale forței de presiune dezvoltată la impactul cu microjeturile și undele de șoc.

Formele diferite ale profilogramelor sunt cauzate și de valorile diferite ale principalelor caracteristici mecanice (duritate, rezistență la rupere și limita de curgere) în suprafața cavitată, precum și de modul de dispersie a grafitului, așa cum arată imaginile microscopice (vezi **fig.2.14-2.17, 2.23-2.26, 2.33-2.34**) primul constituenț structural distrus și expulzat.

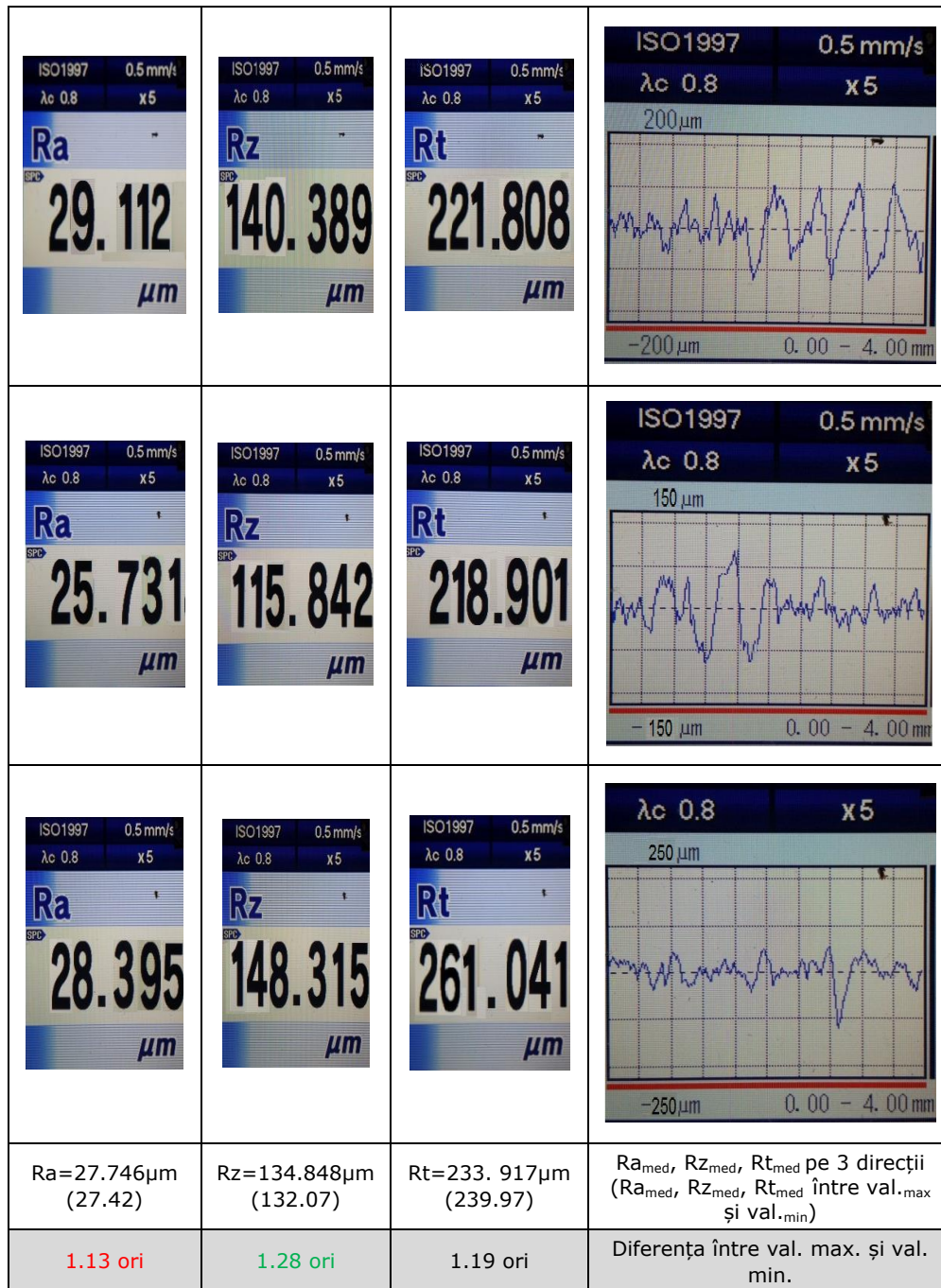


Fig.2.36 Recoacere pentru înmuiere: profilograma și rugozitatea R_a , R_z , R_t pe 3 direcții (în paranteze sunt valorile medii aritmetice dintre cea mai mare și cea mai mică)




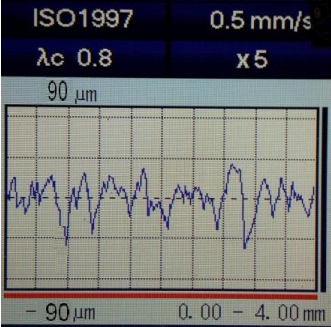



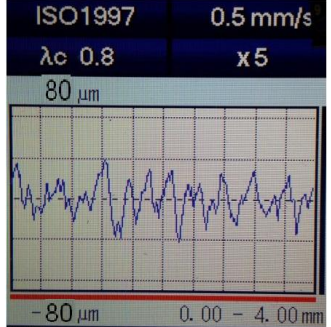



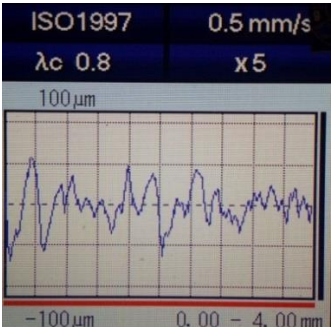
			
			
			
$Ra = 14.307 \mu\text{m}$ (14.810)	$Rz = 74.01 \mu\text{m}$ (75.705)	$Rt = 101.974 \mu\text{m}$ (102.035)	$Ra_{med}, Rz_{med}, Rt_{med}$ pe 3 direcții ($Ra_{med}, Rz_{med}, Rt_{med}$ între val. _{max} și val. _{min})
1.45 ori	1.40 ori	1.59 ori	Diferența între val. max. și val. min.

Fig.2.37. Recoacere pentru detensionare: profilograma și rugozitatea R_a, R_z, R_t pe 3 direcții (în paranteze sunt valorile medii aritmetice dintre cea mai mare și cea mai mică)




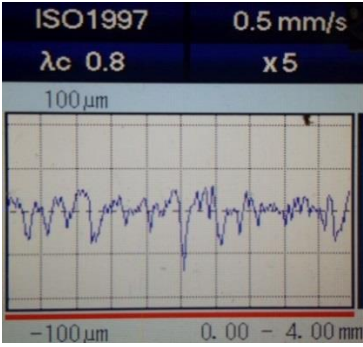



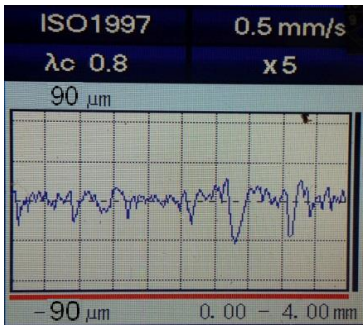



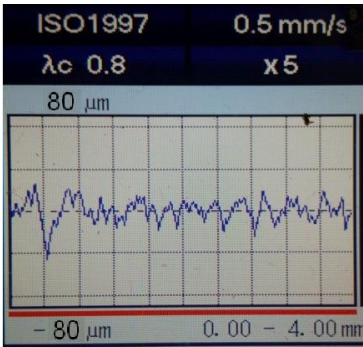
			
			
			
<p>Ra= 8.68 μm (8.78)</p>	<p>Rz=49.725 μm (50.583)</p>	<p>Rt=74.976 μm (77.455)</p>	<p>Ra_{med}, Rz_{med}, Rt_{med} pe 3 direcții (Ra_{med}, Rz_{med}, Rt_{med} între val._{max} și val._{min})</p>
<p>1.82 ori</p>	<p>1.90 ori</p>	<p>1.67ori</p>	<p>Diferența între val. max. și val. min.</p>

Fig.2.38. Recoacere pentru normalizare: profilograma și rugozitatea Ra,Rz,Rt pe 3 direcții (în paranteze sunt valorile medii aritmetice dintre cea mai mare și cea mai mică)




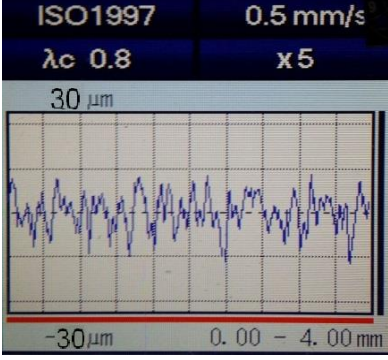



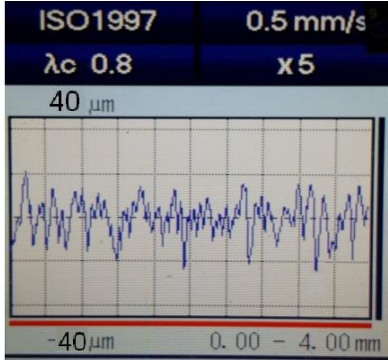



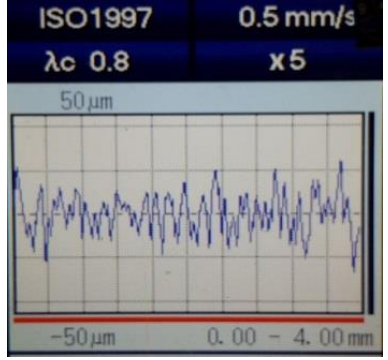
			
			
			
Ra=5.976 μm (6.292)	Rz=34.092 μm (35.634)	Rt= 45.411 μm (44.313)	Ra _{med} , Rz _{med} , Rt _{med} pe 3 direcții (Ra _{med} , Rz _{med} , Rt _{med} între val.max și val.min)
2.14 ori	2.02ori	2.38ori	Diferența între val. max. și val. min.

Fig.2.39 Călire+revenire: profilograma și rugozitatea R_a, R_z, R_t pe 3 direcții (în paranteze sunt valorile medii aritmetice dintre cea mai mare și cea mai mică)

În **tabelul 2.1** sunt comparate valorile parametrilor rugozității și ale adâncimilor de eroziune MDE, obținute la finalul testului de cavitație, folosind ca stare de referință pe cea obținută în urma recoacerii pentru detensionare. Datele din acest tabel sunt obținute prin media aritmetică a valorilor parametrilor de rugozitate măsurate pe cele trei direcții, cuprinse în fig. **2.36-2.39**. Ele reflectă rezistența la cavitația vibratoare dobândită de suprafața expusă. Se observă că cea mai bună rezistență la cavitație după parametrul MDE se obține prin tratamentul termic de călire + revenire de circa 2.6 ori, iar cea mai slabă, prin tratamentul termic de recoacere pentru înmuiere de circa 1.84 ori.

Întrucât normele standardului ASTM G32-2010 recomandă evaluarea rezistenței la cavitație pe baza adâncimii medii de eroziune MDE, iar cutuma laboratorului este de folosire a acestui parametru, în **tabelul 2.1** sunt afișate valorile lui MDE pentru cele patru stări de tratament termic. Compararea a fost efectuată cu valorile medii ale lui Rz.

Tabelul. 2.1. Compararea valorilor parametrilor rugozității cu ai MDE_(165 minute)

Stare epruvetă	MDE _(165 minute) [μm]	Ra [μm]	Rz [μm]	Rt [μm]
Rec.pt.înmuiere	125.336	27.746	134.848	233.917
Rec. pt.detensionare	67.802	14.307	74.010	101.974
Rec. pt. normalizare	39.619	8.68	49.725	74.976
Călire+ revenire	26.054	5.976	34.092	45.411
Efect tratament (starea de referință: detensionare)				
Rec. pt. înmuiere	Crește de 1.84 ori	Crește de 1.9 ori	Crește de 1.82 ori	Crește de 2.29 ori
Rec. pt. normalizare	Scade de 1.71 ori	Scade de 1.64 ori	Scade de 1.48 ori	Scade de 1.36 ori
Calire + revenire	Scade de 2.60 ori	Scade de 2.39 ori	Scade de 2.17 ori	Scade de 2.24 ori
Comparație între MDE_(165 minute) și Rz				
Stare epruveta	MDE _(165 minute) [μm]	Rz [μm]	Creștere Rz	Rz diferența între Val _{.max} și Val _{.min}
Rec.pt.înmuiere	125.336	134.848	1.07 ori	1.28 ori
Rec. pt.detensionare	67.802	74.010	1.09 ori	1.40 ori
Rec. pt. normalizare	39.619	49.725	1.25 ori	1.90 ori
Călire + revenire	26.054	34.092	1.30 ori	2.02 ori

Se constată că diferențele de la 1.07 până la 1.30 sunt net inferioare ecartului dintre valorile minime și maxime ale lui **Rz** (vezi fig.2.36 - 2.39) cuprins în limitele 1.28 și 2.02. **Această constatare confirmă că parametrul Rz este un indicator corect pentru evaluarea rezistenței la cavitație.**

Histograma din **fig.2.40** arată că valoarea parametrului MDE, de la finalul testului de cavitație se află în intervalul de valori ale parametrului rugozității **Rz**, certificând importanța acestuia ca indicator important în compararea rezistenței suprafețelor la eroziunea prin cavitație.

Totodată această histogramă arată că tratamentele termice volumice de normalizare și de călire + revenire se pot aplica cu succes fontelor cu grafit nodular, putând crește substanțial rezistența acestora la eroziunea prin cavitație.

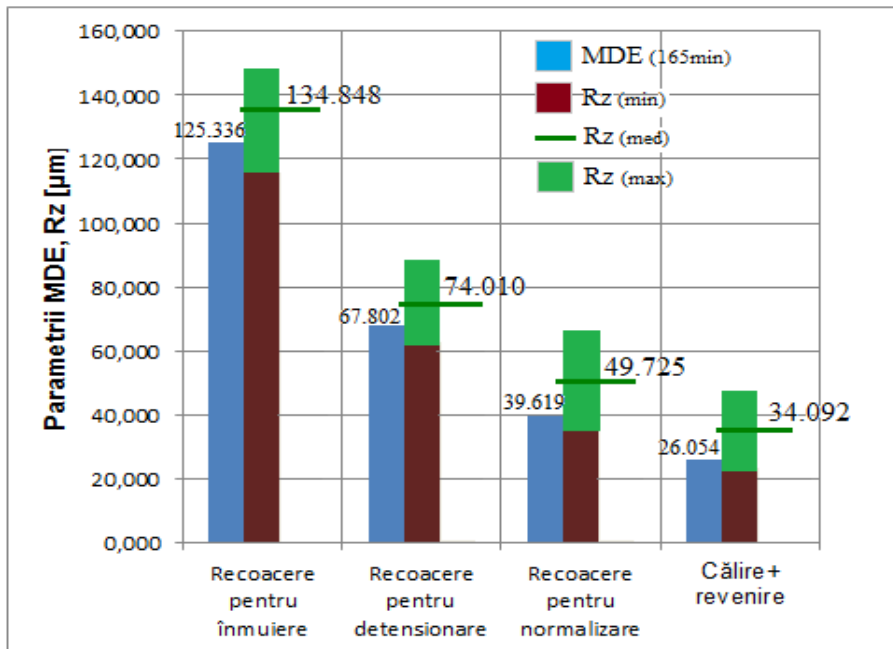


Fig. 2.40 Compararea parametrului Rz cu MDE_(165 minute)

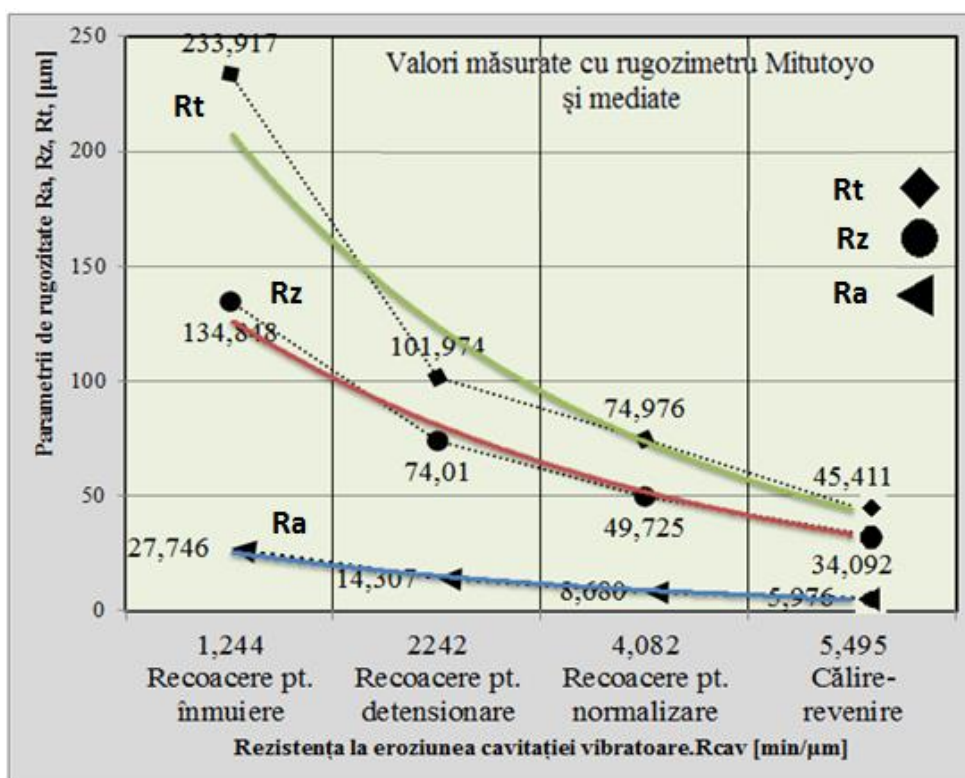
Alături de mărimea MDE, un alt parametru recomandat de normele ASTM G32-2010 și folosit în Laboratorul de Cavitație al U.P. Timișoara pentru evaluarea rezistenței suprafețelor la eroziunea prin cavitație este viteza de eroziune, MDER. Inversul acestei valori spre care ea tinde să se stabilizeze, **MDER_s** –finală de palier, definește rezistența la cavitație, **R_{cav}**. În **tabelul 2.2.** sunt afișate valorile acestei viteze, respectiv ale rezistenței la cavitație, comparate cu cele înregistrate pentru recoacerea de detensionare, considerat tratament de referință.

Datele din acest tabel arată clar sporul substanțial adus rezistenței la eroziunea cavitației vibratoare, de tratamentele termice de recoacere pentru normalizare și de călire urmată de revenire. În schimb, așa cum era de așteptat recoacerea pentru înmuiere scade rezistența suprafețelor la impactul cu microjeturile generate de implozia bulelor de cavitație.

Tabelul 2.2 – Viteza de stabilizare a eroziunii $MDER_s$ și rezistența la cavitație R_{cav}

Stare epruvetă	Parametrul rezistenței la eroziunea prin cavitație		Comparație (R_{cav}) față de recoacerea pt. detensionare
	$MDER_s$ [$\mu\text{m}/\text{min}$]	R_{cav} [$\text{min}/\mu\text{m}$]	
Rec. pt. înmuiere	0.804	1.244	Scade cu 1.8 ori
Rec. pt. detensionare	0.446	2.242	-
Rec. pt. normalizare	0.245	4.082	Creste cu 1.82 ori
Călire + revenire	0.182	5.495	Creste cu 2.45 ori

În **fig.2.41.** este redată variația parametrilor rugozității cu rezistența la cavitația vibratoare ($R_{cav} = 1/MDER_s$) a suprafeței, funcție de tratamentul termic aplicat. Se observă că, indiferent de parametrul rugozității, rezistența la cavitație este puternic influențată de natura tratamentului termic volumic, variația fiind una exponențială. Acest mod de variație este determinat de valorile caracteristicilor mecanice obținute ca rezultat al modificărilor structurale induse prin tratamentul termic aplicat.

**Fig.2.41** Corelația dintre rezistenței la cavitație și parametrii de rugozitate ai suprafeței deteriorate

2.7 Încercări de duritate

Întrucât duritatea este proprietatea mecanică cea mai sensibilă modificărilor structurale intervenite într-un material mecanic, probele aflate în cele 4 stări de tratament termic au fost supuse unor asemenea examinări. Pe generatoarea acestor probe s-au făcut câte 8 măsurători de duritate Vickers cu o sarcină de 5 daN/mm². Rezultatele obținute sunt centralizate în **tab. 2.3**, iar pe baza valorilor medii a fost construită histograma redată **fig. 2.42**.

Tab.2.3 Duritatea Vickers HV5, fontă nodulară GJS- 400-15

Nr.	Detensionare termică	Recoacere înmuiere	Normalizare	Călire + Revenire
1	209.5	171.5	317	471
2	204	174.5	342.5	441
3	207.5	171	332.5	483.5
4	205.5	174.5	340.5	463
5	215.5	187	339.5	480
6	226	179	349	450.5
7	219.5	193.5	362	448.5
8	214.5	178.5	374	460
Valoarea medie	212.8	178.7	344.6	462.2

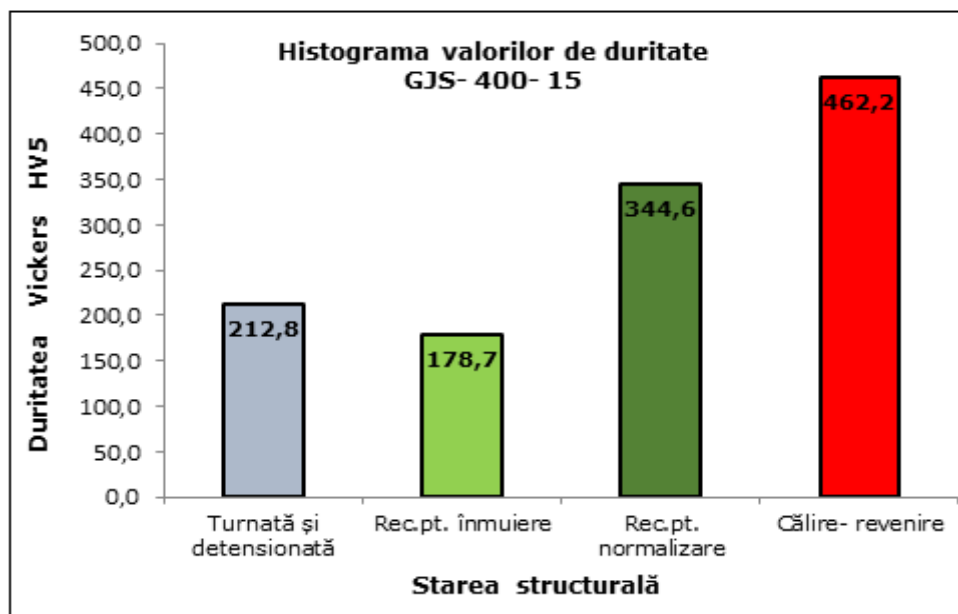


Fig. 2.42. Histograma valorilor de duritate, GJS-400-15

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 $\mu\text{m}/\text{min}$), respectiv celei mai nefavorabile rugozități ($R_z = 134.848 \mu\text{m}$). În schimb, tratamentul termic de călire-revenire asigură o duritate înaltă (cca. 462 HV5) care favorizează o scădere a vitezei de eroziune (0,182 $\mu\text{m}/\text{min}$) și implicit valori minime de rugozitate ($R_z = 34,092 \mu\text{m}$).

Legătura dintre duritatea realizată în urma tratamentelor termice aplicate, rugozitatea R_z a suprafețelor testate cavitațional timp de 165 min. și mărimile ce caracterizează comportarea la cavitație (MDERs, R_{cav}) 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.

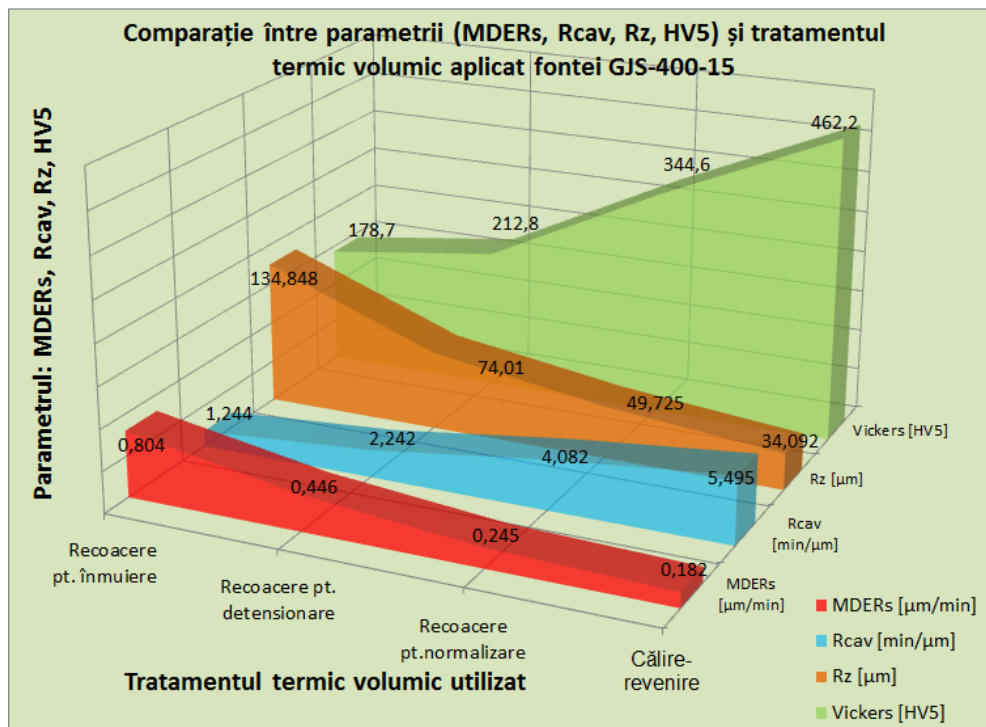


Fig.2.43 Corelația dintre duritate, rugozitate și parametrii de cavitație ai fontei nodulare GJS-400-1

2.8 Concluzii

- a. Degradarea prin cavitație a fontei cercetate se declanșează pe interfața dintre ferită și grafitul nodular și este determinată de o activitate microgalvanică și de factori mecanici

b. Modul de evoluție a curbelor de aproximare a punctelor experimentale și dispersia redusă, sugerează că fonta EN-GJS-400-15 este omogenă structural, cu o comportare asemănătoare cu cea a materialelor cu bună rezistență la cavitația vibratoare.

c. Viteza de eroziune prin cavitație a fontei cercetate în stare turnată și detensionată termic este de 2,62 ori mai mare decât a oțelului C 45 cu o duritate similară, fenomen explicabil prin efectul de concentrare a tensiunilor create de grafitul expulzat din masa metalică de bază.

d. Comparativ cu recoacerea pentru înmuiere, tratamentul termic de normalizare asigură un spor de rezistență 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.

e. Topografiile suprafețelor testate cavitațional demonstrează că inițierea fenomenului de cavitație are loc pe interfața ferită – grafit și că odată cu creșterea duratei de atac se produce o fragmentare parțială și o expulzare a nodurilor de grafit.

f. Creșterea proporției de perlită din microstructură în urma aplicării normalizării justifică îmbunătățirea rezistenței la cavitație întrucât acest constituent structural având caracteristici de rezistență mecanică mai ridicate, se va opune deformării suprafeței.

g. Aplicarea tratamentului termic de călire – revenire aplicat fontelor nodulare ferito – perlite provoacă o reducere a adâncimii medii de eroziune MDE și a vitezei acesteia MDER cu cca. 2.60 ori respectiv cu cca. 2.45ori comparativ cu starea structurală obținută prin recoacere pentru detensionare.

h. Forma mai mult sau mai puțin sferică a grafitului alături de matricea martensitică revenită justifică îmbunătățirea rezistenței la eroziunea cavitației.

i. Rugozitatea medie a suprafeței, R_a , testate la cavitație scade de la 14,307 μm (starea detensionată termic), la 5.976 μm (starea călită – revenită); rugozitatea R_z scade de la 74,010 μm (starea detensionată termic), la 34.092 μm (starea călită – revenită); rugozitatea R_t scade de la 101.974 μm (starea detensionată termic), la 45.411 μm (starea călită – revenită);

j. Forma diferită a profilogramelor, indiferent de tipul tratamentului termic, înregistrate în diverse zone din suprafața expusă și diferențele mari dintre valorile celor trei parametri R_a , R_z și R_t exprimă complexitatea degradării suprafețelor expuse la cavitație.

k. Comparația dintre parametrul rezistenței la cavitație $MDE_{(165 \text{ minute})}$ și parametrul rugozității R_z arată că R_z este un bun indicator al rezistenței la cavitație și care, pe viitor, poate fi luat în considerare pentru evaluarea acestei proprietăți.

l. Măsurătorile de duritate dovedesc existența unei bune concordanțe cu rezistența la cavitație și cu parametrii de rugozitate la sfârșitul perioadei de testare de 165 min.

3. ÎMBUNĂTĂȚIREA REZISTENȚEI LA EROZIUNEA CAVITAȚIEI PRIN RETOPIREA WIG A SUPRAFEȚEI

3.1 Introducere

În ultimii ani, fasciculele de energie înaltă, cum ar fi cel de electroni [51-2] și fasciculul laser [4-68] au fost testate pentru modificarea stării fizice a suprafeței aliajelor metalice. Prin asemenea tehnici, suprafața materialului este parțial retopită iar prin solidificare rapidă se produce o finisare a microstructurii și implicit o îmbunătățire a rezistenței la uzare. Datorită costului ridicat al operării cu echipamente laser și a necesității vidului în camerele instalațiilor cu fascicul de electroni, atenția noastră a fost concentrată către utilizarea unor aparate de sudare ieftine, flexibile și ușor de manevrat pentru tratamente de topire a suprafeței fontelor nodulare turnate în piese.

Arcul din WIG produce o energie termică suficientă care să fie utilă atât pentru îmbinarea prin topire a aliajelor metalice cât și pentru tratamente de suprafață. În plus, acest process oferă câteva avantaje semnificative care includ durificarea selectivă, deformații minime ale pieselor, adâncimea controlabilă a stratului modificat și lipsa unui agent de răcire. Amirsadeghi A., Kashani Bozorg și colaboratorii săi au folosit tehnica WIG pentru modificarea suprafeței acestor fonte tratate termic "austempering" cu sau fără adaos de crom [1]. S-a demonstrat că o îmbunătățire semnificativă a durității și rezistenței la uzare a fost obținută după tratamentul cu WIG. Cu toate acestea, rezistența la eroziune prin cavitație nu a fost evaluată.

Alte studii [45], [50] au vizat durificarea suprafeței fontei nodulare prin retopire cu fascicul laser sau de electroni în vederea creșterii rezistenței la uzare prin alunecare, însă există puține lucrări publicate asupra caracteristicilor de eroziune prin cavitație ale fontelor modificate prin procesul WIG.

Lucrările de cercetare din acest capitol, propun utilizarea procesului WIG ca sursă de încălzire pentru a modifica suprafața fontei nodulare prin retopire locală și a obține o îmbunătățire a comportării la cavitația vibratorie.

3.2 Standul experimental și procedura de lucru

Materialul cercetat este o fontă nodulară cu matrice ferito-perlitică, EN-GJS-400-15, având compoziția chimică prezentată anterior.

Bare turnate din această fontă având dimensiunile $\Phi 25 \times 40$ mm, au fost supuse tratamentului termic de recoacere pentru detensionare (500 ± 10 °C/120 min./cuptor), (**fig.2.2**). Topirea locală a suprafeței a fost realizată cu ajutorul unei instalații de sudare WIG, INVERTIG PRO AC/DC (**fig.3.1**), destinată îmbinării întregii game de oțeluri aliate precum și aluminiului și aliajelor sale. Asemenea instalații sunt surse de sudare cu tact pe primar Curentul este netezit și reglat

prin intermediul unui modul de tranzistoare de mare randament, care se conectează și se deconectează în funcție de aplicație. Datorită frecvenței ridicate de tact, de 100kHz, se obține un arc electric deosebit de stabil și sigur.

Sistemul de comandă cu procesoare de putere garantează obținerea unui curent de sudare stabil chiar și în cazul în care variază distanța dintre electrod și piesă sau tensiunea rețelei de alimentare.

Modelele INVERTIG.PRO sunt echipate cu sistemul automat de adaptare a frecvenței care în cazul sudării în curent alternativ, adaptează în mod optim frecvența de sudare la intensitatea curentului.

Utilizând tehnica modernă de tranzistoare sursele conferă un randament ridicat.

Cu ajutorul noului sistem REHM AC-Matic se adaptează automat forma curbei în curent alternativ AC la valoarea curentului de sudare.

În cazul curenților de valoare redusă se setează automat formă sinusoidală și la curenți de valoare ridicată formă dreptunghiulară.

Tip constructiv		350	350
		AC/DC Analog	AC/DC Digital
Curent sudare la DA=100%	WIG [A]	350	
	EL [A]	350	
Durata activă la Imax (10min/40°C)	WIG [%]	100	
	EL [%]	100	
Tensiune alimentare	[V]	3x400	
Siguranțe fuzibile	[A]	32	
Răcire pistol		Lichid	
Greutate	[Kg]	DC	81
		AC/DC	82
Dimensiuni (LxBxH)	[mm]	855x600x900	

Fig.3.1 Sursa de sudare și parametrii caracteristici



Fig.3.2 Panoul de comandă

Descrierea elementelor de comandă (fig.3.2)

1	Tastă de aplicație Classic
2	Tastă de aplicație Program (Progr.)
3	Tastă de aplicație Assist
4	Tastă de aplicație System
5	Tastă multifuncțională TFT Display dreapta sus
6	Tastă multifuncțională TFT Display dreapta jos
7	Buton principal (R-Pilot)
8	Tastă multifuncțională TFT Display stânga sus
9	Tastă multifuncțională TFT Display stânga jos
10	Tastă selectare rapidă P1
11	Tastă selectare rapidă P2
12	Display TFT cu înaltă rezoluție

Tastele de aplicație

Cu ajutorul tastelor de aplicație se ajunge direct în meniul dorit (**Classic 1, Programm 2, Assist 3 și System 4**). Tuturor tastelor de aplicație li s-au atribuit o anumită culoare ce se regăsește pe ecran. Prin aceasta, utilizatorul își poate da rapid seama în ce meniu se află.

Tastele multifuncționale

Aceste taste permit accesarea diferitelor activități (**de ex. încărcare sau memorare programe**) sau, se pot efectua diferite reglaje (**de ex. procedeul de sudare, polaritate**). Aceste activități și/sau reglaje sunt dependente de parametrii selectați pentru aplicația respectivă.

În colțurile ecranului se regăsesc meniuri **Pull Down** (trage în jos) cu funcțiile de comandă. Accesarea acestora se realizează cu ajutorul tastelor multifuncționale **5 + 6** resp. **8 + 9** care sunt plasate în jurul butonului principal (**R-Pilot**), **7**.

Butonul principal (R-Pilot)

Butonul principal **7**, este amplasat central putând fi utilizat atât de către operatorii stângaci cât și de cei dreptaci. Printr-o soluție constructivă specială acesta este foarte bine protejat față de posibile solicitări mecanice. Butonul principal nu este prevăzut cu opritor limitator de cursă astfel încât nu există pericolul deteriorării acestuia prin suprarotire.

Butonul principal **7** servește la navigarea prin domeniile ecranului.

Prin rotirea respectiv apăsarea butonului principal se selectează respectiv se modifică o setare.

Prin apăsarea butonului principal se efectuează o anumită selectare respectiv se confirmă o anumită modificare efectuată.

Ecranul cu înaltă rezoluție TFT

Pe ecran (display) sunt afișate seturile de parametri precum și toate informațiile relevante, inclusiv mesajele de eroare. Display-ul TFT este protejat prin intermediul unui ecran de protecție din material plastic rezistent la șocuri mecanice. Rezoluția ecranului grafic este de **800 * 400** pixeli.

APLICAȚIA CLASIC

Panoul de comandă INVERTIG.PRO digital / Aplicația Classic

① Valoarea reglată a parametrului selectat (**fig.3.3**)

② Afișajul plajei de valori Min./Max. / reprezentarea grafică a valorii parametrului selectat actual

③ Vedere de ansamblu a tuturor parametrilor de sudare inclusiv a valorii acestora

④ Denumirea parametrului selectat

Aplicația Classic 1 cuprinde totalitatea parametrilor necesari pentru procesul de sudare, selectarea procedurii de sudare, a polarității, înalta frecvență și funcția de pulsare. Toți parametrii pot fi adaptați individual aplicației concrete de sudare. În partea din mijloc sus se afișează valoarea actuală a parametrului accesat.

Pe baza încadrării ramei ecranului cu culoarea orange se recunoaște faptul că utilizatorul se află în meniul aplicației Classic.

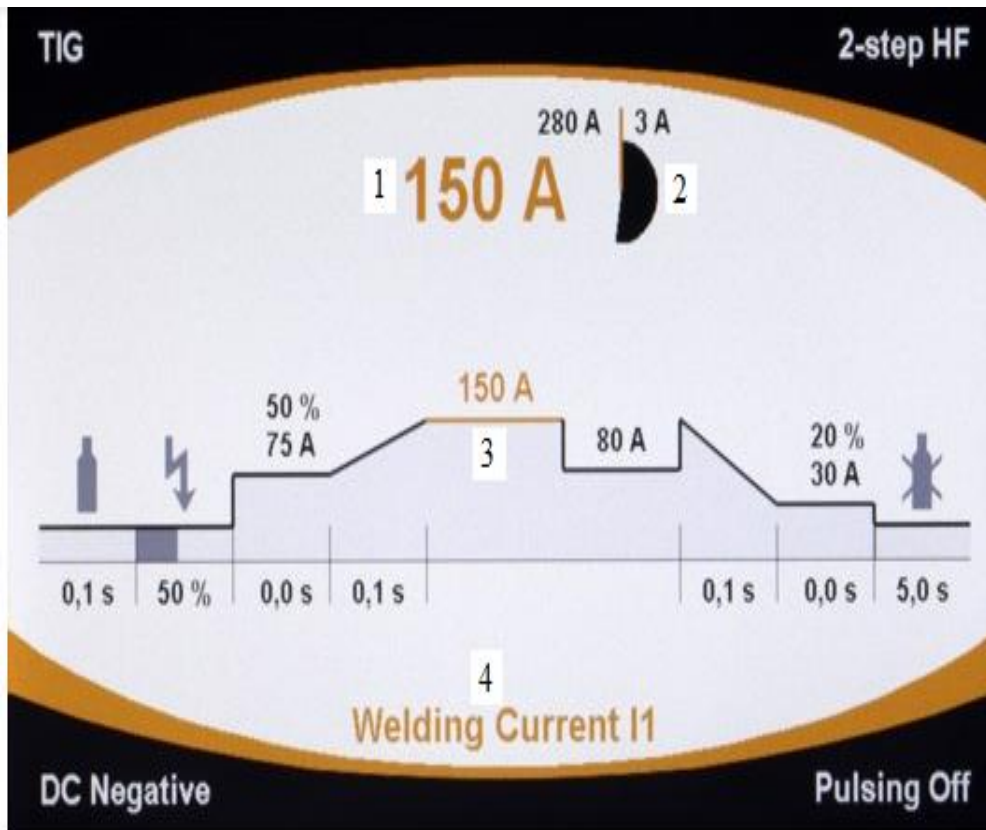


Fig.3.3 Exemplu de ciclogramă a curentului

APLICAȚIA ASSIST

Prin apăsarea tastei de aplicație **Assist 3** (fig.3.2) se intră în meniul aplicației Assist. Utilizând această tastă există posibilitatea ca instalația să propună utilizatorului un set de parametri optimi pentru o anumită aplicație concretă de sudare. Se pot introduce următoarele valori/date (fig.3.4):

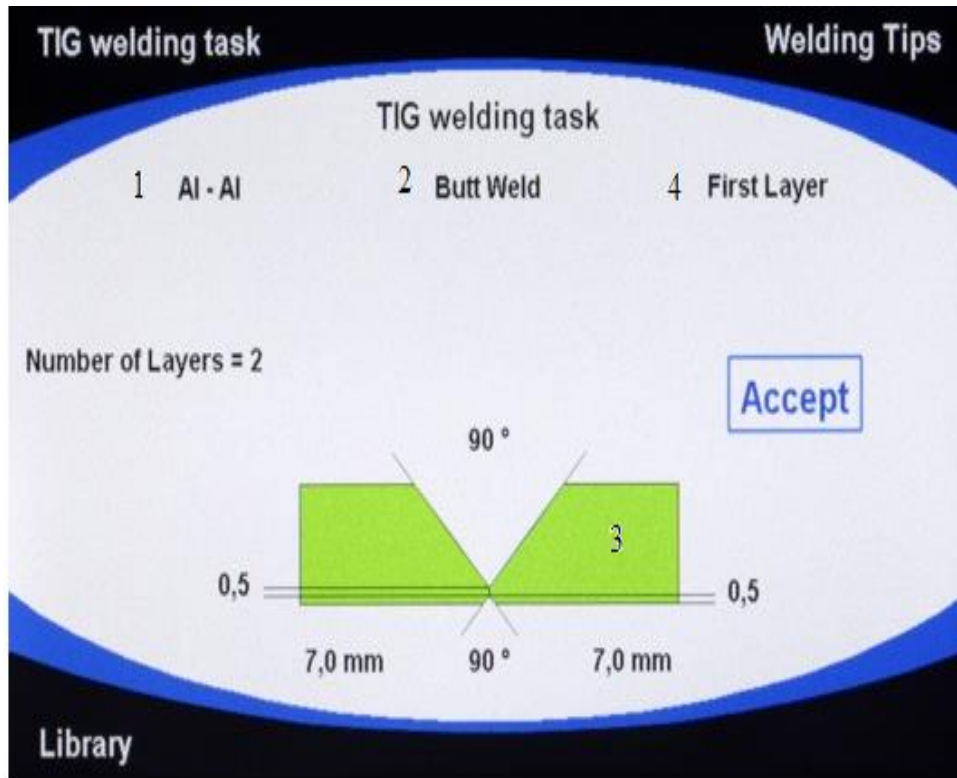


Fig.3.4 Exemplu de setare a materialului și geometriei rostului

Panoul de comandă INVERTIG.PRO digital/ Aplicația Assist

Posibilitățile de introducere a datelor/valorilor inițiale

- ① Selectarea naturii materialelor de bază
- ② Selectarea formei îmbinării (cap la cap/ de colț)
- ③ Selectarea grosimii ambelor materiale de bază ce trebuiesc sudate
- ④ Selectarea straturilor, primul strat sau alte straturi

Selectarea grosimilor materialelor de bază ce trebuiesc sudate se realizează cu ajutorul unui grafic.

Culoarea albastră a ramei ecranului indică faptul că operatorul se găsește în cadrul meniului aplicației Assist.

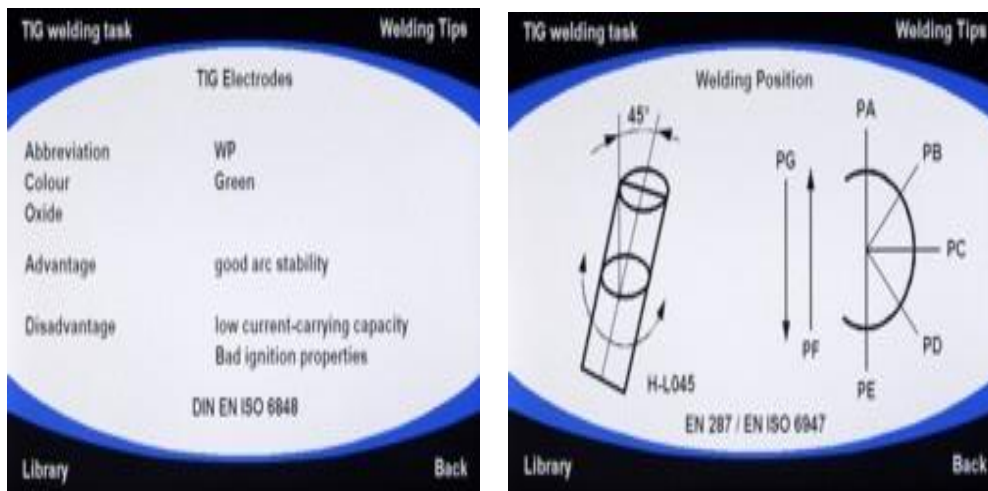


Fig.3.5 Exemplu de setare a electrodului selectat și a poziției de sudare

Panoul de comandă INVERTIG.PRO digital/ Aplicația Assist

Vedere bibliotecă: electrozi WIG și poziții de sudare (**fig.3.5**)

Biblioteca

Biblioteca poate fi accesată prin apăsarea tastei multifuncționale, 9. Aceasta reprezintă o cuprinzătoare bancă de date de specialitate oferind datele necesare referitoare la natura gazului protector, natura materialului de adaos, forma îmbinării sudate, poziția de sudare.

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.

De acesta este atașată instalația de sudare cu principalele părți componente ale ei. Această construcție asigură mobilitatea instalației ceea ce permite poziționarea după necesitățile tehnologice în diferite poziții.

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

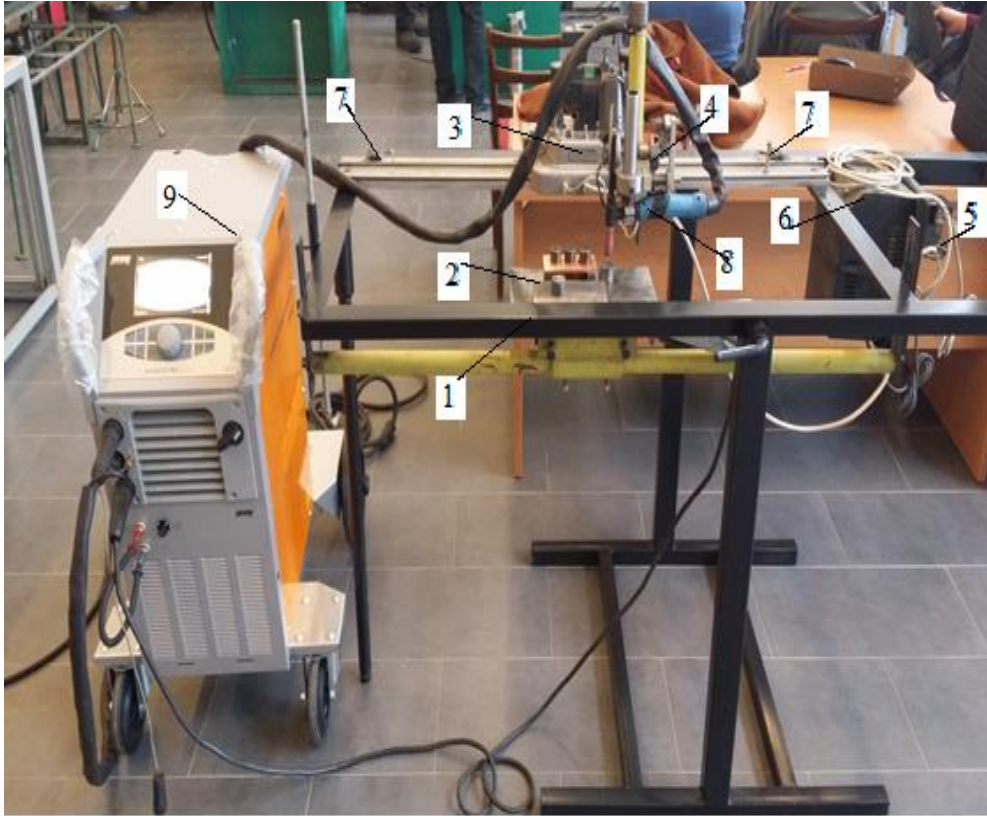


Fig.3.6 Imaginea de ansamblu a dispozitivului utilizat

Experimentele de retopire a suprafeței au fost conduse pentru patru valori ale curentului : 60 A, 70 A, 80 A și 90 A. Modul de așezare a probelor pe masa de lucru este arătat în fig.3.7, iar imaginea sistemului de deplasare – pendulare, în fig.3.8.

