* DORIN LELEA *
DORIN.LELEA@UPT.RO
LOCAL 20.06.2025 13:06
20.01.2025 20:28 - 20.01.2028 20:28
UNIVERSITATEA POLITEHNICA DIN TIMISOARA
Angajat UPT

UNIVERSITATEA POLITEHNICA TIMIȘOARA
FACULTATEA DE MECANICĂ
DEPARTAMENTUL INGINERIA MATERIALELOR ȘI FABRICAȚIEI

MICROSTRUCTURA ȘI REZISTENȚA LA EROZIUNE PRIN CAVITAȚIE A UNOR OȚELURI ÎNALT ALIATE, TURNATE ÎN PIESE

Doctorand:
Ing. COSMA (ALEXA) Daniela

Conducători științifici:
Prof. univ. dr. ing. Ion MITELEA
Prof. univ. dr. ing. Ilare BORDEAŞU

Timisoara, 2025

BUPT

CUVÂNT ÎNAINTE

Prezenta teză de doctorat intitulată **„Microstructura și rezistența la eroziune prin cavitație a unor oțeluri înalt aliate, turnate în piese ”** reprezintă o sinteză a activității de cercetare teoretică și experimentală efectuată de autoare în domeniul **Ingineriei materialelor.**

Îmbunătățirea rezistenței la eroziune prin cavitație a oțelurilor înalt aliate depinde în mare măsură de modul în care sunt dirijate transformările fazice şi structurale intervenite în cursul aplicării diverselor metode de înnobilare a suprafeței componentelor inginerești.

Cercetările au urmărit influenţa unor procese de retopire locală a suprafeței (tehnica WIG și tehnica fasciculului laser) și a procesului de acoperire a suprafeței prin sudare în curent pulsat cu aliaje caracterizate de o capacitate ridicată de ecruisare mecanică.

Testele experimentale de cavitație au fost efectuate pe o instalație vibratorie cu ultrasunete, respectând în totalitate prevederile standard ASTM G32 – 2016.

Investigaţiile micrografice, analizele de dispersie în energie a razelor X şi analizele de difracție cu raze X conduse în zone care să includă întregul sistem strat – substrat au indicat apariţia unor reacţii de transformare şi de precipitare care sunt determinate în principal de compoziţia chimică şi de microstructurile locale generate de ciclul termic indus.

Mulțumesc coordonatorilor mei științifici, domnului Prof. Univ. Dr. Ing. Ion Mitelea si Prof. Univ. Dr. Ing. Ilare Bordeasu, care m-au acceptat ca studentă 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 7 lucrări științifice, din care 4 în jurnale internaționale de prestigiu (din categoria ISI), 1 in ISI Proceedings și 2 în volume BDI. Profundă recunoștință pentru dl. Prof. Univ. Dr. Ing. Ion Mitelea si dl. Prof. Univ. Dr. Ing. Ilare Bordeasu care și-au lăsat o amprentă adâncă asupra mea prin modul în care mi-au insuflat cunoștințele în domeniul Științei și ingineriei materialelor și prin felul în care mi-au fost aproape la finalizarea și redactarea tezei.

Mulțumesc cadrelor didactice, personalului tehnic și colegilor din departamentele de Ingineria materialelor şi fabricaţiei și cel de Mașini Mecanice Utilaje și Transporturi (Colectivul de Mașini Hidraulice) ale Facultatea de Mecanică a Universității Politehnica Timișoara pentru ajutorul logistic și fizic dat în realizarea experimentelor și interpretarea rezultatelor.

Mulțumiri și membrilor comisiei de îndrumare care mi-au fost alături prin sfaturi, îndrumare și chiar contribuție în bunul mers al programului doctoral, atât pe parte experimentală cât și de documentare.

BUPT

Țin să mulțumesc familiei și prietenilor care m-au susținut și încurajat în permanență pentru a duce la bun sfârșit această lucrare.
Dedic lucrarea soțului meu, prima persoană care m-a determinat să iau acest drum al pregătirii profesionale și care, azi, nu mai poate fi fizic alături de mine să ii spun din suflet MULȚUMESC VASILE!

Timișoara, 2024 **Autor**

BUPT

CUPRINS

Capitolul 1 Stadiul actual al cercetărilor……..….6
1.1 Importanța oțelurilor inoxidabile……..……...6
1.2 Clasificarea oţelurilor inoxidabile……..…7
1.2.1 Oțeluri inoxidabile austenitice ……10
1.2.2 Oțeluri inoxidabile feritice……..14
1.2.3 Oțeluri inoxidabile martensitice…….……15
1.2.4 Oțeluri inoxidabile duplex…….……16
1.2.5 Oțeluri inoxidabile durificabile prin precipitare……17
1.3 Efectul elementelor de aliere din oțelurile inoxidabile…..……...……..20
1.4 Oțeluri inoxidabile turnate în piese……...……25
1.4.1 Tipuri de oțel inoxidabil turnat……27
1.4.1.1 Turnare din oțel inoxidabil austenitic ……..….27
1.4.1.2 Turnare din oțel inoxidabil feritic……..28
1.4.1.3 Turnare din oțel inoxidabil martensitic……..28
1.4.1.4 Turnare din oțel inoxidabil duplex ……29
1.4.2 Procesul turnării oțelului inoxidabil…….……31
1.4.3 Avantajele turnării oțelului inoxidabil……....……35
1.5 Coroziunea prin cavitație……...……....35
1.5.1 Descrierea fenomenului de coroziune cavitațională……..……36
1.5.2 Studii anterioare privind îmbunătățirea rezistenței la coroziune cavitațională a unor oțeluri inoxidabile turnate……..……....… 39
1.6 Obiectivele tezei de doctorat……...…..42
1.7 Concluzii…… ……..…… .…43
Capitolul 2 Efectul recoacerii pentru omogenizare asupra rezistenței la cavitație a oțelului GX40CrNiSi25-20.....44
2.1 Introducere ……..…. . 44
2.2 Compoziția chimică microstructura și proprietățile mecanice ale oțelului cercetat…. ..45
2.3 Curbele de cavitație …….……...……... 48
2.4 Examinări microscopice ……..... ...54
2.5 Concluzii…….…….....57

BUPT

Capitolul 3 Parametrii de proces, microstructura și comportarea la eroziune prin cavitație a straturilor de suprafață retopite WIG din oțel GX40CrNiSi25-20
3.1 Introducere……..……..……...58
3.2 Principiul metodei. Parametrii de proces… ….…… ….....59
3.3 Încercări de duritate… …… ……..… ……..…61
3.4 Microstructura sistemului compus strat retopit – substrat……...…… …….……...62
3.5 Curbele de cavitație…….……..…….67
3.6 Macro și micro grafia secțiunilor prin straturile retopite, testate la cavitație. …… ……80
3.7 Analiza de difracție cu raze X……..……...……86
3.8 Topografia suprafețelor erodate prin cavitație…… …….……..88
3.9 Concluzii…….……91
Capitolul 4 Parametrii de proces, microstructura și comportarea la eroziune prin cavitație a straturilor de suprafață, retopite laser din oțel GX40CrNiSi25-20.....93
4.1 Introducere……..……..…….……93
4.2 Materiale și procedura experimentală..……...……...……..……94
4.3 Evaluarea și interpretarea rezultatelor experimentale..……...……..……...….102
4.3.1 Încercări de duritate…… ..……..…….……..……..…102
4.3.2 Curbele specifice și parametrii caracteristici ai eroziunii prin cavitație……....103
4.3.3 Modificări structurale..……...…..…110
4.4 Analize de difracție cu raze X…….……...…….…….……....116
4.5 Concluzii ……..……..……..……..…..117
Capitolul 5 Microstructura și rezistența la cavitație a straturilor depuse prin sudare din aliaj austenitic manganos.....119
5.1 Introducere….……..……..…….……..……119
5.2 Materiale, procedura experimentală……...……...……..…..…121
5.3 Analize structurale……..……..128
5.4 Curbele de cavitație……. ……...……....133
5.5 Comparație între cele 3 probe acoperite cu oțel austenitic manganos și comparație cu oțelul inițial GX40CrNiSi25-20 în stare recoaptă……..…….....146
5.6 Concluzii ……..……...…….……...152
Capitolul 6 Concluzii finale și contribuții originale. Noi direcții de cercetare…....…154
6.1 Concluzii finale și contribuții originale…….……..…….....154
6.2 Noi direcții de cercetare…...…… ……..……..…….156
Bibliografie……...……..……..162

BUPT

Capitolul 1 STADIUL ACTUAL AL CERCETĂRILOR

1.1 Importanța oțelurilor inoxidabile

Datorită caracteristicilor de rezistență la coroziune, îmbinate cu caracteristicile mecanice, dar și cu posibilitățile de prelucrare ale suprafețelor, apariția oțelurilor inoxidabile, cunoscute popular inox, a condus la creșterea interesului acordat producției acestei categorii de materiale.