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.

Figurile 3.10....3.13 exemplifică afișarea parametrilor tehnologici pentru valorile selectate ale curentului, respectiv pentru cele 4 valori ale energiei liniare.

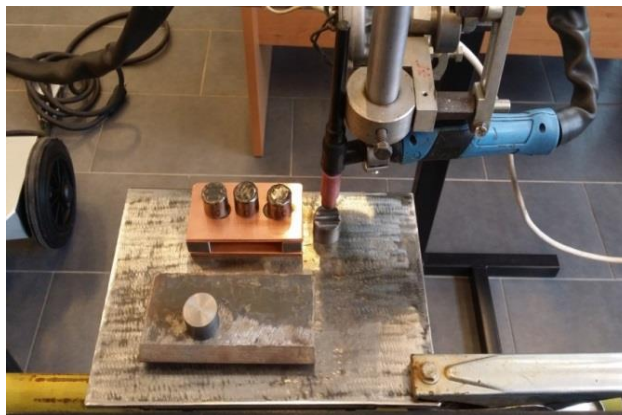


Fig.3.7 Poziționarea probelor pe masa de lucru



Fig.3.8 Imaginea sistemului de deplasare-pendulare

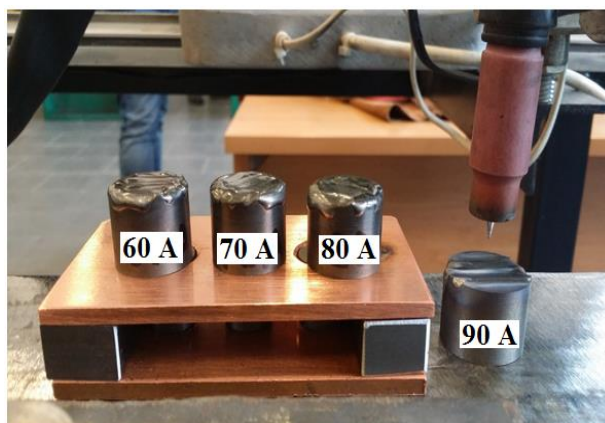


Fig.3.9 Imaginea probelor retopite local la diverse valori ale curentului

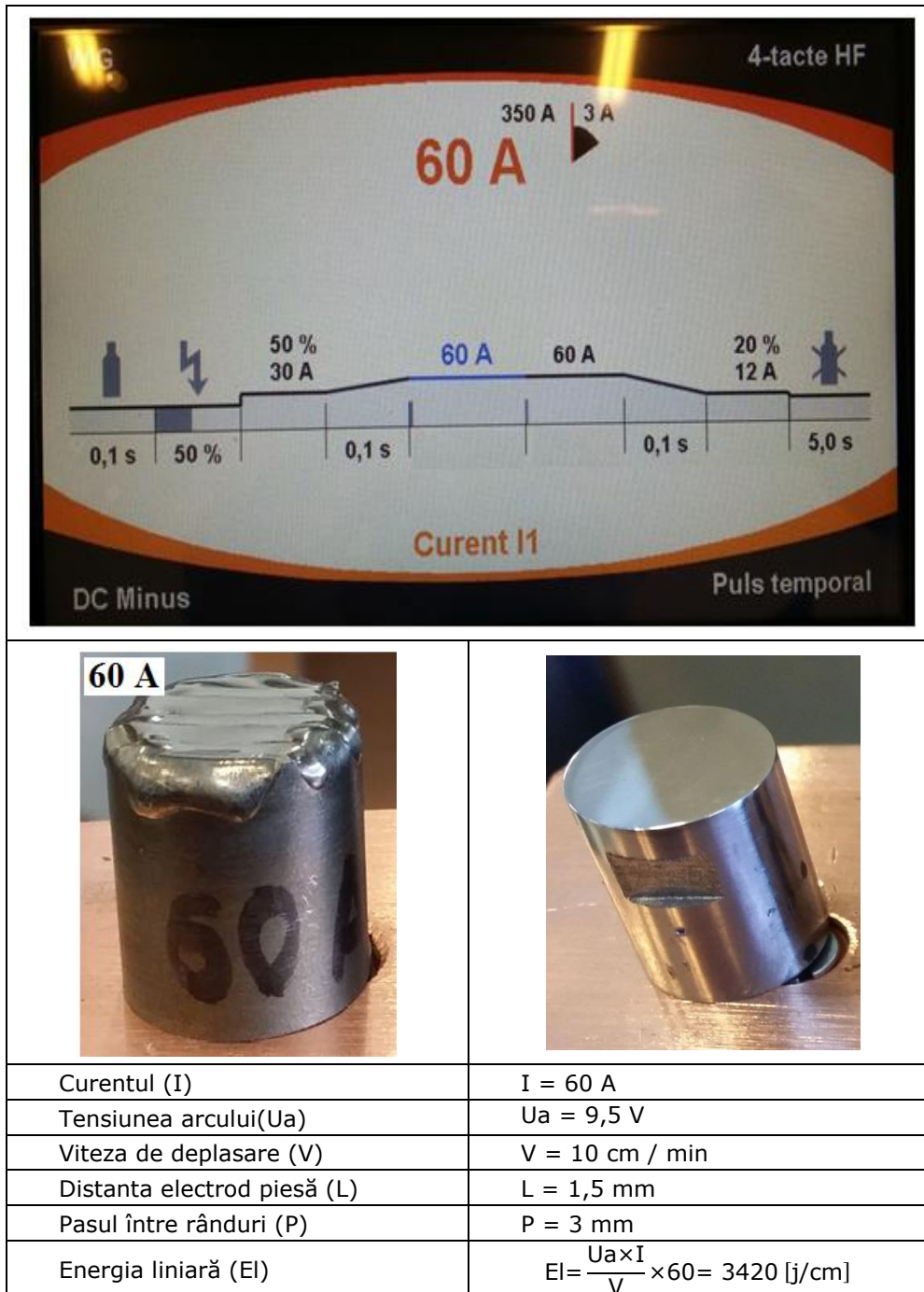
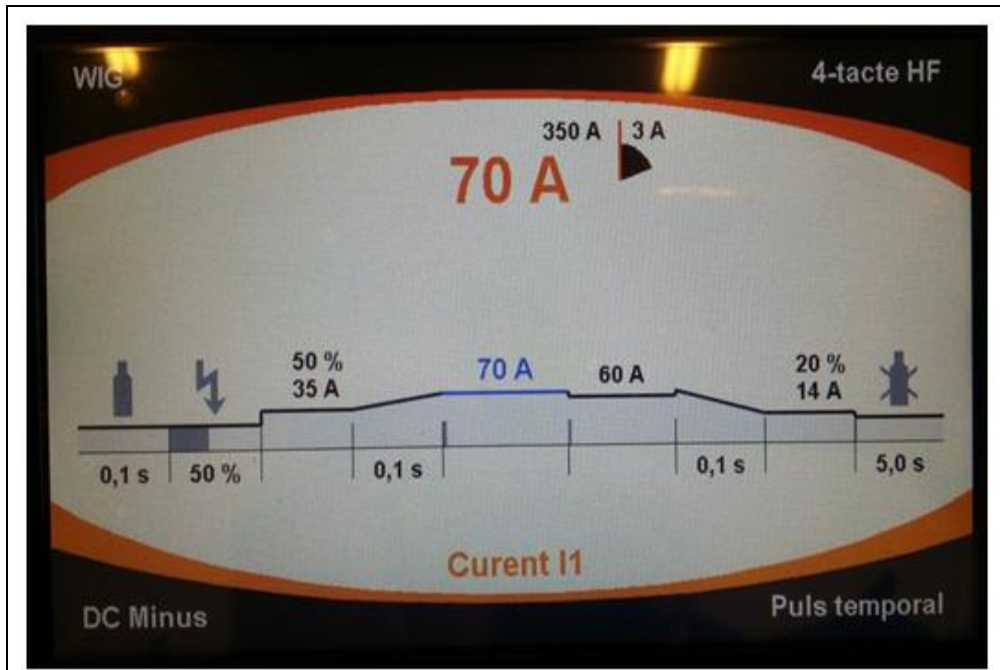
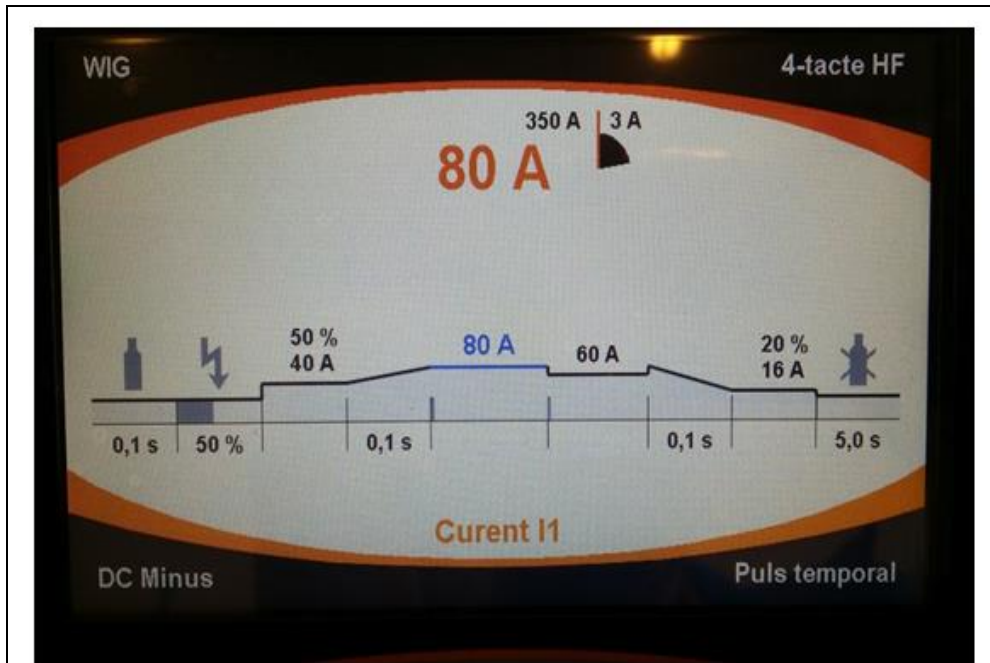


Fig.3.10 Ciclograma curentului de 60 A și parametrii de regim



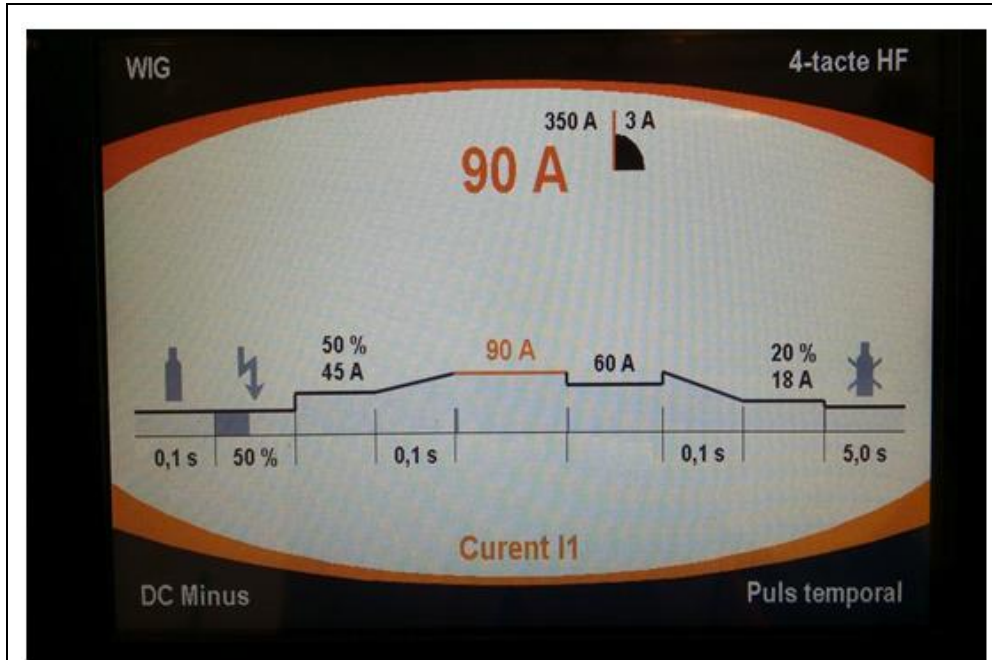
Curentul (I)	I = 70 A
Tensiunea arcului(Ua)	Ua = 9,6 V
Viteza de deplasare (V)	V = 10 cm / min
Distanța electrod piesă (L)	L = 1,5 mm
Pasul între rânduri (P)	P = 3 mm
Energia liniară (EI)	$EI = \frac{U_a \times I}{V} \times 60 = 4032 \text{ [j/cm]}$

Fig.3.11 Ciclograma curentului de 70 A și parametrii de regim



Curentul (I)	I = 80 A
Tensiunea arcului(Ua)	Ua = 9,8 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 (EI)	$EI = \frac{Ua \times I}{V} \times 60 = 4704 \text{ [j/cm]}$

Fig.3.12 Ciclograma curentului de 80 A și parametrii de regim



Curentul (I)	I = 90 A
Tensiunea arcului (Ua)	Ua = 10 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 (EI)	$EI = \frac{Ua \times I}{V} \times 60 = 5400 \text{ [j/cm]}$

Fig.3.13 Ciclograma curentului de 90 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 cavitare.

3.3 Evaluarea și interpretarea rezultatelor experimentale

3.3.1 Încercări de duritate asupra suprafețelor necavitate

Pe suprafața probelor retopite WIG la cele 4 valori ale curentului respectiv energiei liniare, înainte de atacul cavitațional, au fost efectuate măsurători de duritate. Rezultatele obținute sunt prezentate în tab.3.1, ele demonstrând că tratamentul aplicat se manifestă prin creșteri semnificative de duritate, până la valori de 735 – 830 HV5.

Tab. 3.1 Duritatea Vickers, HV5, pentru diferite valori ale curentului de retopire a suprafeței

Valori duritate HV 5					
Nr. crt.	I = 60A	I = 70A	I = 80A	I = 90A	Recoacere detensionare
1	866	803	841	746	210
2	874	788	788	747	214
3	826	788	810	803	208
4	788	858	818	747	206
5	875	809	849	760	216
6	787	795	781	733	226
7	810	803	788	672	220
Valoarea medie	832.29	806.28	810.71	744.00	214.8

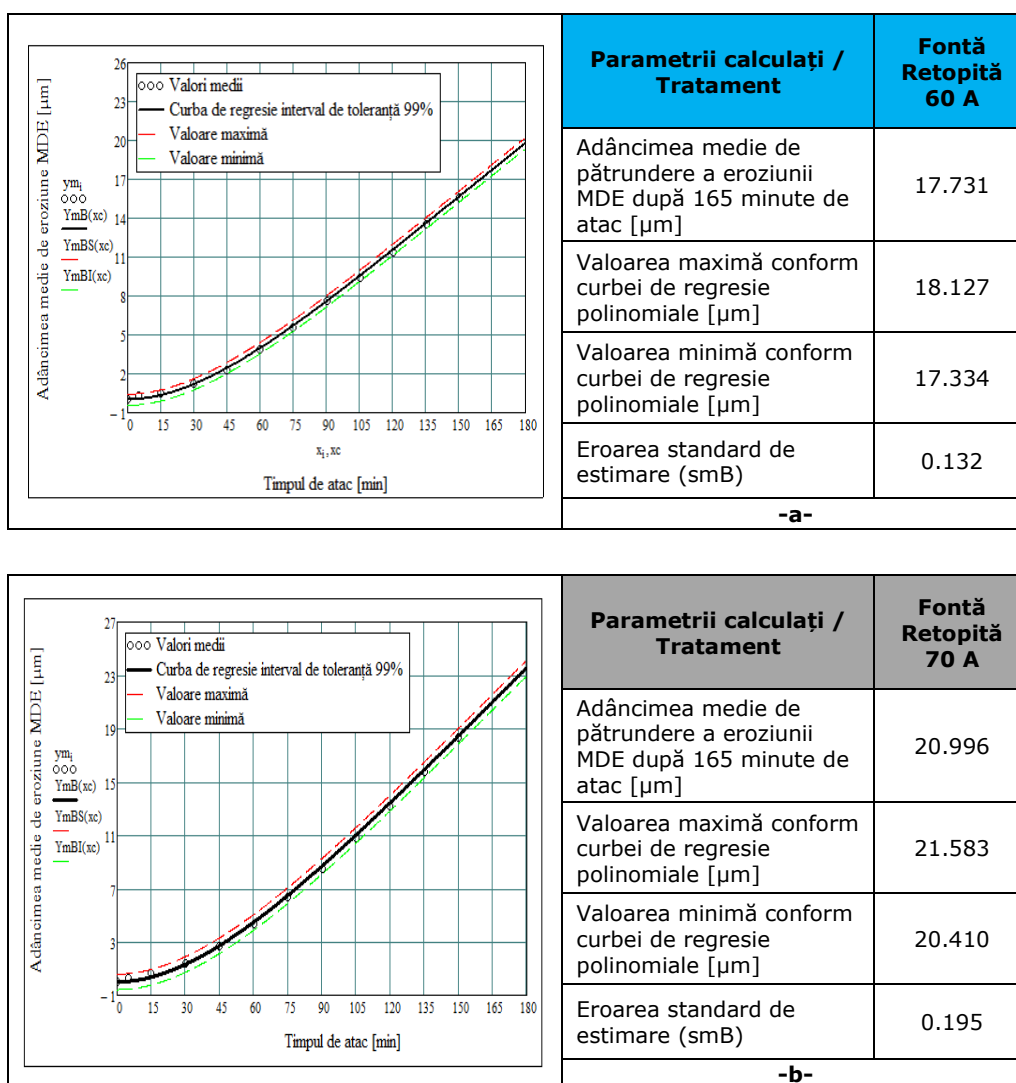
Este de așteptat ca aceste modificări de duritate să conducă la o îmbunătățire a comportării la eroziunea prin cavitație a acestor aliaje metalice.

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.

Pentru construirea curbei de aproximație a valorilor experimentale, obținute pentru fiecare set de câte trei probe, s-a calculat valoarea medie a pierderilor masice, pentru fiecare perioadă intermediară de testare.



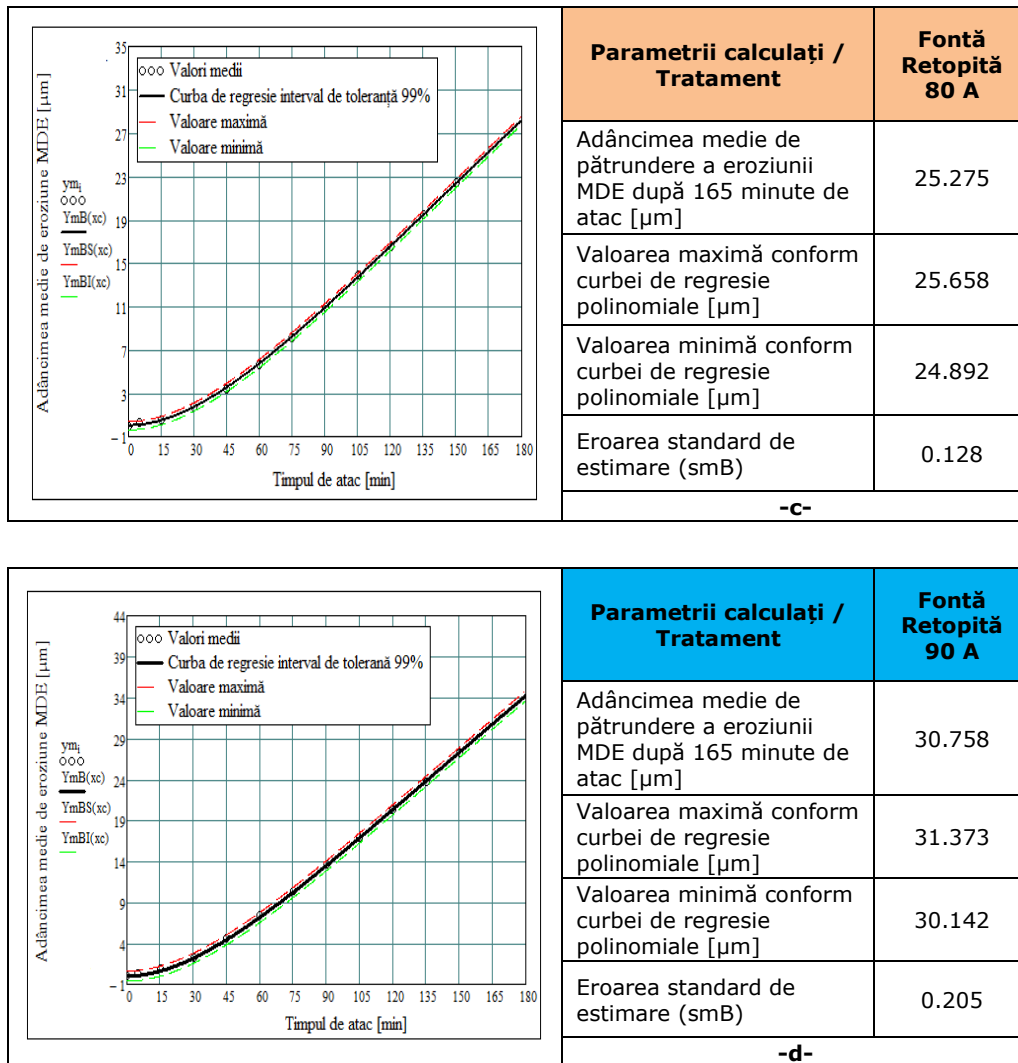


Fig.3.14 Benzile de dispersie cu intervalele de toleranță: **a** - $I = 60$ A; **b** - $I = 70$ A; **c** - $I = 80$ A; **d** - $I = 90$ A

Acuratețea derulării experimentului a fost verificată prin calculul statistic al intervalului de toleranță aferent benzii de dispersie în care se află punctele experimentale, și respectiv al erorii standard de estimare, care dă împrăștierea acestora față de curba de mediere construită analitic cu relațiile stabilite în cadrul laboratorului [21], [19] (fig.3.14). În aceste grafice, notațiile au următoarele semnificații:

- ym_i reprezintă valorile punctelor experimentale;
- YmB , $YmBS$, $YmBI$, sunt curbele de mediere și limita superioară, respectiv inferioară, rezultate din prelucrarea statistică [19].

Pentru toate testele, intervalul de toleranță obținut este de 99 %, iar valorile erorilor standard de estimare sunt: 0.132 pentru curentul de 60 A, 0.195 pentru curentul de 70 A, 0.128 pentru curentul de 80 A și 0.205 pentru curentul de 90 A. Acest nivel redus al erorilor, conform datelor obținute în cadrul laboratorului, într-o experiență de peste 70 ani, clasează suprafețele retopite în categoria celor cu foarte bună rezistență la eroziunea cavitației.

În fig. 3.15 a,b3.18 a,b, sunt redată graficele de variație în timp a pierderilor de masă și a vitezei acestora, iar în fig. 3.15 c,d,.....3.18 c, d, sunt prezentate curbele de variație cu timpul de atac a adâncimii medii și a vitezei de pătrundere a eroziunii. Ambele tipuri de curbe caracteristice pentru curentul $I = 60$ A, respectiv $I = 90$ A, au fost comparate cu cele ale fontei nodulare tratată termic prin recoacere pentru detensionare (fig.3.19 și fig.3.20).

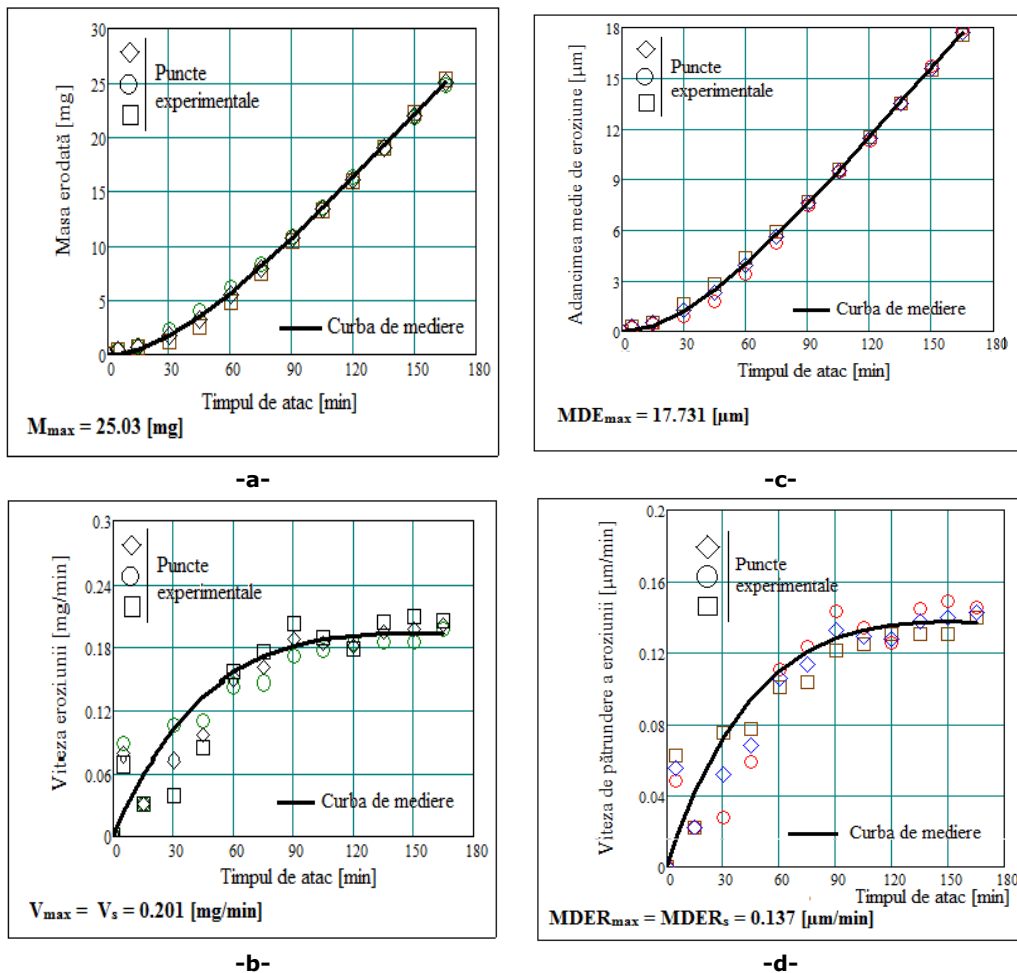


Fig. 3.15 Curbele de variație a parametrilor cavitaționali, pentru setul de probe retopite la curentul $I = 60$ A: **a** – Pierderi masice cumulate; **b** – Viteza de eroziune; **c** – Adâncimea medie de eroziune; **d** – Viteza de pătrundere a eroziunii

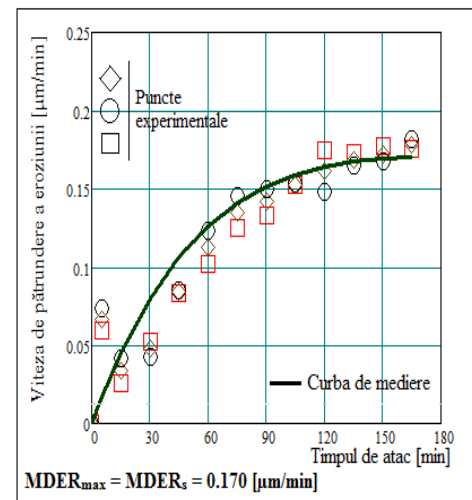
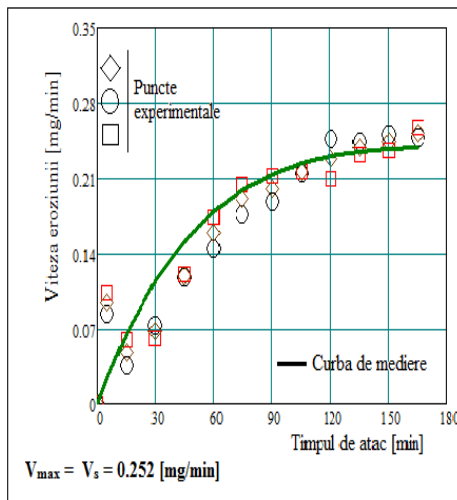
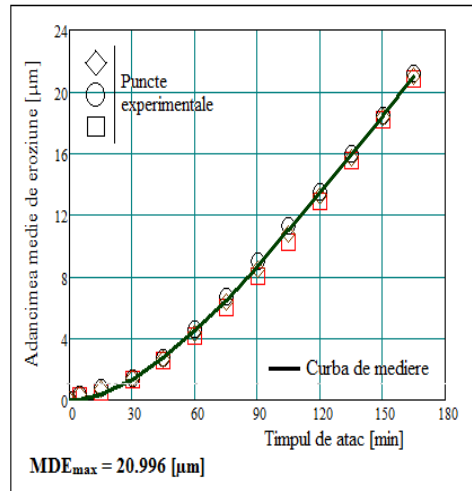
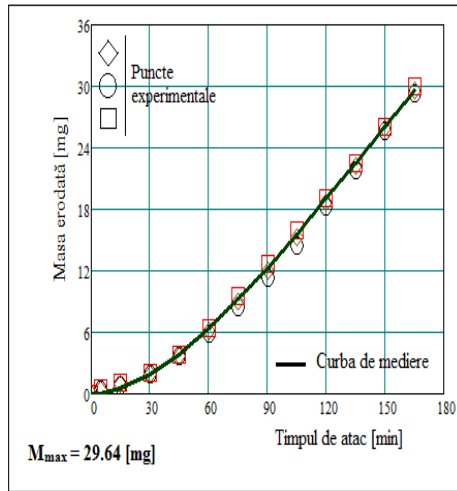


Fig. 3.16 Curbele de variație a parametrilor cavitaționali, pentru setul de probe retopite la curentul $I = 70 \text{ A}$: **a** – Pierderi masice cumulate; **b** – Viteza de eroziune; **c** – Adâncimea medie de eroziune; **d** – Viteza de pătrundere a eroziunii

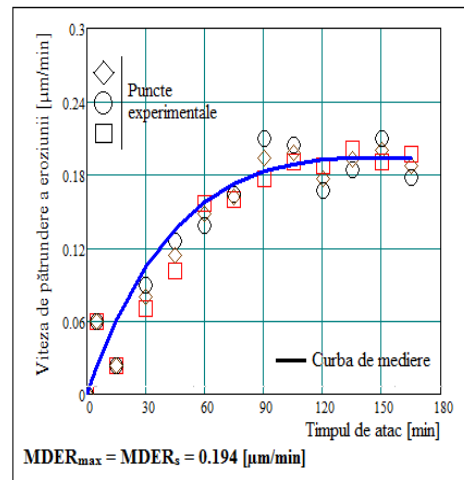
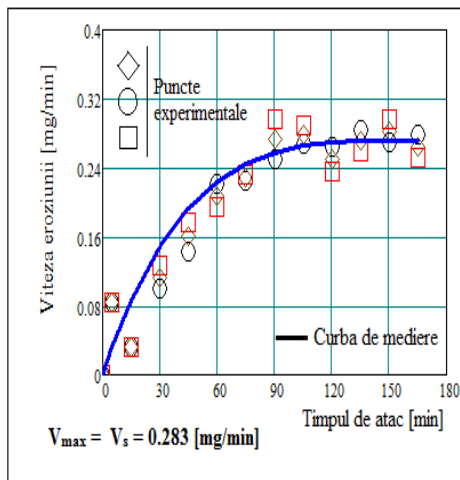
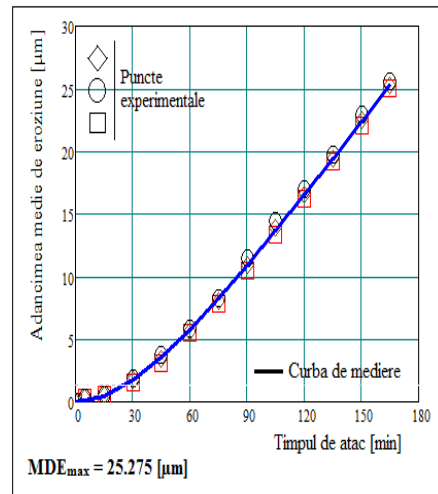
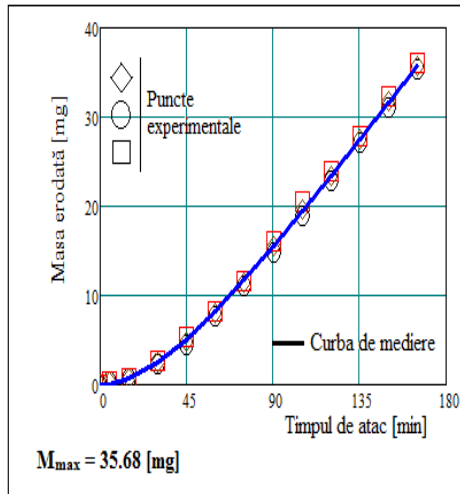


Fig. 3.17 Curbele de variație a parametrilor cavitaționali, pentru setul de probe retopite la curentul $I = 80$ A: **a** – Pierderi masice cumulate; **b** – Viteza de eroziune; **c** – Adâncimea medie de eroziune; **d** – Viteza de pătrundere a eroziunii

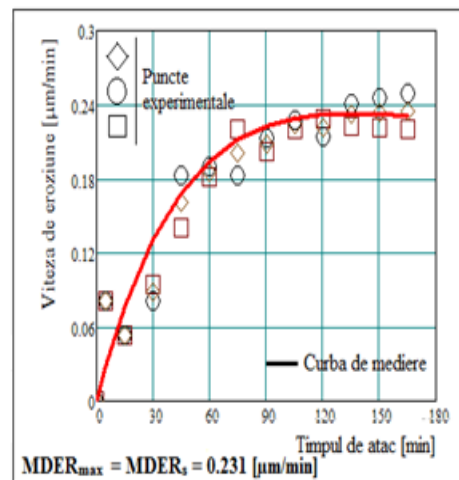
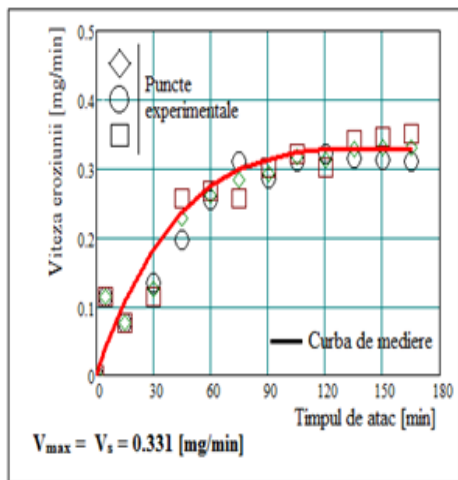
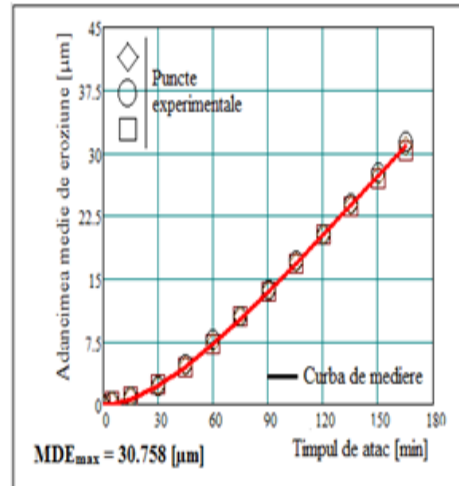
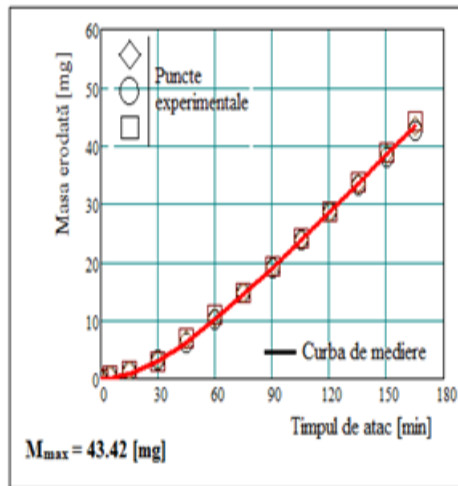
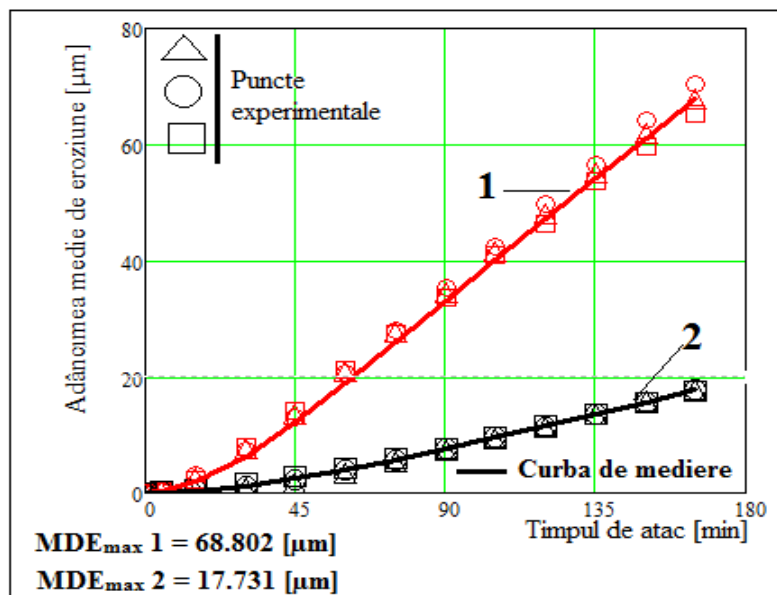
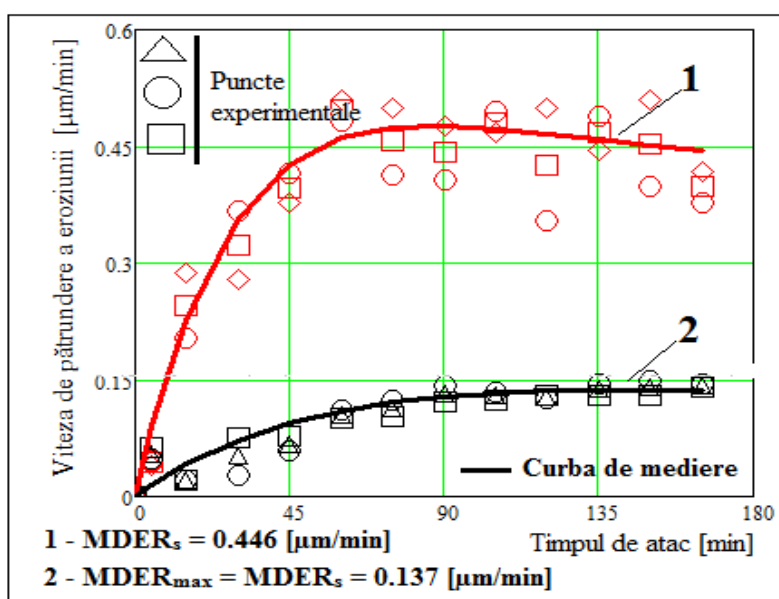


Fig. 3.18 Curbele de variație a parametrilor cavitaționali, pentru setul de probe retopite la curentul $I = 90 \text{ A}$: **a** – Pierderi masice cumulate; **b** – Viteza de eroziune; **c** – Adâncimea medie de eroziune; **d** – Viteza de pătrundere a eroziunii

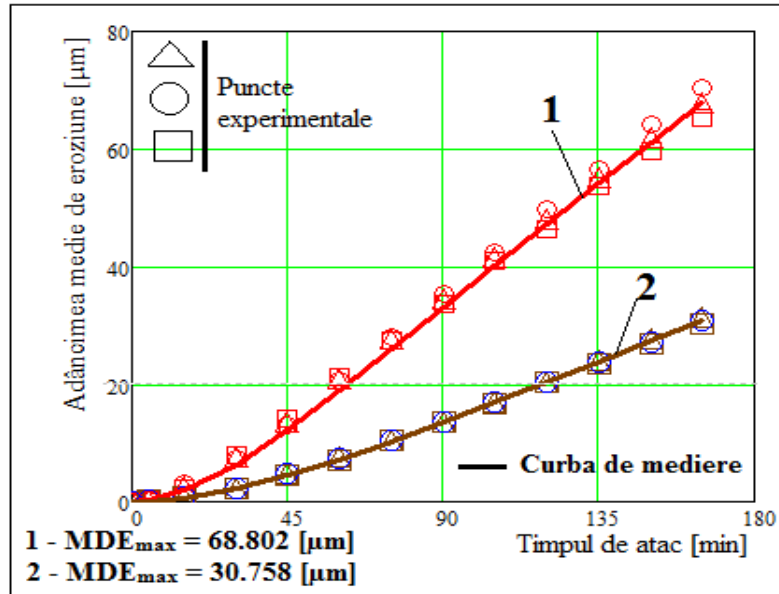


-a-

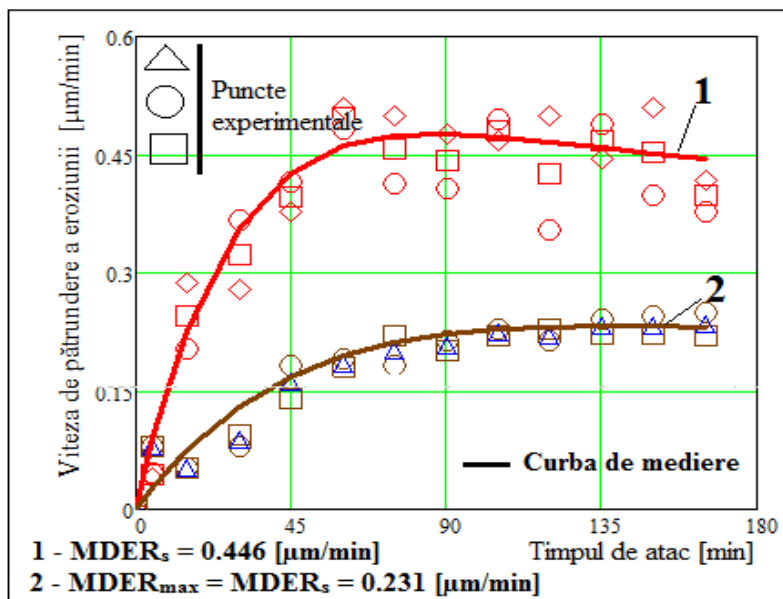


-b-

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, $I = 60 \text{ A}$



-a-



-b-

Fig. 3.20 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 $I = 90 \text{ A}$ și pentru tratamentul de detensionare termică: **1** – recoacere pentru detensionare; **2** – retopire WIG, $I = 90 \text{ A}$

Analiza acestor curbe demonstrează că cele mai mici valori ale lui MDE și MDER se obțin prin retopirea WIG a suprafeței la un curent $I = 60$ A, respectiv o energie liniară $E_l = 3420$ J/cm.

Comparând valorile specifice finalului testelor de cavitație pentru starea de referință a fontei nodulare și pentru cea a suprafeței modificate WIG la curentul de 60 A și 90 A se obține:

$$\frac{MDE_{\max} \text{recoacere}}{MDE_{\max c} \text{WIG, 60 A}} = \frac{68.802}{17.731} = 3.88 \qquad \frac{MDE_{\max} \text{recoacere}}{MDE_{\max c} \text{WIG, 90 A}} = \frac{68.802}{30.758} = 2.23$$

$$\frac{MDER_s \text{recoacere}}{MDER_s \text{WIG, 60 A}} = \frac{0.446}{0.137} = 3.25 \qquad \frac{MDER_s \text{recoacere}}{MDER_s \text{WIG, 90 A}} = \frac{0.446}{0.231} = 1.93$$

Conform normelor ASTM G32-2010, inversul vitezei adâncimii de pătrundere a eroziunii pe perioada de stabilizare definește, rezistența la cavitație, R_{cav} . Ca urmare, raportul:

$$R_{cav} \text{WIG, 60 A} = \frac{1}{0.137} = 7.29$$

$$R_{cav} \text{WIG, 90 A} = \frac{1}{0.231} = 4.32$$

$$R_{cav} \text{Recoacere} = \frac{1}{0.446} = 2.24$$

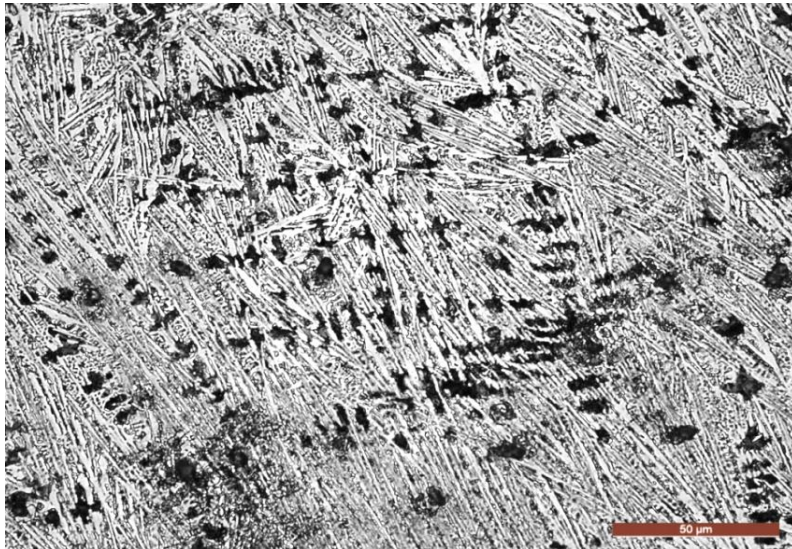
Concluzia desprinsă este că această tehnică de modificare a suprafeței provoacă o creștere a rezistenței la eroziunea cavitației de cca. 2 – 3 ori

3.3.3 Examinări metalografice

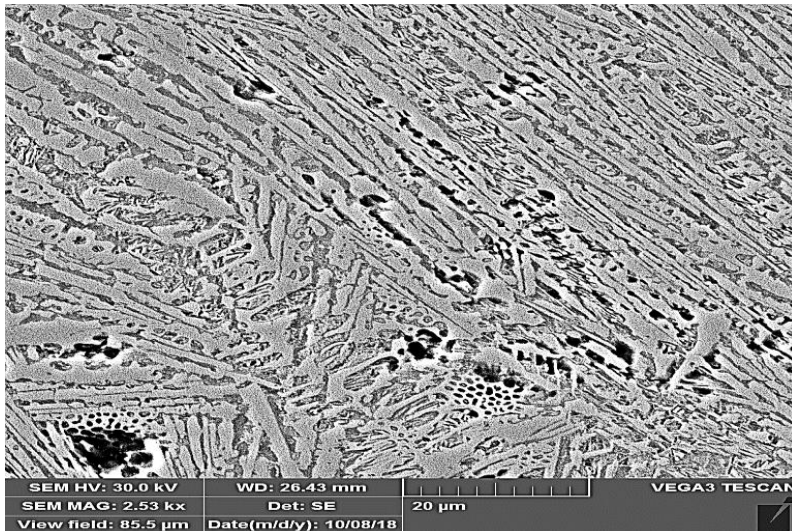
Sursa de căldură WIG provoacă o topire locală a suprafeței urmată de o răcire bruscă în masa proprie a piesei. Inițierea procesului de cristalizare primară are loc în condițiile unei subrăcirii a topiturii, când temperatura devine inferioară celei de echilibru, la care coexistă cele două faze (lichidă și solidă). Creșterea vitezei de răcire provoacă o mărire a gradului de subrăcire, respectiv o deplasare la valori mai joase a temperaturilor reale de solidificare. Ca urmare, se produce o solidificare după sistemul metastabil Fe – Fe₃C, astfel că în stratul marginal ia naștere o structură de fontă albă în locul sistemului stabil Fe – G. Totodată, creșterea subrăcirii conduce la micșorarea razei critice a germenului de cristalizare respectiv a lucrului mecanic necesar pentru formarea sa.

Figurile 3.21 și 3.22 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, (90 A), prezintă o structură mai grobă, cu dendrite mai mari comparativ cu cazul prelucrării la un curent mai mic, de 60 A (fig.3.22 b, în comparație cu fig. 3.21 b).



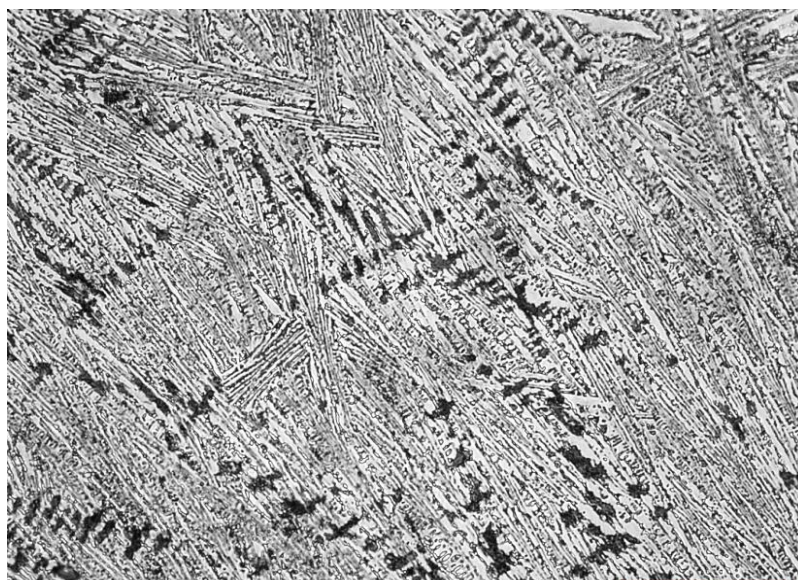
-a-



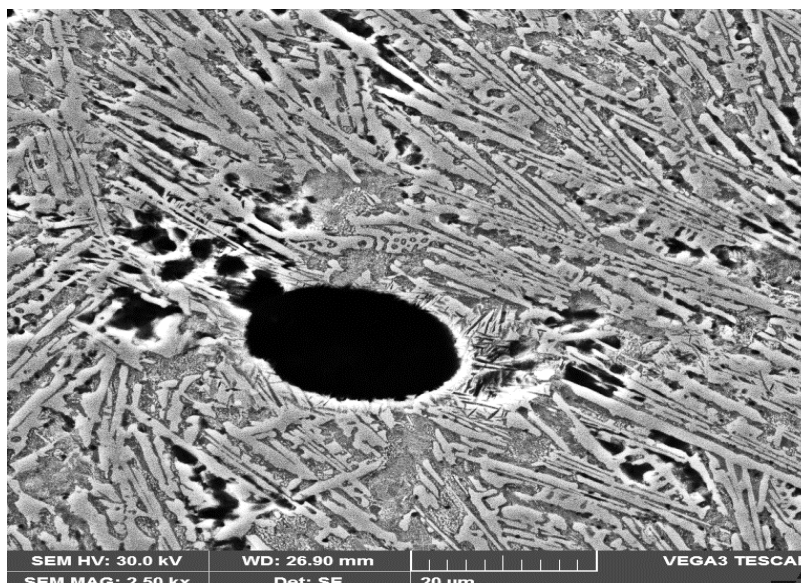
-b-

Fig.3.21 Microstructura stratului marginal produs de WIG la valoarea curentului de 60 A: a – microscopie optică; b – microscopie SEM. Atac chimic: 2% NITAL

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.



-a-

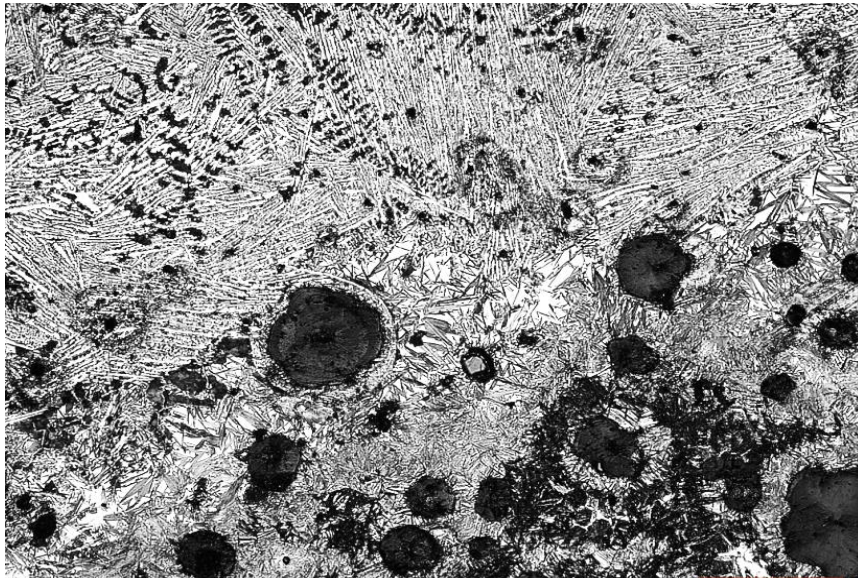


-b-

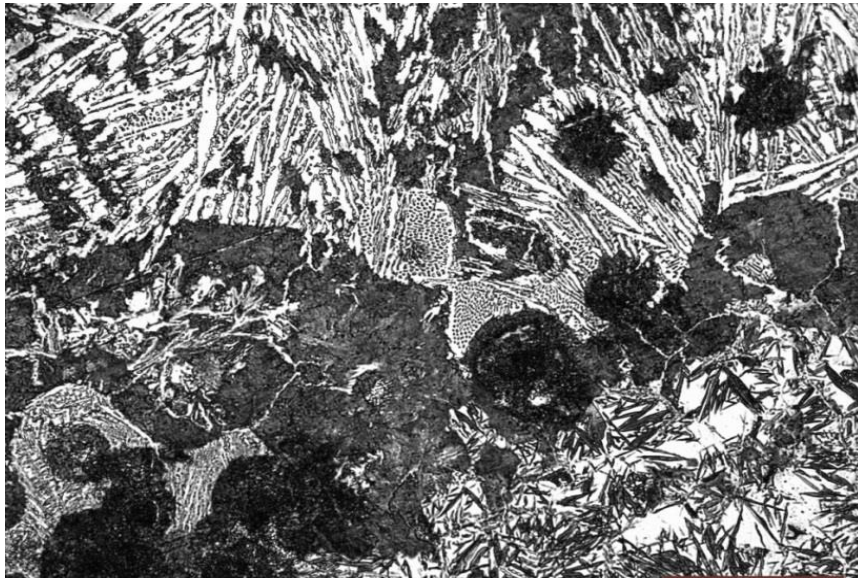
Fig.3.22 Microstructura stratului marginal produs de WIG la valoarea curentului de 90 A: a – microscopie optică; b – microscopie SEM. Atac chimic: 2% NITAL

Microstructurile SEM ale zonei topite procesată la 60 Ași 90 A (fig.3.21 b și 3.22 b) dovedesc că faza de cementită are o morfologie de placă cu grosimea de cca. 1 μm și lungimea mai mare de 10 μm . Spațiul dintre plăcile eutectice este mai mic de 0,5 μm .

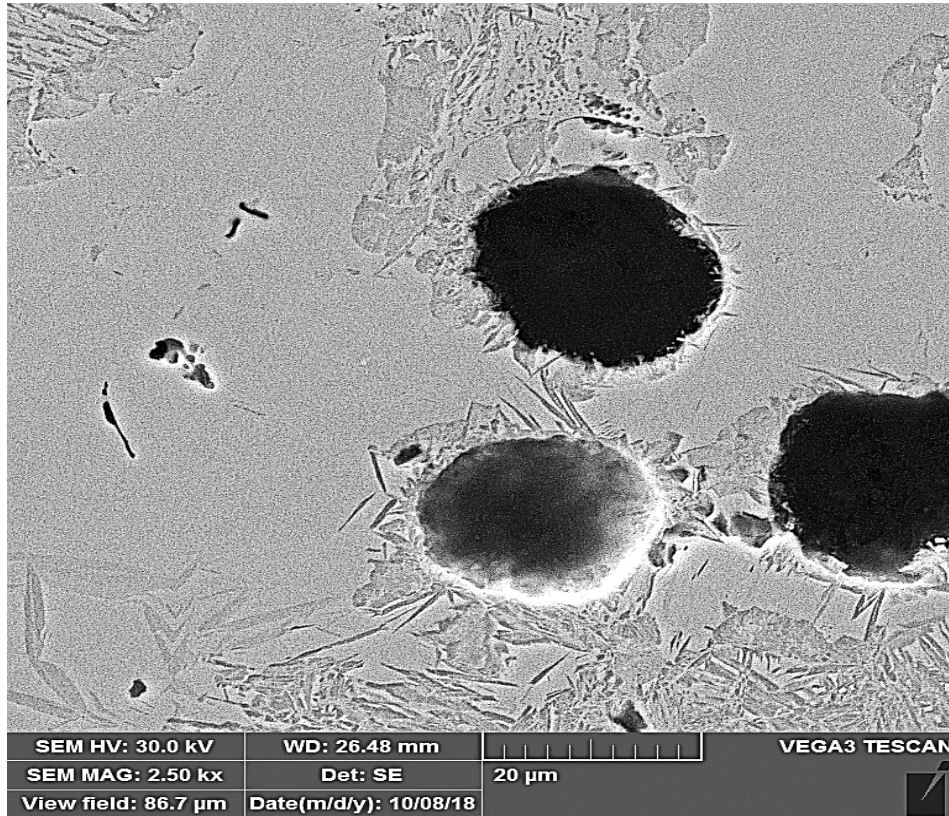
Interfața neregulată dintre zona topită și zona influențată termic (ZIT) este **linia de fuziune** redată în fig.3.23.



-a-



-b-



-c-

Fig.3.23 Microstructura interfeței dintre zona topită și ZIT: **a** – x 100, I = 60 A; **b** – x 100, I = 90 A; **c** – microscopie SEM

Dizolvarea rapidă a carbonului din nodulii de grafit în zona învecinată are loc pe linia de fuziune, rezultând o scădere a punctului de topire în această regiune. Topirea se produce mai întâi în imediata vecinătate a nodulilor de grafit, unde matricea de austenită a fost îmbogățită în carbon, scăzând punctul de topire local; ca rezultat, topitura se extinde adânc în zona învecinată. În timpul procesului de cristalizare primară, în locurile adiacente nodulilor de grafit se formează eutecticul fin și acicular constituit din plăci subțiri și lungi de cementită și austenită transformată.

În **zona influențată termic (ZIT)**, la o mica distanță de linia de fuziune se produce o dizolvare parțială a nodulilor de grafit cu îmbogățirea în carbon a porțiunilor adiacente de austenită. La răcirea ulterioară, din austenita bogată în carbon (situată în jurul grafitului) precipită cementita, iar austenita rămasă va suferi transformare martensitică (fig.3.24). Întrucât durata procesului de austenitizare este scurtă, conținutul în carbon și implicit duritatea martensitei formate sunt scăzute.

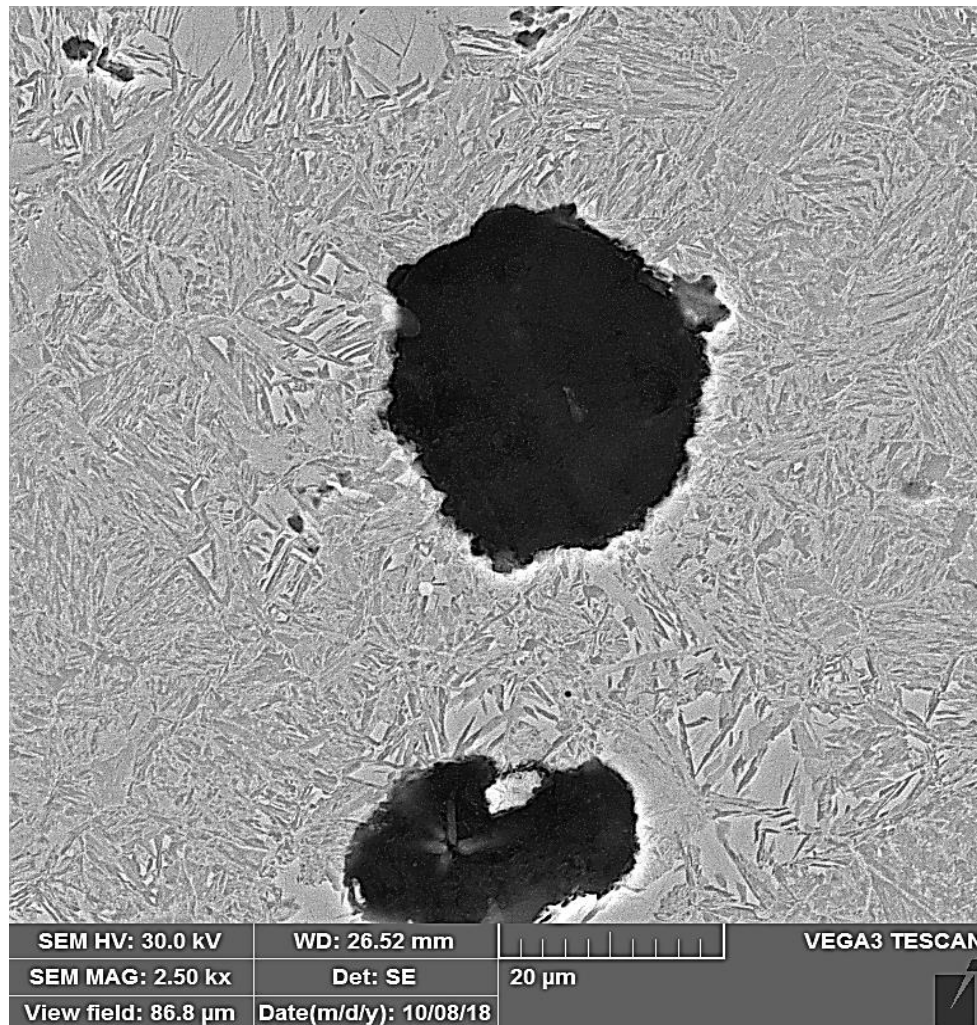


Fig.3.24 Micrografia SEM a zonei influențate termic, ZIT

Curba de variație a adâncimii stratului de suprafață în funcție de energia liniară introdusă în piesă (fig.3.25) arată că valorile acestuia sunt cuprinse între 1.2 și 2.0 mm.

Aspectul macroscopic al secțiunilor longitudinale prin probele retopite (fig.3.26), reliefează faptul că atât în stratul retopit cât și în zona influențată termic (ZIT) nu se semnalează fisuri sau alte defecte de continuitate. Grosimea stratului retopit și a ZIT se mărește odată cu creșterea curentului folosit, respectiv a energiei liniare introdusă în piese.

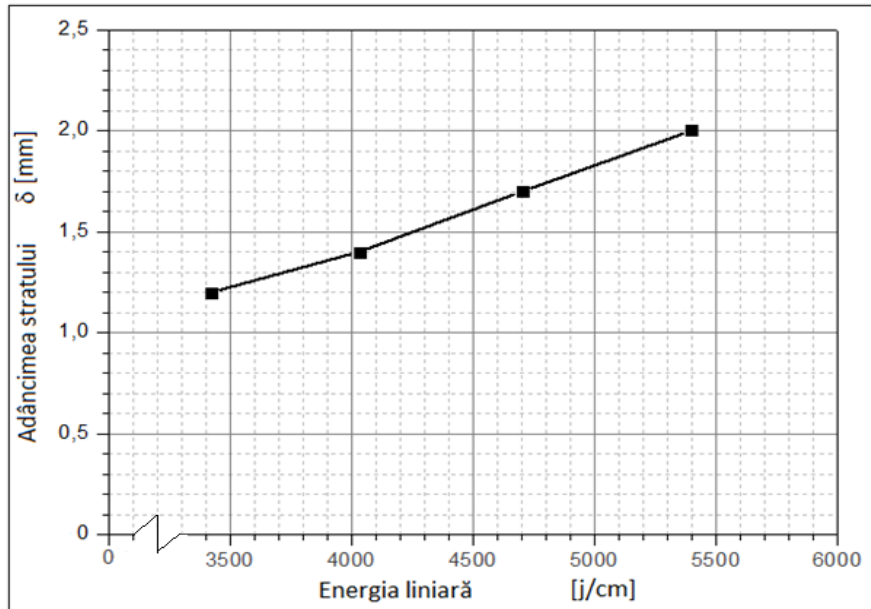


Fig.3.25 Efectul energiei liniare asupra adâncimii stratului retopit

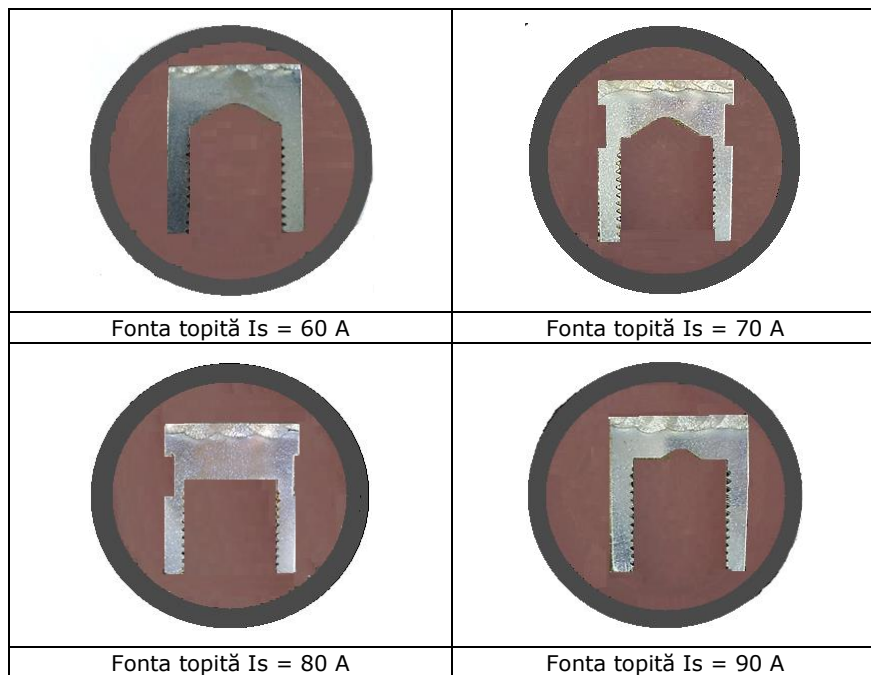


Fig.3.26 Imaginea macrografică a secțiunii longitudinale prin probele retopite local: a – EI = 3420 J/cm; b – EI = 5400 J/cm

3.3.4 Analize de difracție cu raze X

Investigarea prin difracție de raze X a straturilor se suprafață procesate la diferite valori ale curentului, respectiv energiei liniare, a fost realizată cu ajutorul unui difractometru dotat cu un monocromator de grafit pentru radiația Cu-K α ($\lambda = 1.54 \text{ \AA}$) la temperatura camerei (figura 3.27).



Fig. 3.27. Difractometrul de raze X (X'Pert de la firma Philips)

Măsurătorile au fost realizate în geometrie 2 theta, în domeniul $20^\circ - 100^\circ$, cu viteza de $1^\circ/\text{min}$. S-a operat la tensiunea de 40 KV cu un curent de intensitate 30 mA. Identificarea cristalografică a fazelor din probe s-a realizat folosind baza de date JCPDS (Joint Committee on Powder Diffraction Standards).

În fig. 3.28 se prezintă difractogramele realizate pe suprafața stratului topit la 60 A și pe materialul de bază, neafectat termic de procesul WIG.

Prin compararea unghiurilor de poziție ale picurilor de interferență cu cele standard pentru ferită, martensită, austenită și cementită, rezultă că în fonta netratată, faza dominantă este fierul alfa, în timp ce în stratul de suprafață topit apar picuri puternice de cementită precum și picuri de ferită α și de Fe γ . Nu a fost găsită nicio dovadă de existență a austenitei reziduale. Lărgirea ușoară a picurilor de

interferență în proba topită poate fi determinată de deformația care însoțește transformarea austenitei în perlită, precum și de finisarea microstructurii și desuraprunerea picurilor de cementită cu cele de ferită.

Aceste rezultate sunt în concordanță cu investigațiile anterioare efectuate de alți cercetători care au utilizat fasciculul de electroni și fasciculul laser ca sursă de căldură [51-78].

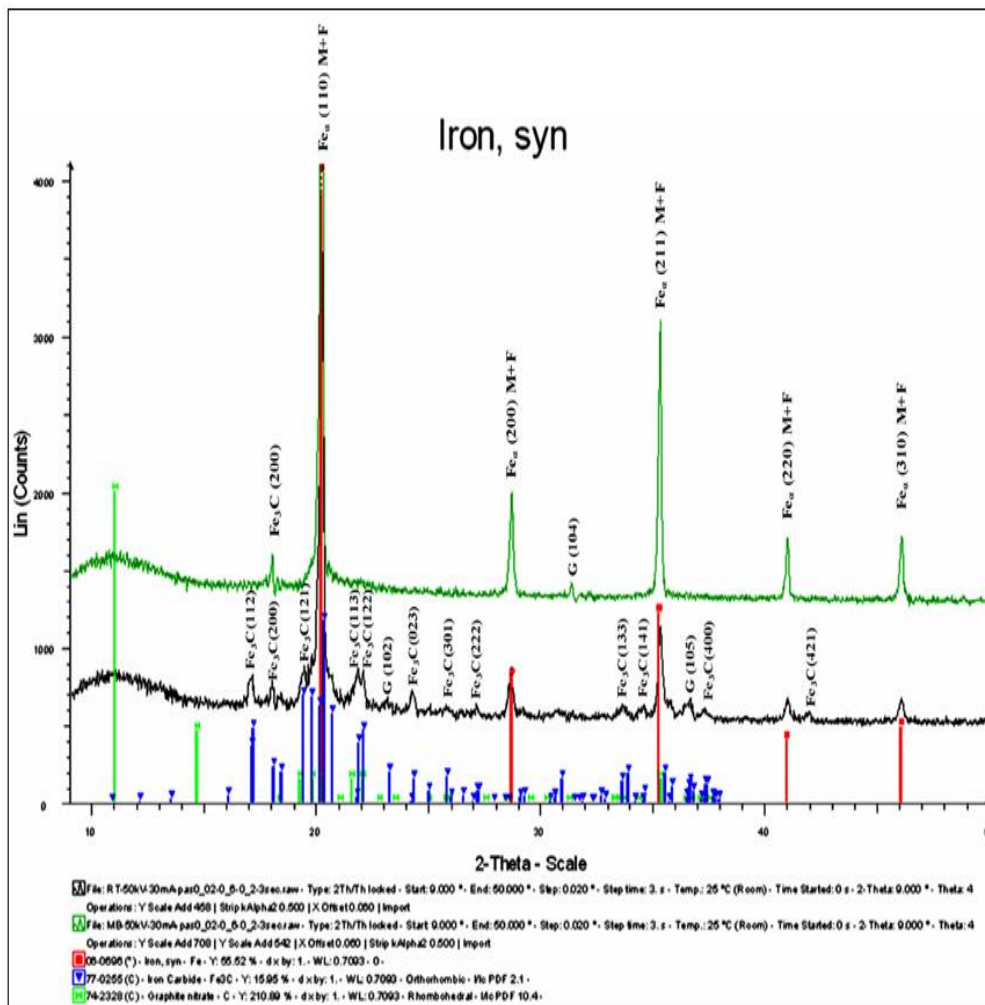


Fig. 3.28 Difractogramele materialului de bază și ale stratului procesat la **I = 60 A**

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.

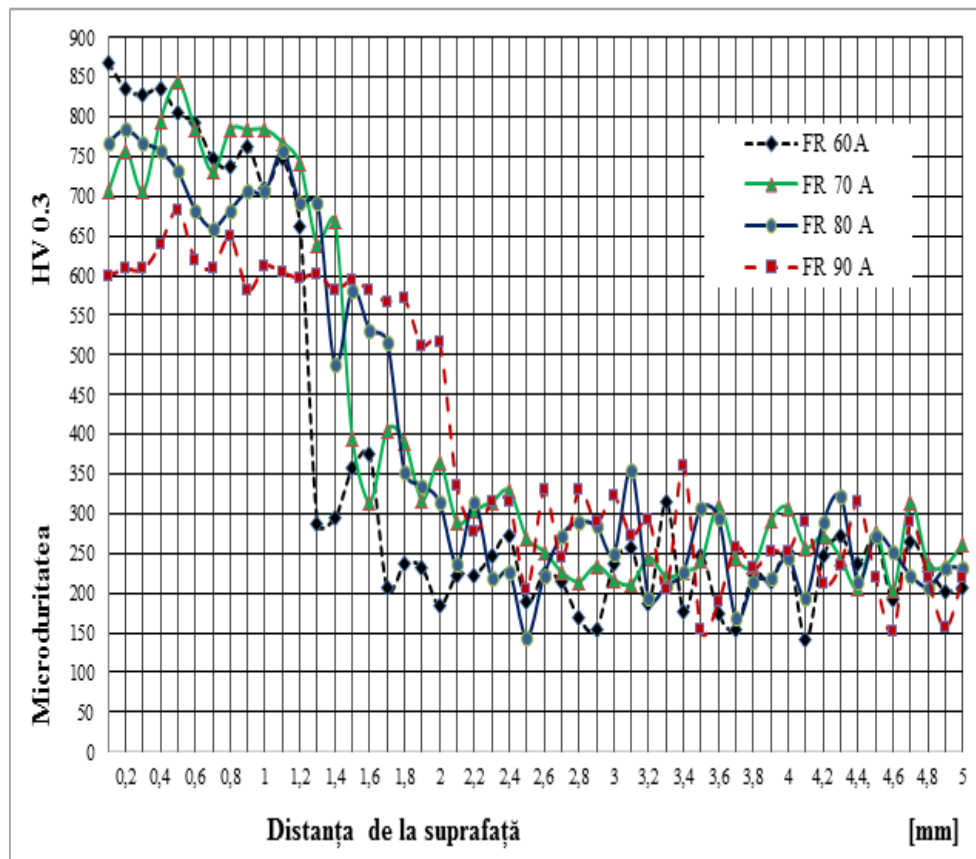


Fig.3.29 Variația microdurității pe secțiunea longitudinală a probelor procesate WIG

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.

3.3.6 Topografia suprafețelor cavitate

Cu ajutorul unui aparat de fotografiat Canon Power Shot SX200 IS, au fost obținute imaginile suprafețelor cavitate pentru fiecare durată a timpului de testare. Figurile 3.30 și 3.31 redau aceste imagini caracteristice valorilor extreme ale curentului de topire, respectiv energiei liniare. Până la valori ale duratei de atac de 90 min., aspectul suprafeței rămâne aproape neschimbat, iar la timpi mai mari se constată că vârfurile striatiunilor se diminuează. Ciupiturile de material sunt extrem de fine și uniforme, fapt care se datorește durității ridicate a microstructurii generate în stratul de suprafață.

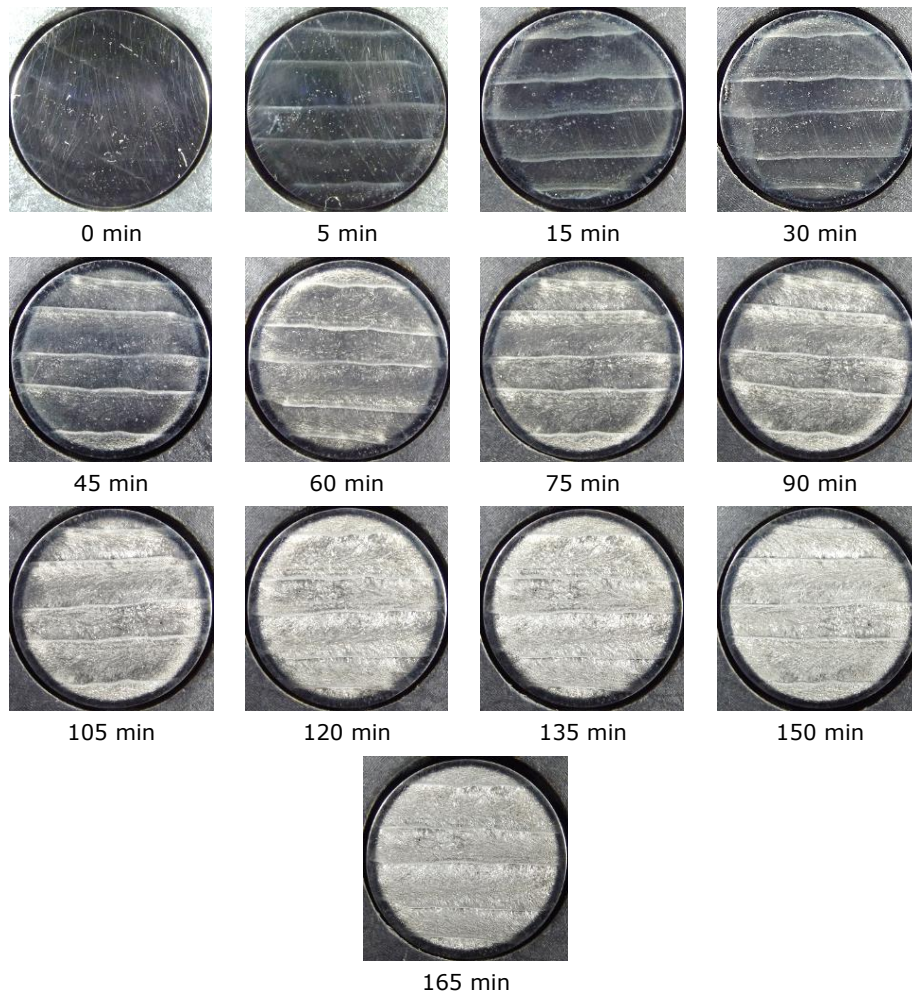


Fig. 3.30 Imaginea macroscopică a suprafeței probelor procesate la $I = 60 \text{ A}$ și testate cavitațional în funcție de durata de atac

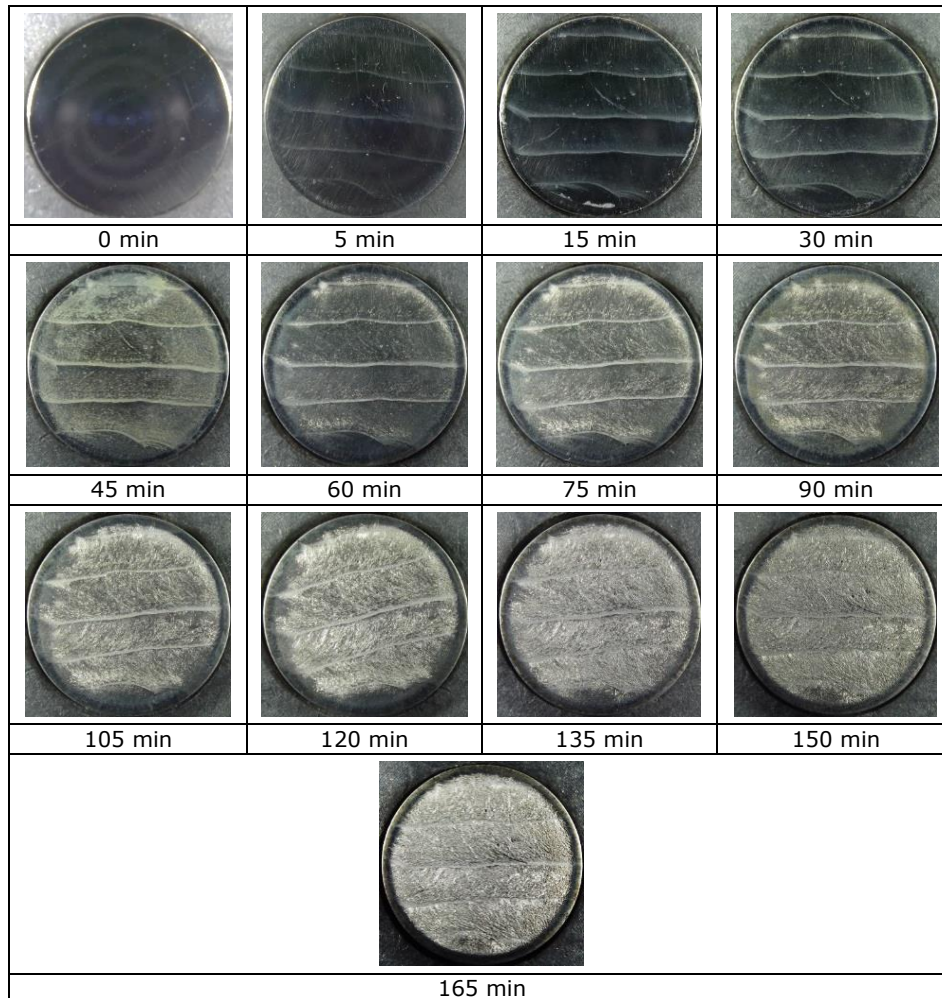
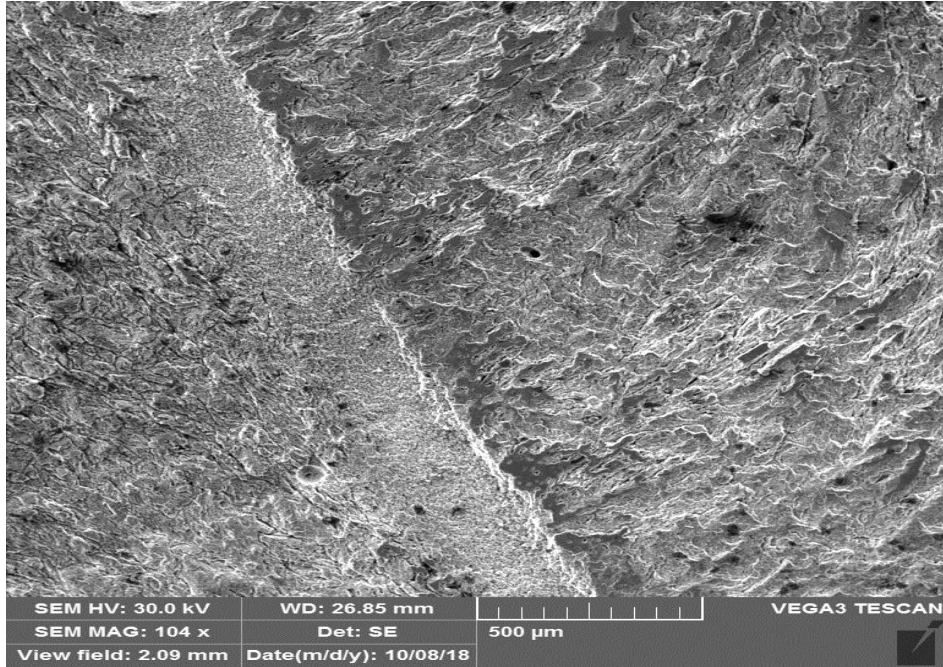
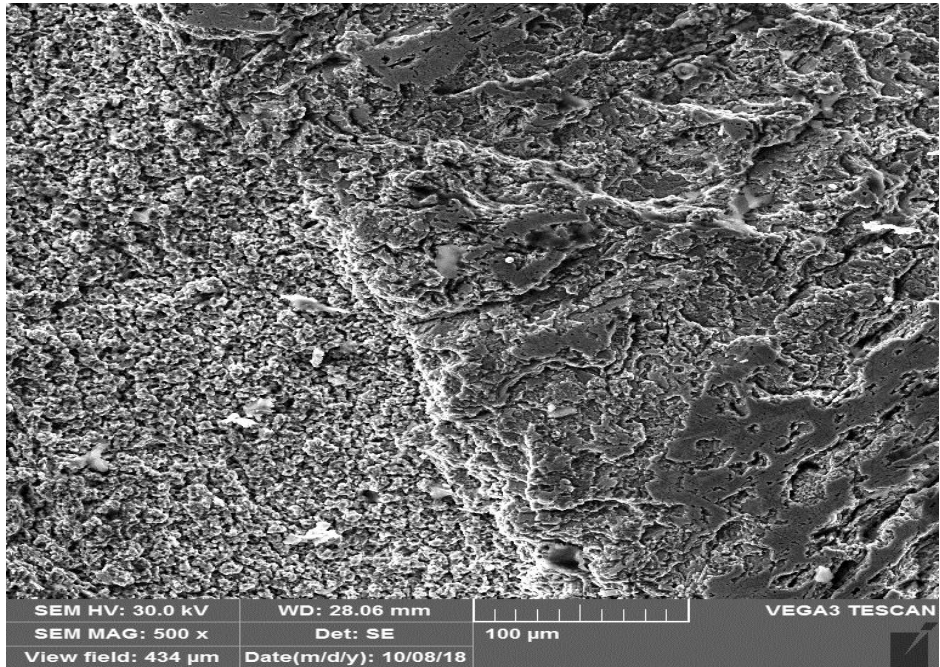


Fig. 3.31 Imaginea macroscopică a suprafeței probelor procesate la $I = 90 \text{ A}$ și testate cavitațional în funcție de durata de atac

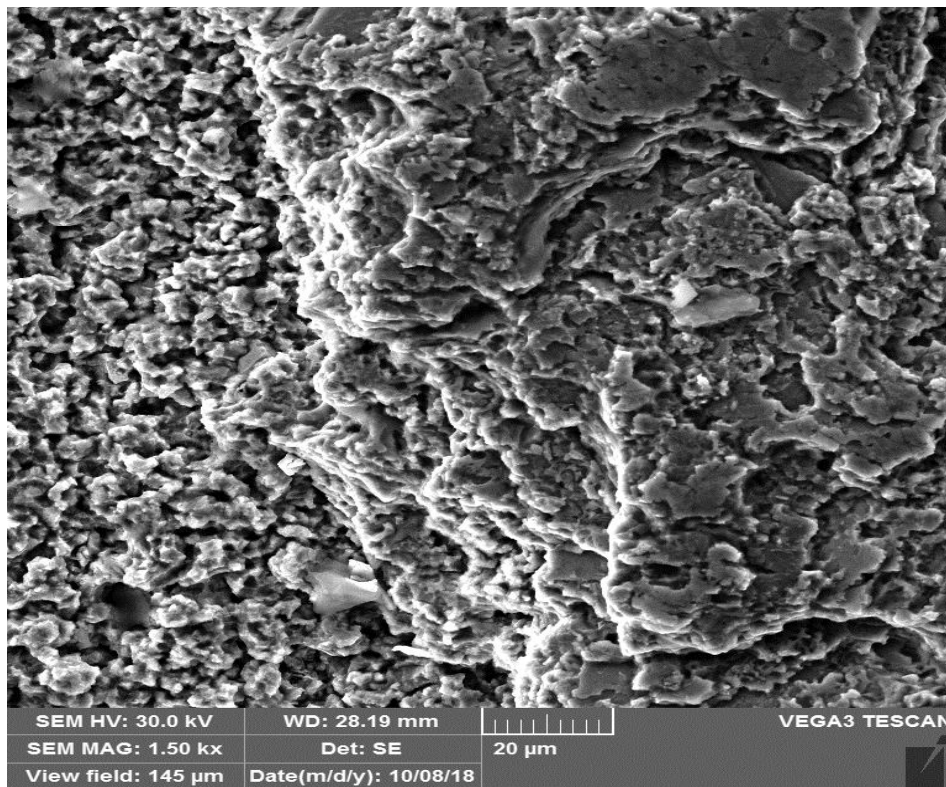
Investigațiile efectuate la microscopul electronic cu baleiaj au reliefat că la probele topite WIG, la curenți diferiți și testate cavitațional timp de 165 min. se formează cratere de dimensiuni mai mici, cu adâncimi sub 1 mm. care nu au pătruns în substrat (fig.3.32). Cea mai mare parte a materialului este supus acțiunii unui singur ciclu termic, iar microporțiunile suprapuse sunt afectate de două cicluri termice. În jurul craterelor de dimensiuni mici, are loc o ecrisare mecanică a matricei datorată impactului repetat al bulelor cavitaționale. Îndepărtarea materialului este atribuită inițierii fisurilor de oboseală pe interfața regiunilor suprapuse de strat (fig.3.32). În schimb, la probele de referință, se constată formarea unor cratere relativ mari.



-a-



-b-



-C-

Fig.3.32 Imaginile SEM ale suprafețelor cavități timp de 165 min.

3.3.7 Măsurători de rugozitate

Suprafațele probelor procesate la diferite valori ale energiei liniare și testate la eroziunea cavității timp de 165 min. au fost supuse măsurătorilor de rugozitate cu ajutorul aparatului Mitutoyo. Rezultatele obținute au fost comparate cu cele ale materialului de referință, care a fost fonta tratată termic prin recoacere pentru detensionare. În fig. 3.33 sunt prezentate valorile medii de rugozitate R_a și R_z pe trei direcții de măsurare, iar în fig. 3.34, 3.35 și 3.36 se arată profilogramele rugozității R_a , R_z și R_t care au fost înregistrate în 12 - 16 zone alese arbitrar pe suprafața cavitată, de la periferie până în zona centrală.

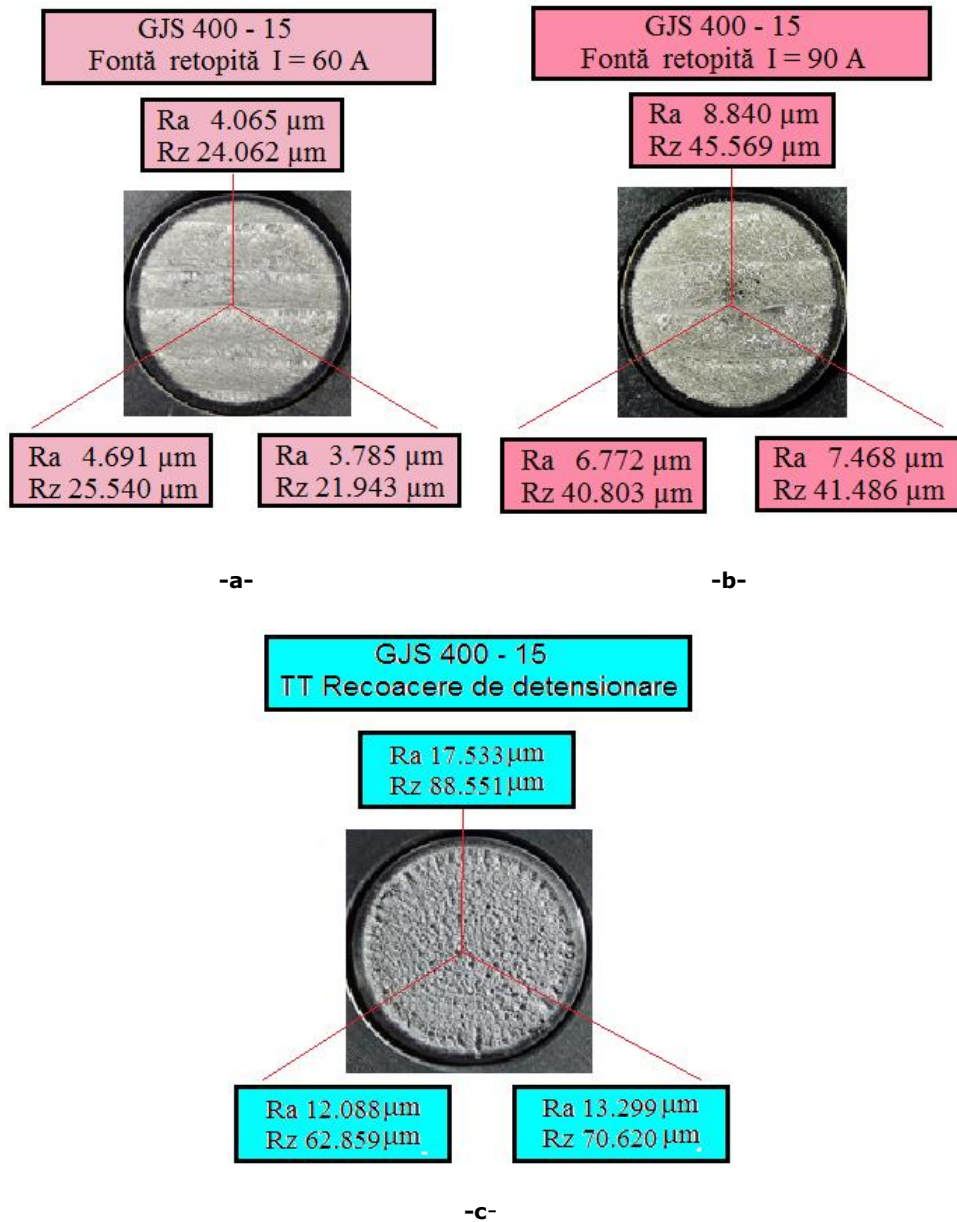


Fig. 3.33 Valorile rugozității Ra și Rz pe 3 direcții de măsurare: **a** – probe procesate la I = 60 A; **b** – probe procesate la I = 90 A; **c** – probe detensionate termic








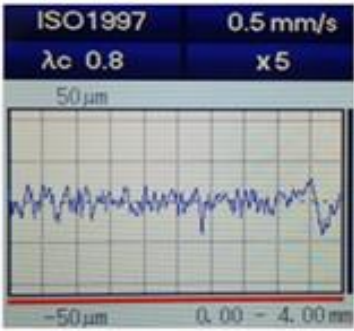



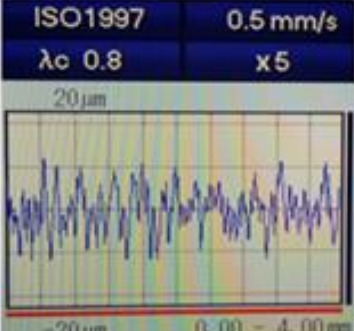
			
			
			
Ra=4.180μm (4.238)	Rz=23.848μm (23.741) MDE 17.731	Rt=30.542μm (29.847)	Ra _{med} , Rz _{med} , Rt _{med} pe 3 direcții (Ra _{med} , Rz _{med} , Rt _{med} între val. _{max} și val. _{min})
1.23 ori	1.16 ori	1.36 ori	Diferența între val. max. și val. min.