Oțelurilor inoxidabile au următoarele caracteristici principale [6][76][82][122][168] :

- rezistență la coroziune;
- duritate ridicată (mai mare decât 50% dintre oțelurile semi-dure);
- proprietăți igienice (foarte ușor de curățat);
- rezistență la îngheț sau căldură;
- sunt materiale reciclabile, care pot fi ușor transformate în obiecte cu destinații multiple;
- sunt rezistente la umiditate și la acțiunea acizilor.

Rezistenţa la coroziune a oţelurilor inoxidabile provine de la formarea pe suprafaţa acestora a unui film subţire protector care este format din oxizi ce conţin crom şi care se formează în mod spontan în prezenţa oxigenului [76][82][166][187].

Acest film protector se reface de îndată ce cauza care a generat deteriorarea este îndepărtată şi suprafaţa este din nou expusă la acţiunea oxigenului din aer și/sau din apă (Figura 1.1).

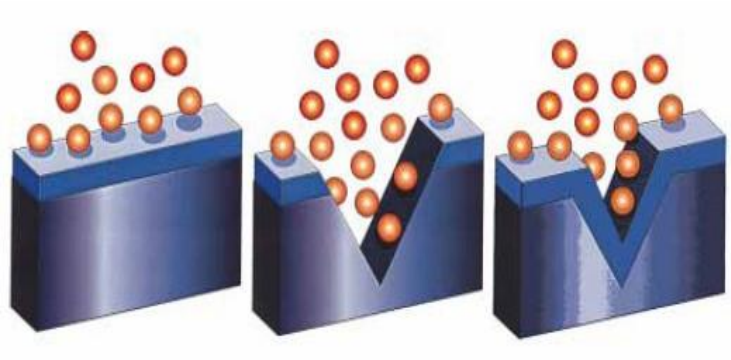


Figura 1.1 Formarea filmului subţire protector de la suprafaţa oţelului inoxidabil care îi conferă rezistenţă la coroziune şi inerţie chimică [76]

Așa cum se arata în figura 1.2, rezistenţa la coroziune este dată de formarea pe suprafaţa a unei pelicule pasive de oxizi de crom rezultată din interacţiunea dintre oxigenul din mediul exterior şi cromul din compoziția chimica a oțelului (Figura 1.2).

BUPT

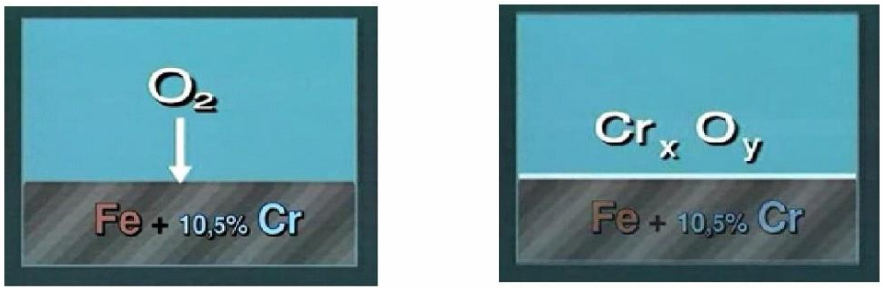


Figura 1.2 Reprezentare schematică a formării peliculei pasive de oxizi de crom, prin interacţiunea dintre oxigenul din mediul exterior şi cromul din compoziția chimica a oțelului inoxidabil [76]

În plus, față de rezistenţa la coroziune, oţelul inoxidabil are multe alte proprietăţi ce îl fac ideal pentru utilizarea în producerea echipamentelor din industria alimentară [76].

Trebuie să fim atenți la calitatea materialelor pe care le folosim nu numai din punct de vedere al performanței tehnice, dar și din punct de vedere al duratei de viață a acestora, al diversității utilizării lor și nu în ultimul rând trebuie să fie prietenoase cu mediul înconjurător.

Odată ce un produs nu mai poate fi folosit din punct de vedere tehnic, acesta ar trebui să fie 100% reciclabil, pentru ca ciclul de viață al acestuia să poată fi reluat.

Un astfel de produs este oțelul inoxidabil. Atunci când echipamentul realizat din inox şi-a încheiat ciclul de viaţă şi trebuie înlocuit, oţelul inoxidabil încă nu-şi epuizează durata de viaţă, el putând fi reutilizat. Astăzi, un echipament nou produs, conţine în medie, 60% inox reciclat.

1.2 Clasificarea oţelurilor inoxidabile

Oţelurile inoxidabile sunt aliaje fier-carbon, care conţin ca element de aliere principal minim 10,5% crom (de obicei de la 12 la 20% din aliaj), și au un conținut de carbon mai mic de 1,2%. Ele sunt înalt aliate cu Cr sau Cr și Ni, iar pe langa acestea mai pot conține și alte elemente de aliere precum Mo, Si, Al, Mn, Nb, etc., în scopul îmbunătățirii rezistenței la coroziune [168].

Următoarele elemente de aliere sunt alfagene: (Cr, Mo, Si, Ti, Nb), ele măresc domeniul de existență al soluției solide (α), iar următoarele elemente sunt gamagene: (C, Ni, Mn, N), ele măresc domeniul de existență al soluției solide (γ). Structura oțelurilor depinde de participarea elementelor cu caracter alfagen și gamagen din compoziția lor chimica. Cromul și nichelul sunt elemente reprezentative pentru elementele alfagene, și respectiv gamagene, structura oțelurilor inoxidabile fiind afectată de raportul dintre echivalentul în crom și echivalentul în nichel, E_{Cr} și E_{Ni} [168]:

BUPT

E_{Cr} = Cr + Mo + 1,5 Si + 0,5 Nb

E_{Ni} = Ni + 30 C + 0,5 Mn + 30 Ni

unde: - Cr, Mo, Si, Nb - reprezintă conținutul procentual al acestor elemente alfagene;

- Ni, C, Mn, N - reprezintă conținutul procentual al acestor elemente gamagene.

Ținând cont de aceste relații de calcul ale echivalenților, structura oțelurilor inoxidabile, în cazul răcirii rapide, va fi cea prezentată în diagrama Schaeffler, ca în Figura 1.3:

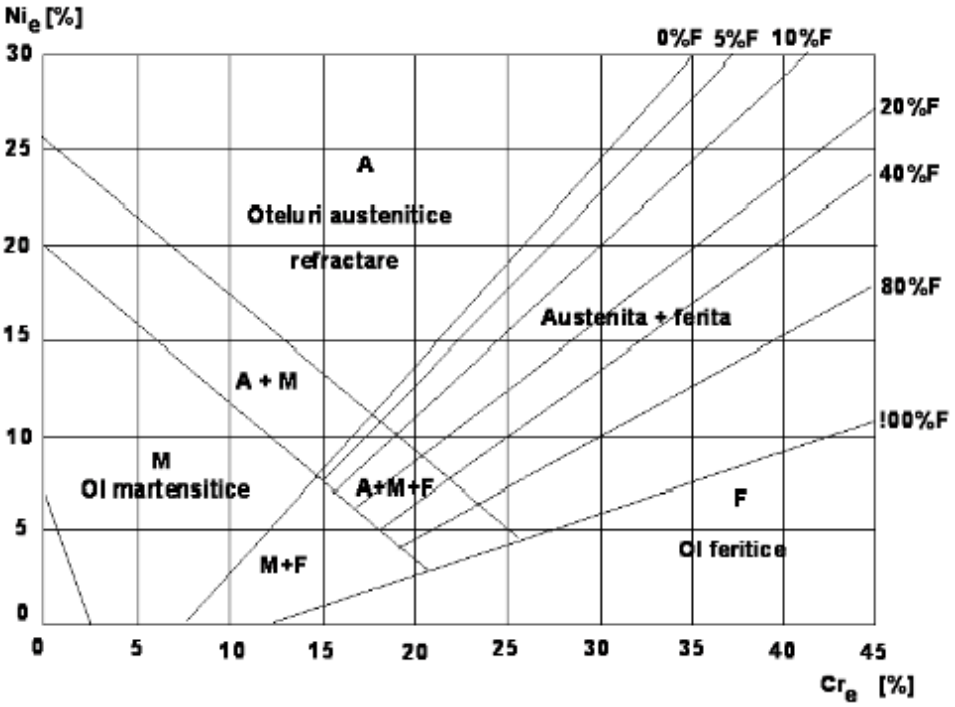


Figura 1.3 Diagrama Schaeffler [81]

În cazul microalierii cu titan și niobiu se recomandă folosirea relațiilor [103]:

E_{Cr} = Cr + 3 Si + Mo +10 Ti' (sau + Nb')

E_{Ni} = Ni + 0,5 Mn + 21 C' unde:

- C' = 0,03% - Ti'= Ti - 4[(C-0,03)+N];

- Nb'= Nb - 8[(C-0,03%)+N]

În funcție de raportul E_{Cr}/E_{Ni}, se pot obține diverse microstructuri ale oțelurilor inoxidabile. Acest lucru se poate observa în Tabelul 1.1:

BUPT

Tabelul 1.1 Structura oțelurilor inoxidabile [168]

E_{Cr}/E_{Ni}	STRUCTURA							
	F	M	A	F+M	M+F	A+F	A+M	A+M+F
0,04÷1,6								
0,1÷2								
0,1÷8								
1,6÷4								
2÷12								
4÷13								
4÷18								
4÷25								

Din punct de vedere al structurii lor microscopice, determinată de compoziţia chimică, oţelurile inoxidabile sunt clasificate în cinci tipuri, cum se prezintă în Tabelul 1.2 și Figura 1.4 [168].