Fig.3.34 Retopire cu $I = 60 \text{ A}$ ($E_i = 3420 \text{ J/cm}$): profilograma și rugozitatea R_a, R_z, R_t pe 3 direcții (în paranteze sunt valorile medii aritmetice dintre cea mai mare și cea mai mică)

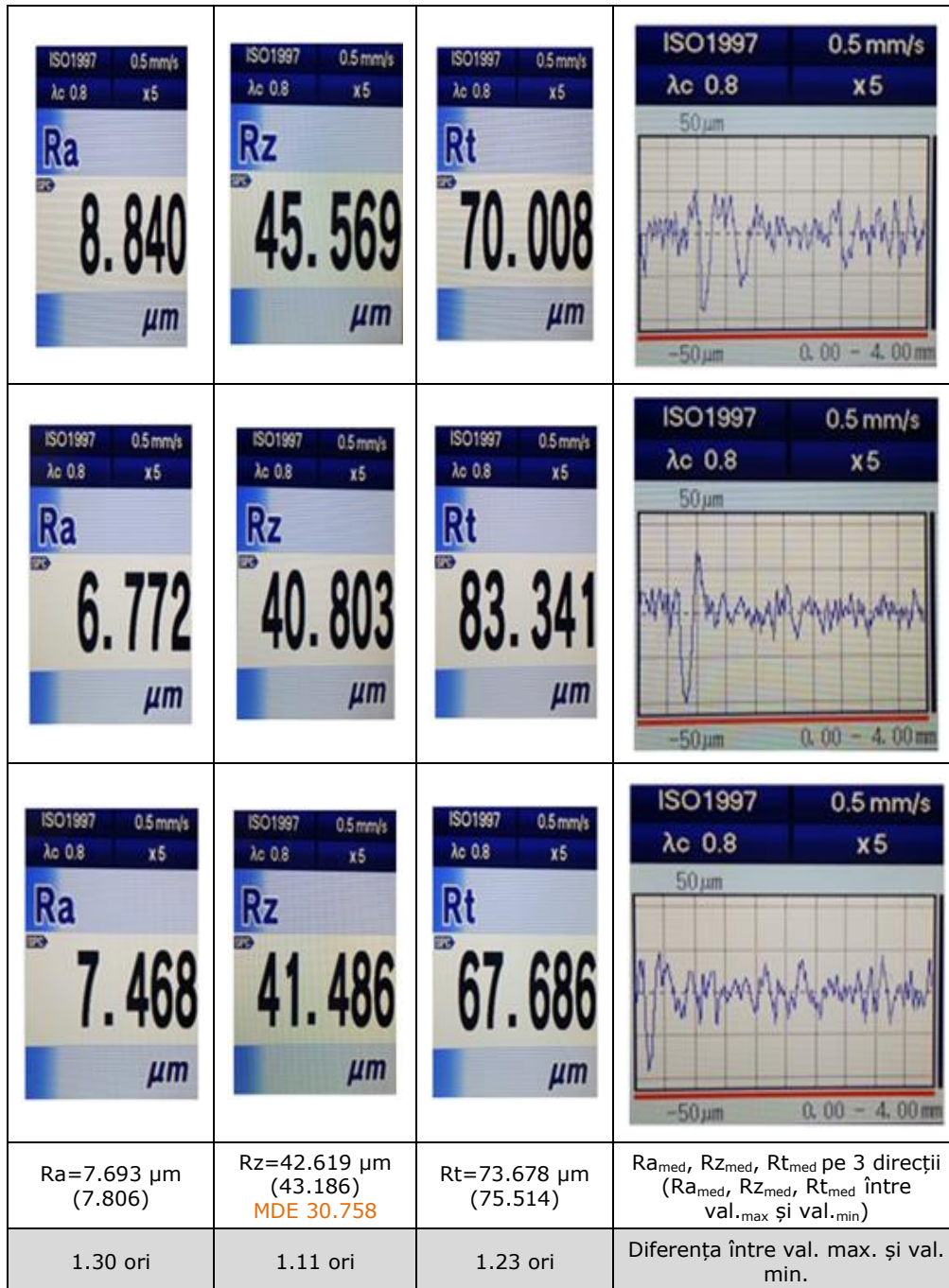


Fig.3.35 Retopire cu $I = 90 \text{ A}$ ($E_t = 5400 \text{ J/cm}^2$): profilograma și rugozitatea R_a, R_z, R_t pe 3 direcții (în paranteze sunt valorile medii aritmetice dintre cea mai mare și cea mai mică)

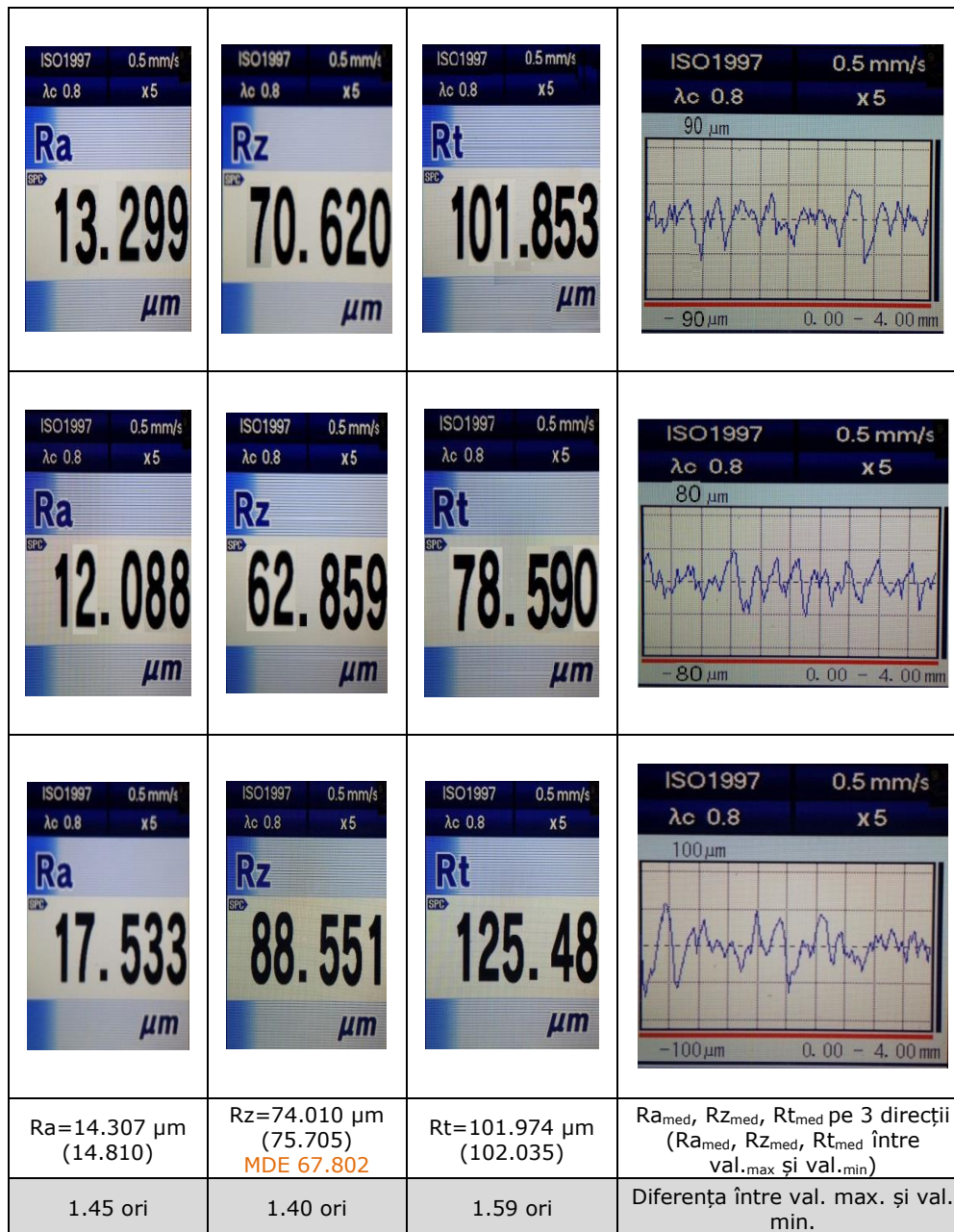


Fig.3.36 Recoacere pentru detensionare: profilograma și rugozitatea R_a, R_z, R_t pe 3 direcții (în paranteze sunt valorile medii aritmetice dintre cea mai mare și cea mai mică)

Diferențele mari între starea de referință a materialului și starea structurală obținută în urma modificării fizice a suprafeței prin tehnica de retopire utilizată, reliefează efectul benefic al acestei metode asupra îmbunătățirii rezistenței la eroziunea cavitației.

În tab.3.2 sunt centralizate valorile comparative ale parametrilor de rugozitate și ale adâncimilor de eroziune MDE, obținute la finalul testului de cavitație, luând ca stare de referință pe cea obținută în urma aplicării recoacerii pentru detensionare. Datele prezentate sunt obținute prin medierea aritmetică dintre valoarea cea mai mare și cea mai mică a parametrilor rugozității, cuprinse în fig. 3.34.....3.36.

Analiza acestora demonstrează că retopirea suprafeței provoacă o îmbunătățire substanțială a rezistenței la eroziunea cavitației. Astfel, în urma procesării stratului cu $I = 60$ A, respectiv cu $I = 90$ A se constată o reducere a adâncimii medii de pătrundere a eroziunii cu cca.3.82 ori, respectiv cu cca.2.20 ori față de valoarea corespunzătoare tratamentului termic de recoacere pentru detensionare. De o manieră similară, evoluează și parametrii ce caracterizează rugozitatea suprafeței, dovedind o bună concordanță cu rezistența la cavitație.

Tab. 3.2 Valorile comparative ale parametrilor rugozității și ale MDE_(165 minute)

Stare epruvetă	MDE _(165 minute) [μm]	Ra [μm]	Rz [μm]	Rt [μm]
Recoacere pentru detensionare	67.802	14.306	74.01	101.097
Suprafața topită Is 60A	17.731	4.180	23.848	30.542
Suprafața topită Is 90A	30.758	7.693	42.619	73.678
Efect suprafața topită (starea de referință: detensionare)				
Suprafața topită Is 60A	Scade de 3.82 ori	Scade de 3.42 ori	Scade de 3.10 ori	Scade de 3.31 ori
Suprafața topită Is 90A	Scade de 2.20 ori	Scade de 1.85 ori	Scade de 1.73 ori	Scade de 1.37 ori

Histograma din fig.3.37 evidențiază mai clar faptul că rugozitatea R_z constituie un indicator important în evaluarea rezistenței la eroziunea cavitației a materialelor metalice și că metoda retopirii WIG a suprafeței pieselor din fontă nodulară aduce beneficii importante în creșterea duratei de viață a componentelor care lucrează în medii cavitaționale.

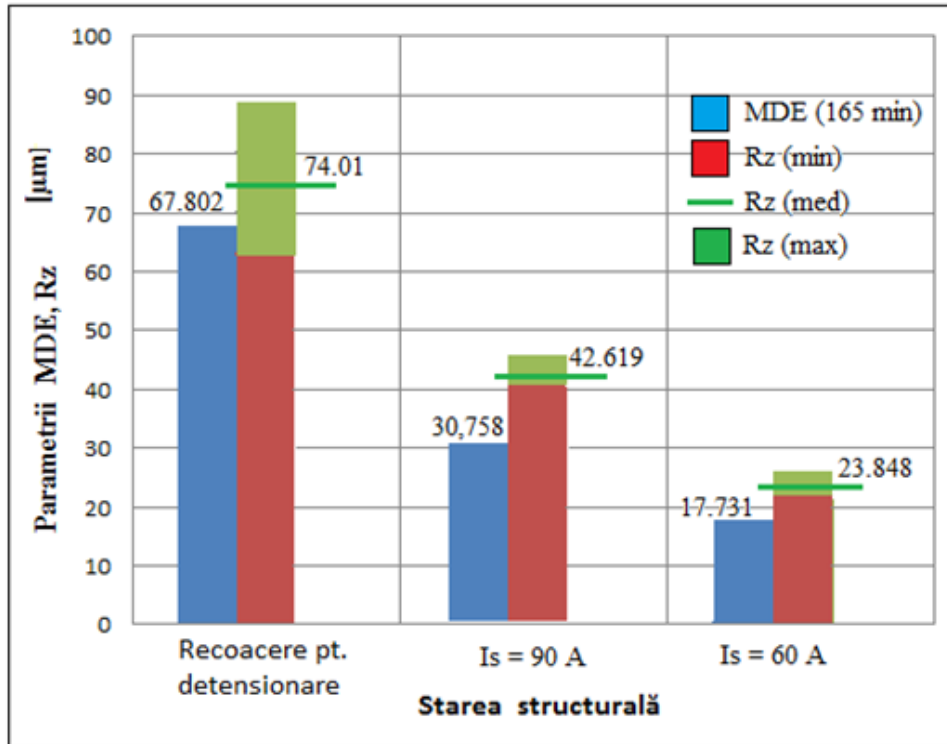


Fig. 3.37 Efectul stării structurale asupra mărimilor Rz și $MDE_{(165 \text{ minute})}$

Alături de mărimea MDE, un alt parametru important al cavitației este viteza de eroziune, MDER. Inversul acestei valori spre care ea tinde să se stabilizeze, $MDER_s$, definește rezistența la cavitație, R_{cav} . În tab. 3.3 sunt redată valorile acestuia, comparate cu cele înregistrate pentru recoacerea de detensionare, considerat ca tratament termic de referință.

Tab. 3.3 Efectul procesării WIG asupra mărimilor $MDER_s$ și R_{cav}

Stare epruvetă	Parametrul rezistenței la eroziunea prin cavitație		Variație față de recoacerea pentru detensionare
	$MDER_s$ [µm/min]	R_{cav} [min/µm]	
Recoacere pt. detensionare	0.446	2.242	-
Suprafață topită la $I_s = 60 \text{ A}$	0.137	7.299	Creste de 3.25ori
Suprafață topită la $I_s = 90 \text{ A}$	0.231	4.329	Creste de 1.93ori

Datele din acest tabel reliefează o creștere de 3.25 ori a rezistenței la cavitație a suprafețelor procesate WIG, comparativ cu starea structurală specifică tratamentului termic de recoacere pentru detensionare.

Legătura dintre rugozitatea R_z a suprafețelor testate cavitațional timp de 165 min., parametrii cavitaționali și duritatea realizată în urma tratamentului termic de recoacere pentru detensionare, respectiv în urma procesării WIG a suprafeței, este prezentată în fig.3.38. Cu cât duritatea este mai ridicată, cu atât rugozitatea suprafeței atacate cavitațional este mai redusă și comportarea la cavitație este mai bună.

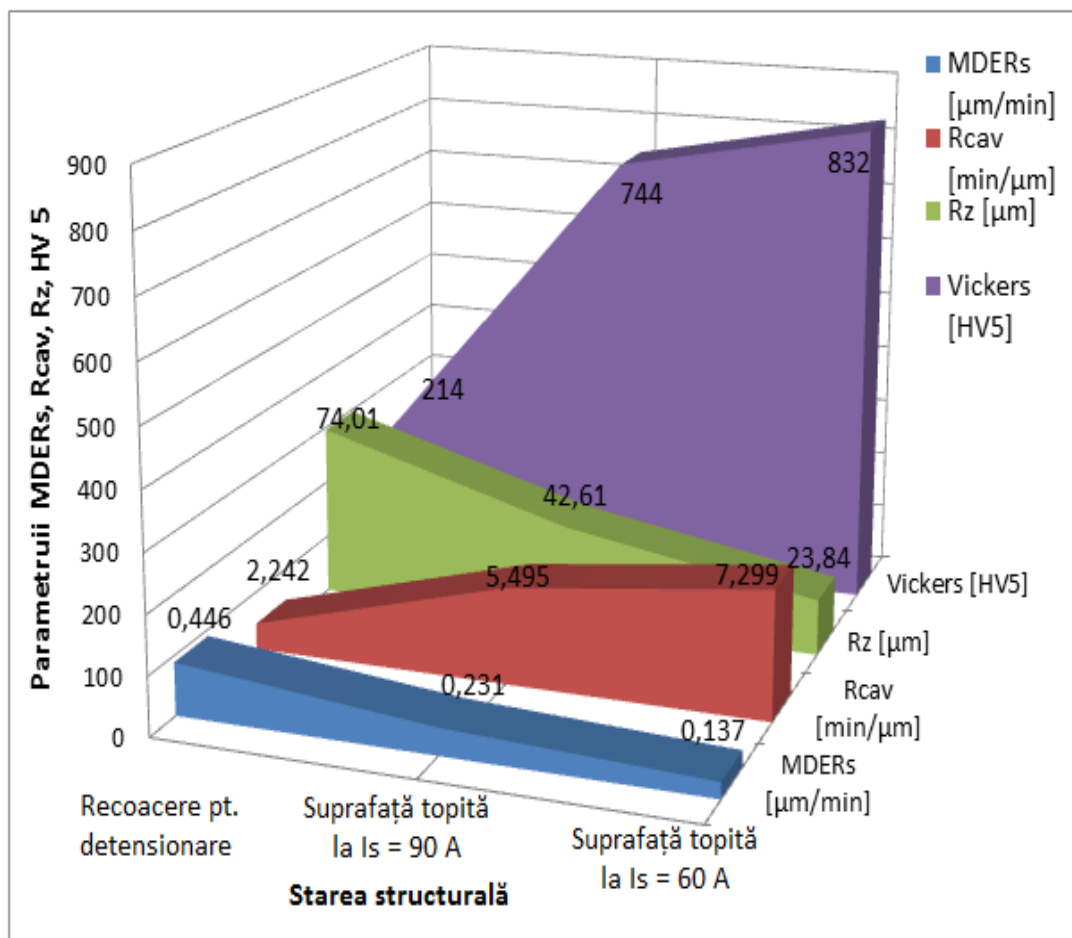


Fig.3.38 Corelația dintre duritate, rugozitate și parametrii de cavitație ai fontei nodulare GJS-400-15

3.3.8 Concluzii

1. Metoda de topire locală a suprafeței fontelor nodulare utilizând ca sursă de căldură arcul electric WIG, operată la curenți de 60...90 A și tensiune de 9.5 – 10 V a condus la dizolvarea completă sau parțială a nodurilor de grafit și la apariția după răcire rapidă a unei structuri fine în stratul marginal.
2. Procesul de cristalizare primară și secundară a băii de metal topit are loc după sistemul metastabil, Fe – Fe₃C, astfel că în stratul marginal ia naștere o structură de fontă albă (Ledeburită + Martensită), iar sub acesta un strat călit (Martensită + Cementită + Grafit nodular).
3. Microdunitatea straturilor generate WIG la cele mai mici valori ale curentului de topire, de 60 A, respectiv o energie liniară de 3420 J/cm, atinge valori de 700 – 850 HV 0.3. La valori mai mari ale curentului, de 90 A, respectiv o energie liniară de 5400 J/cm, nivelul duriții este ceva mai scăzut, de 560 – 680 HV 0.3, dar mult superior materialului de bază, situat la valori cuprinse între 200 – 260 HV 0.3.
4. Microstructura zonei influențate termic, adiacentă regiunii topite, constă din martensită de călire, austenită reziduală și grafit parțial dizolvat, înconjurat de cementită.
5. Rezultatele experimentale ale testului de eroziune prin cavitație au arătat o îmbunătățire semnificativă a rezistenței fontei nodulare după tratamentul de topire cu arc electric WIG. 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.
6. Imaginile SEM care privesc suprafețele 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.
7. Retopirea fontei nodulare prin procesul WIG fără a folosi un material de adaos constituie o modalitate simplă și ieftină de a produce suprafețe dure cu o microstructură unică și o rezistență ridicată la uzare prin cavitație.

3. ÎMBUNĂTĂȚIREA REZISTENȚEI LA EROZIUNEA CAVITAȚIEI PRIN RETOPIREA WIG A SUPRAFEȚEI

3.1 Introducere

În ultimii ani, fasciculele de energie înaltă, cum ar fi cel de electroni [51-2] și fasciculul laser [4-68] au fost testate pentru modificarea stării fizice a suprafeței aliajelor metalice. Prin asemenea tehnici, suprafața materialului este parțial retopită iar prin solidificare rapidă se produce o finisare a microstructurii și implicit o îmbunătățire a rezistenței la uzare. Datorită costului ridicat al operării cu echipamente laser și a necesității vidului în camerele instalațiilor cu fascicul de electroni, atenția noastră a fost concentrată către utilizarea unor aparate de sudare ieftine, flexibile și ușor de manevrat pentru tratamente de topire a suprafeței fontelor nodulare turnate în piese.

Arcul din WIG produce o energie termică suficientă care să fie utilă atât pentru îmbinarea prin topire a aliajelor metalice cât și pentru tratamente de suprafață. În plus, acest process oferă câteva avantaje semnificative care includ durificarea selectivă, deformații minime ale pieselor, adâncimea controlabilă a stratului modificat și lipsa unui agent de răcire. Amirsadeghi A., Kashani Bozorg și colaboratorii săi au folosit tehnica WIG pentru modificarea suprafeței acestor fonte tratate termic "austempering" cu sau fără adaos de crom [1]. S-a demonstrat că o îmbunătățire semnificativă a durității și rezistenței la uzare a fost obținută după tratamentul cu WIG. Cu toate acestea, rezistența la eroziune prin cavitație nu a fost evaluată.

Alte studii [45], [50] au vizat durificarea suprafeței fontei nodulare prin retopire cu fascicul laser sau de electroni în vederea creșterii rezistenței la uzare prin alunecare, însă există puține lucrări publicate asupra caracteristicilor de eroziune prin cavitație ale fontelor modificate prin procesul WIG.

Lucrările de cercetare din acest capitol, propun utilizarea procesului WIG ca sursă de încălzire pentru a modifica suprafața fontei nodulare prin retopire locală și a obține o îmbunătățire a comportării la cavitația vibratorie.

3.2 Standul experimental și procedura de lucru

Materialul cercetat este o fontă nodulară cu matrice ferito-perlitică, EN-GJS-400-15, având compoziția chimică prezentată anterior.

Bare turnate din această fontă având dimensiunile $\Phi 25 \times 40$ mm, au fost supuse tratamentului termic de recoacere pentru detensionare (500 ± 10 °C/120 min./cuptor), (**fig.2.2**). Topirea locală a suprafeței a fost realizată cu ajutorul unei instalații de sudare WIG, INVERTIG PRO AC/DC (**fig.3.1**), destinată îmbinării întregii game de oțeluri aliate precum și aluminiului și aliajelor sale. Asemenea instalații sunt surse de sudare cu tact pe primar Curentul este netezit și reglat

prin intermediul unui modul de tranzistoare de mare randament, care se conectează și se deconectează în funcție de aplicație. Datorită frecvenței ridicate de tact, de 100kHz, se obține un arc electric deosebit de stabil și sigur.

Sistemul de comandă cu procesoare de putere garantează obținerea unui curent de sudare stabil chiar și în cazul în care variază distanța dintre electrod și piesă sau tensiunea rețelei de alimentare.

Modelele INVERTIG.PRO sunt echipate cu sistemul automat de adaptare a frecvenței care în cazul sudării în curent alternativ, adaptează în mod optim frecvența de sudare la intensitatea curentului.

Utilizând tehnica modernă de tranzistoare sursele conferă un randament ridicat.

Cu ajutorul noului sistem REHM AC-Matic se adaptează automat forma curbei în curent alternativ AC la valoarea curentului de sudare.

În cazul curenților de valoare redusă se setează automat formă sinusoidală și la curenți de valoare ridicată formă dreptunghiulară.

Tip constructiv		350	350
		AC/DC Analog	AC/DC Digital
Curent sudare la DA=100%	WIG [A]	350	
	EL [A]	350	
Durata activă la Imax (10min/40°C)	WIG [%]	100	
	EL [%]	100	
Tensiune alimentare	[V]	3x400	
Siguranțe fuzibile	[A]	32	
Răcire pistol		Lichid	
Greutate	[Kg]	DC	81
		AC/DC	82
Dimensiuni (LxBxH)	[mm]	855x600x900	

Fig.3.1 Sursa de sudare și parametrii caracteristici



Fig.3.2 Panoul de comandă

Descrierea elementelor de comandă (fig.3.2)

1	Tastă de aplicație Classic
2	Tastă de aplicație Program (Progr.)
3	Tastă de aplicație Assist
4	Tastă de aplicație System
5	Tastă multifuncțională TFT Display dreapta sus
6	Tastă multifuncțională TFT Display dreapta jos
7	Buton principal (R-Pilot)
8	Tastă multifuncțională TFT Display stânga sus
9	Tastă multifuncțională TFT Display stânga jos
10	Tastă selectare rapidă P1
11	Tastă selectare rapidă P2
12	Display TFT cu înaltă rezoluție

Tastele de aplicație

Cu ajutorul tastelor de aplicație se ajunge direct în meniul dorit (**Classic 1, Programm 2, Assist 3 și System 4**). Tuturor tastelor de aplicație li s-au atribuit o anumită culoare ce se regăsește pe ecran. Prin aceasta, utilizatorul își poate da rapid seama în ce meniu se află.

Tastele multifuncționale

Aceste taste permit accesarea diferitelor activități (**de ex. încărcare sau memorare programe**) sau, se pot efectua diferite reglaje (**de ex. procedeul de sudare, polaritate**). Aceste activități și/sau reglaje sunt dependente de parametrii selectați pentru aplicația respectivă.

În colțurile ecranului se regăsesc meniuri **Pull Down** (trage în jos) cu funcțiile de comandă. Accesarea acestora se realizează cu ajutorul tastelor multifuncționale **5 + 6** resp. **8 + 9** care sunt plasate în jurul butonului principal (**R-Pilot**), **7**.

Butonul principal (R-Pilot)

Butonul principal **7**, este amplasat central putând fi utilizat atât de către operatorii stângaci cât și de cei dreptaci. Printr-o soluție constructivă specială acesta este foarte bine protejat față de posibile solicitări mecanice. Butonul principal nu este prevăzut cu opritor limitator de cursă astfel încât nu există pericolul deteriorării acestuia prin suprarotire.

Butonul principal **7** servește la navigarea prin domeniile ecranului.

Prin rotirea respectiv apăsarea butonului principal se selectează respectiv se modifică o setare.

Prin apăsarea butonului principal se efectuează o anumită selectare respectiv se confirmă o anumită modificare efectuată.

Ecranul cu înaltă rezoluție TFT

Pe ecran (display) sunt afișate seturile de parametri precum și toate informațiile relevante, inclusiv mesajele de eroare. Display-ul TFT este protejat prin intermediul unui ecran de protecție din material plastic rezistent la șocuri mecanice. Rezoluția ecranului grafic este de **800 * 400** pixeli.

APLICAȚIA CLASIC

Panoul de comandă INVERTIG.PRO digital / Aplicația Classic

① Valoarea reglată a parametrului selectat (**fig.3.3**)

② Afișajul plajei de valori Min./Max. / reprezentarea grafică a valorii parametrului selectat actual

③ Vedere de ansamblu a tuturor parametrilor de sudare inclusiv a valorii acestora

④ Denumirea parametrului selectat

Aplicația Classic 1 cuprinde totalitatea parametrilor necesari pentru procesul de sudare, selectarea procedurii de sudare, a polarității, înalta frecvență și funcția de pulsare. Toți parametrii pot fi adaptați individual aplicației concrete de sudare. În partea din mijloc sus se afișează valoarea actuală a parametrului accesat.

Pe baza încadrării ramei ecranului cu culoarea orange se recunoaște faptul că utilizatorul se află în meniul aplicației Classic.

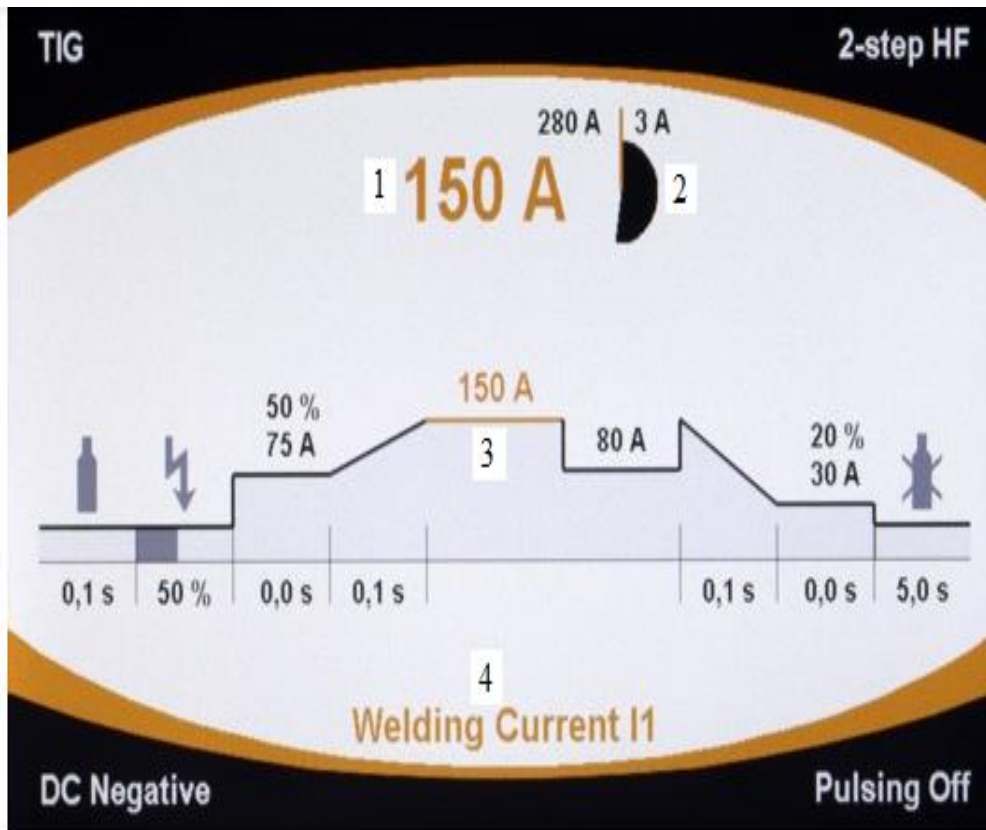


Fig.3.3 Exemplu de ciclogramă a curentului

APLICAȚIA ASSIST

Prin apăsarea tastei de aplicație **Assist 3 (fig.3.2)** se intră în meniul aplicației Assist. Utilizând această tastă există posibilitatea ca instalația să propună utilizatorului un set de parametri optimi pentru o anumită aplicație concretă de sudare. Se pot introduce următoarele valori/date **(fig.3.4)**:

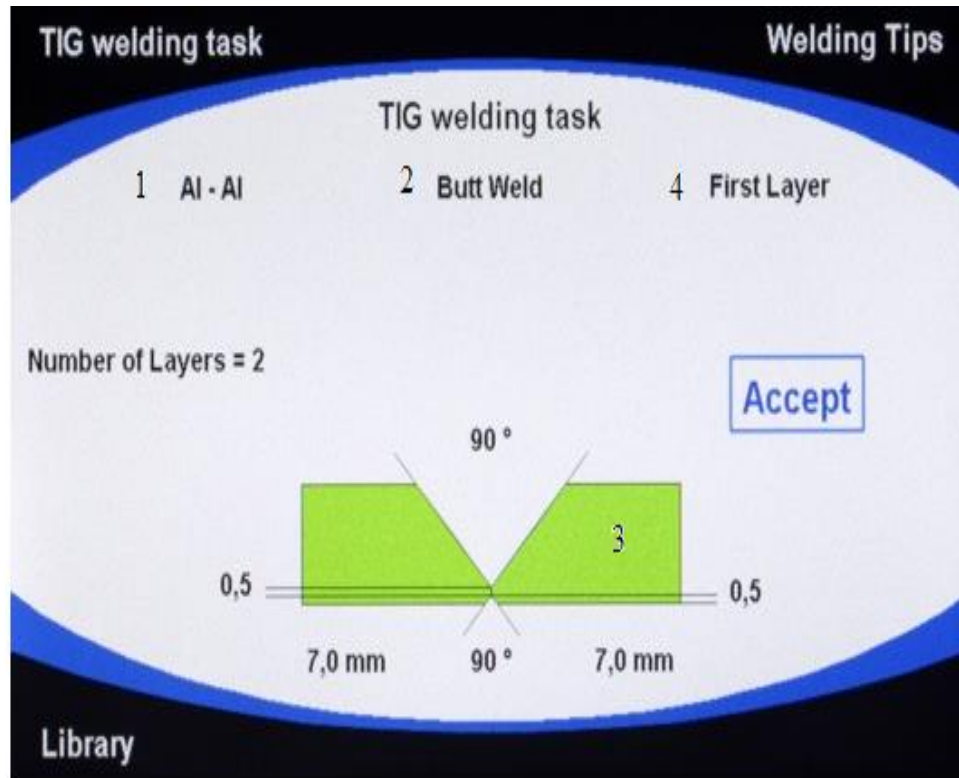


Fig.3.4 Exemplu de setare a materialului și geometriei rostului

Panoul de comandă INVERTIG.PRO digital/ Aplicația Assist

Posibilitățile de introducere a datelor/valorilor inițiale

- ① Selectarea naturii materialelor de bază
- ② Selectarea formei îmbinării (cap la cap/ de colț)
- ③ Selectarea grosimii ambelor materiale de bază ce trebuiesc sudate
- ④ Selectarea straturilor, primul strat sau alte straturi

Selectarea grosimilor materialelor de bază ce trebuiesc sudate se realizează cu ajutorul unui grafic.

Culoarea albastră a ramei ecranului indică faptul că operatorul se găsește în cadrul meniului aplicației Assist.

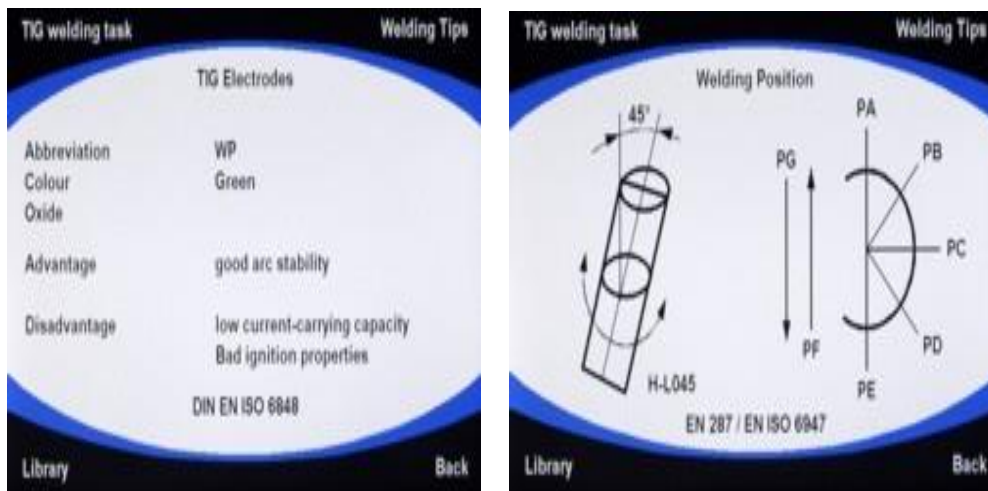


Fig.3.5 Exemplu de setare a electrodului selectat și a poziției de sudare

Panoul de comandă INVERTIG.PRO digital/ Aplicația Assist

Vedere bibliotecă: electrozi WIG și poziții de sudare (**fig.3.5**)

Biblioteca

Biblioteca poate fi accesată prin apăsarea tastei multifuncționale, 9. Aceasta reprezintă o cuprinzătoare bancă de date de specialitate oferind datele necesare referitoare la natura gazului protector, natura materialului de adaos, forma îmbinării sudate, poziția de sudare.

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.

De acesta este atașată instalația de sudare cu principalele părți componente ale ei. Această construcție asigură mobilitatea instalației ceea ce permite poziționarea după necesitățile tehnologice în diferite poziții.

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

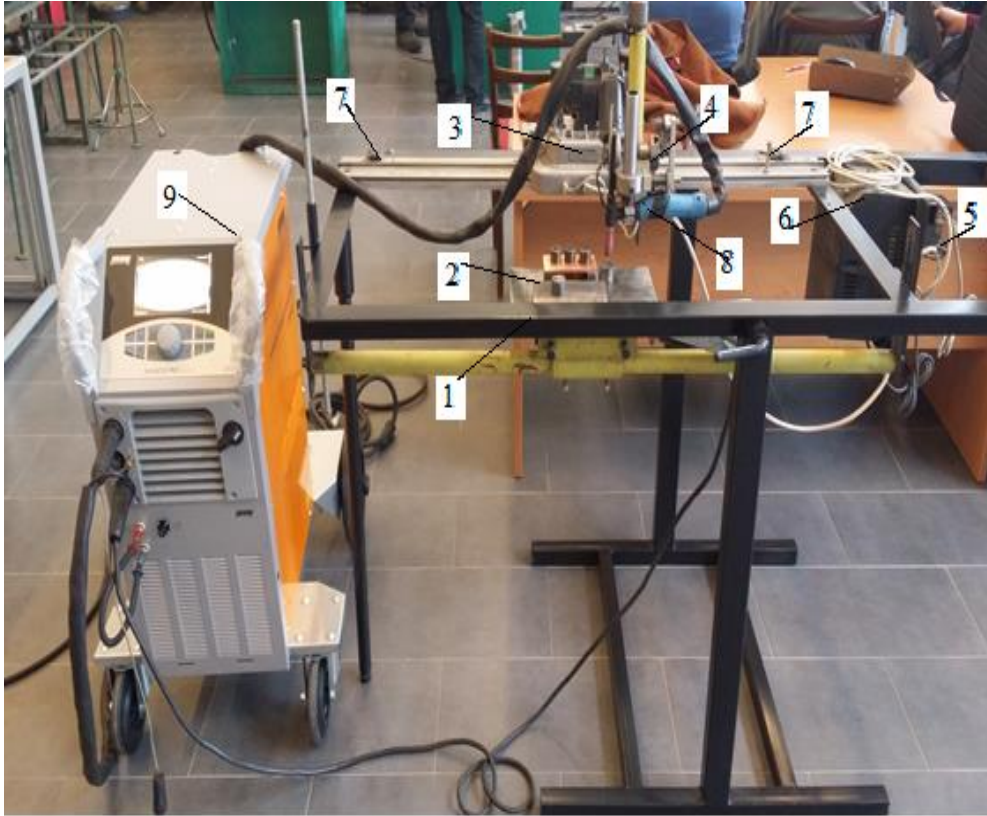


Fig.3.6 Imaginea de ansamblu a dispozitivului utilizat

Experimentele de retopire a suprafeței au fost conduse pentru patru valori ale curentului : 60 A, 70 A, 80 A și 90 A. Modul de așezare a probelor pe masa de lucru este arătat în fig.3.7, iar imaginea sistemului de deplasare – pendulare, în fig.3.8.

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.

Figurile 3.10....3.13 exemplifică afișarea parametrilor tehnologici pentru valorile selectate ale curentului, respectiv pentru cele 4 valori ale energiei liniare.

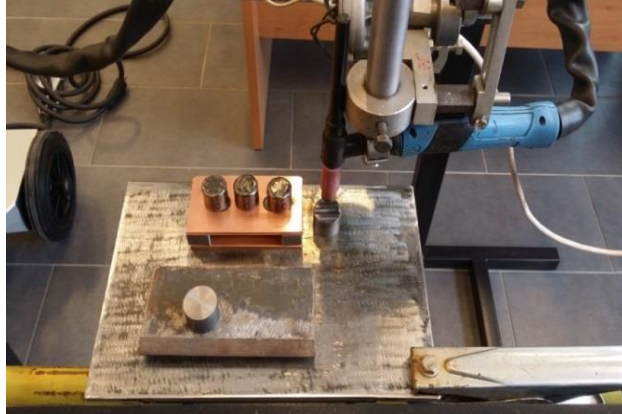


Fig.3.7 Poziționarea probelor pe masa de lucru



Fig.3.8 Imaginea sistemului de deplasare-pendulare

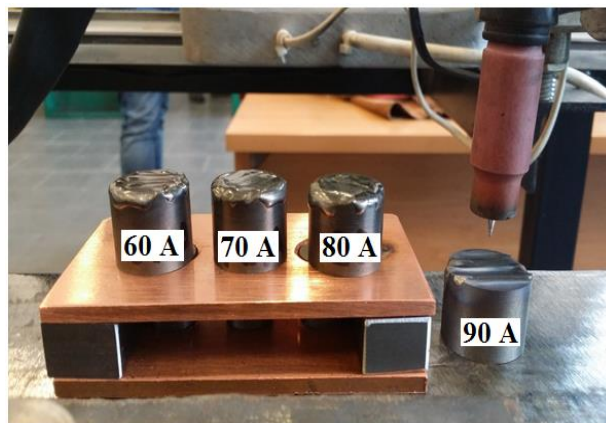


Fig.3.9 Imaginea probelor retopite local la diverse valori ale curentului

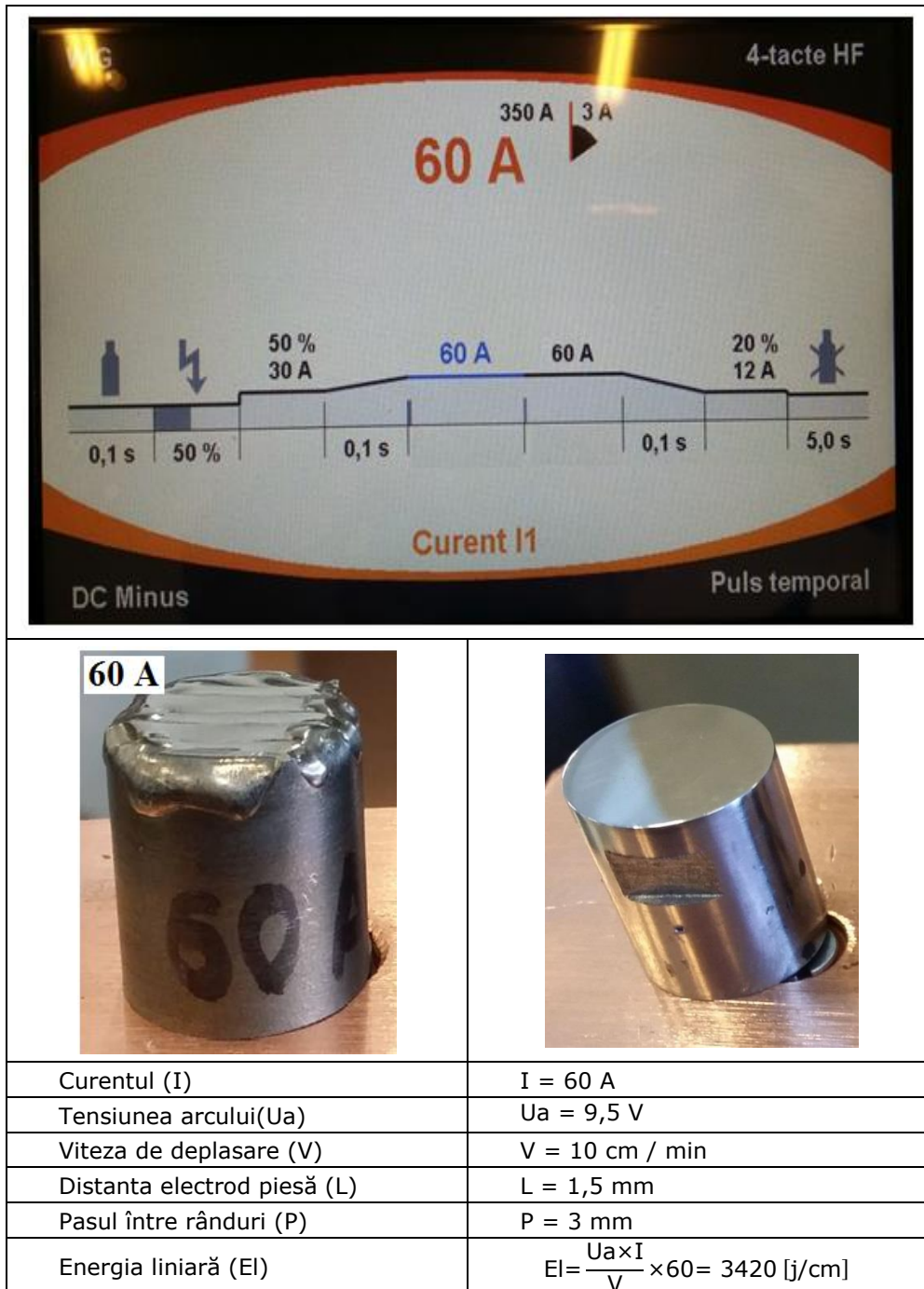
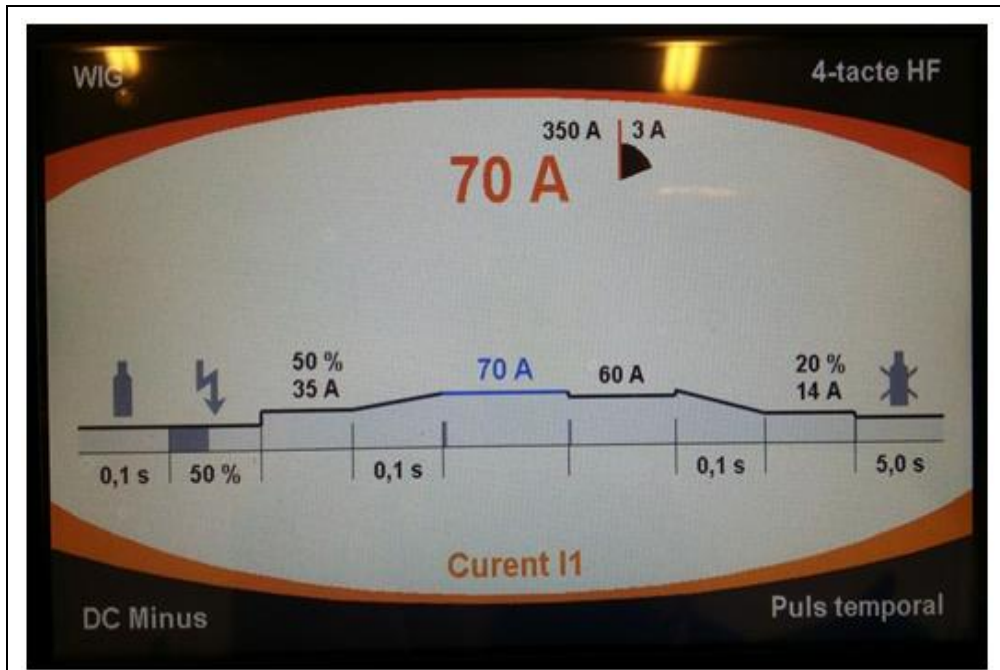
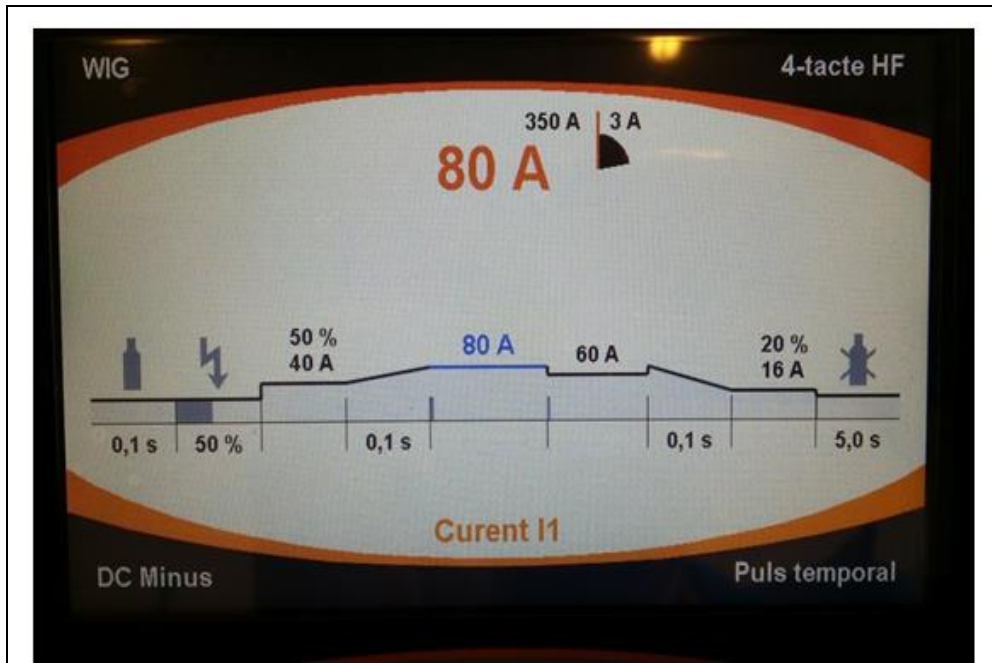


Fig.3.10 Ciclograma curentului de 60 A și parametrii de regim



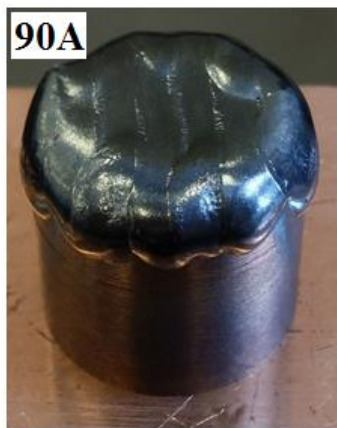
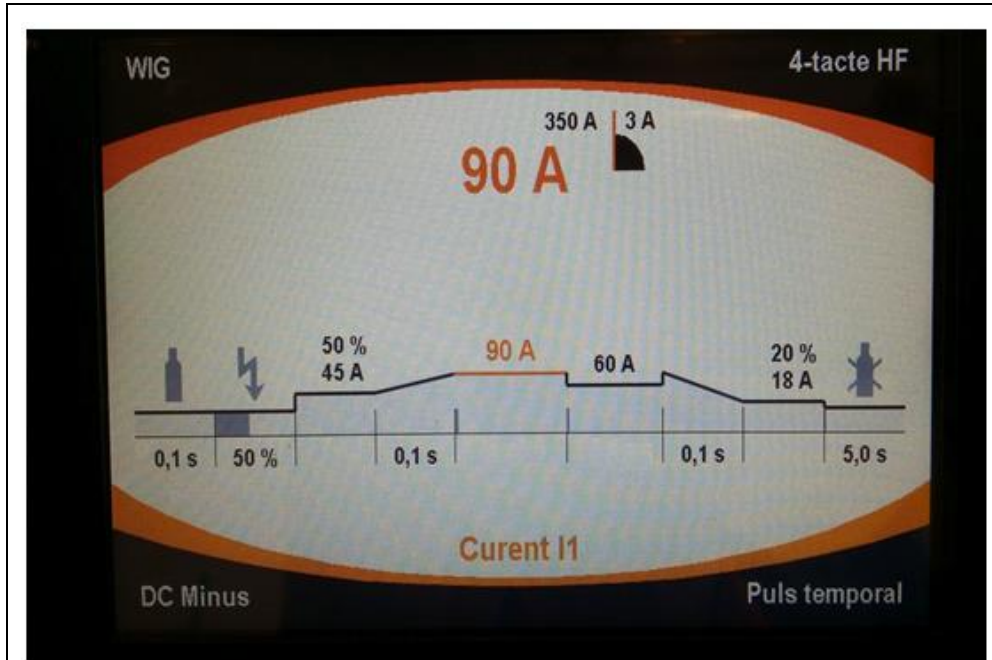
Curentul (I)	I = 70 A
Tensiunea arcului(Ua)	Ua = 9,6 V
Viteza de deplasare (V)	V = 10 cm / min
Distanța electrod piesă (L)	L = 1,5 mm
Pasul între rânduri (P)	P = 3 mm
Energia liniară (EI)	$EI = \frac{U_a \times I}{V} \times 60 = 4032 \text{ [j/cm]}$

Fig.3.11 Ciclograma curentului de 70 A și parametrii de regim



Curentul (I)	I = 80 A
Tensiunea arcului(Ua)	Ua = 9,8 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 (EI)	$EI = \frac{Ua \times I}{V} \times 60 = 4704 \text{ [j/cm]}$

Fig.3.12 Ciclograma curentului de 80 A și parametrii de regim



Curentul (I)	I = 90 A
Tensiunea arcului (Ua)	Ua = 10 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 (EI)	$EI = \frac{Ua \times I}{V} \times 60 = 5400 \text{ [j/cm]}$

Fig.3.13 Ciclograma curentului de 90 A și parametrii de regim

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

3.3 Evaluarea și interpretarea rezultatelor experimentale

3.3.1 Încercări de duritate asupra suprafețelor necavități

Pe suprafața probelor retopite WIG la cele 4 valori ale curentului respectiv energiei liniare, înainte de atacul cavitățional, au fost efectuate măsurători de duritate. Rezultatele obținute sunt prezentate în tab.3.1, ele demonstrând că tratamentul aplicat se manifestă prin creșteri semnificative de duritate, până la valori de 735 – 830 HV5.

Tab. 3.1 Duritatea Vickers, HV5, pentru diferite valori ale curentului de retopire a suprafeței

Valori duritate HV 5					
Nr. crt.	I = 60A	I = 70A	I = 80A	I = 90A	Recoacere detensionare
1	866	803	841	746	210
2	874	788	788	747	214
3	826	788	810	803	208
4	788	858	818	747	206
5	875	809	849	760	216
6	787	795	781	733	226
7	810	803	788	672	220
Valoarea medie	832.29	806.28	810.71	744.00	214.8

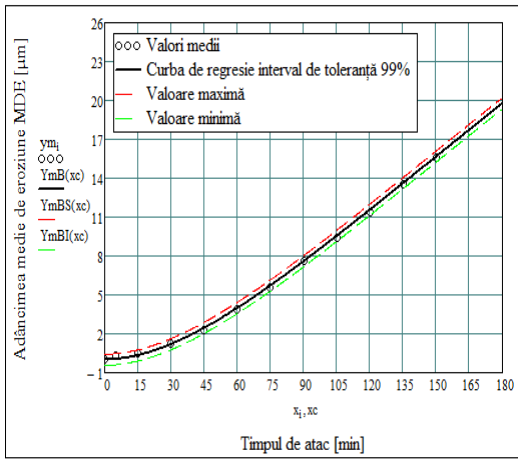
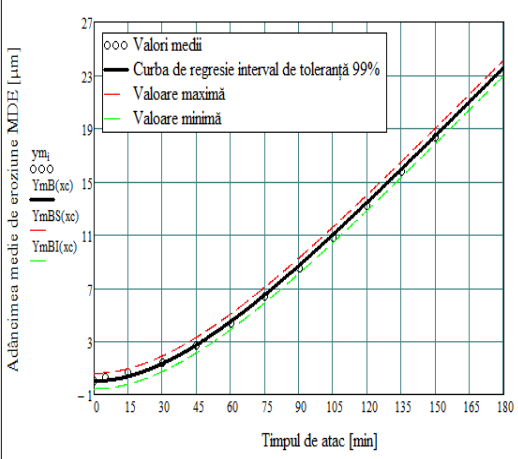
Este de așteptat ca aceste modificări de duritate să conducă la o îmbunătățire a comportării la eroziunea prin cavităție a acestor aliaje metalice.

3.3.2 Curbele specifice și parametrii caracteristici ai eroziunii prin cavităție

Testele de cavităție 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 funcțiile 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.

Pentru construirea curbei de aproximație a valorilor experimentale, obținute pentru fiecare set de câte trei probe, s-a calculat valoarea medie a pierderilor masice, pentru fiecare perioadă intermediară de testare.

	<table border="1"> <thead> <tr> <th>Parametrii calculați / Tratament</th> <th>Fontă Retopită 60 A</th> </tr> </thead> <tbody> <tr> <td>Adâncimea medie de pătrundere a eroziunii MDE după 165 minute de atac [μm]</td> <td>17.731</td> </tr> <tr> <td>Valoarea maximă conform curbei de regresie polinomiale [μm]</td> <td>18.127</td> </tr> <tr> <td>Valoarea minimă conform curbei de regresie polinomiale [μm]</td> <td>17.334</td> </tr> <tr> <td>Eroarea standard de estimare (smB)</td> <td>0.132</td> </tr> <tr> <td colspan="2" style="text-align: center;">-a-</td> </tr> </tbody> </table>	Parametrii calculați / Tratament	Fontă Retopită 60 A	Adâncimea medie de pătrundere a eroziunii MDE după 165 minute de atac [μm]	17.731	Valoarea maximă conform curbei de regresie polinomiale [μm]	18.127	Valoarea minimă conform curbei de regresie polinomiale [μm]	17.334	Eroarea standard de estimare (smB)	0.132	-a-	
Parametrii calculați / Tratament	Fontă Retopită 60 A												
Adâncimea medie de pătrundere a eroziunii MDE după 165 minute de atac [μm]	17.731												
Valoarea maximă conform curbei de regresie polinomiale [μm]	18.127												
Valoarea minimă conform curbei de regresie polinomiale [μm]	17.334												
Eroarea standard de estimare (smB)	0.132												
-a-													
	<table border="1"> <thead> <tr> <th>Parametrii calculați / Tratament</th> <th>Fontă Retopită 70 A</th> </tr> </thead> <tbody> <tr> <td>Adâncimea medie de pătrundere a eroziunii MDE după 165 minute de atac [μm]</td> <td>20.996</td> </tr> <tr> <td>Valoarea maximă conform curbei de regresie polinomiale [μm]</td> <td>21.583</td> </tr> <tr> <td>Valoarea minimă conform curbei de regresie polinomiale [μm]</td> <td>20.410</td> </tr> <tr> <td>Eroarea standard de estimare (smB)</td> <td>0.195</td> </tr> <tr> <td colspan="2" style="text-align: center;">-b-</td> </tr> </tbody> </table>	Parametrii calculați / Tratament	Fontă Retopită 70 A	Adâncimea medie de pătrundere a eroziunii MDE după 165 minute de atac [μm]	20.996	Valoarea maximă conform curbei de regresie polinomiale [μm]	21.583	Valoarea minimă conform curbei de regresie polinomiale [μm]	20.410	Eroarea standard de estimare (smB)	0.195	-b-	
Parametrii calculați / Tratament	Fontă Retopită 70 A												
Adâncimea medie de pătrundere a eroziunii MDE după 165 minute de atac [μm]	20.996												
Valoarea maximă conform curbei de regresie polinomiale [μm]	21.583												
Valoarea minimă conform curbei de regresie polinomiale [μm]	20.410												
Eroarea standard de estimare (smB)	0.195												
-b-													

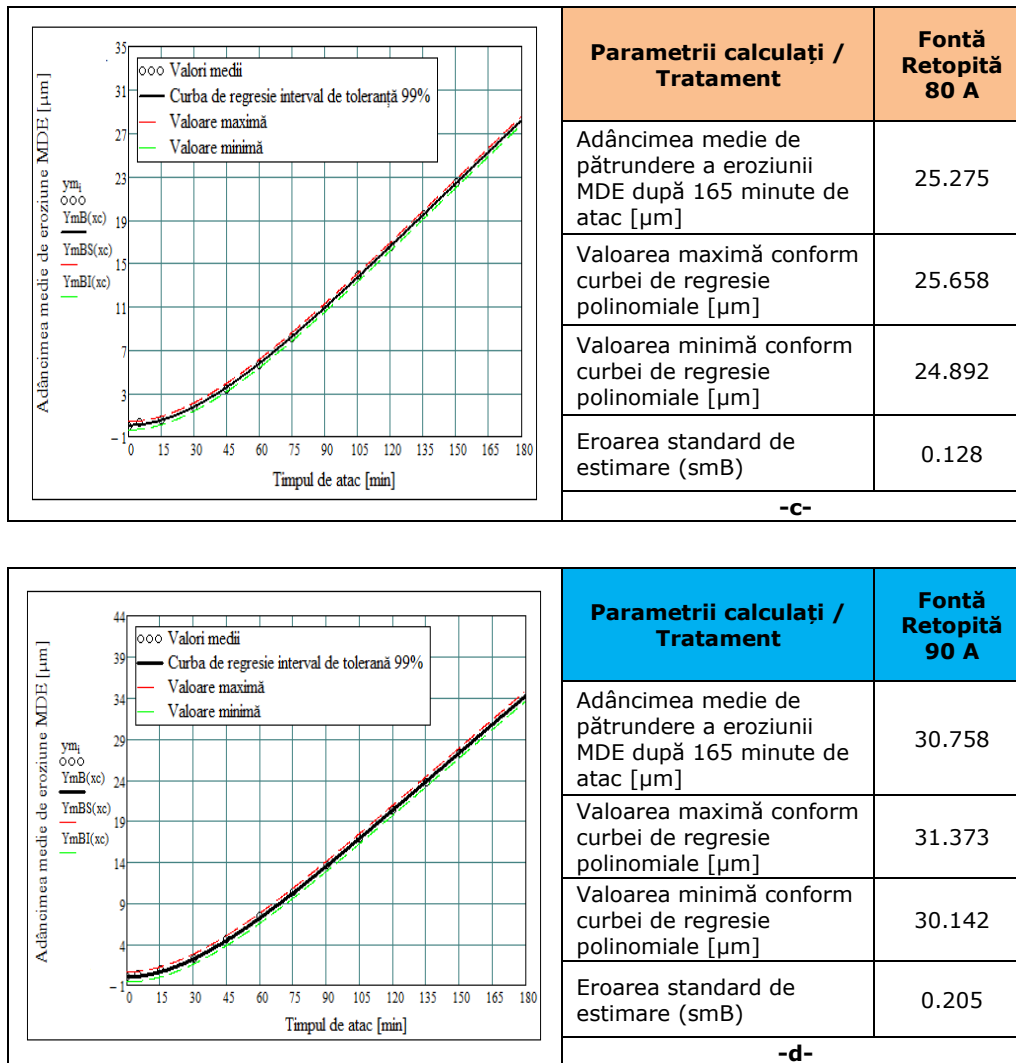


Fig.3.14 Benzile de dispersie cu intervalele de toleranță: **a** - I = 60 A; **b** - I = 70 A; **c** - I = 80 A; **d** - I = 90 A

Acuratețea derulării experimentului a fost verificată prin calculul statistic al intervalului de toleranță aferent benzii de dispersie în care se află punctele experimentale, și respectiv al erorii standard de estimare, care dă împrăștierea acestora față de curba de mediere construită analitic cu relațiile stabilite în cadrul laboratorului [21], [19] (fig.3.14). În aceste grafice, notațiile au următoarele semnificații:

- ym_i reprezintă valorile punctelor experimentale;
- YmB , $YmBS$, $YmBI$, sunt curbele de mediere și limita superioară, respectiv inferioară, rezultate din prelucrarea statistică [19].

Pentru toate testele, intervalul de toleranță obținut este de 99 %, iar valorile erorilor standard de estimare sunt: 0.132 pentru curentul de 60 A, 0.195 pentru curentul de 70 A, 0.128 pentru curentul de 80 A și 0.205 pentru curentul de 90 A. Acest nivel redus al erorilor, conform datelor obținute în cadrul laboratorului, într-o experiență de peste 70 ani, clasează suprafețele retopite în categoria celor cu foarte bună rezistență la eroziunea cavitației.

În fig. 3.15 a,b3.18 a,b, sunt redată graficele de variație în timp a pierderilor de masă și a vitezei acestora, iar în fig. 3.15 c,d,.....3.18 c, d, sunt prezentate curbele de variație cu timpul de atac a adâncimii medii și a vitezei de pătrundere a eroziunii. Ambele tipuri de curbe caracteristice pentru curentul $I = 60$ A, respectiv $I = 90$ A, au fost comparate cu cele ale fontei nodulare tratată termic prin recoacere pentru detensionare (fig.3.19 și fig.3.20).

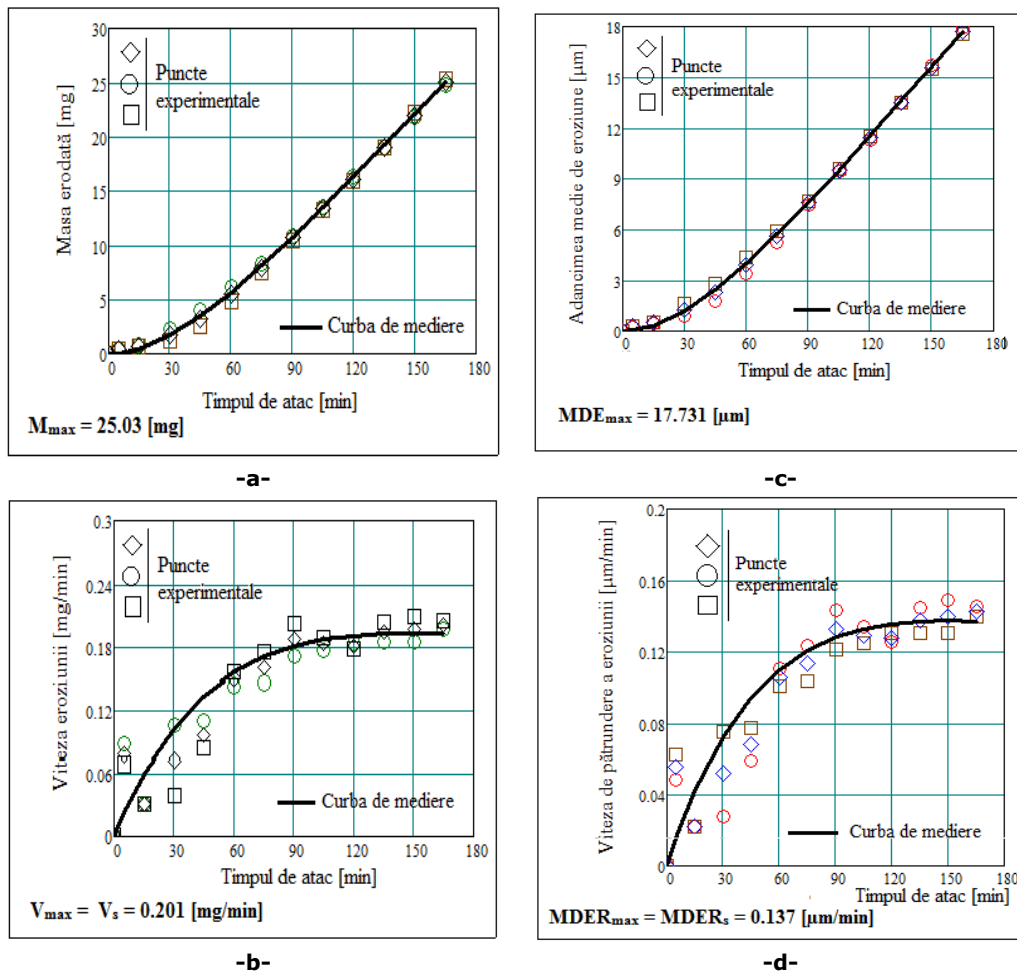


Fig. 3.15 Curbele de variație a parametrilor cavitaționali, pentru setul de probe retopite la curentul $I = 60$ A: **a** – Pierderi masice cumulate; **b** – Viteza de eroziune; **c** – Adâncimea medie de eroziune; **d** – Viteza de pătrundere a eroziunii

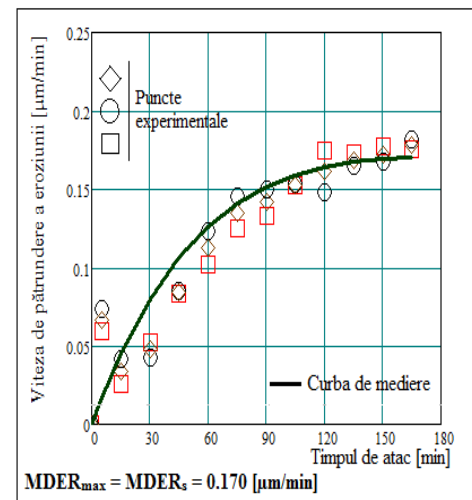
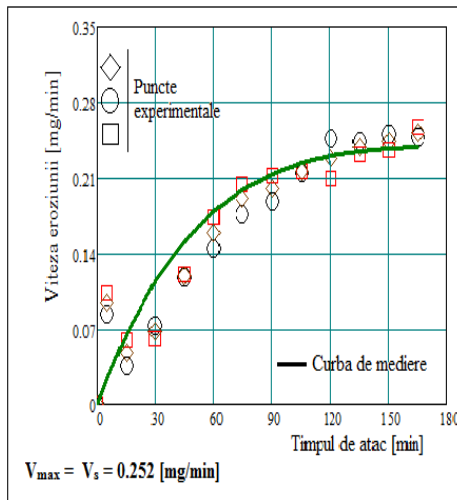
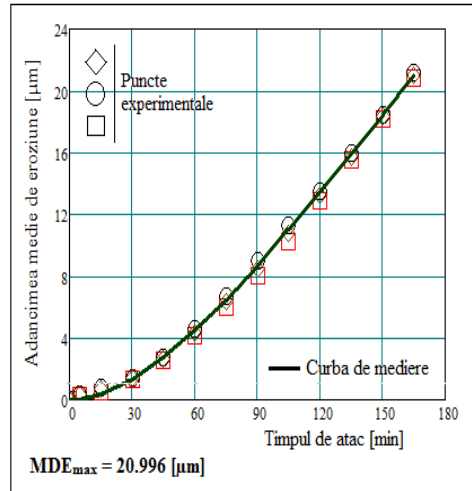
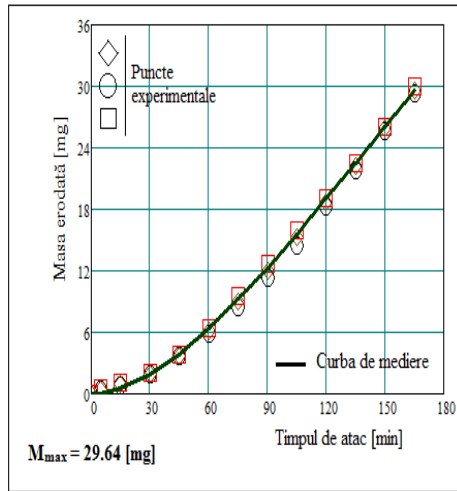


Fig. 3.16 Curbele de variație a parametrilor cavitaționali, pentru setul de probe retopite la curentul $I = 70 \text{ A}$: **a** – Pierderi masice cumulate; **b** – Viteza de eroziune; **c** – Adâncimea medie de eroziune; **d** – Viteza de pătrundere a eroziunii

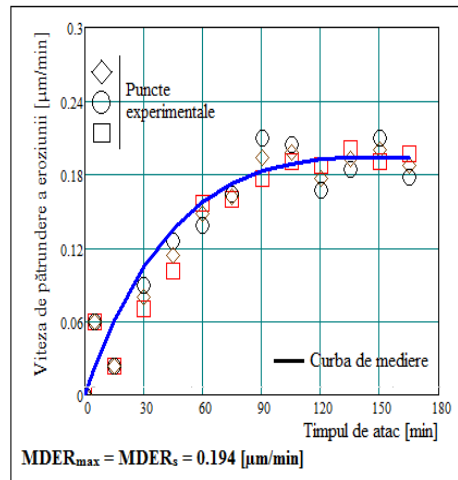
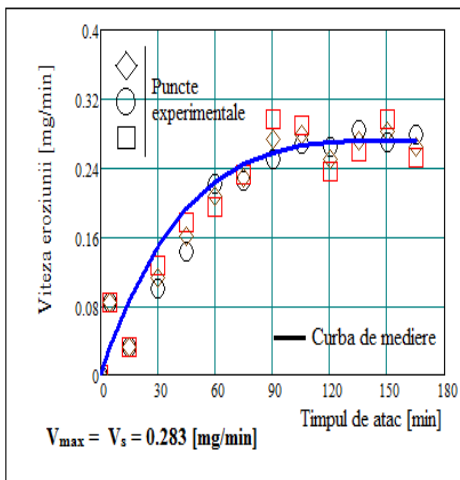
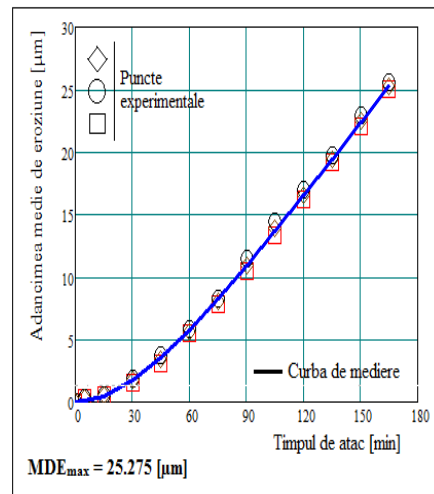
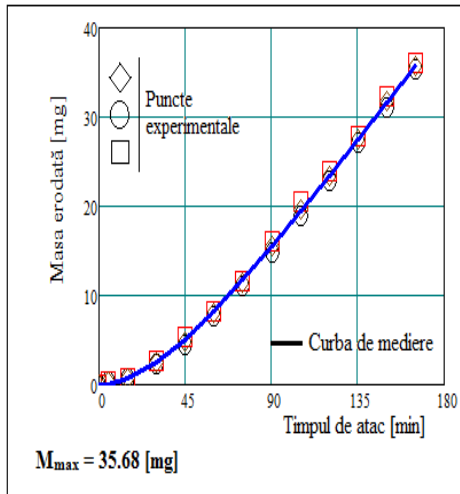


Fig. 3.17 Curbele de variație a parametrilor cavitaționali, pentru setul de probe retopite la curentul $I = 80$ A: **a** – Pierderi masice cumulate; **b** – Viteza de eroziune; **c** – Adâncimea medie de eroziune; **d** – Viteza de pătrundere a eroziunii

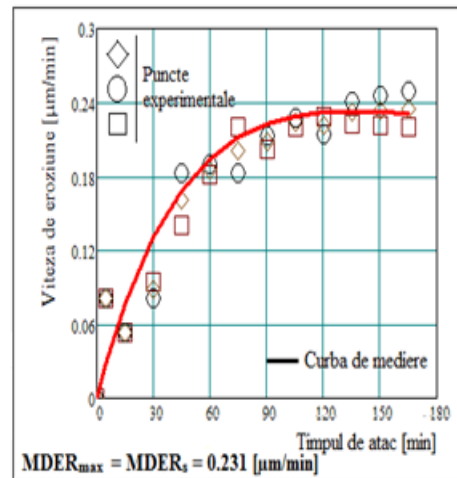
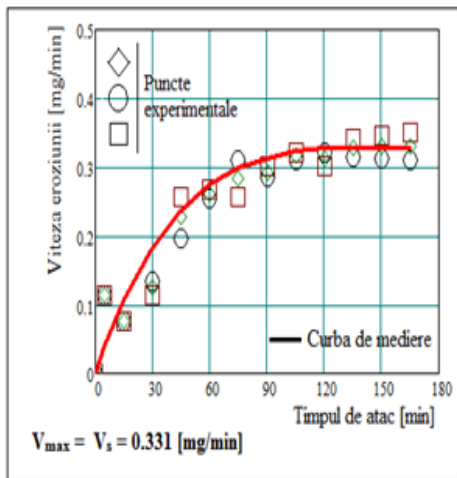
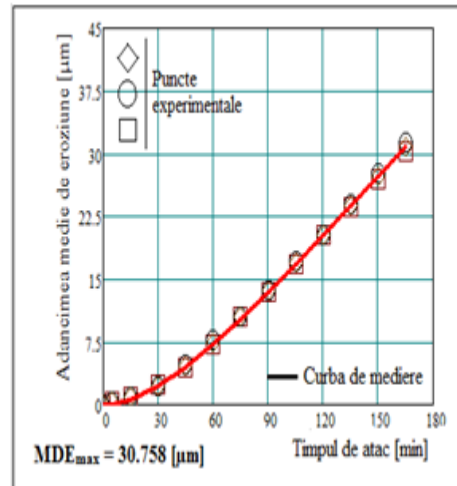
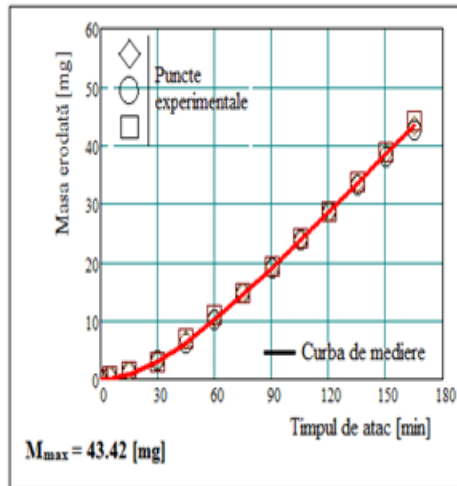
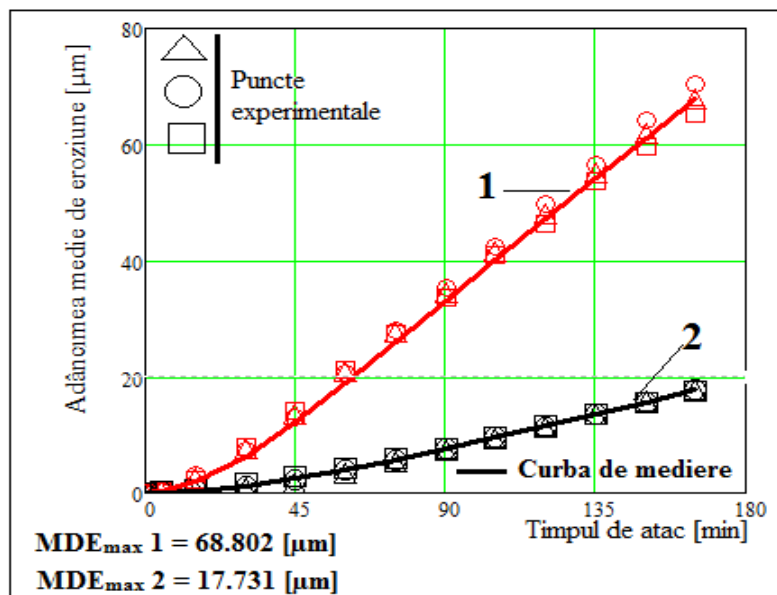
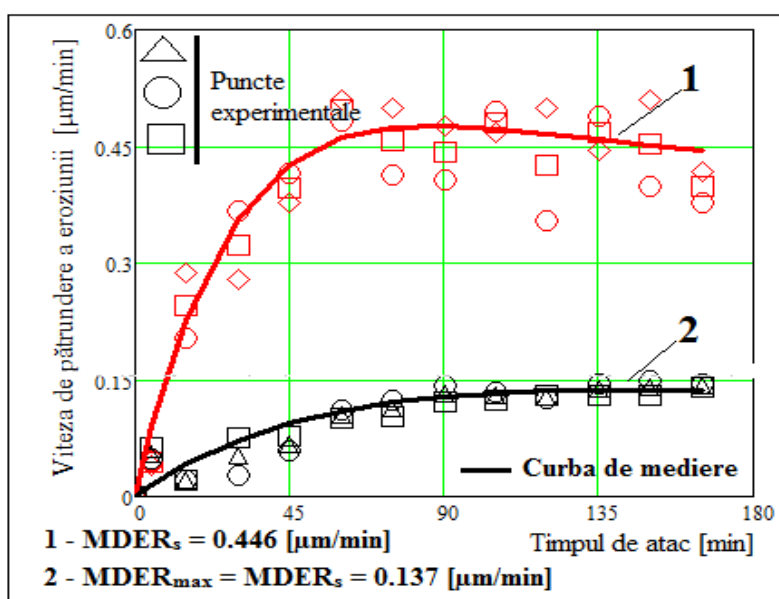


Fig. 3.18 Curbele de variație a parametrilor cavitaționali, pentru setul de probe retopite la curentul $I = 90 \text{ A}$: **a** – Pierderi masice cumulate; **b** – Viteza de eroziune; **c** – Adâncimea medie de eroziune; **d** – Viteza de pătrundere a eroziunii

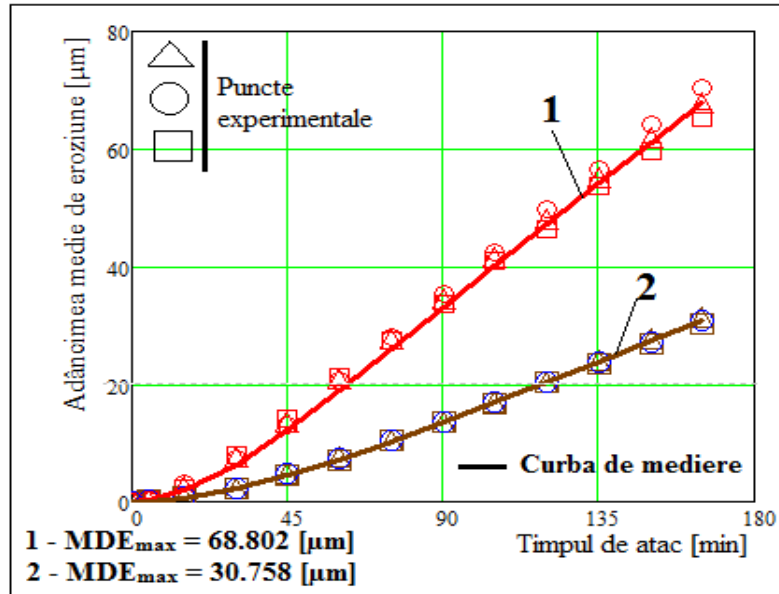


-a-

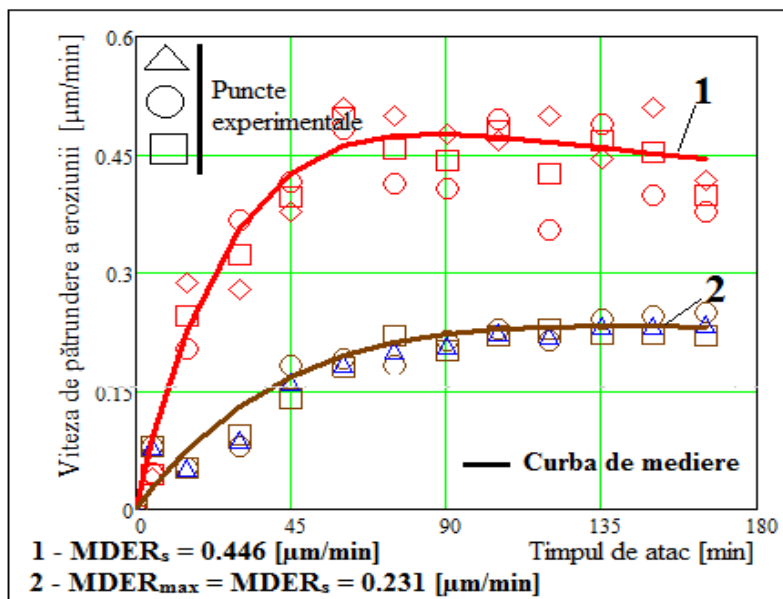


-b-

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, $I = 60 \text{ A}$



-a-



-b-

Fig. 3.20 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 $I = 90 \text{ A}$ și pentru tratamentul de detensionare termică: **1** – recoacere pentru detensionare; **2** – retopire WIG, $I = 90 \text{ A}$

Analiza acestor curbe demonstrează că cele mai mici valori ale lui MDE și MDER se obțin prin retopirea WIG a suprafeței la un curent $I = 60$ A, respectiv o energie liniară $E_l = 3420$ J/cm.

Comparând valorile specifice finalului testelor de cavitație pentru starea de referință a fontei nodulare și pentru cea a suprafeței modificate WIG la curentul de 60 A și 90 A se obține:

$$\frac{MDE_{\max} \text{recoacere}}{MDE_{\max c} \text{WIG, 60 A}} = \frac{68.802}{17.731} = 3.88 \qquad \frac{MDE_{\max} \text{recoacere}}{MDE_{\max c} \text{WIG, 90 A}} = \frac{68.802}{30.758} = 2.23$$

$$\frac{MDER_s \text{recoacere}}{MDER_s \text{WIG, 60 A}} = \frac{0.446}{0.137} = 3.25 \qquad \frac{MDER_s \text{recoacere}}{MDER_s \text{WIG, 90 A}} = \frac{0.446}{0.231} = 1.93$$

Conform normelor ASTM G32-2010, inversul vitezei adâncimii de pătrundere a eroziunii pe perioada de stabilizare definește, rezistența la cavitație, R_{cav} . Ca urmare, raportul:

$$R_{cav} \text{WIG, 60 A} = \frac{1}{0.137} = 7.29$$

$$R_{cav} \text{WIG, 90 A} = \frac{1}{0.231} = 4.32$$

$$R_{cav} \text{Recoacere} = \frac{1}{0.446} = 2.24$$

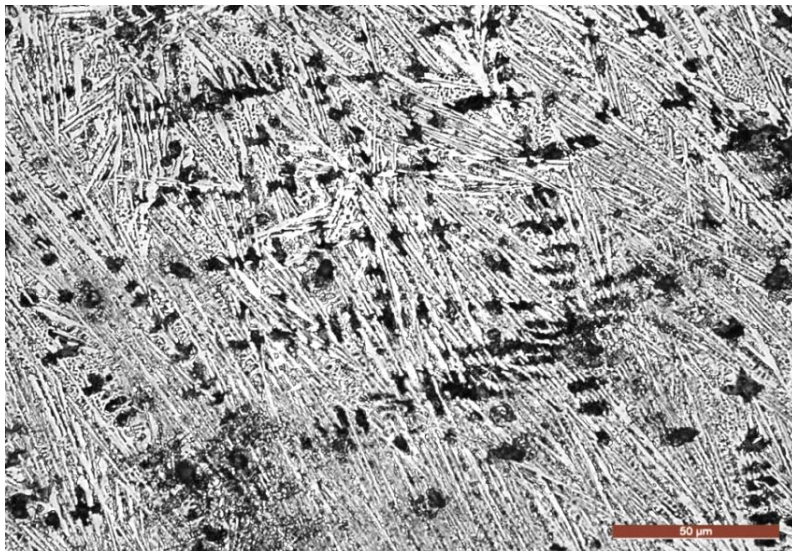
Concluzia desprinsă este că această tehnică de modificare a suprafeței provoacă o creștere a rezistenței la eroziunea cavitației de cca. 2 – 3 ori

3.3.3 Examinări metalografice

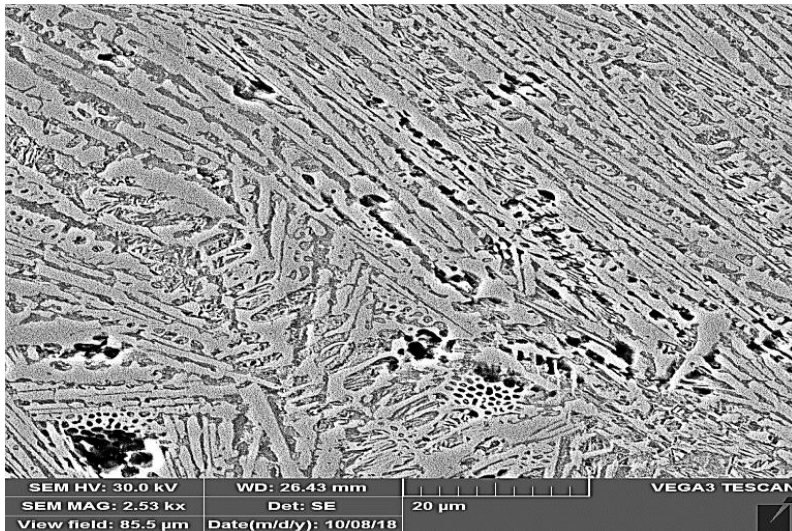
Sursa de căldură WIG provoacă o topire locală a suprafeței urmată de o răcire bruscă în masa proprie a piesei. Inițierea procesului de cristalizare primară are loc în condițiile unei subrăcirii a topiturii, când temperatura devine inferioară celei de echilibru, la care coexistă cele două faze (lichidă și solidă). Creșterea vitezei de răcire provoacă o mărire a gradului de subrăcire, respectiv o deplasare la valori mai joase a temperaturilor reale de solidificare. Ca urmare, se produce o solidificare după sistemul metastabil Fe – Fe₃C, astfel că în stratul marginal ia naștere o structură de fontă albă în locul sistemului stabil Fe – G. Totodată, creșterea subrăcirii conduce la micșorarea razei critice a germenului de cristalizare respectiv a lucrului mecanic necesar pentru formarea sa.

Figurile 3.21 și 3.22 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, (90 A), prezintă o structură mai grobă, cu dendrite mai mari comparativ cu cazul prelucrării la un curent mai mic, de 60 A (fig.3.22 b, în comparație cu fig. 3.21 b).



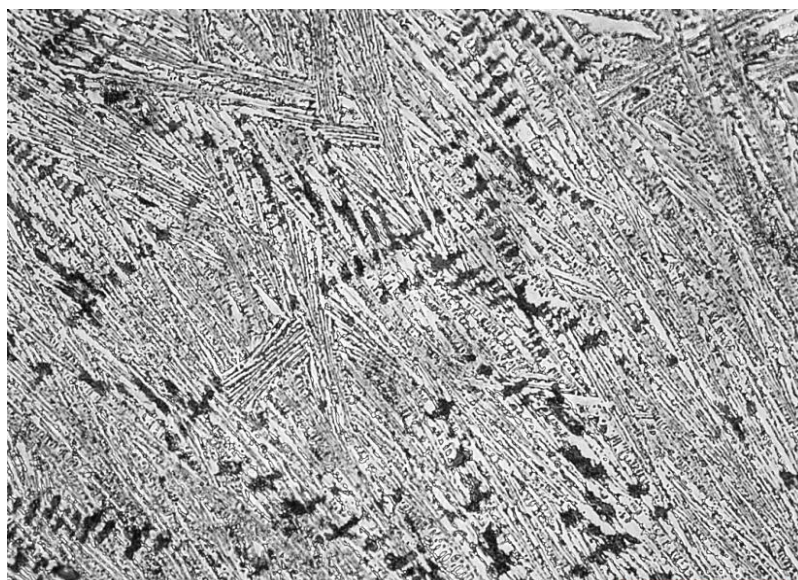
-a-



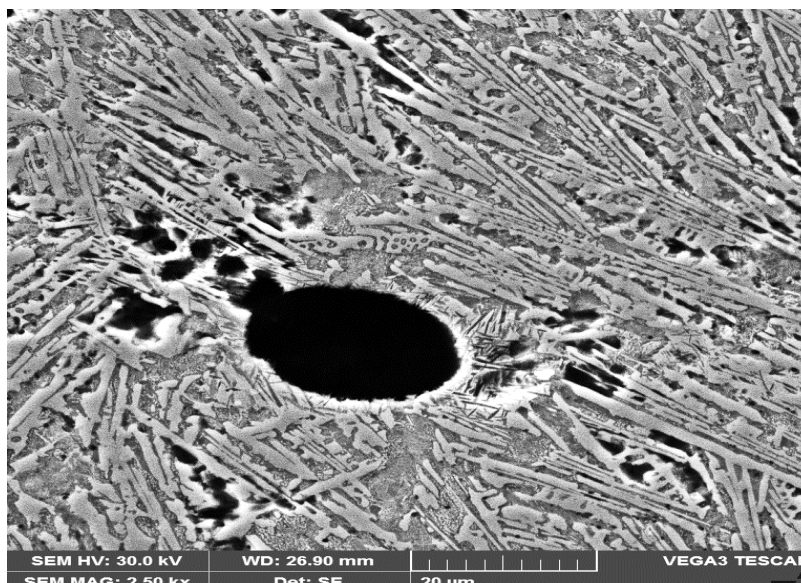
-b-

Fig.3.21 Microstructura stratului marginal produs de WIG la valoarea curentului de 60 A: a – microscopie optică; b – microscopie SEM. Atac chimic: 2% NITAL

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.



-a-

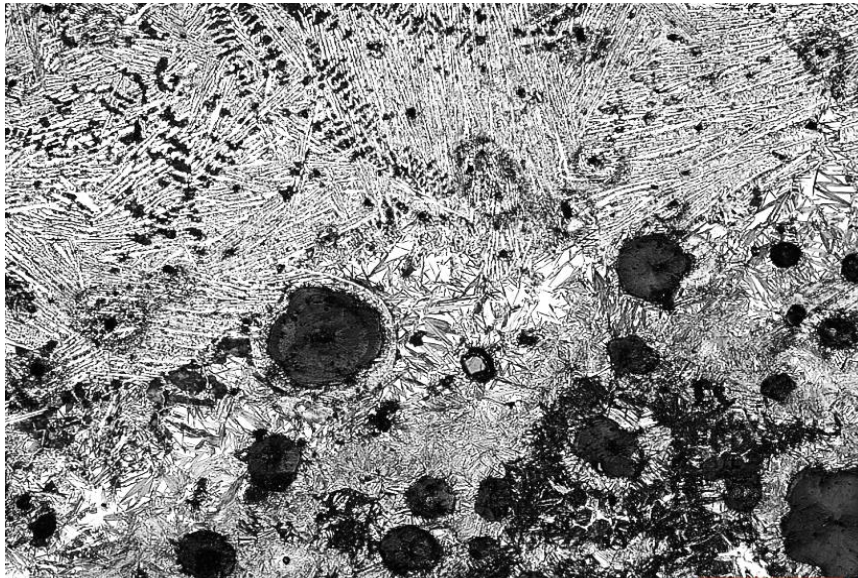


-b-

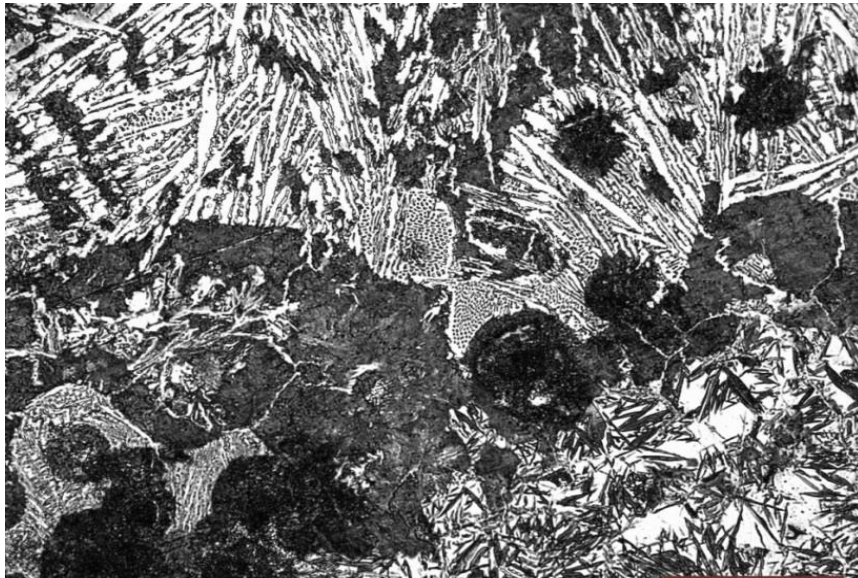
Fig.3.22 Microstructura stratului marginal produs de WIG la valoarea curentului de 90 A: a - microscopie optică; b – microscopie SEM. Atac chimic: 2% NITAL

Microstructurile SEM ale zonei topite procesată la 60 Ași 90 A (fig.3.21 b și 3.22 b) dovedesc că faza de cementită are o morfologie de placă cu grosimea de cca. 1 μm și lungimea mai mare de 10 μm . Spațiul dintre plăcile eutectice este mai mic de 0,5 μm .

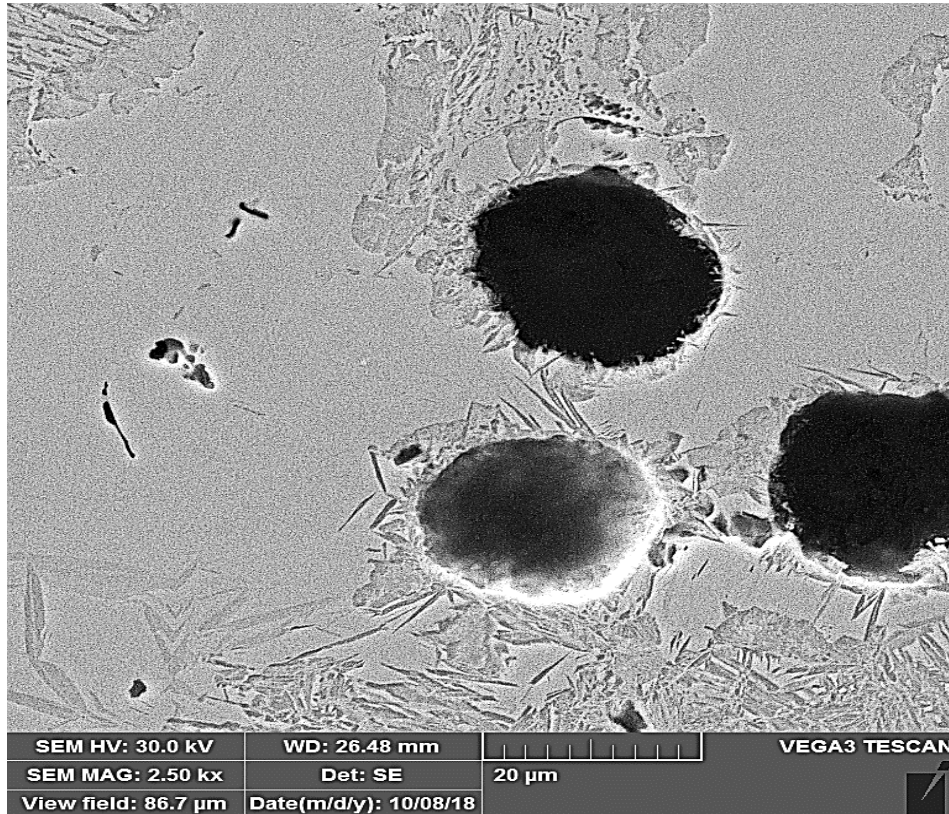
Interfața neregulată dintre zona topită și zona influențată termic (ZIT) este **linia de fuziune** redată în fig.3.23.