Tabelul 1.2. Clasificarea oțelurilor inox [76]

1	Austenitice şi superaustenitice	Sunt oţeluri inoxidabile care conţin Cr (16 – 20%), Ni (7 – 30%) şi unele tipuri conţin Mo (2 - 6%), cu un procent de carbon de obicei sub 0,1%. Prezenţa elementelor de stabilizare, de exemplu Ti, îmbunătăţeşte suplimentar rezistenţa la coroziune, în special la coroziunea intergranulară şi, în acelaşi timp, conferă o rezistenţă sporită la expunerea la temperaturi mari.
2	Feritice	Sunt oţeluri ce conţin crom (12-27%) şi carbon, în general ≤ 0,20%, cu eventuale mici adaosuri de alte elemente. Caracteristica principală a acestora este faptul că îşi păstrează structura feritică la orice temperatură şi prin urmare nu îşi modifică caracteristicile mecanice prin tratamente termice.
3	Martensitice	Sunt oţeluri ce conţin doar crom (11% - 18%) şi posibil, mici cantităţi din alte elemente. Caracteristica fundamentală a acestor oţeluri este
4	Duplex	Termenul Duplex derivă din faptul că materialul are o microstructură bifazică, formată din cca. 50% ferită şi 50 % austenită. Termenul Super Duplex se referă la oţelul duplex care are calităţi superioare datorită conţinutului de crom, nichel şi molibden pentru îmbunătăţirea rezistenţei la coroziune.
5	Durificabile prin precipitare	Conţin ca element de aliere cuprul (care îmbunătăţeşte rezistenţa la acizi) şi niobiu (care reduce coroziunea în zona sudurilor); ele se tratează termic prin călire pentru punere în soluţie urmată de îmbătrânire.

BUPT

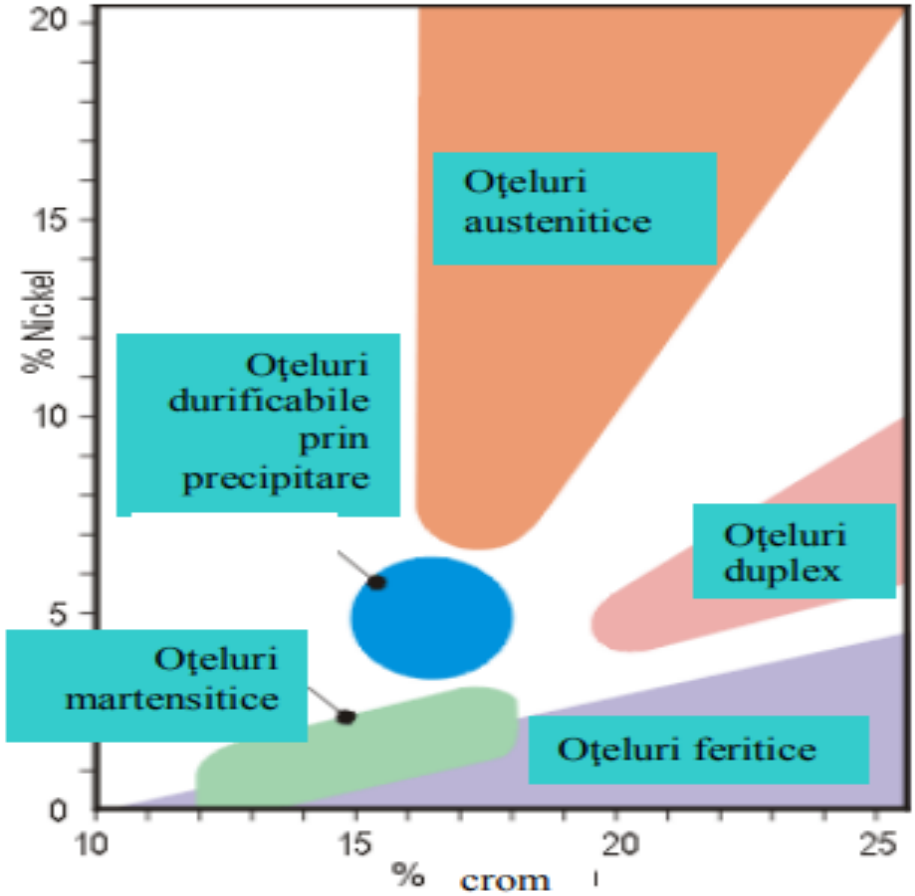


Figura1.4 Tipuri de oțeluri inoxidabile, funcție de conținutul de Cr, Ni[168]

1.2.1 Oţeluri inoxidabile austenitice

Oțelurile inoxidabile austenitice sau seria 300 (după standardele americane), se caracterizează prin conținutul scăzut de carbon (C<0,1%). Ele conţin 16 %...28 % crom şi suficient nichel (3,5 %...32 %) şi/sau mangan pentru a stabiliza structura austenitică [132]. Sunt oțeluri nemagnetice.

Austenita are o structură cristalină în care atomii sunt aranjați după sistemul CFC – cubic cu feţe centrate, lucru care duce la existenţa unui număr mare de planuri de alunecare în rețea şi la posibilităţi crescute de deformare pentru materialul în care această structură este prezentă. În oţelurile obişnuite, această structură apare doar la temperaturi ridicate, la temperatura mediului ambiant nefiind prezentă. Prin alierea cu nichel şi/sau mangan, ea poate fi menţinută la răcirea oţelurilor, în timpul solidificării şi rămâne prezentă şi la temperatura ambiantă [81].

BUPT

Aceste oțeluri prezintă performanțe mari, dar și un preț de cost ridicat și au caracteristici inalte de exploatare. Utilizarea lor este limitată uneori de slaba rezistență la coroziune sub tensiune, mai ales în medii formate din soluții de cloruri și la temperaturi ridicate [82].

Oțelurile austenitice se împart în trei categorii:

1.Oțeluri austenitice Cr-Ni: ele se caracterizează printr-un conținut scăzut de carbon și o proporție de 8÷18% Cr și Ni. Se fabrică oțeluri austenitice cu proporția Cr-Ni de: 12-12; 18-12; 18-10; 18-8; 20-12; 25-12; 25-20 [132]. Pentru a le mări rezistența la oxidare la temperaturi ridicate, acestor oțeluri li se adaugă siliciu, fapt care contribuie la suprimarea sensibilității la coroziune sub tensiune și ameliorarea comportării în medii foarte oxidate [81]. Combaterea coroziunii intercristaline se realizează prin adaosuri de titan, niobiu în proporție de 5× %C. Creșterea prelucrabiliății prin așchiere se realizează prin adaosuri de sulf sau seleniu. Reducerea prețului de cost al acestor oțeluri se poate face prin înlocuirea parțială a nichelului, care este scump, cu mangan sau azot [82].

2. Oțeluri austenitice Cr-Ni-Mo: ele sunt oțeluri austenitice 18-8, Cr-Ni cărora li se adaugă 2÷4% Mo, cu scopul de a mări rezistența la coroziune în soluții de acid sulfuric, cloruri sau acizi organici [82]. Creșterea rezistenței la coroziune a oțelurilor Cr-Ni-Mo se poate face prin adaos de 1÷2% Cu sau 2÷4% W și a stabilizatorilor Ti și Nb. Conținutul de carbon al acestor oțeluri este necesar să fie foarte mic (C<0,03%) [82].

3. Oțeluri austenitice Cr-Ni-Mn-N: acestea sunt caracterizate de un adaos de mangan, care provoacă modificări ale vitezei critice de călire și mențin structura austenitică la temperatura ambiantă [81]. Oțelurile austenitice Cr-Mn sunt sensibile la coroziunea intercristalină, rezistența la coroziune neputând fi îmbunătățită deoarece nu se admite un conținut de peste 15% Cr și nu se pot folosi adaosurile de titan și niobiu, deoarece s-ar restrânge domeniul de existență al austenitei. Azotul poate fi folosit ca element austenitizant în oțelurile Cr-Mn și totodată îmbunătățește proprietațile mecanice ale acestor oțeluri. Adaosurile de azot înlocuiesc o parte din nichel, contribuind astfel la reducerea prețului de cost al oțelului inoxidabil cu structură austenitică [76].

Oţelurile austenitice, reprezintă aproximativ 70% din producţia de oţeluri inox. Cel mai cunoscut oţel austenitic este marca 1.4301 , după standardul american AISI 304, cunoscut şi ca oţelul 18/10, care conţine 18% crom şi 10% nichel, cel mai utilizat inox din lume.

BUPT

Oţelurile austenitice, reprezintă aproximativ 70% din producţia de oţeluri inox. Cel mai cunoscut oţel austenitic este marca 1.4301 , după standardul american AISI 304, cunoscut şi ca oţelul 18/10, care conţine 18% crom şi 10% nichel, cel mai utilizat inox din lume.

Marca 1.4306 (304L - litera L se adaugă pentru mărcile cu conţinut scăzut de carbon şi vine de la termenul englezesc „low") este preferată în mediile corozive şi atunci când în procesul de prelucrare va interveni şi sudarea. Utilizările acestei mărci sunt extrem de numeroase, pornind de la chiuvetele de bucătărie, până la faţade de clădiri, echipamente în industria alimentară şi tubulatură în industria chimică. De exemplu, această marcă a fost utilizată pentru acoperişul şi structura superioară a turnului Crysler din New York, clădire care, la momentul construirii sale, în 1929 era cea mai înaltă din lume. De asemenea, aceste oţeluri au fost alese pentru a înveli exteriorul turnurilor gemene Petronas din Kuala Lumpur, având înălţimea de 452 de metri şi a clădirii Jin Mao Tower din Shanghai, a patra din lume ca înălţime [81].

Prin adăugarea de molibden se îmbunătăţeşte rezistenţa la coroziune, în mod special în mediu marin sau acid. Prin adăugarea de 2...3 % molibden, mărcilor 1.4301 (304) sau 1.4306 (304L) se creează mărcile 1.4401 (316), 1.4404 (316L) şi 1.4435 (316L) cunoscute ca oţeluri inoxidabile marine, utilizate deseori pentru elementele de asamblare ale navelor [82].

Totodată, aceste mărci dau şi rezistenţă în medii acide, de exemplu acid sulfuric, fiind de aceea utilizate pentru faţade de clădiri care să reziste în atmosferă poluată şi pentru tubulatură şi echipamente în industria chimică [76].

Principalele mărci de otel inox austenitic, însoțite de compoziția chimică şi de descrierea şi aplicațiile lor sunt prezentate în Tabelul 1.3.

Tabelul 1.3 Aplicațiile principalelor tipuri de inox-uri austenitice [76]

Marca EN	Marca AISI	Compoziția chimică tipică [%]						Descriere și aplicații
		C	Mn	Cr	Mo	Ni	altele	
1.4310	301	0.10		18		8		În special pentru piese obținute prin ambutisare adâncă, arcuri de înaltă rezistență și panouri din inox obținute prin laminare.

BUPT

1.4305	303	0.06	1.8	18		9	S 0.3 Cu≤1	Marcă de oțel inoxidabil prelucrabil pe mașini unelte automate, conferă pieselor prelucrabilitate foarte bună prin așchiere, dată de prezența sulfului în compoziția chimica.
1.4301	304	0.05	1.5	18.5		9		Marca cea mai utilizată. Are prelucrabilitate excelentă, însoțită de o bună rezistență la coroziune.
1.4307	304L	0.02	1.5	18.5		9		Conținutul mai redus de carbon decât cel din 1.4301 (304) îi conferă rezistență la coroziunea intergranulară. Se utilizează pentru piese care vor necesita sudarea secțiunilor mari și funcționare la temperatură înaltă.
1.4828	309	0.05	1.5	23		13.5		Are rezistență bună la coroziune în medii cu temperatură ridicată care conțin sulf și în gaze oxidante.
1.4845	310	0.08	1.5	25		20		Are rezistență bună în atmosferă oxidantă sau carburantă la temperaturi între 850…1100°C datorită procentelor mari de crom și nichel din compoziție.
1.4410	316	0.05	1	17	2	11		Marcă cu o rezistență la coroziune mai bună decât 304 în multe medii, în special în cele care conțin clor, datorită prezenței molibdenului în compoziție.
1.4404	316L	0.02	1	17	2	11		Conținutul mai redus de carbon decât cel din 1.4410 (316) îi conferă rezistență la coroziune intergranulară. Se utilizează pentru piese care vor necesita sudarea secțiunilor mari și funcționare la temperatură înaltă.
1.4541	321	0.04	1	18		9	Ti 0.5	Marcă stabilizată cu titan. Rezistă la coroziune intergranulară în timpul exploatării la temperaturi înalte (425…850°C). Are rezistentă foarte bună în această gamă de temperaturi.
1.4550	347	0.04	1	18		9	Nb0.7	Marcă stabilizată cu niobiu, rezistă la coroziune intergranulară la fel ca și 1.4541 (321), dar e utilizată mai mult ca și sârmă de sudare la sudarea inox-ului 1.4541 (321).
1.4539	904L	0.02	1	20	4.5	24	Cu1.5	Marcă super austenitică cu o rezistență la coroziune extrem de ridicată, în special în acid sulfuric și în cloruri. Proprietățile excelente sunt date de concentrațiile ridicate de crom și nichel și de prezența molibdenului.
1.4818	2111 HTR	0.08	0.6	21		11	N 0.16 Ce0.06	Marcă cu rezistență excelentă la temperaturi până la 1150°C.

BUPT

1.2.2 Oţeluri inoxidabile feritice

Oţelurile inoxidabile feritice (tabelul 1.4), conţin ca element de aliere important doar cromul. Ele posedă o microstructură de ferită la fel ca oțelul nealiat cu conținut scăzut în carbon, au o structură cristalină cubică cu volum centrat (C.V.C) și o concentrație de 10,5% ... 27% crom, cu foarte puțin sau deloc nichel [166][168]. Datorită conținutului mare de crom această microstructură este prezentă la toate temperaturile, astfel încât aceste oțeluri nu sunt durificate prin tratament termic. Ele nu pot fi durificate prin deformări plastice în aceeași măsură ca oțelurile inoxidabile austenitice. Sunt oțeluri magnetice [76][166].

La anumite concentrații de carbon și crom, pot apărea parțial transformări structurale martensitice [76][82].

Oțelurile inoxidabile feritice prezintă o rezistență la coroziune superioară celor martensitice și au un preț de cost mai mic decât cele austenitice [122].

Se sudează relativ bine la grosimi mici, dar din ce în ce mai dificil cu creşterea grosimii. Adaosurile de niobiu (Nb), titan (Ti) și zirconiu (Zr) la tipul 430 îmbunătățesc sudabilitatea [113].Sunt oţeluri relativ ieftine, dar au dezavantajul unei rezistenţe la coroziune nu foarte ridicate și a unei prelucrabilităţi mai dificile.

Cele mai utilizate mărci sunt 1.416(AISI 430) şi 1.4512(AISI 409). Prin aliere, proprietățile lor sunt îmbunătățite (mărcile 434 şi 444) [122].

Tabelul 1.4 Aplicațiile principalelor tipuri de inox-uri feritice [76]

Marca EN	Marca AISI	Compoziția chimică tipică [%]						Descriere și aplicații
		C	Mn	Cr	Mo	Ni	altele	
1.4016	430	≤0,08	≤1	16… 18				Utilizat în industria automobilelor, pentru diferite ornamente, în interiorul mașinilor de spălat rufe și vase și al uscătoarelor de rufe. Are deformabilitate bună, dar rezistența la coroziune și la temperatură este relativ scăzută.
1.4512	409	≤0,03	≤1	10,5… 12,5				Cel mai ieftin, utilizat pentru tobele de evacuare ale autoturismelor. Are tenacitate bună.
1.4521	444	≤0,025	≤1	17… 20	1.8… 2.5		Ti	Conține și molibden. Are rezistență la coroziune și sudabilitate mai ridicată decât 1.4016(430) și 1.4512(409). Permite utilizarea în medii care conțin clor.
1.4509	441	≤0,03	≤1	17,5… 18,5			Ti, Nb	Prin adăugarea de titan și/sau niobiu, 14509(441) materialul poate fi utilizat pentru componente

BUPT

								ale cuptoarelor care se realizează prin operații de deformare și sudare.