-a-



-b-



-c-

Fig.3.23 Microstructura interfeței dintre zona topită și ZIT: **a** – x 100, I = 60 A; **b** – x 100, I = 90 A; **c** – microscopie SEM

Dizolvarea rapidă a carbonului din nodulii de grafit în zona învecinată are loc pe linia de fuziune, rezultând o scădere a punctului de topire în această regiune. Topirea se produce mai întâi în imediata vecinătate a nodulilor de grafit, unde matricea de austenită a fost îmbogățită în carbon, scăzând punctul de topire local; ca rezultat, topitura se extinde adânc în zona învecinată. În timpul procesului de cristalizare primară, în locurile adiacente nodulilor de grafit se formează eutecticul fin și acicular constituit din plăci subțiri și lungi de cementită și austenită transformată.

În **zona influențată termic (ZIT)**, la o mica distanță de linia de fuziune se produce o dizolvare parțială a nodulilor de grafit cu îmbogățirea în carbon a porțiunilor adiacente de austenită. La răcirea ulterioară, din austenita bogată în carbon (situată în jurul grafitului) precipită cementita, iar austenita rămasă va suferi transformare martensitică (fig.3.24). Întrucât durata procesului de austenitizare este scurtă, conținutul în carbon și implicit duritatea martensitei formate sunt scăzute.

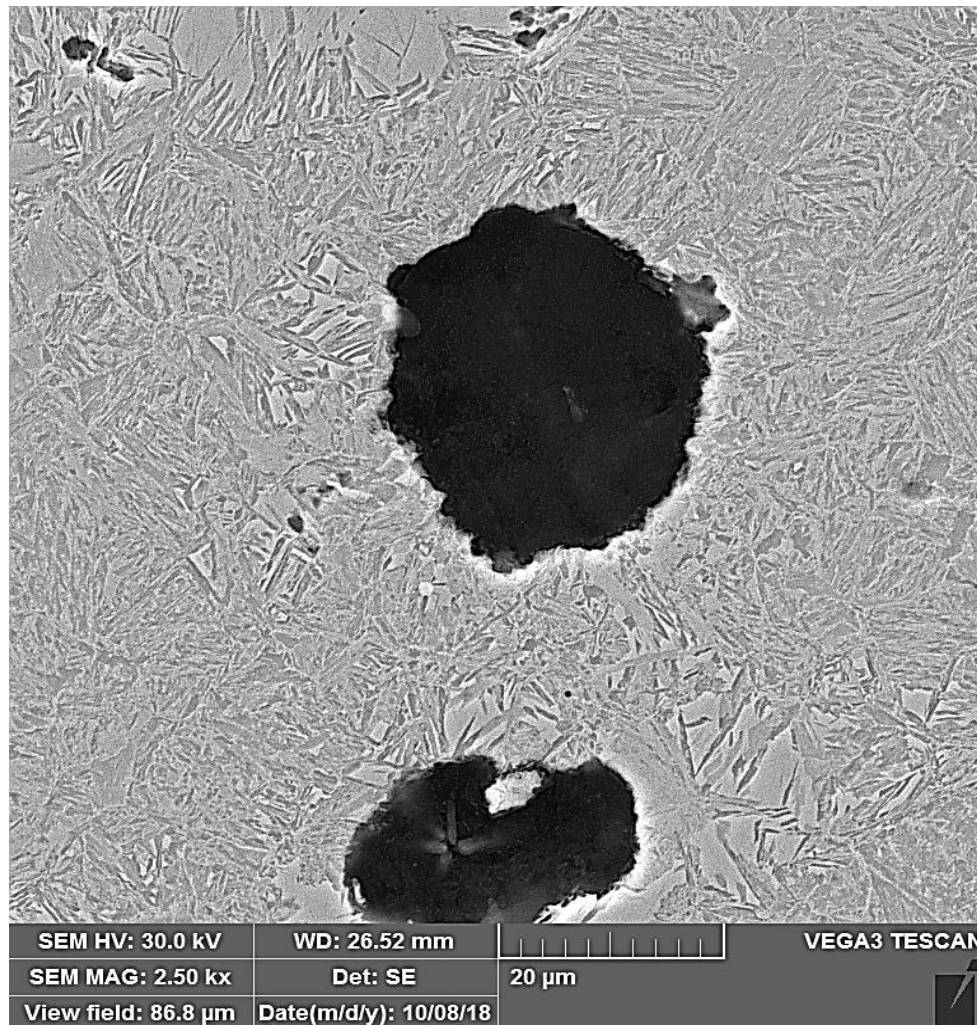


Fig.3.24 Micrografia SEM a zonei influențate termic, ZIT

Curba de variație a adâncimii stratului de suprafață în funcție de energia liniară introdusă în piesă (fig.3.25) arată că valorile acestuia sunt cuprinse între 1.2 și 2.0 mm.

Aspectul macroscopic al secțiunilor longitudinale prin probele retopite (fig.3.26), reliefează faptul că atât în stratul retopit cât și în zona influențată termic (ZIT) nu se semnalează fisuri sau alte defecte de continuitate. Grosimea stratului retopit și a ZIT se mărește odată cu creșterea curentului folosit, respectiv a energiei liniare introdusă în piese.

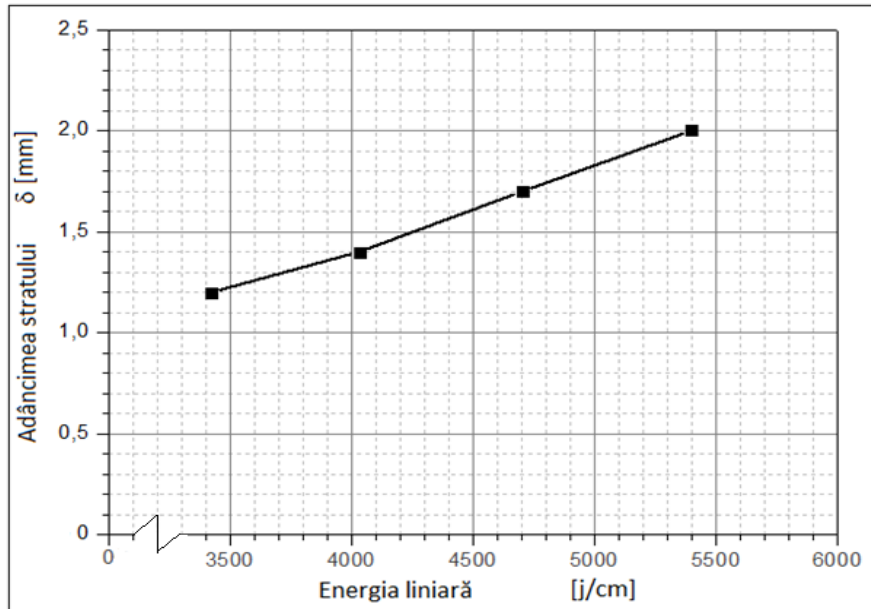


Fig.3.25 Efectul energiei liniare asupra adâncimii stratului retopit

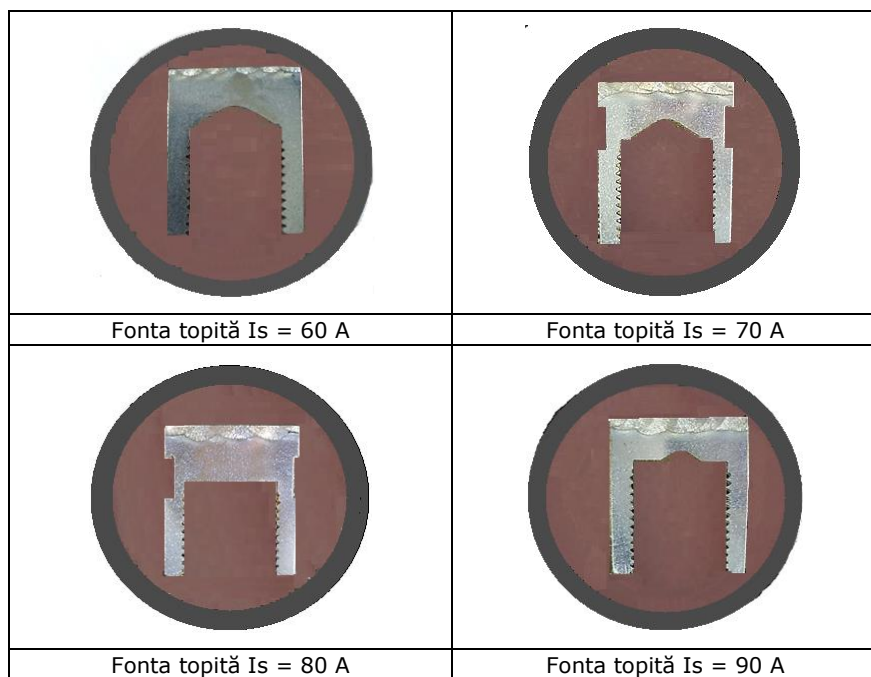


Fig.3.26 Imaginea macrografică a secțiunii longitudinale prin probele retopite local: a – EI = 3420 J/cm; b – EI = 5400 J/cm

3.3.4 Analize de difracție cu raze X

Investigarea prin difracție de raze X a straturilor se suprafață procesate la diferite valori ale curentului, respectiv energiei liniare, a fost realizată cu ajutorul unui difractometru dotat cu un monocromator de grafit pentru radiația Cu-K α ($\lambda = 1.54 \text{ \AA}$) la temperatura camerei (figura 3.27).



Fig. 3.27. Difractometrul de raze X (X'Pert de la firma Philips)

Măsurătorile au fost realizate în geometrie 2 theta, în domeniul $20^\circ - 100^\circ$, cu viteza de $1^\circ/\text{min}$. S-a operat la tensiunea de 40 KV cu un curent de intensitate 30 mA. Identificarea cristalografică a fazelor din probe s-a realizat folosind baza de date JCPDS (Joint Committee on Powder Diffraction Standards).

În fig. 3.28 se prezintă difractogramele realizate pe suprafața stratului topit la 60 A și pe materialul de bază, neafectat termic de procesul WIG.

Prin compararea unghiurilor de poziție ale picurilor de interferență cu cele standard pentru ferită, martensită, austenită și cementită, rezultă că în fonta netratată, faza dominantă este fierul alfa, în timp ce în stratul de suprafață topit apar picuri puternice de cementită precum și picuri de ferită α și de Fe γ . Nu a fost găsită nicio dovadă de existență a austenitei reziduale. Lărgirea ușoară a picurilor de

interferență în proba topită poate fi determinată de deformația care însoțește transformarea austenitei în perlită, precum și de finisarea microstructurii și desuraprunerea picurilor de cementită cu cele de ferită.

Aceste rezultate sunt în concordanță cu investigațiile anterioare efectuate de alți cercetători care au utilizat fasciculul de electroni și fasciculul laser ca sursă de căldură [51-78].

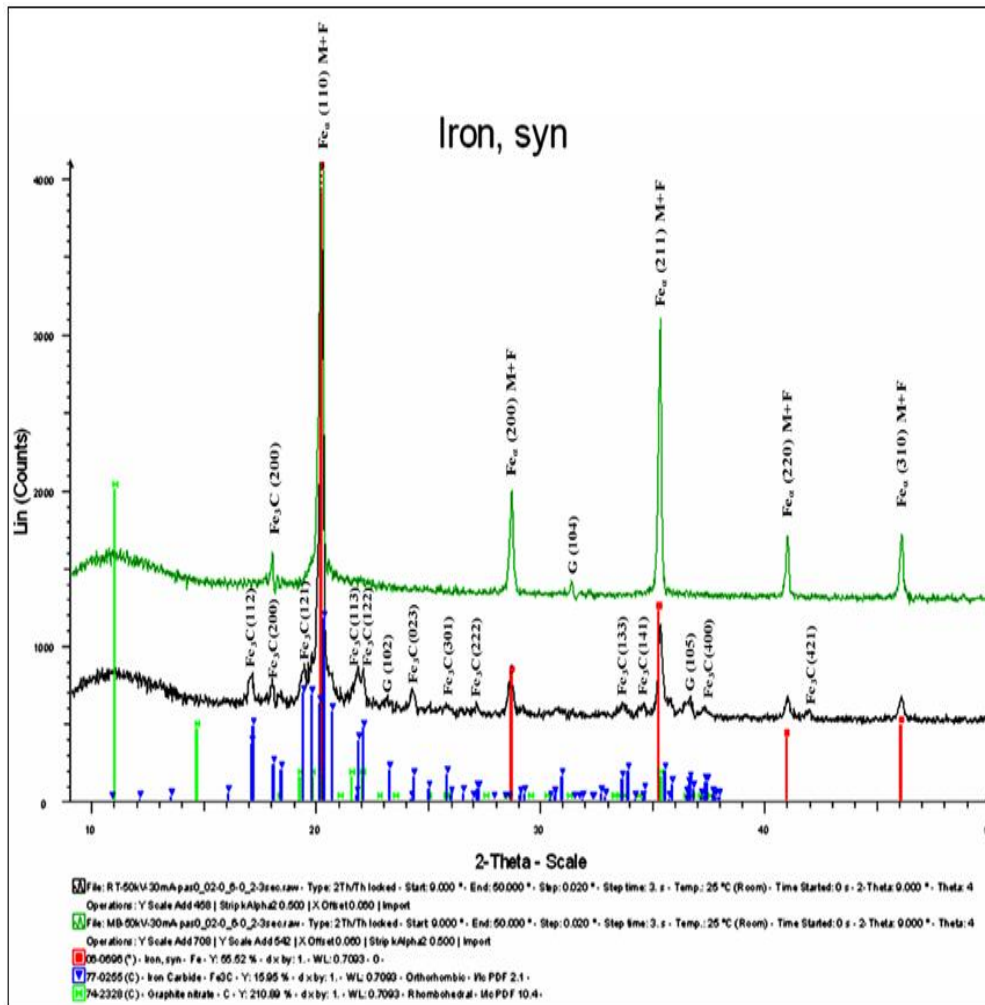


Fig. 3.28 Difractogramele materialului de bază și ale stratului procesat la **I = 60 A**

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.

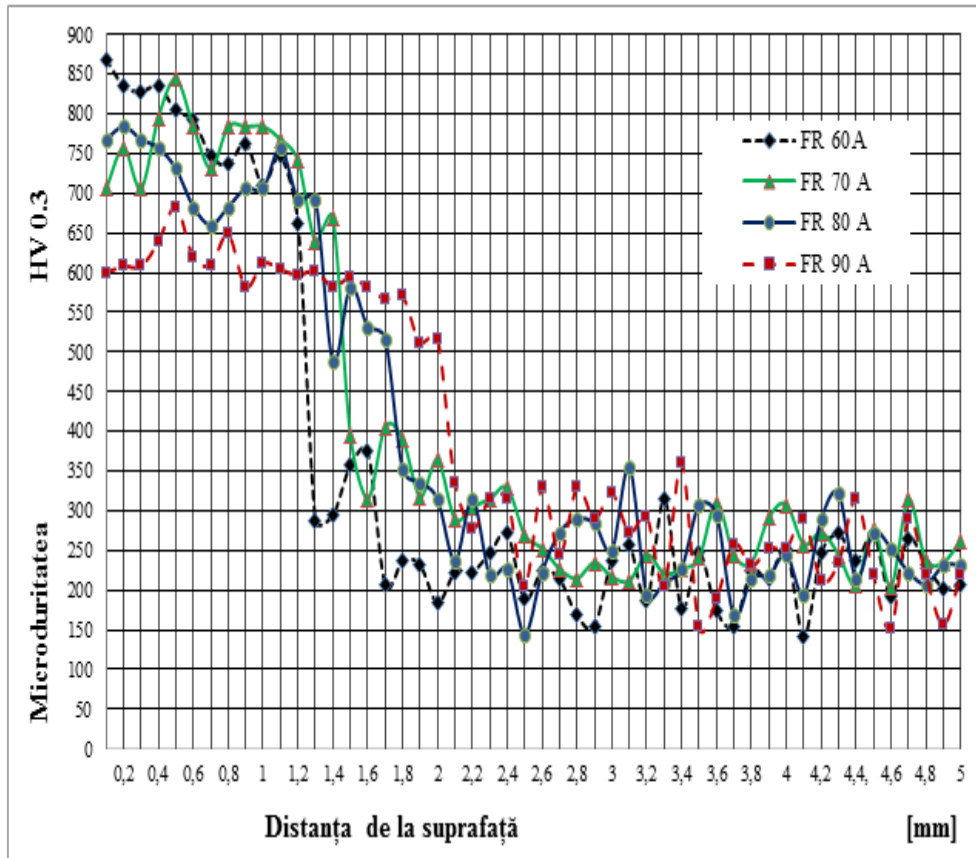


Fig.3.29 Variația microdurității pe secțiunea longitudinală a probelor procesate WIG

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.

3.3.6 Topografia suprafețelor cavitate

Cu ajutorul unui aparat de fotografiat Canon Power Shot SX200 IS, au fost obținute imaginile suprafețelor cavitate pentru fiecare durată a timpului de testare. Figurile 3.30 și 3.31 redau aceste imagini caracteristice valorilor extreme ale curentului de topire, respectiv energiei liniare. Până la valori ale duratei de atac de 90 min., aspectul suprafeței rămâne aproape neschimbat, iar la timpi mai mari se constată că vârfulle striățiunilor se diminuează. Ciupiturile de material sunt extrem de fine și uniforme, fapt care se datorește durității ridicate a microstructurii generate în stratul de suprafață.

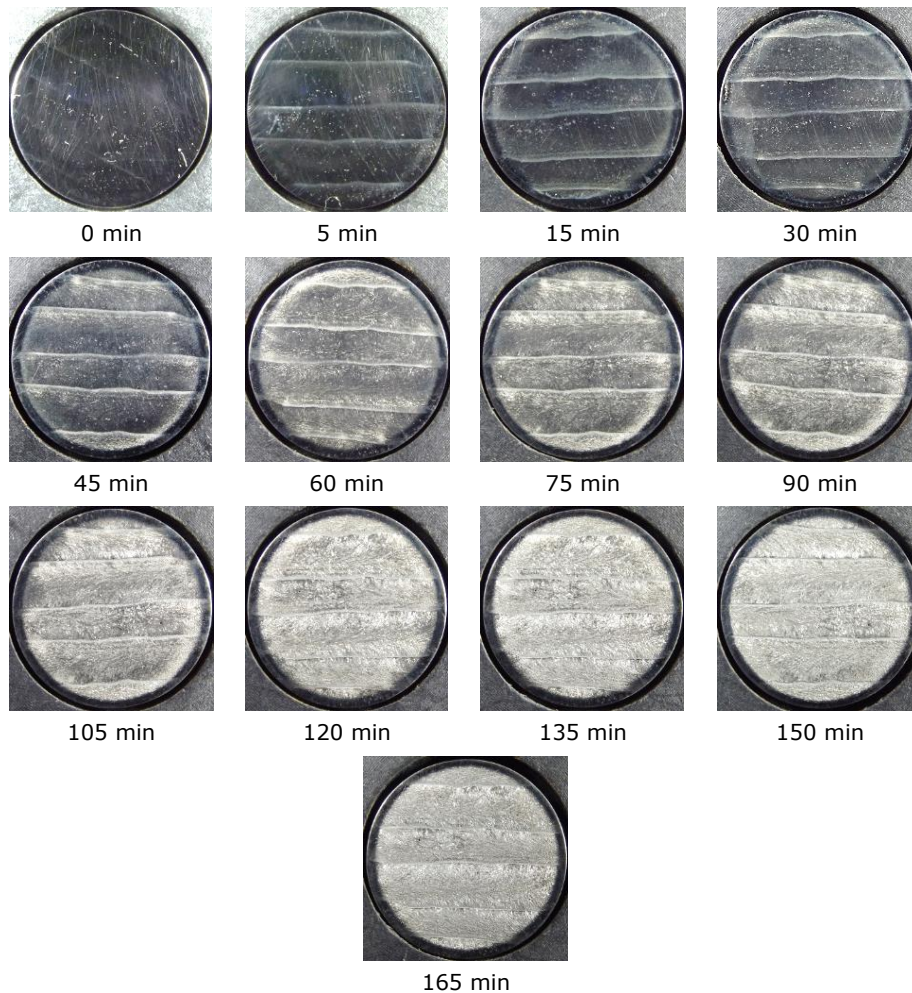


Fig. 3.30 Imaginea macroscopică a suprafeței probelor procesate la $I = 60 \text{ A}$ și testate cavitațional în funcție de durata de atac

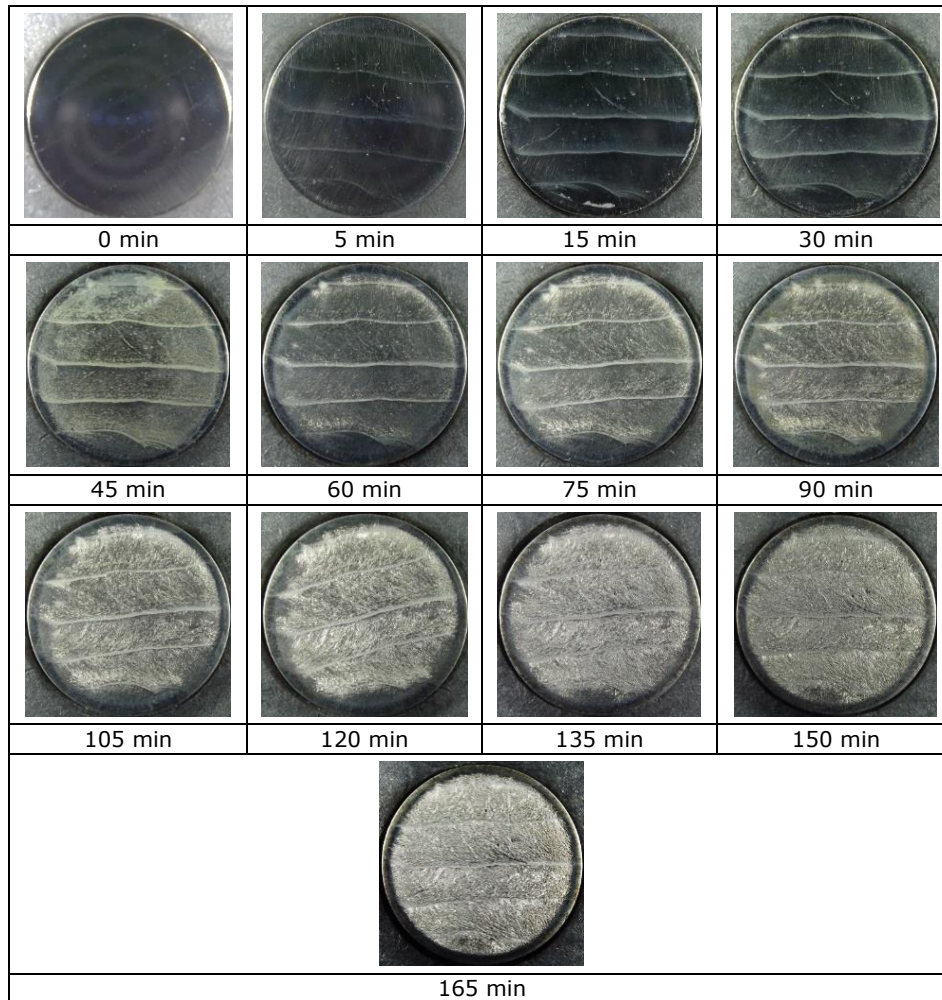
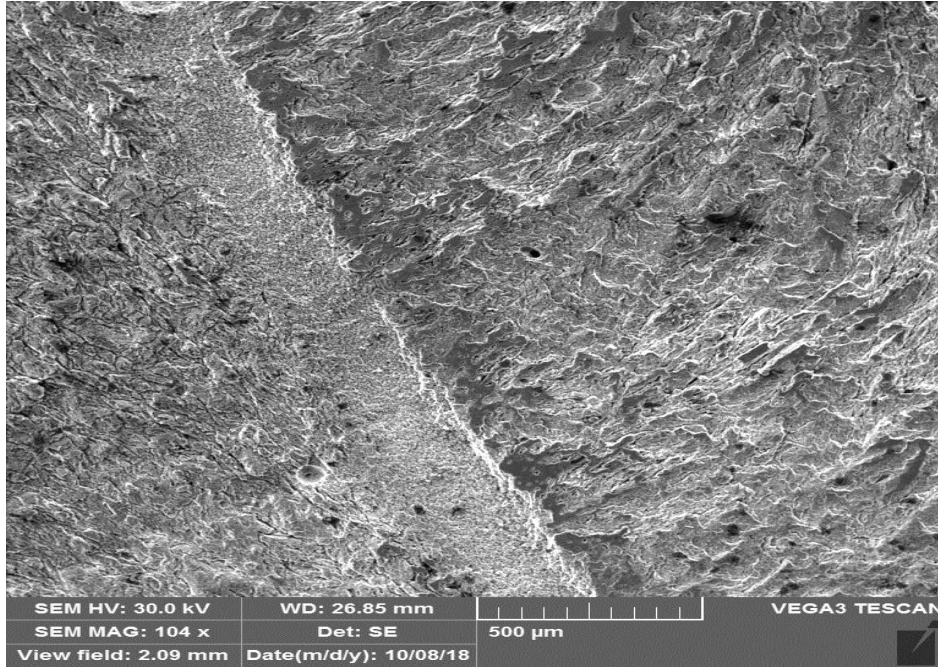
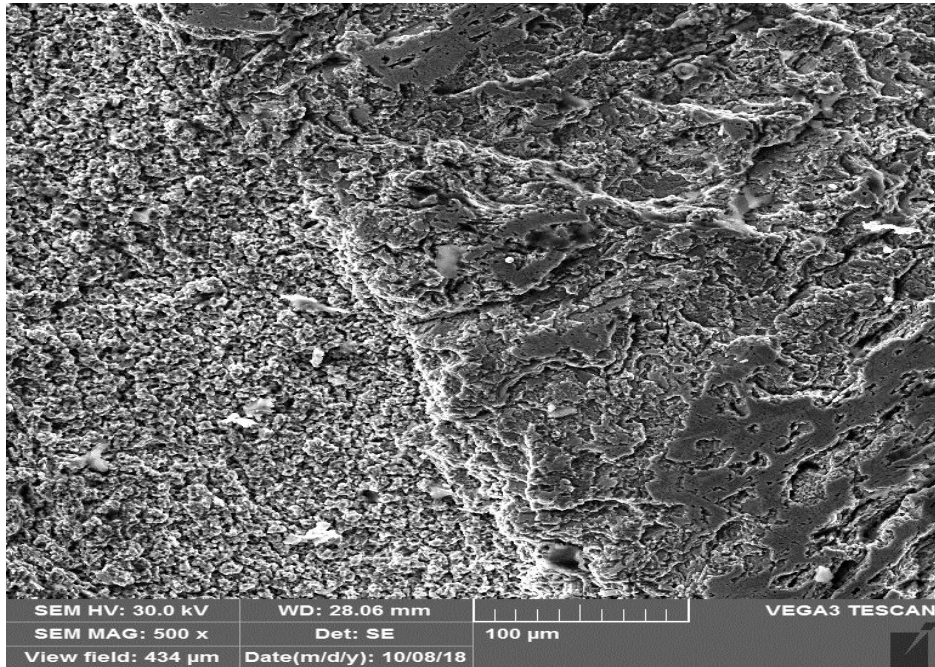


Fig. 3.31 Imaginea macroscopică a suprafeței probelor procesate la $I = 90$ A și testate cavitațional în funcție de durata de atac

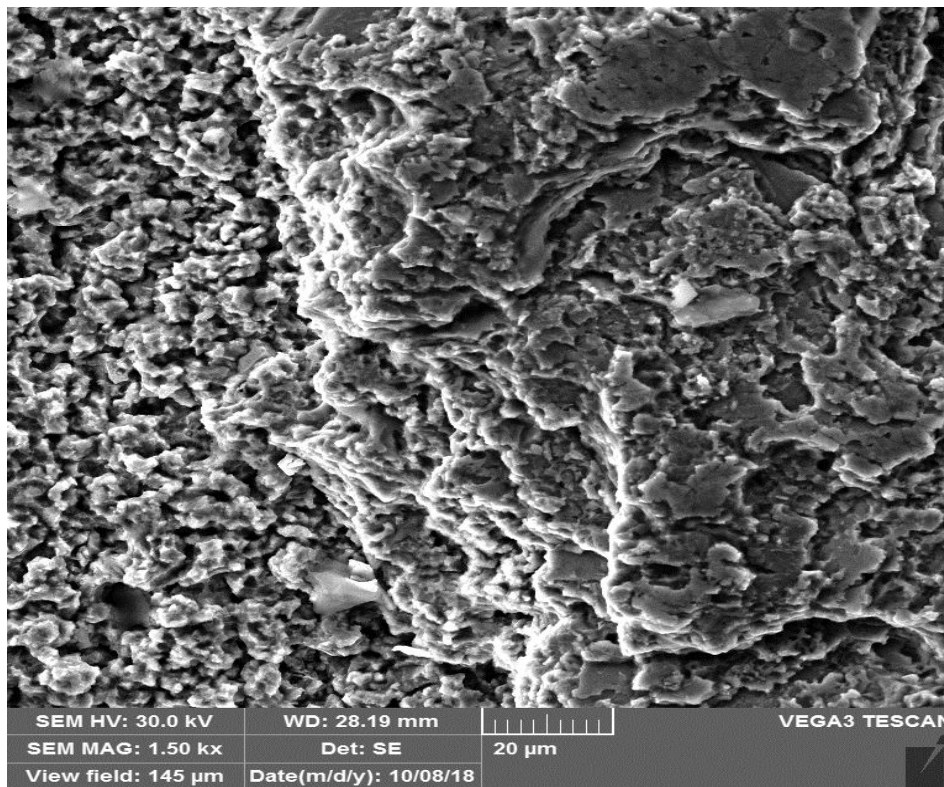
Investigațiile efectuate la microscopul electronic cu baleiaj au reliefat că la probele topite WIG, la curenți diferiți și testate cavitațional timp de 165 min. se formează cratere de dimensiuni mai mici, cu adâncimi sub 1 mm. care nu au pătruns în substrat (fig.3.32). Cea mai mare parte a materialului este supus acțiunii unui singur ciclu termic, iar microporțiunile suprapuse sunt afectate de două cicluri termice. În jurul craterelor de dimensiuni mici, are loc o ecrusare mecanică a matricei datorată impactului repetat al bulelor cavitaționale. Îndepărtarea materialului este atribuită inițierii fisurilor de oboseală pe interfața regiunilor suprapuse de strat (fig.3.32). În schimb, la probele de referință, se constată formarea unor cratere relativ mari.



-a-



-b-



-C-

Fig.3.32 Imaginile SEM ale suprafețelor cavități timp de 165 min.

3.3.7 Măsurători de rugozitate

Suprafațele probelor procesate la diferite valori ale energiei liniare și testate la eroziunea cavității timp de 165 min. au fost supuse măsurătorilor de rugozitate cu ajutorul aparatului Mitutoyo. Rezultatele obținute au fost comparate cu cele ale materialului de referință, care a fost fonta tratată termic prin recoacere pentru detensionare. În fig. 3.33 sunt prezentate valorile medii de rugozitate Ra și Rz pe trei direcții de măsurare, iar în fig. 3.34, 3.35 și 3.36 se arată profilogramele rugozității Ra, Rz și Rt care au fost înregistrate în 12 - 16 zone alese arbitrar pe suprafața cavitată, de la periferie până în zona centrală.

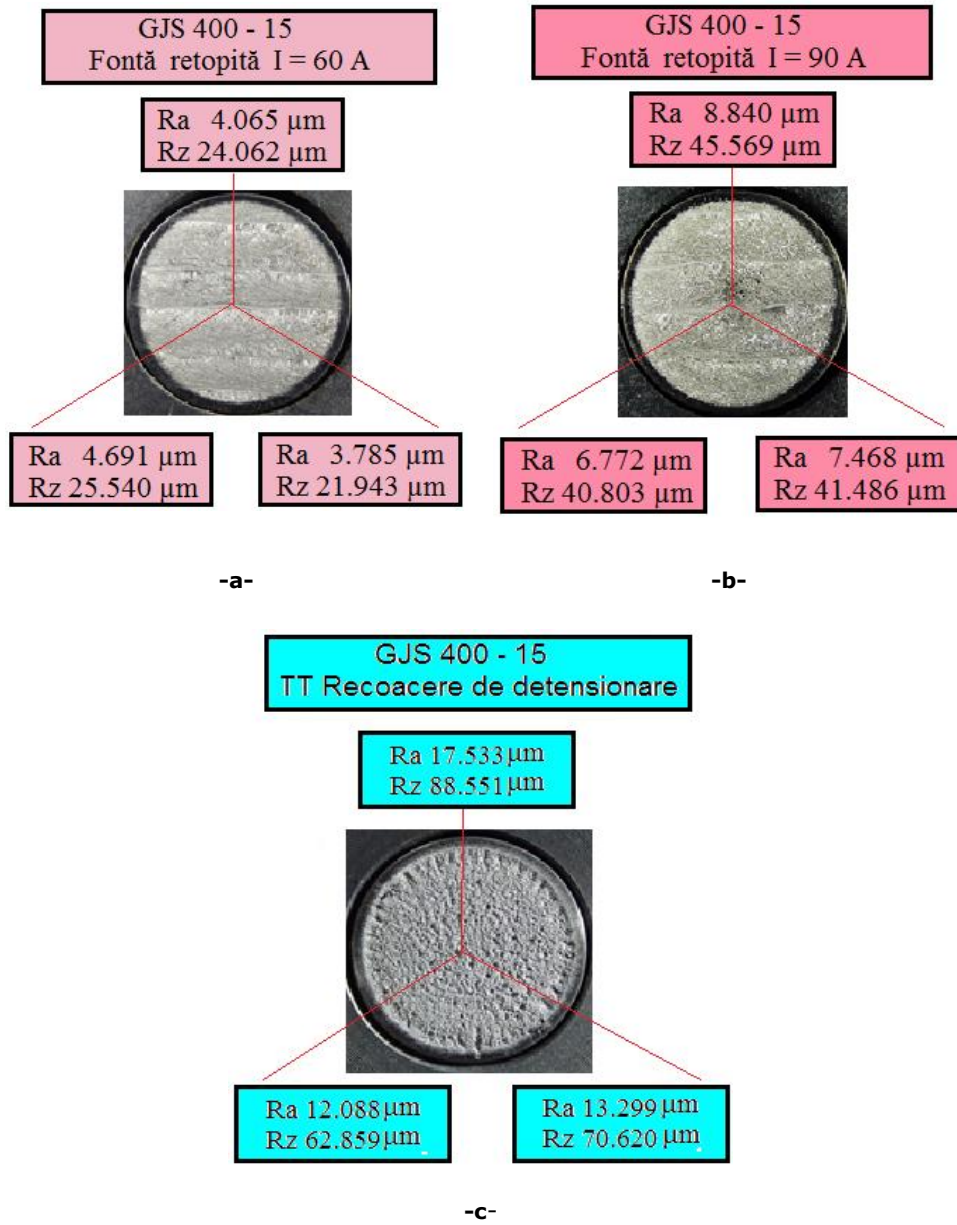


Fig. 3.33 Valorile rugozității Ra și Rz pe 3 direcții de măsurare: **a** – probe procesate la I = 60 A; **b** – probe procesate la I = 90 A; **c** – probe detensionate termic

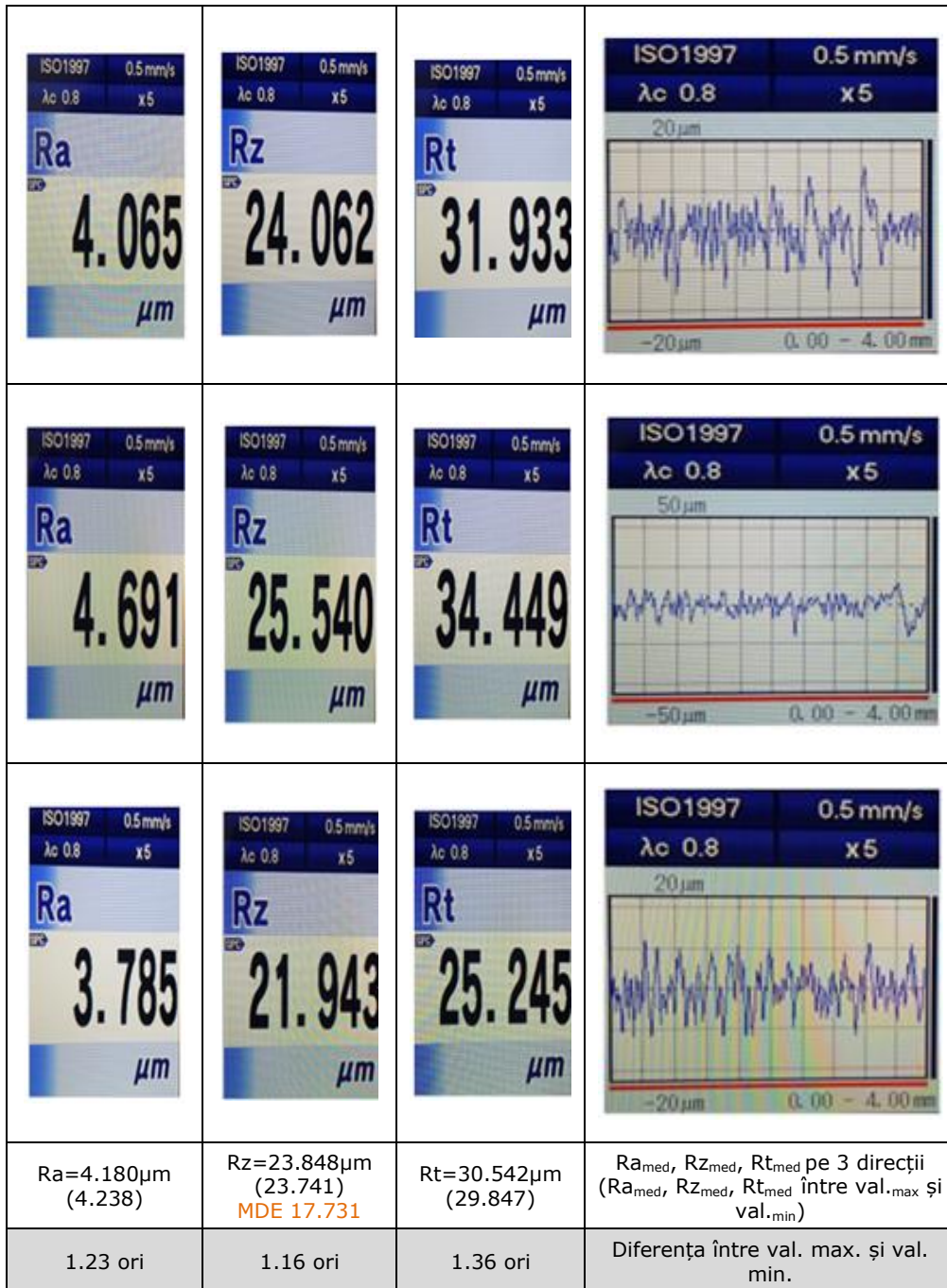


Fig.3.34 Retopire cu $I = 60 \text{ A}$ ($E_i = 3420 \text{ J/cm}$): profilograma și rugozitatea R_a, R_z, R_t pe 3 direcții (în paranteze sunt valorile medii aritmetice dintre cea mai mare și cea mai mică)

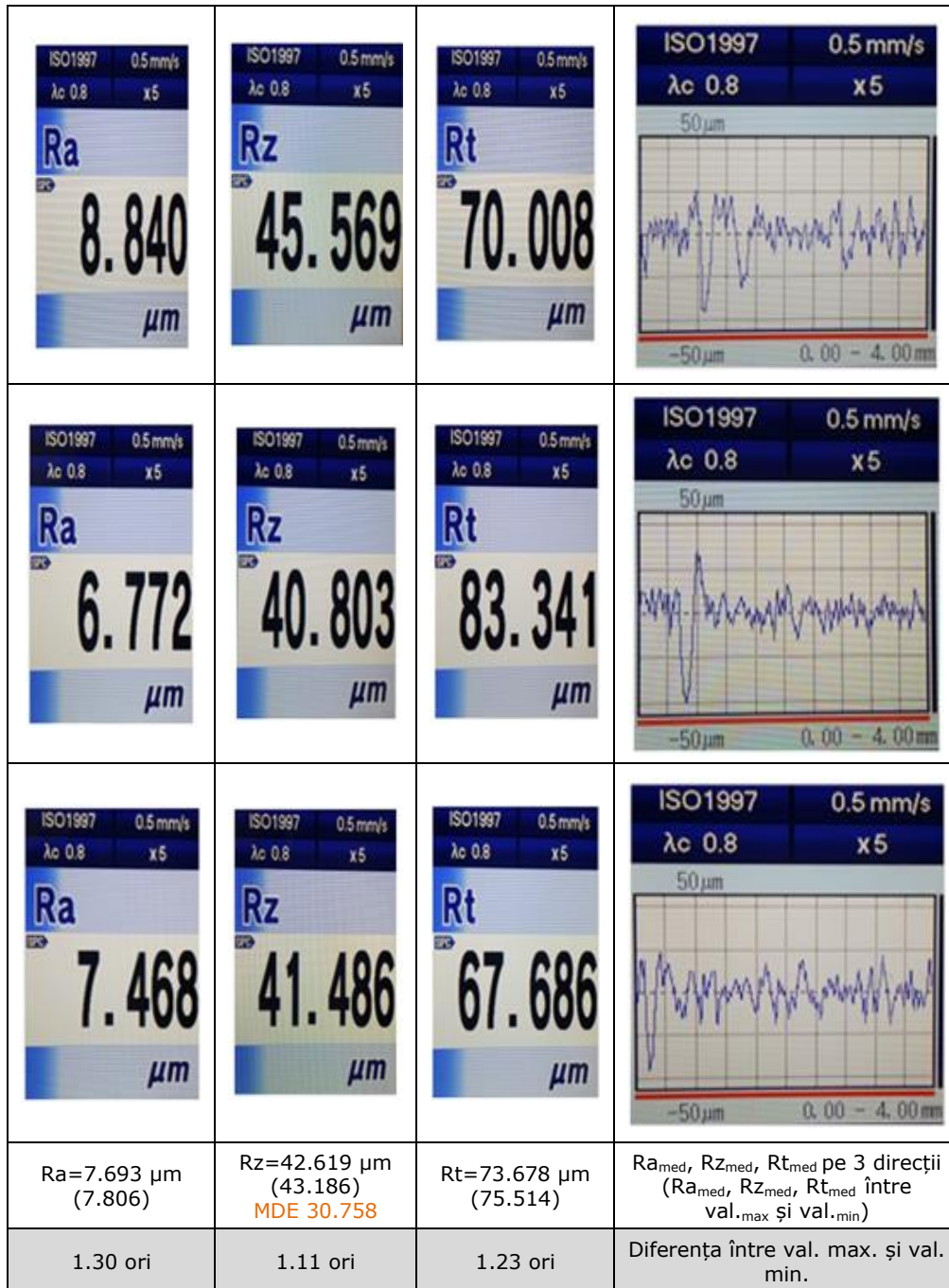


Fig.3.35 Retopire cu $I = 90$ A ($E_t = 5400$ J/cm): profilograma și rugozitatea R_a, R_z, R_t pe 3 direcții (în paranteze sunt valorile medii aritmetice dintre cea mai mare și cea mai mică)

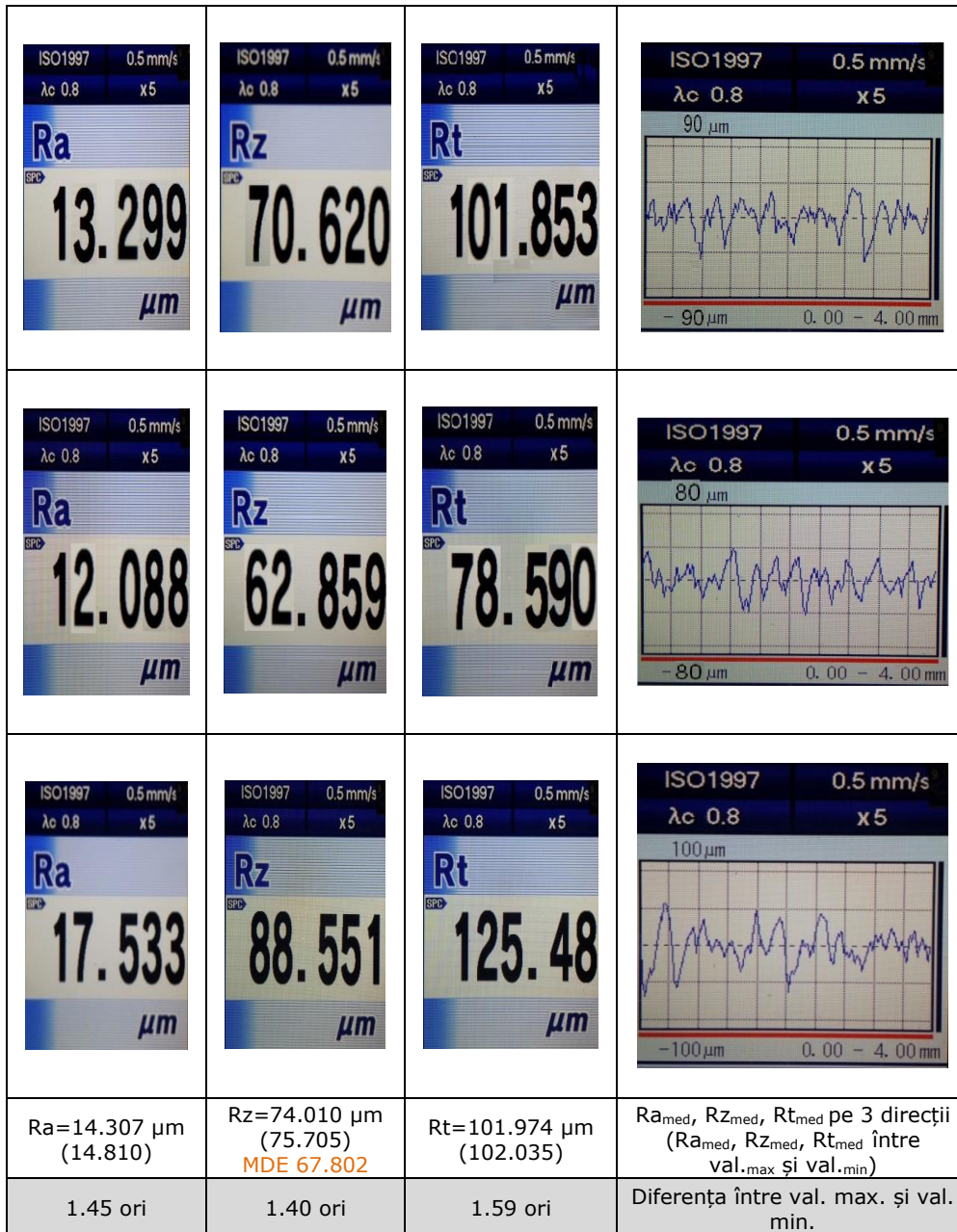


Fig.3.36 Recoacere pentru detensionare: profilograma și rugozitatea R_a, R_z, R_t pe 3 direcții (în paranteze sunt valorile medii aritmetice dintre cea mai mare și cea mai mică)

Diferențele mari între starea de referință a materialului și starea structurală obținută în urma modificării fizice a suprafeței prin tehnica de retopire utilizată, reliefează efectul benefic al acestei metode asupra îmbunătățirii rezistenței la eroziunea cavitației.