1.2.3 Oțeluri inoxidabile martensitice

Oţelurile martensitice (tabelul 1.5), conţin procente mai ridicate de carbon 0,1…0,3%C şi au un conţinut mai scăzut de crom decât oţelurile feritice (12…7%Cr). Nu sunt la fel de rezistente la coroziune ca şi cele austenitice sau feritice, dar sunt extrem de dure şi rezistente mecanic, se prelucrează bine prin aşchiere şi pot fi durificate suplimentar prin tratamente termice [118][119][166].

Pentru a le mări rezistenta la oxidare la cald, li se adaugă siliciu, iar pentru îmbunătățirea tenacității sunt aliate cu 2÷4% Ni. Sunt cele mai ieftine inox-uri, dar sunt greu deformabile şi sudabile.

Clasele Fe-Cr-C au fost primele clase utilizate și sunt încă folosite pe scară largă în aplicații inginerești de rezistență la uzură.

La clasele Fe-Cr-Ni-C, o parte din carbon este înlocuită cu nichel. Acesta oferă o rezistență mai mare la coroziune [119].

Marca EN 1.4303 cu 13% Cr și 4% Ni este utilizată pentru majoritatea turbinelor Pelton, Kaplan și Francis din centralele hidroelectrice, deoarece are proprietăți bune de turnare, o bună sudabilitate și o bună rezistență la eroziunea prin cavitație .

Oțelurile inoxidabile martensitice oferă o gamă largă de proprietăți și sunt utilizate pentru unelte și componente exploatate în condiții de fluaj [77].

Tabelul 1.5 Aplicaţiile principalelor tipuri de inox-uri martensitice [76]

Marca EN	Marca AISI	Compoziția chimică tipică [%]						Descriere și aplicații
		C	Mn	Cr	Mo	Ni	altele	
1.4006	410	0,08… 0,15	≤1,5	11,5… 13,5		≤0,75		Oțel de înaltă rezistență. Este rezistent la uzură, dar mai puțin rezistent la coroziune.
1.4021	420	0,16… 0,25	≤1,5	12… 14				Oțel destinat realizării instrumentelor chirurgicale. Capacitate excelentă de finisare a suprafeței prin șlefuire. Duritate mare.
	440	~0,5	1	16…18				Familia de mărci destinate tot realizării de cuțite, lame de ras. Au conținut mai ridicat de carbon. Pot fi durificate până la 58 HRC, fiind astfel unele din cele mai dure

BUPT

								oțeluri inox. Sunt disponibile 4 mărci 440A, 440B, 440C, (cea mai utilizată) și 440F (prelucrabilă pe mașini unelte automate).
	431	0,2	1	~16		~2		Marcă de oțel martensitic cu rezistență mare la coroziune, datorită conținutului ridicat de crom. Structura rămâne martensitică datorită adaosului de nichel. Tenacitatea oțelului este relativ bună.

Aplicaţiile lor se leagă de duritatea mare, care poate fi crescută şi mai mult prin tratamente termice, oţelurile acestea fiind ideale în condiţii de utilizare unde este importantă rezistenţa la uzură. Exemplul tipic este marca 1.4006 (410). Oţelurile martensitice se utilizează pentru cuţite, tacâmuri, instrumente chirurgicale, tije, arcuri. Marca 1.4125 (440) se utilizează pentru părţi componente ale pompelor, 1.4021 (420) este ideal pentru lamele cuţitelor, iar 1.4116 pentru cuţite de bucătărie de calitate superioară, de uz profesional [9][76][77].

1.2.4 Oțeluri inoxidabile duplex

Oţeluri inoxidabile duplex au conţinut extrem de înalt de crom (21...26%), nichel (3...8%) şi molibden (0,1...4%) [24][98][118].

Cele mai utilizate sunt mărcile 1.4462 şi 1.4362.

Prima generație de oțeluri inoxidabile duplex a fost dezvoltată cu mai mult de 70 de ani în urmă în Suedia. Numele de duplex a fost folosit pentru a sugera faptul că microstructura acestor oțeluri este alcătuită în proporții aproape egale de ferită și austenită.

Oţelurile super duplex apar în anii 1980 şi sunt oţeluri înalt aliate, cu performanţe foarte bune şi o rezistenţă la coroziune extrem de bună [37][41] .

Structura acestor oţeluri conţine aproximativ 50% ferită şi 50% austenită, de aceea oţelurile inoxidabile duplex mai sunt cunoscute şi ca oţeluri inoxidabile ferito-austenitice sau austenito-feritice. Ele combină bunele proprietăţi ale oţelurilor feritice şi ale celor austenitice.

În termeni simpli se poate spune că ferita asigură rezistenţa mecanică şi rezistenţa la coroziune, în timp ce austenita asigură ductilitatea și tenacitatea, iar cele două împreună duc la obţinerea unui oţel cu granulaţie fină, microstructural bifazic, cu rezistenţă la coroziune.

Datorită acestei structuri ele sunt rezistente la coroziunea prin oboseală care afectează oţelurile austenitice ce funcţionează în medii umede și la temperatură înaltă. De aceea, tancurile în

BUPT

care se depozitează lichide fierbinți se construiesc din astfel de oțeluri. Este de remarcat că oțelurile inox duplex suferă o reducere a rezistenței mecanice la temperaturi sub -50°C și după expunerea la peste 300°C, așa că este indicat să fie utilizate doar în acest interval de temperaturi [5][17]. Aplicațiile oțelurilor duplex sunt regăsite la: schimbătoare de căldură, fabrici de desalinizare a apei de mare, instalații în industria chimică și petrolieră, platforme de foraj marin pentru petrol și gaze, echipamente în industria alimentară.

Elementele de aliere cele mai importante ale oțelurilor duplex sunt Cr, Ni, Mo și N. Cromul și molibdenul conduc la formarea feritei, în timp ce nichelul și azotul stabilizează austenita. Unele mărci conțin de asemenea și alte elemente, cum ar fi Mn, Cu sau W.

Azotul are rol în creșterea rezistenței mecanice. La fel ca și nichelul, azotul favorizează structura austenitică (importantă pentru sudabilitate) și, la fel ca molibdenul, îmbunătățește rezistența la coroziune prin pitting și prin crăpături [37][58] . De asemenea, creste rezistența mecanică a oțelului. Astfel că oțelurile marca duplex 1.4362 au o rezistență dublă față de marca austenitică 1.4404 (AISI 316L) și își găsesc utilizări în cazul tancurilor de transport maritim a substanțelor chimice, acestea necesitând atât rezistență mecanică, cât și rezistență foarte bună la coroziune.

Exemple de mărci de oțeluri inoxidabile duplex uzuale sunt date în Tabelul 1.6.

Tabelul 1.6 Mărci de oțeluri inoxidabile duplex uzuale [76]

Standarde	Simbolizarea oțelului (Mărci)
EN 10088	- X 2 Cr Ni N 23-4 /1.4362 - X 2 Cr Ni Mo N 22-5-2 /1.4462 - X 2 Cr Ni Mo Cu N 25-6-3 /1.4507 - X 2 Cr Ni Mo N 22-7-4 /1.4410 - X 2 Cr Ni Mo Cu W N 25-7-4 /1.4501

1.2.5 Oțeluri inoxidabile durificabile prin precipitare

Oțelurile inoxidabile durificabile prin precipitare conțin ca element de aliere cuprul (care îmbunătățește rezistența la acizi) și niobiu (care reduce coroziunea în zona sudurilor). Sunt inox-uri scumpe, au costuri ridicate de prelucrare, dar combină rezistența remarcabilă la coroziune a oțelurilor austenitice cu proprietățile mecanice excelente ale oțelurilor martensitice [43][48].

Există trei tipuri de asemenea oțeluri inoxidabile [28][119][122] :

BUPT

- Martensitic 17-4 PH (AISI 630 EN 1.4542) conține aproximativ 17% Cr, 4% Ni, 4% Cu și 0,3% Nb.
- Semi-austenitic 17-7PH (AISI 631 EN 1.4568) conține aproximativ 17% Cr, 7,2% Ni și 1,2% Al.
- Austenitic A286 (ASTM 660 EN 1.4980) conține aproximativ Cr 15%, Ni 25%, Ti 2,1%, Mo 1,2%, V 1,3% și B 0,005%.

Principalele aplicatii ale acestor oteluri sunt: echipamente în industria celulozei şi hârtiei, palete de turbine, industria aerospaţială, echipamente în industria nucleară, diferite componente mecanice de importanţă deosebită [66][98]

În Figura1.5 se prezintă exemple de structuri tipice pentru cele patru categorii de oțeluri inoxidabile.