În tab.3.2 sunt centralizate valorile comparative ale parametrilor de rugozitate și ale adâncimilor de eroziune MDE, obținute la finalul testului de cavitație, luând ca stare de referință pe cea obținută în urma aplicării recoacerii pentru detensionare. Datele prezentate sunt obținute prin medierea aritmetică dintre valoarea cea mai mare și cea mai mică a parametrilor rugozității, cuprinse în fig. 3.34.....3.36.

Analiza acestora demonstrează că retopirea suprafeței provoacă o îmbunătățire substanțială a rezistenței la eroziunea cavitației. Astfel, în urma procesării stratului cu $I = 60$ A, respectiv cu $I = 90$ A se constată o reducere a adâncimii medii de pătrundere a eroziunii cu cca.3.82 ori, respectiv cu cca.2.20 ori față de valoarea corespunzătoare tratamentului termic de recoacere pentru detensionare. De o manieră similară, evoluează și parametrii ce caracterizează rugozitatea suprafeței, dovedind o bună concordanță cu rezistența la cavitație.

Tab. 3.2 Valorile comparative ale parametrilor rugozității și ale MDE_(165 minute)

Stare epruvetă	MDE _(165 minute) [μm]	Ra [μm]	Rz [μm]	Rt [μm]
Recoacere pentru detensionare	67.802	14.306	74.01	101.097
Suprafața topită Is 60A	17.731	4.180	23.848	30.542
Suprafața topită Is 90A	30.758	7.693	42.619	73.678
Efect suprafața topită (starea de referință: detensionare)				
Suprafața topită Is 60A	Scade de 3.82 ori	Scade de 3.42 ori	Scade de 3.10 ori	Scade de 3.31 ori
Suprafața topită Is 90A	Scade de 2.20 ori	Scade de 1.85 ori	Scade de 1.73 ori	Scade de 1.37 ori

Histograma din fig.3.37 evidențiază mai clar faptul că rugozitatea R_z constituie un indicator important în evaluarea rezistenței la eroziunea cavitației a materialelor metalice și că metoda retopirii WIG a suprafeței pieselor din fontă nodulară aduce beneficii importante în creșterea duratei de viață a componentelor care lucrează în medii cavitaționale.

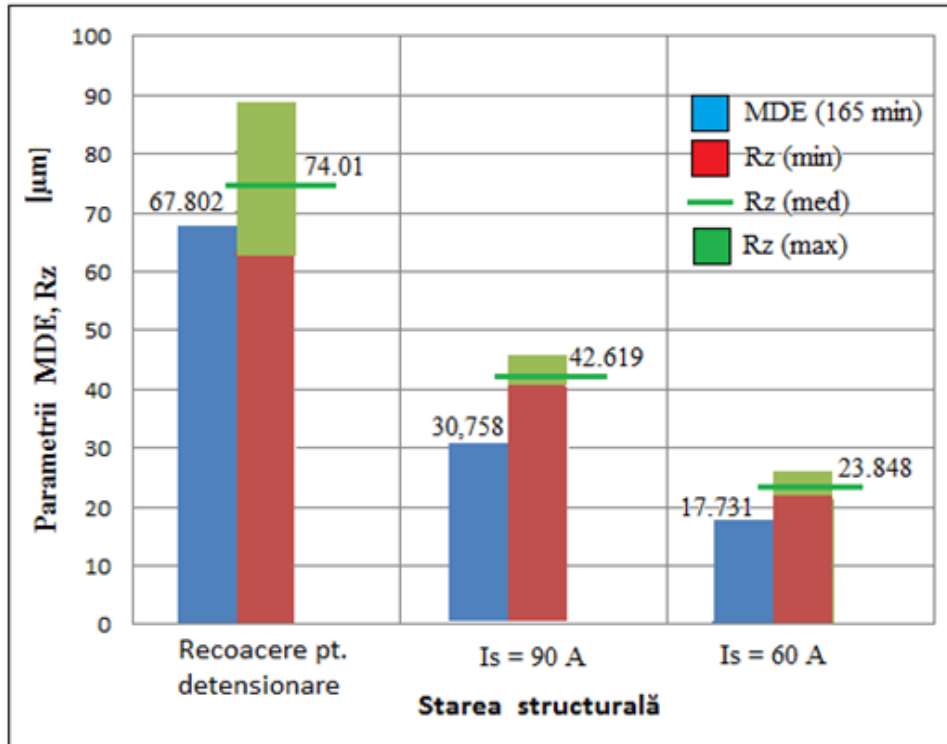


Fig. 3.37 Efectul stării structurale asupra mărimilor Rz și $MDE_{(165 \text{ minute})}$

Alături de mărimea MDE, un alt parametru important al cavitației este viteza de eroziune, MDER. Inversul acestei valori spre care ea tinde să se stabilizeze, $MDER_s$, definește rezistența la cavitație, R_{cav} . În tab. 3.3 sunt redată valorile acestora, comparate cu cele înregistrate pentru recoacerea de detensionare, considerat ca tratament termic de referință.

Tab. 3.3 Efectul procesării WIG asupra mărimilor $MDER_s$ și R_{cav}

Stare epruvetă	Parametrul rezistenței la eroziunea prin cavitație		Variație față de recoacerea pentru detensionare
	$MDER_s$ [μm/min]	R_{cav} [min/μm]	
Recoacere pt. detensionare	0.446	2.242	-
Suprafață topită la $I_s = 60 \text{ A}$	0.137	7.299	Creste de 3.25ori
Suprafață topită la $I_s = 90 \text{ A}$	0.231	4.329	Creste de 1.93ori

Datele din acest tabel reliefează o creștere de 3.25 ori a rezistenței la cavitație a suprafețelor procesate WIG, comparativ cu starea structurală specifică tratamentului termic de recoacere pentru detensionare.

Legătura dintre rugozitatea R_z a suprafețelor testate cavitațional timp de 165 min., parametrii cavitaționali și duritatea realizată în urma tratamentului termic de recoacere pentru detensionare, respectiv în urma procesării WIG a suprafeței, este prezentată în fig.3.38. Cu cât duritatea este mai ridicată, cu atât rugozitatea suprafeței atacate cavitațional este mai redusă și comportarea la cavitație este mai bună.

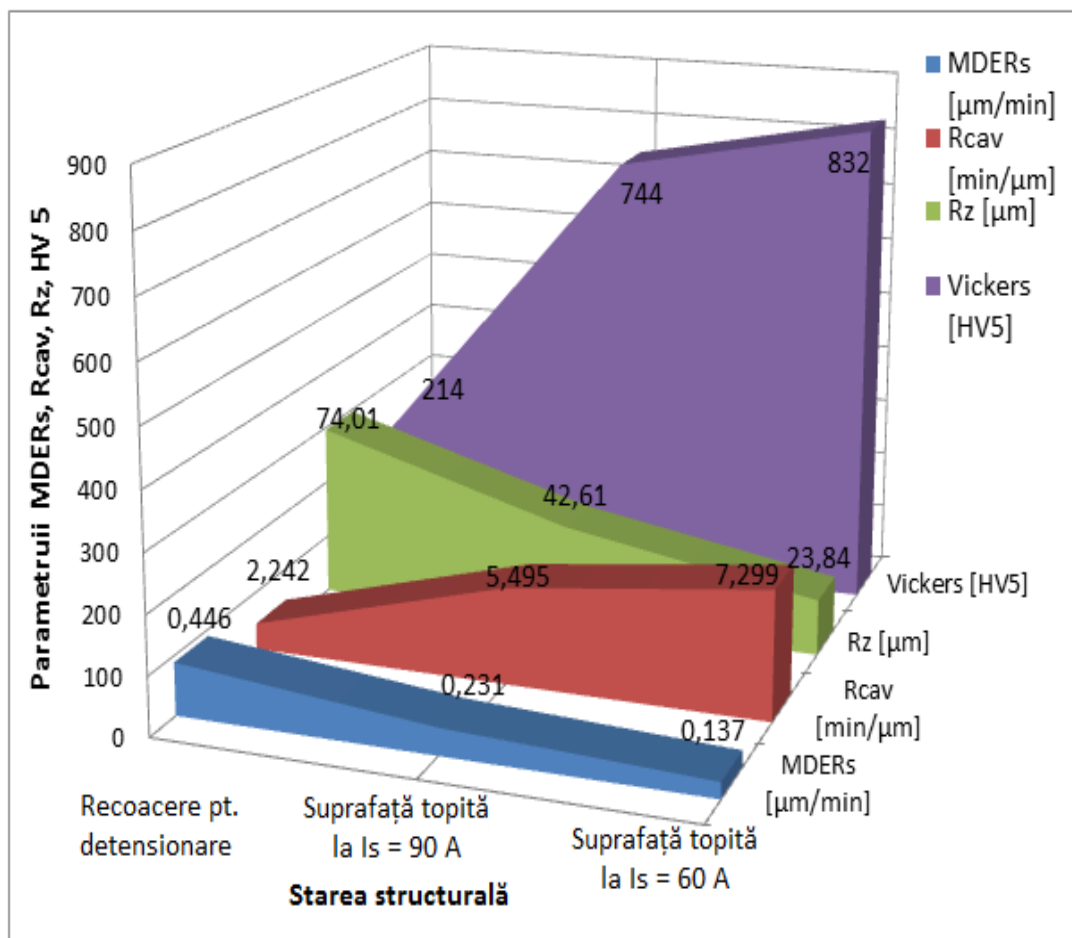


Fig.3.38 Corelația dintre duritate, rugozitate și parametrii de cavitație ai fontei nodulare GJS-400-15

3.3.8 Concluzii

1. Metoda de topire locală a suprafeței fontelor nodulare utilizând ca sursă de căldură arcul electric WIG, operată la curenți de 60...90 A și tensiune de 9.5 – 10 V a condus la dizolvarea completă sau parțială a nodurilor de grafit și la apariția după răcire rapidă a unei structuri fine în stratul marginal.
2. Procesul de cristalizare primară și secundară a băii de metal topit are loc după sistemul metastabil, Fe – Fe₃C, astfel că în stratul marginal ia naștere o structură de fontă albă (Ledeburită + Martensită), iar sub acesta un strat călit (Martensită + Cementită + Grafit nodular).
3. Microdunitatea straturilor generate WIG la cele mai mici valori ale curentului de topire, de 60 A, respectiv o energie liniară de 3420 J/cm, atinge valori de 700 – 850 HV 0.3. La valori mai mari ale curentului, de 90 A, respectiv o energie liniară de 5400 J/cm, nivelul duriții este ceva mai scăzut, de 560 – 680 HV 0.3, dar mult superior materialului de bază, situat la valori cuprinse între 200 – 260 HV 0.3.
4. Microstructura zonei influențate termic, adiacentă regiunii topite, constă din martensită de călire, austenită reziduală și grafit parțial dizolvat, înconjurat de cementită.
5. Rezultatele experimentale ale testului de eroziune prin cavitație au arătat o îmbunătățire semnificativă a rezistenței fontei nodulare după tratamentul de topire cu arc electric WIG. 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.
6. Imaginile SEM care privesc suprafețele 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.
7. Retopirea fontei nodulare prin procesul WIG fără a folosi un material de adaos constituie o modalitate simplă și ieftină de a produce suprafețe dure cu o microstructură unică și o rezistență ridicată la uzare prin cavitație.

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

4.1 Introducere

Pulverizarea termică este un proces în cadrul căruia materialul de acoperire (pulbere, sârma), este alimentat într-o zonă de încălzire pentru a se topi, fiind apoi accelerat și proiectat pe un material de bază (respectiv substratul), creindu-se astfel o noua suprafață (fig. 4.1).

Energia termică necesară încălzirii și topirii materialului de depus poate fi furnizată prin încălzire electrică sau prin încălzire cu flacără.

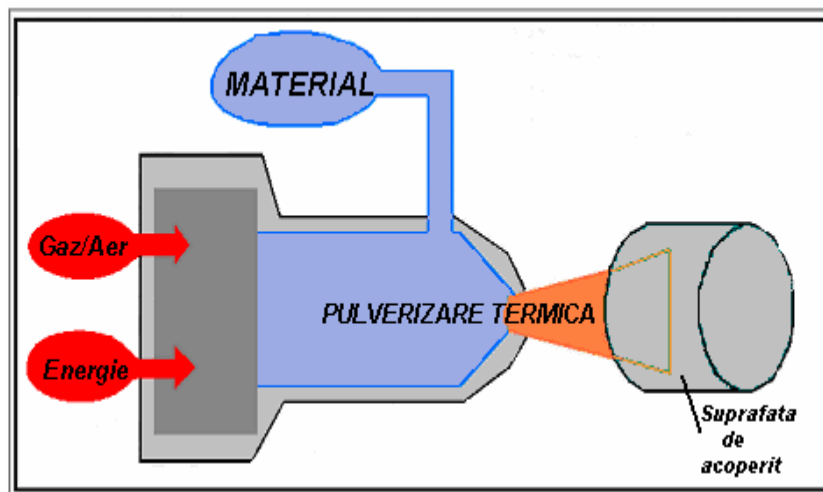


Fig. 4.1 Reprezentarea schematică a procesului de pulverizare termică [48]

Prin asemenea procese se pot obține microstraturi rezistente la uzare, la șocuri termice, la coroziune, izolante din punct de vedere termic sau electric, microstraturi și straturi supraconductoare, biocompatibile, etc. Față de alte tehnici, aplicate în scopuri similare (cufundare în metal topit, difuzie, placare, acoperiri galvanice), pulverizarea termică oferă următoarele avantaje:

- încălzirea metalului suport este moderată, încât probabilitatea de apariție a tensiunilor interne sau a fisurilor este scăzută;
- se poate executa în afara atelierului și pe suprafețe oricât de mari;
- se pot executa acoperiri pe suport combustibil ca lemn, textile, etc.;

Ca dezavantaje principale se pot menționa neomogenitatea și porozitatea microstraturilor. Cele mai utilizate tehnici de pulverizare termică folosite la depunerea de straturi sunt: pulverizarea cu flacăra, pulverizarea cu plasmă și pulverizarea cu flacără de mare viteză (HVOF).

Tehnica HVOF se caracterizează prin faptul că energia cinetică a particulelor ce se pulverizează este mult superioară altor procese de pulverizare, la valori mai scăzute ale energiei termice.

Datorită vitezei mari a particulelor ajunse în stare plastică pe suprafața substratului, acestea aderă și se compactează, producând straturi aderente și de mare densitate.

Acest proces a fost dezvoltat inițial de JET - KOTE fiind adoptat în terminologia internațională sub denumirea generică de HVOF (high velocity oxy - fuel).

Schema de principiu a tehnicii HVOF este prezentată în fig.4.2.

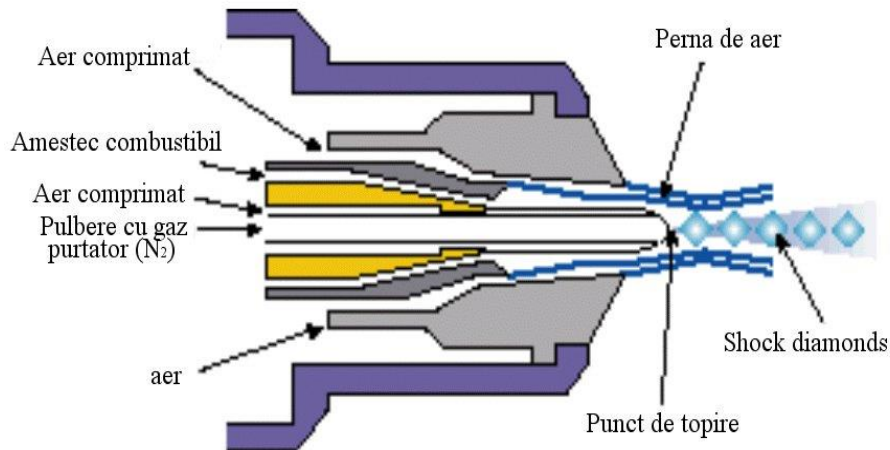


Fig. 4.2 Schema de principiu a pulverizării cu flacără HVOF [48]

Ea utilizează un combustibil sub presiune mare atât sub formă gazoasă, cât și lichidă, iar ca gaz de ardere este folosit oxigenul. În flacără se introduc pulberile ceramice sau cermeturi prin intermediul unui gaz transportor. Răcirea pistolului de pulverizare se realizează cu apă sau aer comprimat.

Toate arzătoarele HVOF operează după un principiu comun și anume: oxigenul și combustibilul sunt introduse într-o cameră de combustie unde sunt arse pentru a produce atât energie termică cât și o presiune de lucru. Ceea ce rezultă în urma combustiei este trecut printr-o duză pentru a mări viteza de lucru și apoi se injectează pulberea în coloana de gaz de mare presiune. Temperatura ridicată a gazelor arse conduce la topirea particulelor, iar jetul le proiectează cu viteză foarte mare de aproximativ 1 Mach pe substratul de acoperit rezultând microstraturi fine.

Există mai multe tipuri de arzătoare, diferențele constructive dintre arzătoarele HVOF depind de: locul în care injectează pulberea, tipul de combustibil folosit și starea lui (gaz sau lichid), modul de răcire (apă sau aer comprimat), tipul camerei de combustie, tipul arzătorului, geometria duzei de ieșire. Toți acești factori

influențează temperatura și viteza particulelor cu care se efectuează pulverizarea termică.

Datorită presiunii ridicate a gazelor utilizate la producerea flăcării HVOF, de ordinul a 3-9 bar, viteza flăcării care antrenează particulele în jetul de pulverizare este foarte mare, fiind superioară vitezei de lucru de la alte procedee de pulverizare termică (pulverizarea cu flacără clasică, pulverizarea cu arc electric, pulverizarea în jet de plasmă).

Urmare a presiunii ridicate a gazelor în pistolul de pulverizare se pot folosi gaze combustibile care separă aceste presiuni. Combustibilii folosiți în stare lichidă sau gazoasă la pulverizarea HVOF sunt: acetilena (C_2H_2), metanul (CH_4), etilena (C_2H_4), propanul (C_3H_8), propilena (C_3H_6), hidrogenul (H_2), kerosenul.

Arzătoarele din ultima generație asigură deplasarea gazelor cu o viteză de 1,0 Mach, utilizând duze convergente. Presiunea de combustie rezultă din raportul debitelor tuturor gazelor care ies din camera de combustie și suprafața de ieșire a gâtului duzei.

Proprietățile termodinamice ale produselor rezultate în urma combustiei, pot avea o influență deosebită asupra presiunii combustiei, iar raportul dintre vaporii de apă și dioxidul de carbon, se va schimba în funcție de combustibilii folosiți. În consecință, tehnologia HVOF, este limitată tehnic și economic la valori ale vitezei gazului între 1900 și 2200 m/s.

Performanțele procedurii de pulverizare cu flacără de mare viteză HVOF sunt prezentate în tab.4.1.

Tab.4.1 Caracteristicile metodei de pulverizare cu flacără de mare viteză HVOF

Proprietate	Valoare
Temperatura sursei termice	$\leq 2700^\circ C$
Viteza particulelor	600-750 m/s
Valoarea porozității uzuale	0.2-2 %
Cantitatea de oxizi (acoperiri metalice)	0.5-5 %
Rezistența mecanică a îmbinării	≥ 70 MPa

Principalele aplicații tipice pentru pulverizarea termică HVOF sunt:

- Industria ambalajelor la valțuri canelate;
- Industria tipografică la valțuri profilate;
- Industria chimică și petrochimică la valve cu bilă de dimensiuni mari, la armături, la reactoare;
- Industria aerospațială pentru motoare și scuturi termice;
- Industria metalurgică, la cilindri de laminare, șuruburi de antrenare, role speciale, discuri și sisteme de trefilare, etc.

La ora actuală, această metodă se utilizează din ce în ce mai mult în foarte multe domenii datorită avantajelor pe care le are și anume:

- asigură o viteză a gazului fără o temperatură excesiv de înaltă, fapt ce ar conduce la creșterea riscului de oxidare sau de descompunere a materialului substratului;
- permite depunerea unor amestecuri de materiale în vederea obținerii de straturi imposibil de realizat prin metodele convenționale;
- materialul depus HVOF va fi mai puțin supraîncălzit în comparație cu pulverizarea în plasmă; viteza de depunere fiind foarte mare la proiectarea pulberii pe substrat, rezultă un strat cu porozitate mai redusă;
- oferă posibilitatea obținerii unor straturi în condiții atmosferice normale deoarece nu necesită o cameră sub vid (în comparație cu metoda pulverizării cu plasmă în vid); straturile pot fi depuse mai ușor, nemaifiind necesară demontarea pentru reparare a diferitelor componente ale mașinilor și instalațiilor ce se necesită a fi protejate, acest lucru conducând implicit și la avantaje economice;
- metoda oferă o soluție atractivă pentru producerea și depunerea straturilor de tip cermet.

4.2 Materiale și proceduri experimentale

Pentru investigații, 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), având compoziția chimică similară oțelului 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. Înainte de pulverizare, substratul a fost sablat cu nisip și curățat cu acetonă pentru a asigura o bună aderență a acoperirii.

Procesul de pulverizare termică a fost condus pe un echipament al firmei Sulzer Metco (fig.4.3) care are în componență un modul de comandă, un pistol de pulverizare DJM 2700 montat pe un robot ce permite deplasarea în 6 axe și un dozator de pulbere. O imagine din timpul desfășurării procesului se arată în fig. 4.4.

Ca gaz de ardere s-a utilizat un amestec de oxigen (430 l / min) și propan (70 l / min). Azotul a fost utilizat ca gaz de transport. Distanța de depunere a fost menținută constantă la o valoare de 150 mm. Grosimea acoperirilor a fost de aproximativ 270 μm.

Pentru a determina rezistența la cavitație a probelor, a fost utilizat echipamentul vibrator cu cristale piezoceramice prezentat în fig.2.7.

Experimentele au fost efectuate în apă potabilă (la o temperatură de 22 ± 1 °C) în conformitate cu normele internaționale ASTM G32-2010 [73]. Întreaga durată a unui test de cavitație a fost de 165 minute divizată în 12 perioade de 5, 10 și 15 minute.

După fiecare perioadă de testare, eșantioanele au fost supuse măsurătorilor gravimetrice în vederea definirii curbelor de variație în timp a adâncimii medii de pătrundere a eroziunii (MDE) și a vitezei medii de eroziune (MDER).



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



Fig.4.4 Imaginea desfășurării procesului de pulverizare

De asemenea, au fost efectuate încercări sclerometrice, și examinări macro - și microscopice pentru a dezvălui morfologia transformărilor intervenite în stratul de suprafață erodat prin cavitație.

4.3 Evaluarea și interpretarea rezultatelor experimentale

4.3.1 Analize micrografice

Microstructura fontei cercetate este redată în fig.4.5. Analizând imaginea se observă prezența incluziunilor de grafit înconjurate de matricea metalică.

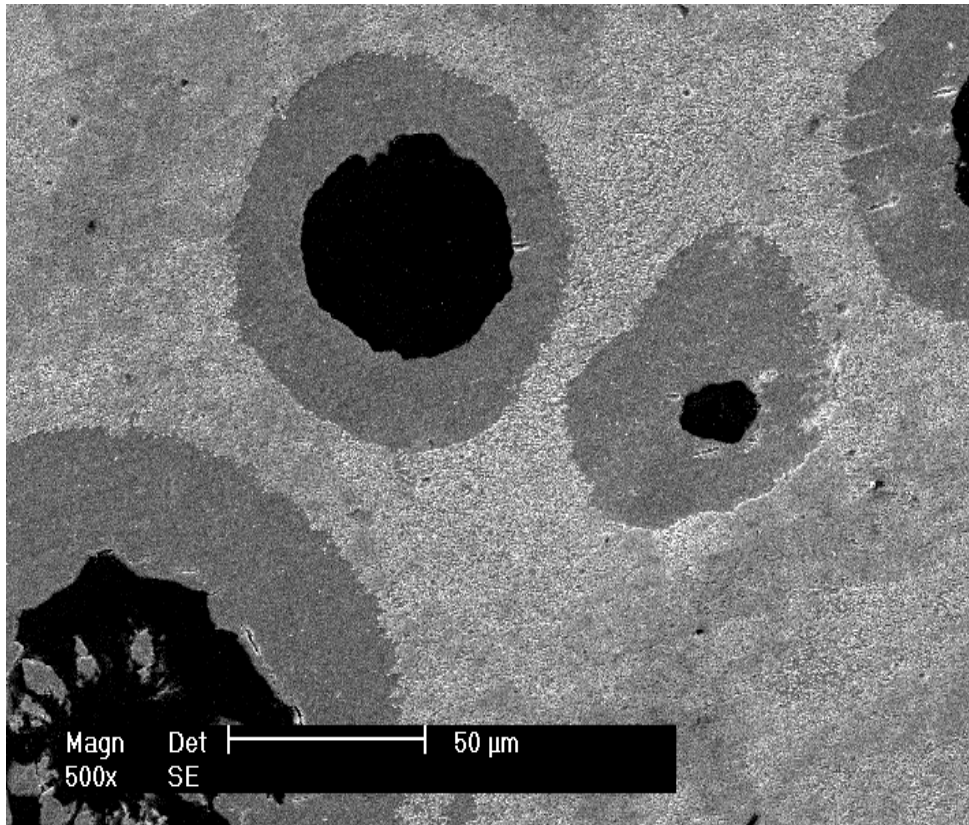
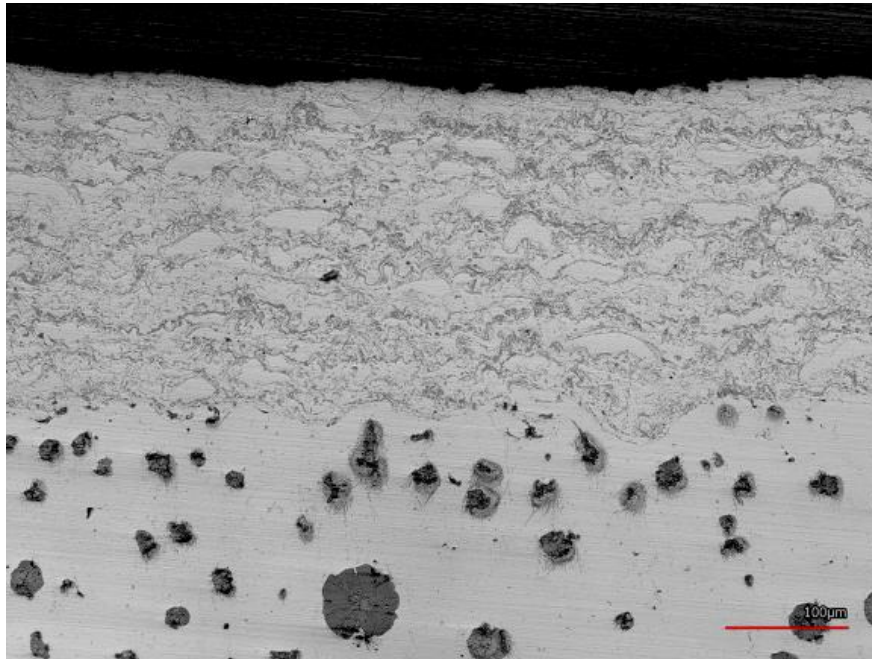
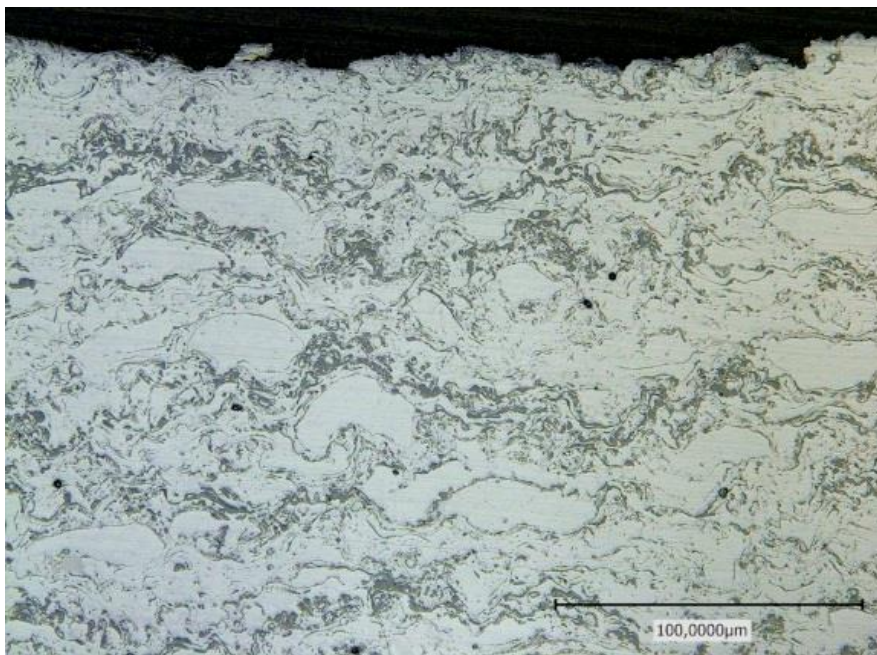


Fig. 4.5 Microstructura fontei nodulare. Atac NITAL 3%

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 semnaleză 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

4.3.2 Încercări de microduritate

Intensitatea schimbărilor microstructurale produse în sistemul strat – substrat, prezentat în figura 4.7, a fost evaluată prin măsurători de microduritate, HV0.05.

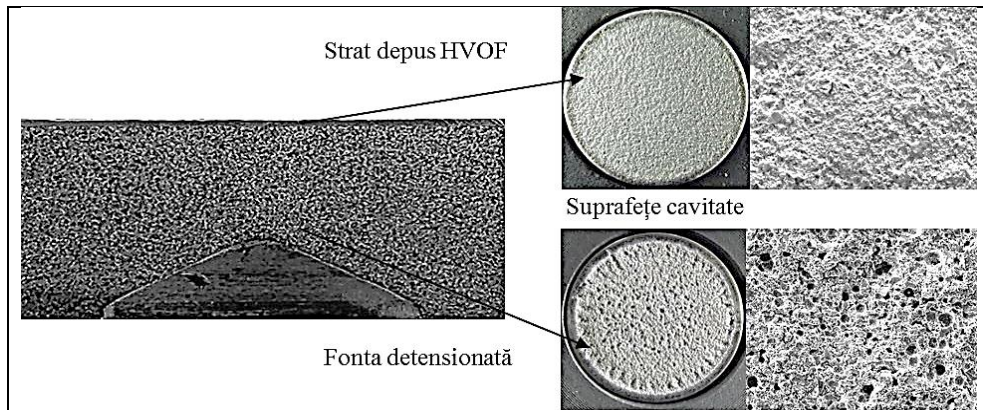


Fig. 4.7 Vizualizarea sistemului strat-substrat obținut în urma acoperirii HVOF

Variația microdurității pe secțiunea probelor acoperite este arătată în fig. 4.8. Stratul de suprafață având o structură fină și densă, cu o densitate mare de defecte ale rețelei cristaline urmare a efectului de ecrusare mecanică, va prezenta valori relativ mari ale durității (385 ± 16 HV0.05).

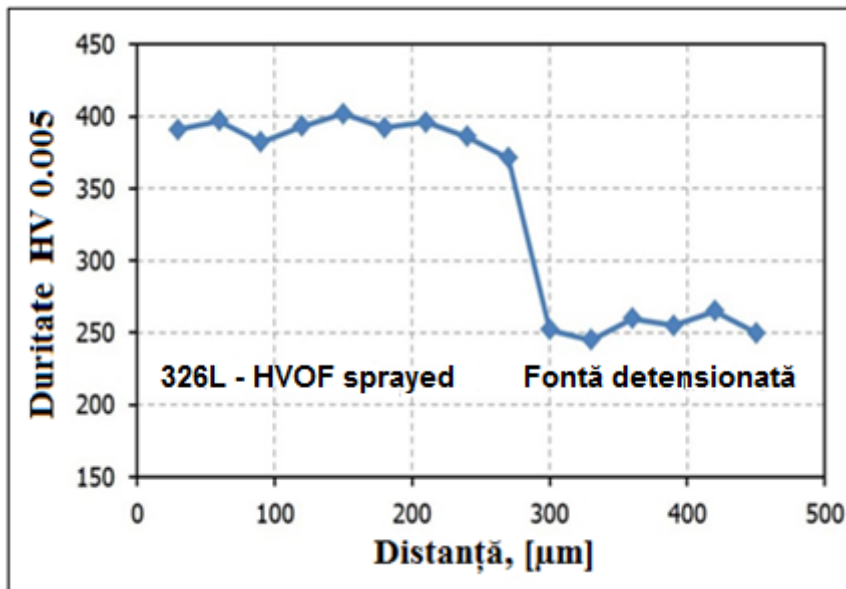


Fig. 4.8 Curba gradient de duritate pe secțiunea probelor acoperite

Acest lucru constituie o premiza de îmbunătățire a rezistenței la eroziune prin cavitație. În schimb, duritatea substratului este mai mică, (255 ± 10 HV0.05), corespunzătoare microstructurii ferito-perlitice a masei metalice de baza a fontei.

4.3.3 Curbele de cavitație

Testele de cavitație au fost conduse pe doua seturi a cate trei probe, unul fiind caracteristic materialului de referință (tratament termic de recoacere pentru detensionare), iar celălalt, acoperirii HVOF a suprafeței cu pulberi din oțel inoxidabil austenitic. Prin măsurători gravimetrice au fost determinate pierderile masice medii cumulate și pe baza acestora s-au calculat valorile adâncimii medii de pătrundere a eroziunii, cumulată, MDE, respectiv, vitezei de pătrundere a eroziunii MDER:

$$MDE_i = \sum_{i=1}^{12} \Delta MDE_i = \frac{4 \cdot M_i}{\rho \cdot \pi \cdot d_p^2} [\text{mm}];$$

$$MDER_i = \Delta MDE_i / \Delta t_i$$

unde:

i - reprezintă perioada de testare;

Δm_i - este masa de material, pierdută prin eroziune, în perioada **i**, în grame;

ρ - densitatea fontei, în grame/mm³;

Δt_i - durata cavitației corespunzătoare perioade "**i**" (5 minute, 10 minute sau 15 minute);

d_p - diametrul suprafeței probei, supusă atacului cavitației (**d_p** = 15,8 mm);

ΔMDE_i - valoarea adâncimii medii de pătrundere a eroziunii, realizată prin cavitație în perioada **Δt_i** ,

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 patrundere 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. Conform normelor internaționale, rezistența la eroziunea cavitației fiind definită prin inversul vitezei de eroziune pe perioada de stabilizare, $R_{cav} = 1/MDER_s$, rezultă:

- fonta neacoperită,

$$R_{cav} = \frac{1}{0.446} = 2.24 [\mu\text{m}/\text{min}]$$

- fonta acoperită,

$$R_{cav} = \frac{1}{0.186} = 5.37 [\mu\text{m}/\text{min}]$$

În consecință, procesul de acoperire propus favorizează o creștere a rezistenței la cavitație de cca. 2,4 ori. Explicația acestei îmbunătățiri are la bază microstructura fină și duritatea ridicată a stratului de suprafață.

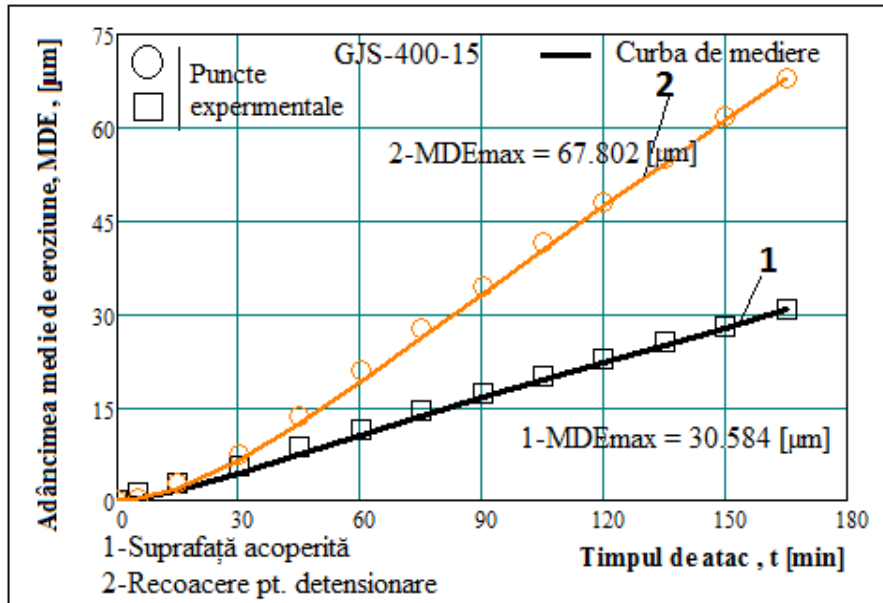


Fig.4.9 Evoluția adâncimii medii de pătrundere a eroziunii cu durata atacului cavitației: 1 – suprafață acoperită; 2 – suprafața tratată prin recoacere pentru detensionare

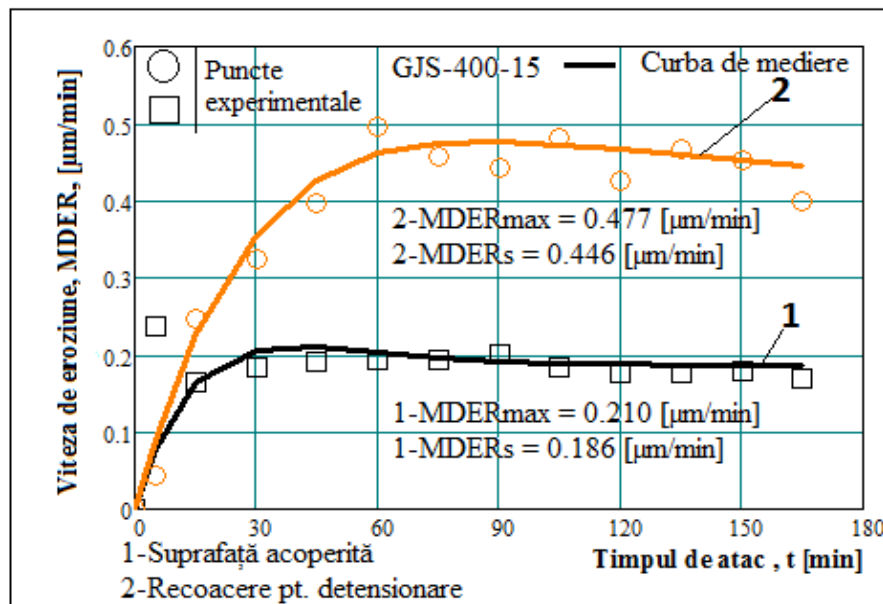


Fig. 4.10 Evoluția vitezei adâncimii medii de pătrundere a eroziunii cu durata atacului cavitației: 1 – suprafață acoperită; 2 – suprafața tratată prin recoacere pentru detensionare

4.3.4 Topografia suprafețelor și microstructura stratului erodat prin cavitație

Dupa fiecare perioada de testare, suprafețele probelor au fost examinate macroscopic și fotografiate (fig. 4.11). Analiza comparativă a suprafețelor erodate evidențiază faptul că în primele 45 min. de atac nu se manifestă o deteriorare semnificativă a macrogeometriei acestora, fenomen care se poate explica prin smulgeri reduse de material la începutul procesului de uzare. La durate mai mari de atac se constată apariția unor mici ciupituri de material care au o dispunere uniformă pe întreaga suprafață.

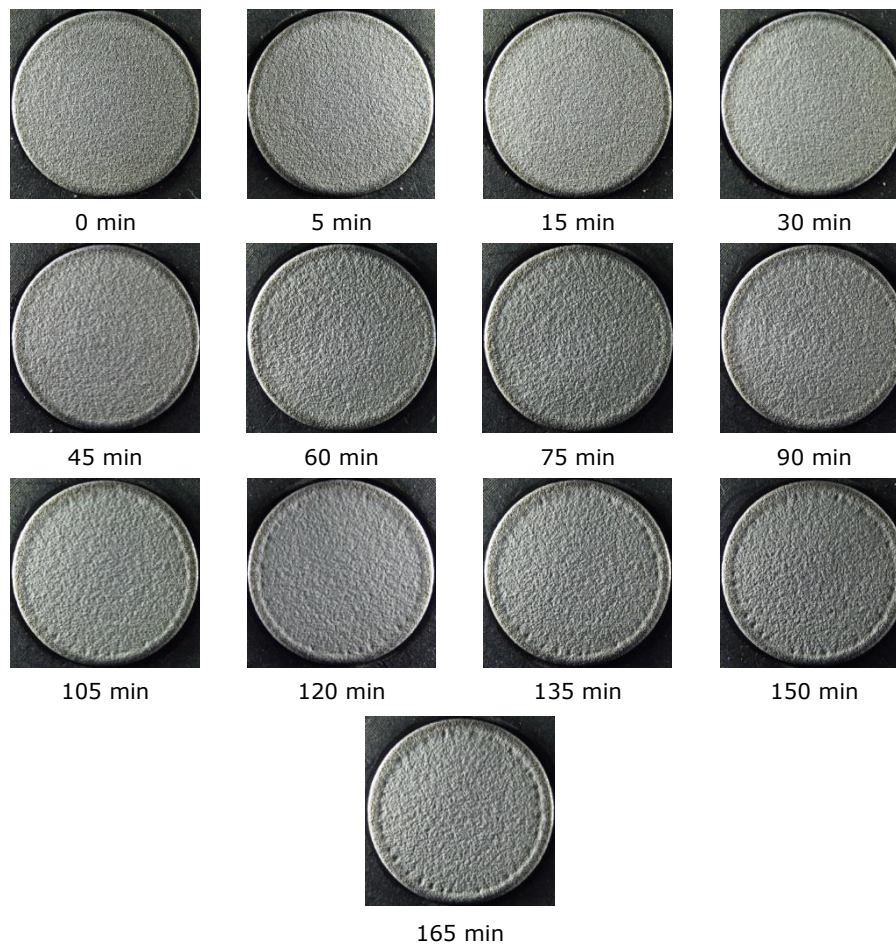


Fig. 4.11 Aspectul macroscopic al suprafeței probelor pulverizate HVOF și testate la cavitație, în funcție de durata de atac

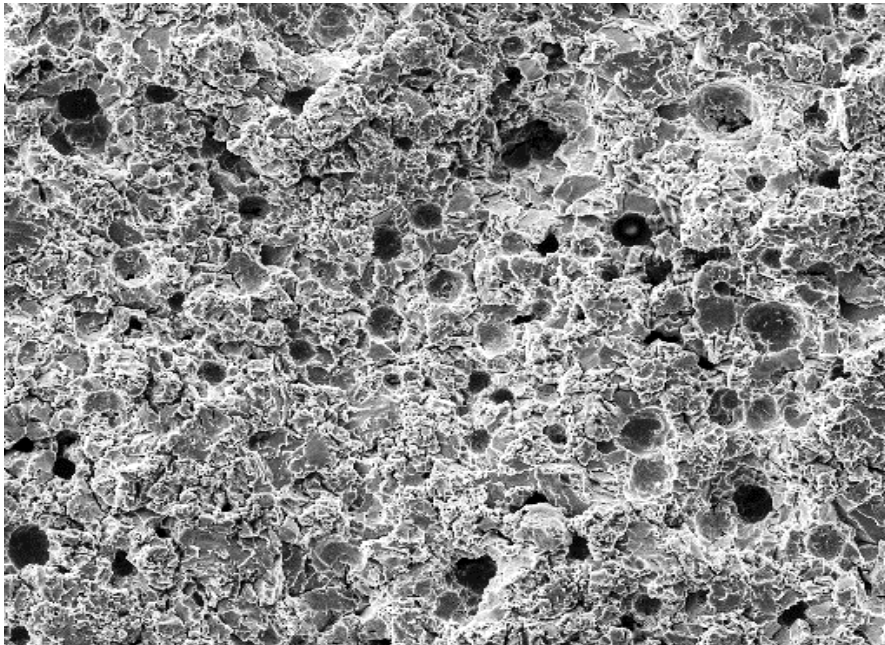
Investigațiile efectuate la microscopul electronic cu baleiaj asupra topografiei suprafețelor testate cavitațional timp de 165 min. (fig.4.12) vin să confirme îmbunătățirea rezistenței la eroziunea cavitației prin tehnica HVOF folosind particule din oțel inoxidabil austenitic.

Analizând gradul de deteriorare a suprafeței pentru ambele tipuri de specimene pot fi observate diferite morfologii.

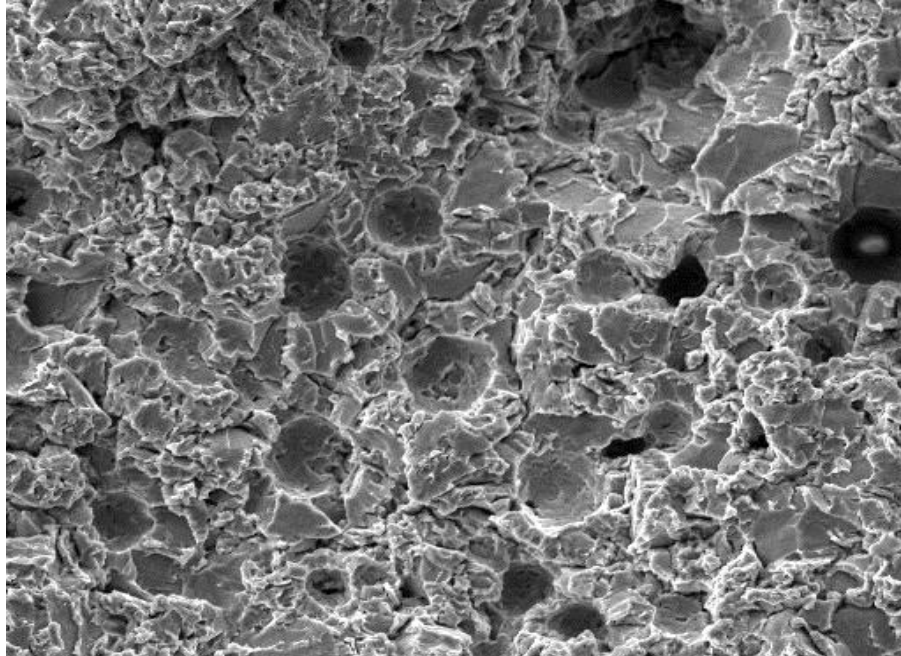
Astfel, în cazul fontei neacoperite (fig.4.12 a,b) atacul cavitațional este inițiat la interfața dintre incluziunile de grafit și matricea metalică. Alături de fenomenele de fisurare se produce o deformare severă. De asemenea, are loc expulzarea grafitului, conducând la formarea unor crăpături sau cratere adânci cu concentratori înalți de tensiune. Degradarea și îndepărtarea materialului este produsă de mecanismul ruperii prin oboseală; în partea inferioară a golurilor cauzate de separarea grafitului, se poate observa prezența unor microtuneluri (fig.4.13) [49].

La fonta acoperită (fig.4.12 c,d) apare o degradare mai uniformă a materialului, zona erodată nu prezintă ciupituri, crăpături sau cratere adânci, fapt care dovedeste un comportament mai bun la cavitație decât cel al fontei cenușii neacoperite.