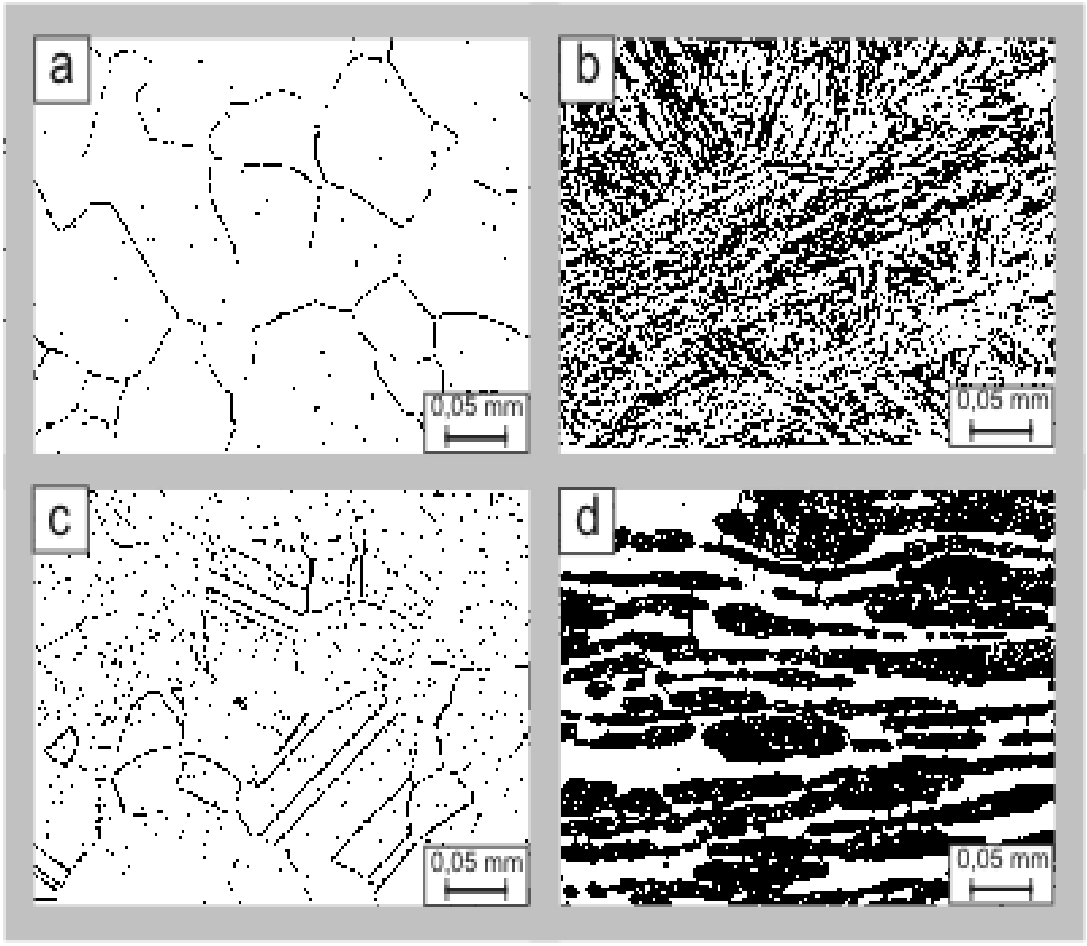


Figura 1.5 Structuri tipice pentru oțelul inoxidabil [77]
a- oțel cu structură feritică; b- oțel cu structură martensitică;
c- oțel cu structură austenitică; d - oțel cu structură austenito-feritică

BUPT

În Tabelele 1.7 si 1.8 se prezinta comparativ principalele caracteristici ale otelurilor inoxidabile.

Tabelul 1.7 Compararea proprietăţilor diferitelor tipuri de oţeluri inoxidabile [122]

Tipul oţelurilor inoxidabile	**Rezistenţa la coroziune[1]**	**Ductilitatea**	**Rezistenţa la temperatură înaltă**	**Rezistenţa la temperatură scăzută**
Austenitice	înaltă	foarte înaltă	foarte înaltă	foarte înaltă
Feritice	medie	medie	înaltă	scăzută
Martensitice	medie	scăzută	scăzută	scăzută
Duplex	foarte înaltă	medie	scăzută	medie
Tipul oţelurilor inoxidabile	**Răspunsul magnetic**	**Posibilitatea de durificare**	**Viteza de ecruisare**	**Sudabilitatea**
Austenitice	nu, în general	prin prelucrare la rece	foarte înaltă	foarte bună
Feritice	da	nu	medie	scăzută
Martensitice	da	prin călire+revenire	medie	scăzută
Duplex	da	nu	medie	bună
Durificabile prin precipitare	da	prin îmbătrânire	medie	bună

Tabelul 1.8. Avantajele şi dezavantajele diferitelor tipuri de oţeluri inoxidabile [122]

Tipul oţelurilor inoxidabile	**Avantaje**	**Dezavantaje**	**Exemple EN(AISI)**
Austenitice	Cele mai utilizate, rezistenţă bună la coroziune, rezistenţă în condiţii criogenice, deformabilitate excelentă, sudabilitate bună	Ecruisarea poate limita deformabilitatea, rezistenţă scăzută la coroziunea prin oboseală	1.4301 (304) 1.4401 (316)
Feritice	Cost scăzut, deformabilitate bună	Rezistenţă la coroziune şi deformabilitate mai scăzută decât inox-urile austenitice	1.4000 (410S) 1.4016 (430) 1.4749 (446)
Martensitice	Duritate şi rezistenţă mecanică ridicată, durificabile prin tratament termic, cost scăzut	Rezistenţă la coroziune limitată în comparaţie cu cele austenitice, deformabilitate limitată în comparaţie cu cele feritice, sudabilitate scăzută	1.4021 (420) 1.4057 (431)
Duplex	Rezistenţă excelentă la coroziune, rezistenţă ridicată la coroziunea prin oboseală, rezistenţă mecanică bună în stare de călire pentru punere în soluţie	Gama de temperaturi în care pot fi utilizate este mai restrânsă decât în cazul inox-urilor austenitice	1.4501 1.4462

BUPT

Durificabile prin precipitare	Durificabile prin tratament termic, rezistenţă la coroziune mai bună decât cele martensitice	Greu disponibile, scumpe, rezistenţă la coroziune, deformabilitate şi sudabilitate restrânse în comparaţie cu cele austenitice	1.4542 (630) 1.4568 (631)

În tabelul 1.9 se prezintă câteva mărci de oțeluri inoxidabile:

Tabelul 1.9 Mărci de oțeluri inoxidabile [76]

Feritice	1.4000; 1.4002; 1.4016; 1.4104; 1.4105; 1.4113; 1.4509; 1.4510; 1.4511; 1.4512; 1.4522; 1.4575
Martensitice	1.4006; 1.4008; 1.4024; 1.4028; 1.4057; 1.4109; 1.4112; 1.4116; 1.4120; 1.4122; 1.4125; 1.4313; 1.4405; 1.4418; 1.4542
Ferito-martensitice	1.4021; 1.4034
Ferito-austenitice	1.4362; 1.4460; 1.4462
Austenitice Cr - Ni	1.4301; 1.4303; 1.4305; 1.4306; 1.4311; 1.4315; 1.4541; 1.4550
Austenitice Cr - Ni - Mo	1.4401; 1.4404; 1.4406; 1.4429; 1.4435; 1.4436; 1.4438; 1.4439; 1.4465; 1.4539; 1.4561; 1.4563; 1.4565 S; 1.4571

1.3. Efectul elementelor de aliere din oțelurile inoxidabile

Elementele de aliere influențează puternic structura oţelurilor şi prin aceasta, implicit, influențează proprietăţile acestora.

Nichelul (Ni): este element gamagen solubil nelimitat în fier, favorizează obţinerea structurilor, (după normalizare), austenitice: la conţinuturi mari de carbon, martensitice: la conţinuturi medii de carbon şi perlitice la conţinuturi mici de carbon [8][17][25]. Nichelul determină finisarea structurii, măreşte călibilitatea, rezistenţa la rupere, limita de elasticitate, permeabilitatea magnetică, tenacitatea, rezistenţa la coroziune şi la oxidare, micşorează coeficientul de dilatare termică, sudabilitatea şi reduce temperatura de tranziţie ductil-fragil. Astfel, oţelurile feritice aliate cu nichel îşi păstrează tenacitatea la temperaturi sub 200ºC [3][29]. La oțelurile inoxidabile austenitice și la unele oțeluri inoxidabile martensito - feritice nichelul este alături de crom. Participarea sa în oțelurile inoxidabile este de minim 8% pentru cele cu structură austenitică (clasa crom-nichel) sau de 4…6% (clasa crom-mangan) și de maxim 4% pentru oțelurile inoxidabile martensitice sau martensito-feritice [9][29][56]. Nichelul se dizolvă în Feγ și îi extinde domeniul de existență, acționând asupra coborârii temperaturii punctelor critice de transformare, Figura1.6 [48][57].