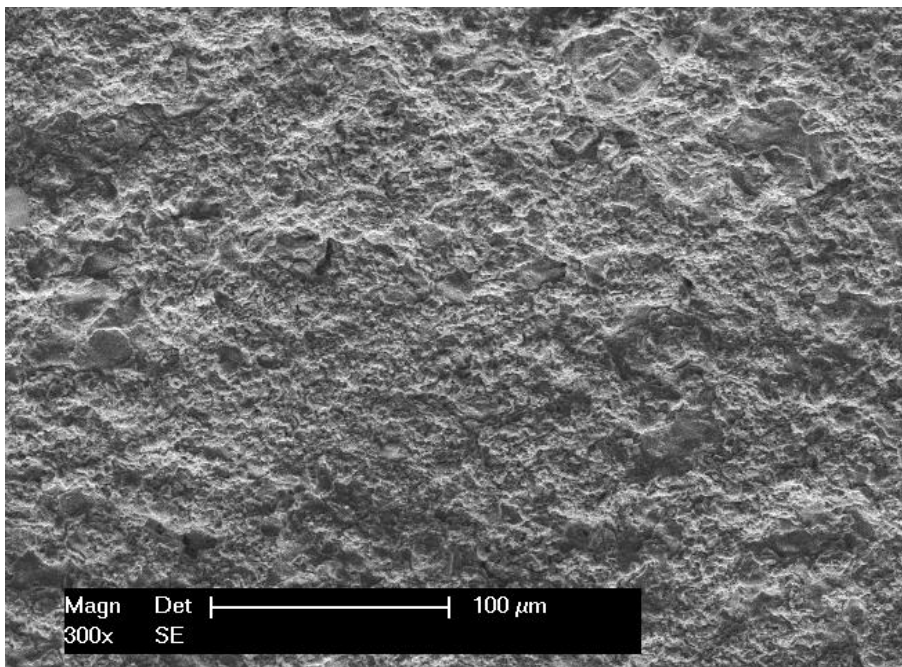
Microstructura secțiunii longitudinale a probelor cavitate, fig.4.14 a, confirmă expulzarea grafitului în timpul atacului de cavitație și prezența microfisurilor care se extind spre miezul fontei. Acoperirea cu pulberi AISI 316 L (fig. 4.14 b) prezintă o penetrare mai mică a uzurii datorate atacului prin cavitație. Ca urmare, microstructura de acoperire este favorabilă rezistenței la degradare prin acest fenomen.



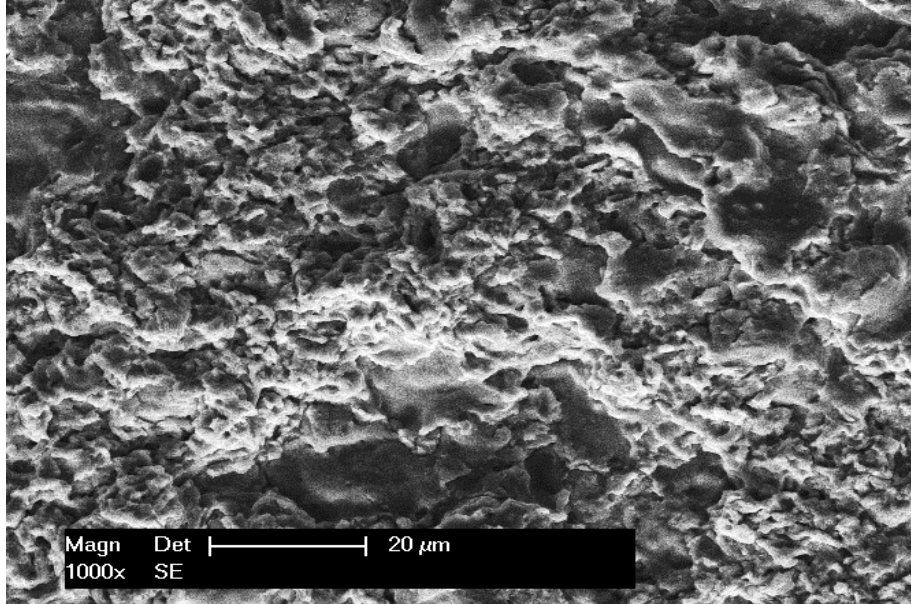
-a-



-b-



-c-



-d-

Fig. 4.12 Morfologii ale suprafețelor erodate după atacul cavitațional:
a - x 200; **b** - x 500, fontă (neacoperită); **c** - x 300; **d** - x 1000, 316 L - HVOF
pulverizat (fontă acoperită)

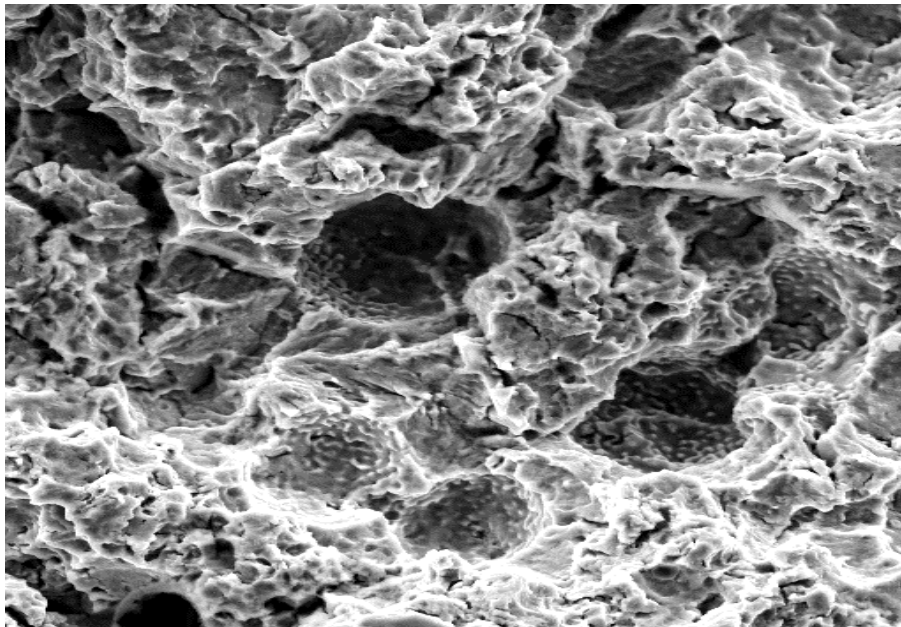
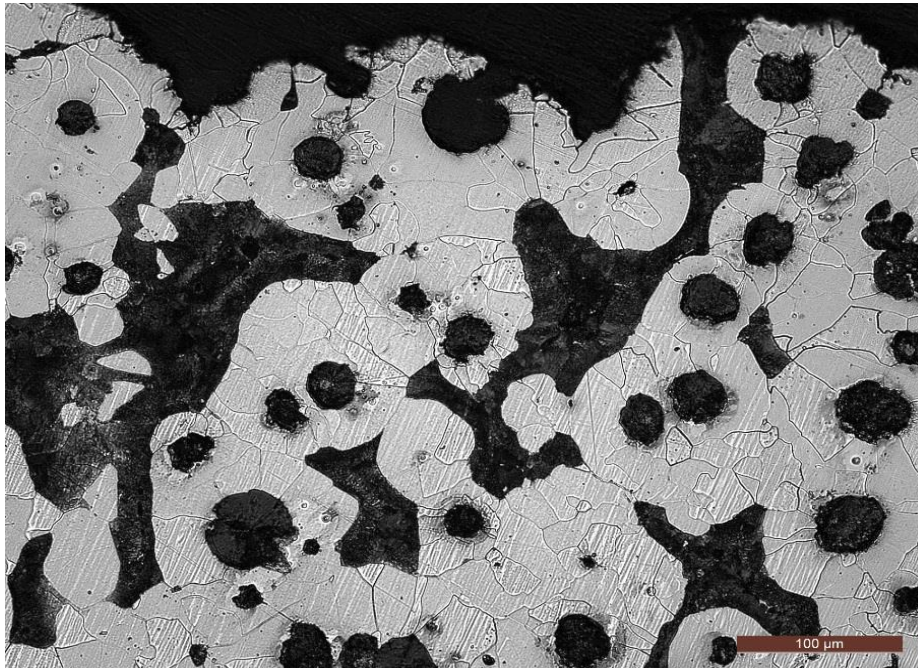
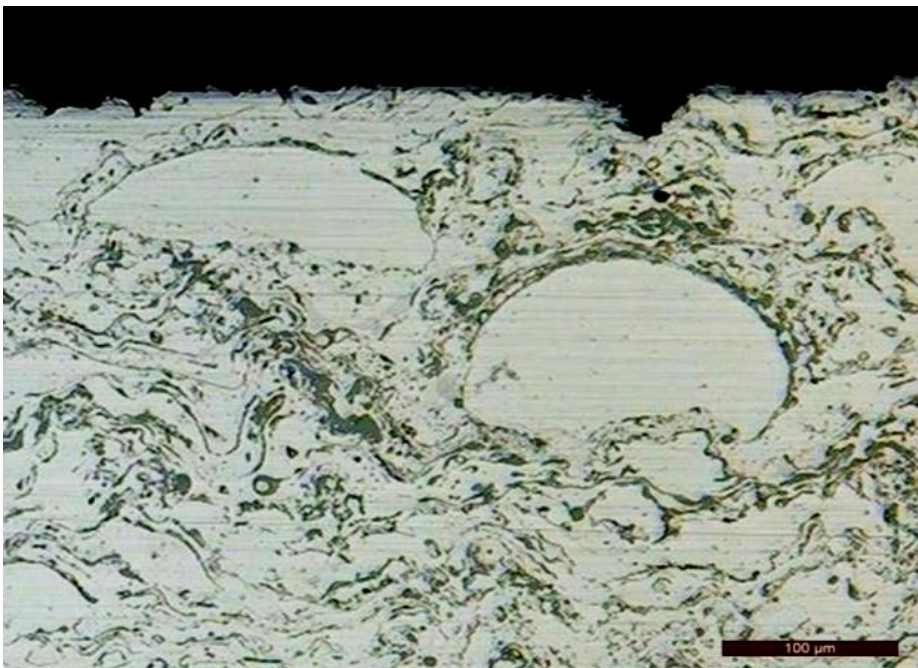


Fig. 4.13 x 1000 Imaginea SEM a unui microtunel



-a-



-b-

Fig. 4.14 Microstructura zonei de suprafață a unei secțiuni prin suprafața erodată cavitațional:
a – fonta neacoperită; **b** – fonta acoperită

4.3.5 Măsurători de rugozitate

În **fig.4.15**, se exemplifică câte trei imagini semnificative ale profilogramelor rugozității suprafețelor acoperite cu pulberi din oțel AISI 316 L și testate la cavitație timp de 165 min. Valorile parametrilor R_a , R_z și R_t , au fost determinate cu aparatul Mitutoyo.

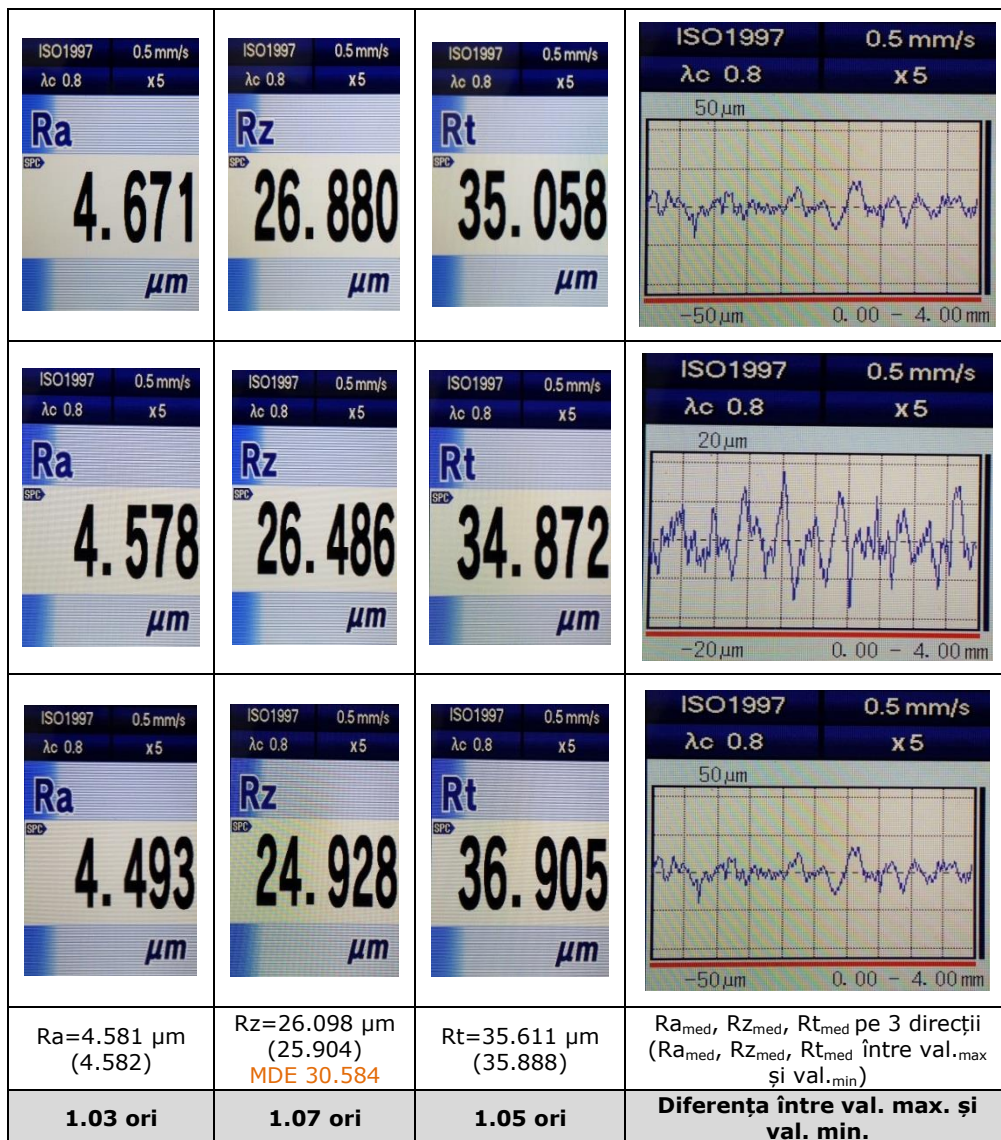


Fig. 4.15 Pulverizare HVOF cu pulberi : profilograma și rugozitatea R_a, R_z, R_t pe 3 direcții (în paranteze sunt valorile medii aritmetice dintre cea mai mare și cea mai mică)

Datele prezentate au fost obținute prin înregistrări în 12-16 zone alese arbitrar pe suprafața cavitată, de la periferie până la zona centrală. Cele mai mici valori au apărut în zonele apropiate de centrul suprafeței cavități, iar valorile mai mari sunt înregistrate spre periferie. Ecartul diferențelor dintre valoarea maximă și minimă a parametrilor rugozității, în funcție de starea structurală a materialului (recoacere pentru detensionare – fig.2.37 și acoperire HVOF cu pulberi AISI 316 L – fig.4.15) este de la 3.81% până la 37.36 %. Cele mai mici diferențe apar la probele acoperite, iar cele mai mari pentru starea de recoacere pentru detensionare. Formele profilogramelor sunt justificate de microstructura fină și de valorile durezzații stratului de suprafață expus fenomenului de cavitație.

Datele din tab.4.2 dovedesc efectul benefic al tehnicii de pulverizare termică HVOF utilizând pulberi din oțel inoxidabil austenitic asupra scăderii atât a adâncimii de pătrundere a eroziunii cât și a parametrilor ce caracterizează suprafața probelor. Se remarcă faptul că față de starea de referință, apare o reducere a valorii MDE la sfârșitul testului de cavitație de cca. 2,21 ori și de cca. 2,8 – 3 ori a parametrilor de rugozitate.

Tab.4.2 Analiza comparativă a parametrilor rugozității și adâncimii eroziunii, $MDE_{(165 \text{ minute})}$

Stare epruvetă	$MDE_{(165 \text{ minute})}$ [μm]	Ra [μm]	Rz [μm]	Rt [μm]
Recoacere pentru detensionare	67.802	14.306	74.01	101.097
Fonta acoperită HVOF	30.584	4.580	26.098	35.611
Efect suprafața acoperită (starea de referință: detensionare)				
Suprafața acoperită HVOF	Scade de de 2.21 ori	Scade de 3.12 ori	Scade de 2.83 ori	Scade de 2.83 ori

Histograma din fig.4.16 reliefează faptul că rugozitatea suprafeței poate să constituie un indicator important în evaluarea rezistenței la eroziunea cavitației a materialelor metalice și că metoda de acoperire propusă asigură o îmbunătățire substanțială a durabilității componentelor inginerești care lucrează în medii cavitaționale.

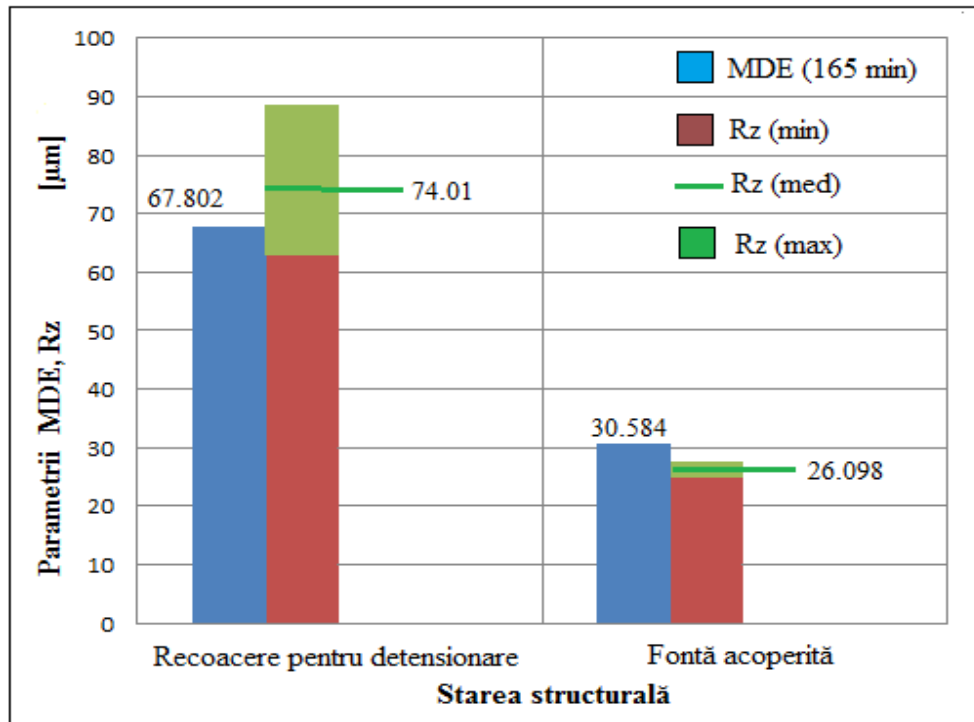


Fig.4.16 Efectul stării structurale asupra mărimilor Rz și $MDE_{(165 \text{ minute})}$

Alături de mărimea MDE, un alt parametru important al cavitației este viteza de eroziune, MDER. Inversul acestei valori spre care ea tinde să se stabilizeze, $MDER_s$, definește rezistența la cavitație, R_{cav} . În tab. 4.3 sunt redată valorile acesteia, comparate cu cele înregistrate pentru recoacerea de detensionare, considerat ca tratament termic de referință.

Tab. 4.3 Efectul procesării HVOF asupra mărimilor $MDER_s$ și R_{cav}

Stare epruvetă	Parametrul rezistenței la eroziunea prin cavitație		Variație față de recoacerea pentru detensionare (R_{cav})
	$MDER_s$ [$\mu\text{m}/\text{min}$]	R_{cav} [$\text{min}/\mu\text{m}$]	
Recoacere pt. detensionare	0.446	2.242	-
Suprafață acoperită HVOF	0.186	5.376	Creste de 2.39 ori

Datele din acest tabel arată o creștere de cca. 2,39 ori a rezistenței la cavitație a suprafețelor procesate HVOF cu pulberile selectate, comparativ cu starea structurală specifică tratamentului termic de recoacere pentru detensionare.

4.4 Concluzii

1. Stratul depus prin pulverizare HVOF folosind pulberi din oțel inoxidabil austenitic AISI 316 L are o grosime de cca. 270 μm , o microduritate a suprafeței de cca. 390 HV0.05 și o microstructură lamelară, densă, lipsită de fisuri și crăpături.
2. Comparativ cu starea structurală specifică tratamentului termic de recoacere pentru detensionare, procesul de acoperire propus favorizează o creștere a rezistenței la cavitație de cca. 2,39 ori.
3. Investigațiile efectuate la microscopul optic și electronic cu baleiaj dovedesc că la suprafețele acoperite HVOF, apare o degradare uniformă a materialului și o penetrare mai mică a uzurii datorate atacului prin cavitație, iar zona erodată nu prezintă ciupituri, crăpături sau crater adânci.
4. Profilogramele suprafețelor testate la cavitație arată că valorile parametrilor R_a , R_z și R_t sunt mai reduse cu valori cuprinse între cca. 2.8 – 3 ori comparativ cu cele caracteristice stării de referință a materialului.

5. CONCLUZII ȘI CONTRIBUȚII ORIGINALE. NOI DIRECȚII 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 inginerești de tipul vanelor fluturi (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.



Vană 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 cca. 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 MDE și a vitezei

acesteia MDER de cca. 2.60 ori respectiv 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. Rezultatele examinărilor sclerometrice și ale măsurătorilor de rugozitate a suprafeței degradate dovedesc existența unei bune concordanțe cu rezistența la cavitație. Astfel, rugozitatea medie a suprafeței, R_a , testate la cavitație timp de 165 min. scade de la 14,081 μm (starea detensionată termic), la 6.292 μm (starea călită – revenită); rugozitatea R_z scade de la 75,705 μm (starea detensionată termic), la 35.634 μm (starea călită – revenită); rugozitatea R_t scade de la 102.035 μm (starea detensionată termic), la 44.313 μm (starea călită – revenită).
8. 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.
9. Metoda de topire locală a suprafeței fontelor nodulare utilizând ca sursă de căldură arcul 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 cca. 3.25 ori, respectiv o mărire a rezistenței la eroziunea cavitației de cca. (3.25 ori). Pentru valori mai mari ale curentului de procesare, de 90 A, viteza de pătrundere a eroziunii se reduce de cca. 1.93 ori, iar rezistența la cavitație crește cca. 1.93 ori.
10. 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).
11. Microstructura fină a straturilor generate WIG justifică creșterile de microduritate și implicit îmbunătățirea rezistenței la cavitație. Astfel, pentru cele mai mici valori ale curentului de topire, de 60 A, respectiv o energie liniară de 3420 J/cm, microduritatea atinge valori de 700 – 850 HV 0.3, iar la valori mai mari ale curentului, de 90 A, respectiv o energie liniară de 5400 J/cm, nivelul durtăți este ceva mai scăzut, de 560 – 680 HV 0.3, dar mult superior materialului de bază, situat la valori cuprinse între 200 – 260 HV 0.3.

12. 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.
13. Acoperirea suprafeței pieselor, care funcționează în regim de cavitație, cu pulberi din oțel inoxidabil austenitic AISI 316 L, 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.
14. Microstructura fină, densă și lipsită de porozități, rezultată prin aplicarea tehnicii de pulverizare cu flacără de mare viteză, explică îmbunătățirea pronunțată a rezistenței la uzare prin cavitație.
15. Valorile parametrilor de rugozitate, R_a , R_z și R_t ai suprafețelor acoperite HVOF cu pulberi AISI 316 L și testate la cavitație, sunt micșorate între cca. 2.83 – 3.12 ori comparativ cu cele caracteristice stării de referință a materialului, dovedind existența unei bune corelații între aceștia și rezistența la degradare a materialului.

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.

**LISTA PUBLICAȚIILOR REZULTATE ÎN URMA
CERCETĂRII DOCTORALE,
PUBLICATE SAU ACCEPTATE SPRE PUBLICARE,
SUB AFILIERE UPT**

Ing. Aurel Traian BENA student doctorand

1. Lucrări științifice publicate în reviste indexate Web of Science-WoS (ISI)

- [1] Mitelea I., **Bena T.**, Bordeasu I., Crăciunescu C.M.: *Relations between microstructure, roughness parameters and ultrasonic cavitation erosion behaviour of nodular cast iron, EN-GJS-400-15*. REVISTA DE CHIMIE, Volume: 69, Issue: 3, Pages: 612-617, Published: MAR 2018, (WOS:000430946500017)
- [2] Mitelea I., **Bena T.**, Bordeasu I., Uțu I.D., Crăciunescu C.M.: *Enhancement of cavitation erosion resistance of ductile iron surface remelted by TIG process*. (Transmisă pentru publicare în J. Metallurgical and Materials Transactions A)

2. Lucrări științifice publicate în volumele unor manifestări științifice (Proceedings) indexate Web of Science-WoS (ISI) Proceedings

- [1] **Bena T.**, Mitelea I., Bordeasu I., Crăciunescu C.: *The effect of the softening annealing and of normalizing on the cavitation erosion resistance of nodular cast iron FGN 400-15*. METAL 2016: 25TH ANNIVERSARY INTERNATIONAL CONFERENCE ON METALLURGY AND MATERIALS, Pages: 653-658, Published: 2016, Proceedings Paper, (WOS:000391251200104)
- [2] **Bena T.**, Mitelea I., Bordeasu I., Uțu I.D., Crăciunescu C.M.: *The quenching – tempering heat treatment and cavitation erosion resistance of nodular cast iron with ferrite – pearlite microstructure*. METAL 2017: 26TH INTERNATIONAL CONFERENCE ON METALLURGY AND MATERIALS, Pages: 731-736, Published: 2017, Proceedings Paper, (WOS:000434346900115)
- [3] **Bena T.**, Mitelea I., Bordeasu I., Crăciunescu C.M.: *Roughness parameters during cavitation exposure of nodular cast iron with ferrite – pearlite microstructure*. 7th International Conference on Advanced Materials and Structures - AMS 2018, IOP Publishing IOP Conf. Series: Materials Science and Engineering 416 (2018) 012011 (doi:10.1088/1757-899X/416/1/012011-SCOPUS) (**Urmează indexarea ISI**)

3. Lucrări științifice publicate în reviste de specialitate indexate BDI(cu specificarea BDI)

- [1] Mitelea I., **Bena T.**, Budău V., Uțu I.D., a.o.: *Resistance to cavitation erosion of AMPCO 45 (CuAl10NiFe2.5Mn1) deformable bronzes*. Baker Copper, No 1, volumen 41/2016, ISSN 0351-0212
- [2] Lazăr I., Bordeășu I., Popoviciu M.O., Mitelea I., **Bena T.**, Micu L.M.: *Considerations regarding the erosion mechanism of vibratory cavitation*. (2018) IOP Conference Series : Materials Science and Engineering, 393 (1), art. No. 012040, (doi: 10.1088/1757-899X/393/1/012040 - SCOPUS) (**Urmează indexarea ISI**)
- [3] Bordeășu I., Popoviciu M.O., Ghera C., Micu L.M., Pârvulescu L.D., **Bena T.** : *The use of Rz roughness parameter for evaluation of materials behaviour to cavitation erosion*. (2018) IOP Conference Series : Materials Science and Engineering, 294 (1), art. No. 012020, (doi: 10.1088/1757-899X/294/1/012020 - SCOPUS) (**Urmează indexarea ISI**)

5 - Lista publicațiilor rezultate sub afiliere UPT 141

Web of Science [v.5.31] - Web of X translate english romania - Goo... X

https://apps.webofknowledge.com/summary.do?product=WOS&product=WOS&search_mode=GeneralSearch&search_mode=GeneralSearch&q...

Web of Science InCites Journal Citation Reports Essential Science Indicators EndNote Publons Kopernio Sign In Help English

Web of Science Clarivate Analytics

Search Tools Searches and alerts Search History Marked List 4

Results: 4 (from Web of Science Core Collection)

Select articles grouped for author name: Bena T

You searched for: AUTHOR: (Bena T) ...More

Create Alert

Refine Results

Search within results for...

Publication Years

- 2018 (2)
- 2017 (1)
- 2016 (1)

Sort by: Date Times Cited Usage Count Relevance More

Select Page 5K Save to Other File Formats Add to Marked List Analyze Results Create Citation Report

1. **About thermostability of biocompatible Ti-Zr-Ag-Pd-Sn amorphous alloys**
By: Nicoara, Mircea; Buzdugan, Dragos; Locovei, Cosmin; et al.
JOURNAL OF THERMAL ANALYSIS AND CALORIMETRY Volume: 133 Issue: 1 Pages: 189-197 Published: JUL 2018
View Abstract
2. **Relationships Between Microstructure, Roughness Parameters and Ultrasonic Cavitation Erosion Behaviour of Nodular Cast Iron, EN-GJS-400-15**
By: Mitelea, Ion; Bena, Traian; Bordeasu, Ilare; et al.
REVISTA DE CHIMIE Volume: 69 Issue: 3 Pages: 612-617 Published: MAR 2018
View Abstract
3. **THE QUENCHING - TEMPERING HEAT TREATMENT AND CAVITATION EROSION RESISTANCE OF NODULAR CAST IRON WITH FERRITE - PEARLITE MICROSTRUCTURE**
Times Cited: 0 (from Web of Science Core Collection)
Usage Count

Web of Science [v.5.31] - Web of X translate english romania - Goo... X

https://apps.webofknowledge.com/summary.do?product=WOS&product=WOS&search_mode=GeneralSearch&search_mode=GeneralSearch&q...

Web of Science Clarivate Analytics

Search Tools Searches and alerts Search History Marked List 4

Results: 4 (from Web of Science Core Collection)

Select articles grouped for author name: Bena T

You searched for: AUTHOR: (Bena T) ...More

Create Alert

Refine Results

Search within results for...

Publication Years

- 2018 (2)
- 2017 (1)
- 2016 (1)

more options / values... Refine

Web of Science Categories

- METALLURGY METALLURGICAL ENGINEERING (2)
- CHEMISTRY ANALYTICAL (1)
- CHEMISTRY MULTIDISCIPLINARY (1)
- CHEMISTRY PHYSICAL (1)
- ENGINEERING CHEMICAL (1)

more options / values... Refine

Document Types

- ARTICLE (2)
- PROCEEDINGS PAPER (2)

more options / values... Refine

Organizations-Enhanced

Sort by: Date Times Cited Usage Count Relevance More

Select Page 5K Save to Other File Formats Add to Marked List Analyze Results Create Citation Report

3. **THE QUENCHING - TEMPERING HEAT TREATMENT AND CAVITATION EROSION RESISTANCE OF NODULAR CAST IRON WITH FERRITE - PEARLITE MICROSTRUCTURE**
By: Bena, Traian; Mitelea, Ion; Bordeasu, Ilare; et al.
Conference: 26th International Conference on Metallurgy and Materials (METAL) Location: Brno, CZECH REPUBLIC Date: MAY 24-26, 2017
Sponsor(s): Tanger; Tech Univ Ostrava; Czech Soc New Mat & Technologies; Engn Acad Czech Republic; Czech Metallurg Soc; Mat Res Soc Serbia; Soc Portuguesa Materiais; Austrian Soc Metallurgy & Mat; Norsk Materialteknisk Selskap; Assoc Italiana Metallurgia; Soc Francaise Metallurgie Materiaux; Thermo Calc Software; BVD; COMTES FHT; CSNMT; Linde; PECION s r o; Reg Mat Sci & Technol Ctr; ZEISS; OLYMPUS
METAL 2017: 26TH INTERNATIONAL CONFERENCE ON METALLURGY AND MATERIALS Pages: 731-736 Published: 2017
View Abstract
4. **THE EFFECT OF THE SOFTENING ANNEALING AND OF NORMALIZING ON THE CAVITATION EROSION RESISTANCE OF NODULAR CAST IRON FGN 400-15**
By: Bena, Traian; Mitelea, Ion; Bordeasu, Ilare; et al.
Conference: 25th Anniversary International Conference on Metallurgy and Materials (METAL) Location: Brno, CZECH REPUBLIC Date: MAY 25-27, 2016
Sponsor(s): TANGER Ltd; Tech Univ Ostrava; Czech Soc New Mat & Technologies; Engn Acad Czech Repub; Czech Metal Soc; Mat Res Soc Serbia; Soc Portuguesa Mat; Austrian Soc Metal & Mat; Norsk Materialteknisk Selskap; Assoc Italiana Metallurgia; Soc Francaise Metallurgie & Materiaux
METAL 2016: 25TH ANNIVERSARY INTERNATIONAL CONFERENCE ON METALLURGY AND MATERIALS Pages: 653-658 Published: 2016
View Abstract

Usage Count

Last 180 Days: 0
Since 2013: 1

Scopus

Documents

Export Date: 27 Jan 2019

Search: AU-ID("Bena, Traian" 57193096682)

- 1) Bena, T., Mitelaa, I., Bordeasu, I., Crăciunescu, C.M.
[Roughness Parameters during Cavitation Exposure of Nodular Cast Iron with Ferrite-Pearlite Microstructure](#)
 (2018) IOP Conference Series: Materials Science and Engineering, 416 (1), art. no. 012011, .
<https://www.scopus.com/inward/record.uri?eid=2-s2.0-85056658998&doi=10.1088/1757-899X/416/1/012011&part>
 DOI: 10.1088/1757-899X/416/1/012011
 Document Type: Conference Paper
 Publication Stage: Final
 Access Type: Open Access
 Source: Scopus
- 2) Lazar, I., Bordeasu, I., Popoviciu, M.O., Mitelaa, I., Bena, T., Micu, L.M.
[Considerations regarding the erosion mechanism of vibrator cavitation](#)
 (2018) IOP Conference Series: Materials Science and Engineering, 393 (1), art. no. 012040, . Cited 3 times.
<https://www.scopus.com/inward/record.uri?eid=2-s2.0-85051896696&doi=10.1088/1757-899X/393/1/012040&part>
 DOI: 10.1088/1757-899X/393/1/012040
 Document Type: Conference Paper
 Publication Stage: Final
 Access Type: Open Access
 Source: Scopus
- 3) Nicoara, M., Buzdugan, D., Locovei, C., Bena, T., Stoica, M.
[About thermostability of biocompatible Ti-Zr-Ag-Pd-Sn amorphous alloys](#)
 (2018) Journal of Thermal Analysis and Calorimetry, 133 (1), pp. 189-197.
<https://www.scopus.com/inward/record.uri?eid=2-s2.0-85041131348&doi=10.1007/s10973-018-7031-3&partnerID=40&md5=>
 DOI: 10.1007/s10973-018-7031-3
 Document Type: Article
 Publication Stage: Final
 Source: Scopus
- 4) Mitelaa, I., Bena, T., Bordeasu, I., Crăciunescu, C.M.
[Relationships between microstructure, roughness parameters and ultrasonic cavitation erosion](#)

ELSEVIER

Terms and conditions Privacy policy

Copyright © 2019 Elsevier B.V. All rights reserved. Scopus® is a registered trademark of Elsevier B.V.

RELX Group™

Scopus

- [behaviour of nodular cast iron, EN-GJS-400-15](#)
(2018) Revista de Chimia, 69 (3), pp. 612-617.
- 4) <https://www.scopus.com/inward/record.uri?eid=2-s2.0-85045001639&partnerID=40&md5=08da6d53a9cb7d54884b7e2113a70d>
Document Type: Article
Publication Stage: Final
Source: Scopus
- 5) Bordeasu, I., Popoviciu, M.O., Ghera, C., Miciu, L.M., Pirvulescu, L.D., Bena, T.
[The use of Rz roughness parameter for evaluation of materials behavior to cavitation erosion](#)
(2018) IOP Conference Series: Materials Science and Engineering, 294 (1), art. no. 012020, .
- 5) <https://www.scopus.com/inward/record.uri?eid=2-s2.0-85040982918&doi=10.1088%2F1757-899X%2F294%2F1%2F012020&partID=10.1088%2F1757-899X%2F294%2F1%2F012020>
Document Type: Conference Paper
Publication Stage: Final
Access Type: Open Access
Source: Scopus
- 6) Bena, T., Mihalca, I., Bordeasu, I., Utu, I.D., Craclunescu, C.M.
[The quenching - Tempering heat treatment and cavitation erosion resistance of nodular cast iron with ferrite - Pearlite microstructure](#)
(2017) METAL 2017 - 25th International Conference on Metallurgy and Materials, Conference Proceedings, 2017-January, pp. 731-736. Cited 1 time.
- 6) <https://www.scopus.com/inward/record.uri?eid=2-s2.0-85043337085&partnerID=40&md5=84298f967567789636a0c5d4f89a3>
Document Type: Conference Paper
Publication Stage: Final
Source: Scopus
- 7) Bena, T., Mihalca, I., Bordeasu, I., Craclunescu, C.
[The effect of the softening annealing and of normalizing on the cavitation erosion resistance of nodular cast iron FGN 400-15](#)
(2016) METAL 2016 - 25th Anniversary International Conference on Metallurgy and Materials, Conference Proceedings, pp. 653-658. Cited 3 times.
- 7) <https://www.scopus.com/inward/record.uri?eid=2-s2.0-85010831574&partnerID=40&md5=ff3b1185e75a079cbb9dd3e6dd1f82d>
Document Type: Conference Paper
Publication Stage: Final
Source: Scopus

ELSEVIER

Terms and conditions Privacy policy

Copyright © 2019 Elsevier B.V. All rights reserved. Scopus® is a registered trademark of Elsevier B.V.

RELX Group™

144.....Lista publicațiilor sub afiliere UPT - 5

Web of Science [v.5.31] - Web of Science

https://apps.webofknowledge.com/full_record.do?product=WOS&search_mode=GeneralSearch&qid=1&SID=F1QH34qpEM2UdJPUwH&page=...

Web of Science InCites Journal Citation Reports Essential Science Indicators EndNote Publons Kopernio Sign In Help English

Web of Science

Clarivate Analytics

Search Search Results Tools Searches and alerts Search History Marked List 4

Look Up Full Text Save to EndNote online

2 of 4

Relationships Between Microstructure, Roughness Parameters and Ultrasonic Cavitation Erosion Behaviour of Nodular Cast Iron, EN-GJS-400-15

By: Mitelea, I (Mitelea, Ion)^[1]; Bena, T (Bena, Traian)^[1]; Bordeasu, I (Bordeasu, Ilare)^[1]; Craciunescu, CM (Craciunescu, Corneliu Marius)^[1]

REVISTA DE CHIMIE
Volume: 69 Issue: 3 Pages: 612-617
Published: MAR 2018
Document Type: Article
View Journal Impact

Abstract

The main objective of this paper is to investigate the influence of microstructure on the degradation of nodular casting by cavitation erosion and the correlation of the surface wear parameters with the sizes that characterize the resistance opposite to the cavitation phenomenon. The cavitation tests were conducted on a vibrator with piezoceramic crystals, respecting the ASTM G32-2010 standard. Micro structural investigations on eroded surfaces were performed on the optical microscope and the scanning electron microscope, and the roughness measurements with the Mitutoyo apparatus. The obtained results have demonstrated the existence of a good correlation between the resistance to cavitation erosion and the roughness parameters Ra, Rz and Rt.

Citation Network

In Web of Science Core Collection

0 Times Cited

Create Citation Alert

17 Cited References

View Related Records

Use in Web of Science

Web of Science Usage Count

14:38 27.01.2019

Web of Science [v.5.31] - Web of Science

https://apps.webofknowledge.com/full_record.do?product=WOS&search_mode=GeneralSearch&qid=1&SID=F1QH34qpEM2UdJPUwH&page=...

Web of Science InCites Journal Citation Reports Essential Science Indicators EndNote Publons Kopernio Sign In Help English

Web of Science

Clarivate Analytics

Search Search Results Tools Searches and alerts Search History Marked List 4

Save to EndNote online

3 of 4

THE QUENCHING - TEMPERING HEAT TREATMENT AND CAVITATION EROSION RESISTANCE OF NODULAR CAST IRON WITH FERRITE - PEARLITE MICROSTRUCTURE

By: Bena, T (Bena, Traian)^[1]; Mitelea, I (Mitelea, Ion)^[1]; Bordeasu, I (Bordeasu, Ilare)^[1]; Utu, ID (Utu, Ion Dragos)^[1]; Craciunescu, CM (Craciunescu, Corneliu Marius)^[1]

View ResearcherID and ORCID

METAL 2017: 26TH INTERNATIONAL CONFERENCE ON METALLURGY AND MATERIALS
Book Group Author(s): TANGER Ltd
Pages: 731-736
Published: 2017
Document Type: Proceedings Paper

Conference

Conference: 26th International Conference on Metallurgy and Materials (METAL)
Location: Brno, CZECH REPUBLIC
Date: MAY 24-26, 2017
Sponsor(s): Tanger; Tech Univ Ostrava; Czech Soc New Mat & Technologies; Engr Acad Czech Republic; Czech Metallurg Soc; Mat Res Soc Serbia; Soc

Citation Network

In Web of Science Core Collection

0 Times Cited

Create Citation Alert

4 Cited References

View Related Records

Use in Web of Science

Web of Science Usage Count

14:40 27.01.2019

Web of Science [v5.31] - Web of Science

https://apps.webofknowledge.com/full_record.do?product=WOS&search_mode=GeneralSearch&qid=1&SID=F1QH34qpEM2UdJPUwH&page=...

Web of Science InCites Journal Citation Reports Essential Science Indicators EndNote Publons Kopernio Sign In Help English

Web of Science Clarivate Analytics

Search Search Results Tools Searches and alerts Search History Marked List 4

Save to EndNote online

4 of 4

THE EFFECT OF THE SOFTENING ANNEALING AND OF NORMALIZING ON THE CAVITATION EROSION RESISTANCE OF NODULAR CAST IRON FGN 400-15

By: [Bena, T](#) (Bena, Traian)^[1]; [Mitelea, I](#) (Mitelea, Ion)^[1]; [Bordeasu, I](#) (Bordeasu, Ilare)^[1]; [Crăciunescu, C](#) (Crăciunescu, Cornel)^[1]

[View ResearcherID and ORCID](#)

METAL 2016: 25TH ANNIVERSARY INTERNATIONAL CONFERENCE ON METALLURGY AND MATERIALS
Book Group Author(s): TANGER Ltd
Pages: 653-658
Published: 2016
Document Type: Proceedings Paper

Conference
Conference: 25th Anniversary International Conference on Metallurgy and Materials (METAL)
Location: Brno, CZECH REPUBLIC
Date: MAY 25-27, 2016
Sponsor(s): TANGER Ltd; Tech Univ Ostrava; Czech Soc New Mat & Technologies; Engrn Acad Czech Republ; Czech Metal Soc; Mat Res Soc Serbia; Soc Portuguesa Mat; Austrian Soc Metal & Mat; Norsk Materialteknisk Selskap; Assoc Italiana Metallurgia; Soc Francaise Metallurgie & Materiaux

Citation Network
In Web of Science Core Collection
1 Times Cited
[Create Citation Alert](#)

All Times Cited Counts
1 in All Databases
[See more counts](#)

10 Cited References

Scopus - Document details

https://www.scopus.com/record/display.uri?eid=2-s2.0-85056658999&origin=resultslist&sort=plf-f&src=s&sid=aa460ca3ecc0e768d3f791043506...

Scopus Search Sources Alerts Lists Help SciVal Register Login

Document details

< Back to results | 1 of 7 Next >

Export Download Print E-mail Save to PDF Add to List More...

View at Publisher

IOP Conference Series: Materials Science and Engineering
Volume 416, Issue 1, 26 October 2018, Article number 012011
7th International Conference on Advanced Materials and Structures, AMS 2018; Timisoara, Romania; 28 March 2018 through 31 March 2018; Code 141814

Roughness Parameters during Cavitation Exposure of Nodular Cast Iron with Ferrite-Pearlite Microstructure (Conference Paper) (Open Access)

[Bena, T](#), [Mitelea, I](#), [Bordeau, I](#), [Crăciunescu, C.M.](#)

Politehnica University of Timisoara, Timisoara, EU, Romania

Abstract [View references \(9\)](#)

The cavitation erosion resistance of EN-GJS-400-15 nodular cast iron was tested in the laboratory according to ASTM G32- 2010 standard. The erosion average penetration depth values, MDE, were correlated with the roughness parameters and the

Metrics

- 0 Citations in Scopus
- 0 Field-Weighted Citation Impact
- PlumX Metrics Usage, Captures, Mentions, Social Media and Citations beyond Scopus.

Cited by 0 documents

Scopus - Document details

https://www.scopus.com/record/display.uri?eid=2-s2.0-85040982918&origin=resultslist&sort=plf-f&src=s&sid=aa460ca3ecd0e768d3791043506...

Scopus Search Sources Alerts Lists Help SciVal Register Login

Document details

< Back to results | < Previous 5 of 7 Next >

Export Download Print E-mail Save to PDF Add to List More...

View at Publisher

IOP Conference Series: Materials Science and Engineering
 Volume 294, Issue 1, 12 January 2018, Article number 012020
 International Conference on Applied Sciences 2017, ICAS 2017; Engineering Faculty of HunedoaraHunedoara; Romania; 10 May 2017 through 12 May 2017; Code 133576

The use of R_z roughness parameter for evaluation of materials behavior to cavitation erosion (Conference Paper) (Open Access)

Bordeasu, I.^a, Popoviciu, M.O.^b, Ghera, C.^a, Micu, L.M.^c, Pivulescu, L.D.^a, **Bena, T.^a**

^aPolitehnica University of Timisoara, Department of Mechanical Machines, Department of Equipment and Transportation, Mihai Viteazul str., no. 1, Timisoara, 300222, Romania
^bAcademy of Romanian Scientists, Bd. Mihai Viteazul, no. 1, Timisoara, Romania
^cUniversity of Agricultural Sciences and Veterinary Medicine of Banat King Mihai I from Romania, Calea Aradului str., no.119, Timisoara, 300645, Romania

Metrics

- 0 Citations in Scopus
- 0 Field-Weighted Citation Impact
- PlumX Metrics: Usage, Captures, Mentions, Social Media and Citations beyond Scopus.

Cited by 0 documents

Scopus - Document details

https://www.scopus.com/record/display.uri?eid=2-s2.0-85051866696&origin=resultslist&sort=plf-f&src=s&sid=aa460ca3ecd0e768d3791043506...

Scopus Search Sources Alerts Lists Help SciVal Register Login

Document details

< Back to results | < Previous 2 of 7 Next >

Export Download Print E-mail Save to PDF Add to List More...

View at Publisher

IOP Conference Series: Materials Science and Engineering
 Volume 393, Issue 1, 10 August 2018, Article number 012040
 10th International Conference Machine and Industrial Design in Mechanical Engineering, KOD 2018; Novi Sad; Serbia; 6 June 2018 through 8 June 2018; Code 138633

Considerations regarding the erosion mechanism of vibratory cavitation (Conference Paper) (Open Access)

Lazar, I.^a, Bordeasu, I.^a, Popoviciu, M.O.^b, Mitelea, I.^a, **Bena, T.^a**, Micu, L.M.^c

^aUniversity Polytechnic of Timisoara, Faculty of Mechanics, Bvd, Mihai Viteazu, No.1, 300222, Romania
^bAcademy of Romanian Scientists, Timisoara Branch, Bvd, Mihai Viteazu, No.1, 300222, Romania
^cUniversity of Agricultural Sciences and Veterinary Medicine of Banat King Mihai I from Romania, 119 Calea Aradului, Timisoara, 300645, Romania

Metrics View all metrics >

- 3 Citations in Scopus
- 26.46 Field-Weighted Citation Impact
- PlumX Metrics: Usage, Captures, Mentions, Social Media and Citations beyond Scopus.

Cited by 3 documents

Behavior of polymer thin films

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 treatment 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] Bordeasă I. : *Eroziunea cavitațională a materialelor*. Editura Politehnica Timișoara, 2006
- [20] Bordeasă 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] Bordeasă I., Patrascoiu C., Badarau R., Sucitu L., Popoviciu M., Balasoiu V., *New contributions in Cavitation Erosion Curves Modeling*, *FME Transactions Faculty of Mechanical Engineering*, vol.34 Nr.1/2006, University of Belgrade, 2006, YU ISSN 1451-2092, p.39-44
- [22] Bordeasă 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 management 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.Nylén, *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., ș.a., *La Cavitation, Mecanismes physiques 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 (NCI) 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., Bordeas̃u I., Had̃ar 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., Bordeas̃u, 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., Bordeas̃u 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., Bordeas̃u 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
- [79] Zhecheva A., Sha W., Malinov S., Long A. : *Enhancing the microstructure and properties of titanium alloys through nitriding and other surface engineering methods*, Surface and Coatings Technology, vol. 200, issue 7, pp. 2192-2207, 2005