BUPT

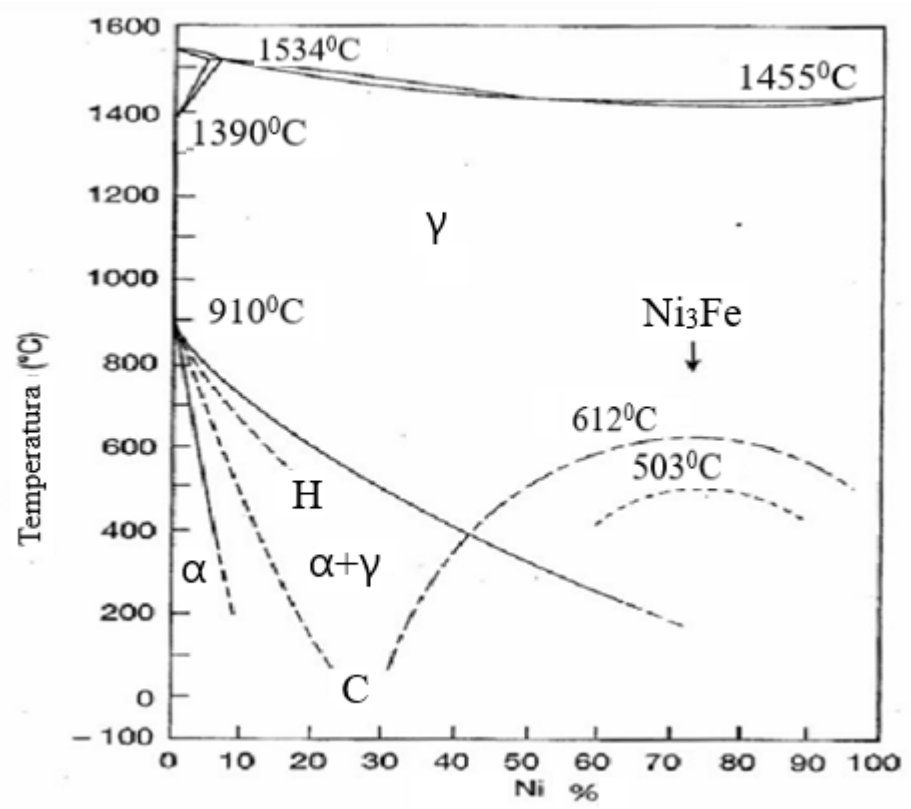


Figura1.6 Diagrama de echilibru Fe-Ni [81]

Se remarcă faptul că nichelul provoacă un important histerezis de transformare la încălzire-răcire, fapt care conduce la apariția domeniului bifazic α+γ. La concentrații de 60…80%Ni apare suprastructura Ni_3Fe. Această suprastructură se dizolvă în faza γ la temperaturi mai mari de 500^0C.

Datorită vitezei mici de transformare γ →α la temperaturi sub 300^0C, delimitările fazelor sunt incerte [168].

Cromul (Cr): este element alfagen, solubil nelimitat în fier, care formează uşor carburi simple şi complexe (Cr_4C; Cr_7C_3; $(FeCr)_4C$; $(FeCr)_3C$ etc.). Structura oţelurilor aliate cu crom poate fi perlitică, martensitică şi cu carburi [59][69]. Datorită efectului alfagen al cromului are loc restrângerea și chiar dispariția fazei γ. Cromul ridică temperatura punctului A_3 și coboară temperatura punctului critic A_4 de transformare alotropică a fierului. În funcție de conținutul în crom în aliajele Fe-Cr, apar fazele:

γ = Feγ(Cr) pentru concentrații sub 12%Cr, [168];

α+γ pentru concentrații între 12…12%Cr;

α = Feα(Cr) pentru concentrații mai mari de 13%Cr;

σ = FeCr compus intermetalic, pentru concentrații de 45%Cr, fază care-i stabilă până la temperatura de 820^0C;

BUPT

α+σ pentru concentrații de 13…45%Cr și 45…65%Cr, dar fără a fi precizate bine concentrațiile domeniilor bifazice.

Faza σ are o rețea cristalină tetragonală, este dură și fragilă. Prezența fazei σ alături de faza α provoacă o durificare structurală și o tendință mare spre fragilizare, mai ales dacă aliajul Fe-Cr se menține zeci de ore în intervalul de temperatura 600-850^{0}C, Figura 1.7:

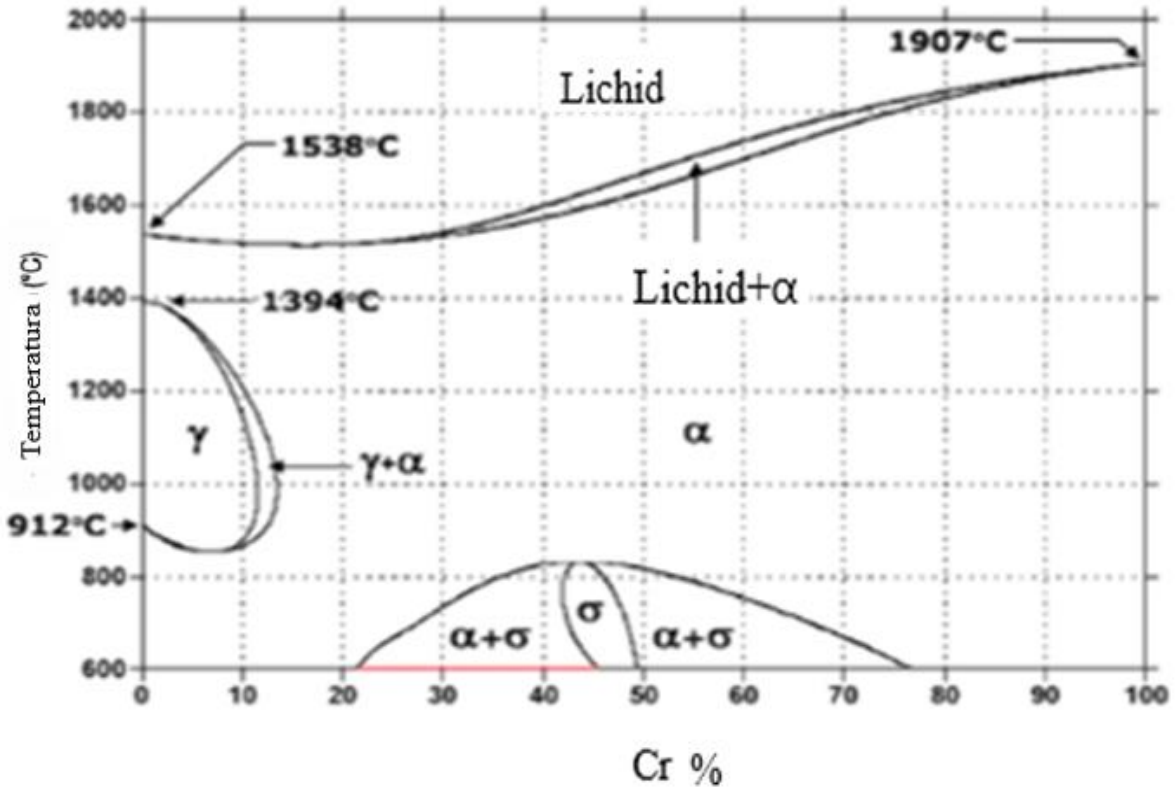


Figura1.7 Diagrama de echilibru Fe-Cr [113]

Otelurile care au peste 12% Cr si puţin carbon sunt feritice, iar cele cu mai mult carbon (<0,4%C) sunt martensitice. Oţelurile cu mult crom sunt susceptibile la fragilitatea de revenire la 475ºC [22][37]. Cromul finisează structura, măreşte caracteristicile de rezistenţă mecanică, călibilitatea si rezistența la uzare.

Molibdenul (Mo): este element alfagen care se dizolvă în fier, formează compuşi intermetalici cu fierul şi poate forma carburi simple şi complexe dure şi stabile [29][65].

Molibdenul închide domeniul γ la 2,5÷3%. Molibdenul favorizează obţinerea structurilor foarte fine, măreşte rezistenţa la oboseală, rezistenţa mecanică, rezilienţa, duritatea, rezistenţa la coroziune, termostabilitatea, refractaritatea, călibilitatea şi micşorează fragilitatea la revenire. Prin aceste influenţe strict pozitive, molibdenul este un foarte bun înlocuitor al wolframului (care este deficitar), iar oţelurile aliate cu molibden, având caracteristici mecanice superioare, sunt printre cele mai recente oţeluri utilizate în construcţia de maşini [89][94].

BUPT

Manganul (Mn): este un bun înlocuitor al nichelului, care este element scump şi deficitar. El fiind element gamagen se dizolvă în fier şi se combină cu uşurinţă cu carbonul dând austenită aliată cu Mn şi carburi de forma Mn_3C; $(FeMn)_3C$; $Mn_{23}C_6$. Manganul are o influenţă de două ori mai puternică decât nichelul asupra structurii şi formează în urma răcirii în aer liber, aceleaşi structuri [8][98][113].

Oţelurile inalt aliate cu mangan se numesc oţeluri Headfield; ele prin ecruisare devin martensitice, foarte dure şi cu rezistenţă mare la uzare abrazivă.

Din aceste oțeluri se execută lame de buldozer, fălci de concasoare, șenile de tanc, dinţi pentru cupe de excavatoare, case de bani, blacheuri de bocanci etc.[76][81].

De asemenea manganul imprimă o accentuată fragilitate de revenire (care se elimină prin adăugare de molibden) şi conferă oţelurilor o conductibilitate termică redusă, sensibilizând oţelul la fisurare [81][82].

Titanul (Ti): este element alfagen care închide domeniul γ la 1,2%, se dizolvă parţial în fier (1,5% Ti la 600ºC) şi formează compuşi intermetalici de substituţie Fe_2Ti şi FeTi [76]. Titanul este adăugat pentru stabilizarea carburii, în special atunci când materialul urmează a fi sudat. Se combină cu carbonul pentru a forma carburi de titan, care sunt destul de stabile și se dizolvă greu în oțel, ceea ce tinde să reducă la minimum apariția coroziunii intergranulare. Adăugarea de aproximativ 0,25/0,60% titan determină combinarea carbonului cu titanul în locul cromului [77]. Titanul se foloseşte în oţelurile inoxidabile feritice aliate cu Cr pentru creşterea rezistenţei la coroziune şi în cele austenitice aliate cu Cr-Ni pentru evitarea coroziunii intercristaline [9].

Azotul (N): are ca efect creșterea stabilității austenitei oțelurilor inoxidabile și este, ca în cazul nichelului, un element care formează austenita. Rezistența mecanică este mult îmbunătățită atunci când se adaugă azot în oțelurile inoxidabile, la fel ca și rezistența la coroziune [76].

BUPT

Siliciul (Si): este element alfagen care se dizolvă în fier fără a forma carburi stabile în oţeluri, formează în schimb oxizi şi silicaţi. Este un element dezoxidant şi grafitizant, care poate determina descompunerea, la încălziri prelungite, a cementitei în fier şi grafit, deci poate grafitiza oţelurile (5÷7% Si) [77]. Siliciul, ca element de aliere, măreşte limita de curgere şi de elasticitate, măreşte duritatea, rezistenţa la uzare, rezistenţa la oboseală, rezistenţa electrică, permeabilitatea magnetică, termostabilitatea şi rezistenţa la oxidare la temperaturi înalte şi micşorează tendinţa de supraîncălzire a oţelurilor [82]. Structura oţelurilor aliate cu siliciu este perlitică, feritică sau ferito-perlitică. Oţelurile aliate cu siliciu se folosesc ca oţeluri grafitate, rezistente la uzare cu ungere (5÷7% Si), oţeluri pentru arcuri (0,5÷2% Si), pentru supape de evacuare (0,2÷3,3% Si), oţeluri silicioase pentru tole de transformatoare şi maşini electrice (2÷4% Si). Siliciul nu se acceptă decât în cantităţi mici în oţelurile pentru ambutisare adâncă [9][82].

Wolframul (W): ca şi cromul este element alfagen care se dizolvă în fier şi poate forma compuşi chimici de substituţie cu fierul (faze sigma) şi formează carburi simple şi complexe foarte dure şi stabile [9]. Wolframul influenţează pozitiv proprietăţile de rezistenţă ale oţelurilor. Astfel, creşte rezistenţa la rupere, duritatea, refractaritatea, forţa coercitivă, călibilitatea, rezistenţa la uzare, rezilienţa, rezistenţa la coroziune, micşorează în acelaşi timp fragilitatea la revenire (pozitiv), alungirea, sudabilitatea şi conductibilitatea termică (negativ) [76]. Structura după răcirea în aer liber poate fi perlitică sau cu carburi duble (ledeburitică). Se constată că wolframul influenţează structura de două ori mai puternic decât cromul [82]. Dacă cromul închide domeniul γ la 12,7%, wolframul îl închide la 6%. Oţelurile perlitice sunt slab aliate şi sunt destinate construcţiei organelor de maşini. Au structura foarte fină şi duritate mare. În general se folosesc oţeluri aliate împreună cu cromul şi nichelul cărora wolframul le elimină fragilitatea la revenire [77].

Oţelurile cu carburi duble (ledeburitice) sunt înalt aliate, sunt foarte dure şi rezistente la uzare, au termostabilitate şi refractaritate mari şi se folosesc pentru scule aşchietoare (oţeluri rapide) cu viteză mare de aşchiere, pentru magneţi permanenţi şi ca oţeluri refractare. Aceste oţeluri îşi păstrează duritatea de 58 HRC până la temperaturi de 620ºC [76].

Borul (B), este element gamagen care nu se dizolvă în fier, în schimb formează cu fierul boruri foarte dure. Borul favorizează obţinerea de structuri foarte fine şi omogene. Borul este folosit ca element de microaliere. În cantităţi foarte mici (0,001÷0,003% B) măreşte foarte mult călibilitatea oţelurilor cu puţin carbon, duritatea, rezistenţa la rupere, aşchiabilitatea şi

BUPT

termostabilitatea. Măreşte refractaritatea oţelurilor inoxidabile Cr-Ni şi se foloseşte în oţelurile aliate cu 2% B pentru ecrane de protecţie contra neutronilor [9].

Cobaltul (Co), este element gamagen care se dizolvă în fier (parţial în ferită şi parţial în cementită) şi nu formează carburi. Creşte mult rezistenţa la oxidare la temperaturi înalte, măreşte remanenţa magnetică, măreşte conductibilitatea termică, refractaritatea, inhibă creşterea grăunţilor de austenită, micşorează călibilitatea prin deplasarea curbelor TTT (timp-temperatură-transformare) spre stânga şi prin creşterea punctului critic de transformare martensitică (Ms), măreşte mult stabilitatea martensitei la revenire [77]. În cantităţi mari (>7% Co) poate grafitiza oţelul. Cobaltul nu se acceptă în oţelurile pentru reactoare nucleare, deoarece sub acţiunea neutronilor se formează un izotop de cobalt puternic radioactiv [17].

Niobiul (Nb), este element alfagen care se dizolvă parţial în fier şi se combină chimic cu carbonul formând carbura NbC, chiar la concentraţii mici de niobiu. De asemenea se combină cu azotul dând nitruri şi carbonitruri. Nu există oţeluri aliate numai cu niobiu, ci se adaugă pe lângă alte elemente de aliere (Cr, Mo, Ni, W, Co etc.) în scopul finisării structurii, creşterii rezistenţei la rupere, limitei la curgere, limitei elastice, rezistenţei la coroziune [9][24]. Niobiul ca şi titanul elimină coroziunea intercristalină a oţelurilor inoxidabile austenitice aliate cu Cr şi Ni şi micşorează sensibilitatea la supraîncălzire a oţelurilor [9]. Alte elemente de aliere ale oţelurilor se utilizează rar: plumbul, seleniul, telurul, bismutul, fosforul şi sulful pentru creşterea aşchiabilităţii şi rezistenţei la uzare a oţelurilor, tantalul pentru eliminarea coroziunii intercristaline, autofisurării oţeurilor inoxidabile austenitice aliate cu Cr-Ni, cuprul pentru creşterea rezistenţei la rupere simultan cu creşterea alungirii la rupere a oţelurilor, rezistenţei la intemperii şi micşorarea coeficientului de dilatare termică, azotul pentru stabilizarea structurii şi creşterea rezistenţei la rupere şi a alungirii oţelurilor aliate austenitice etc.

1.4 Oțeluri inoxidabile turnate în piese

Simbolizarea acestora se face conform normei SR EN 10027 – 1:1996.

Exemplu: Ex. G X3CrNi 18-8:

în care: G simbolizează oțelurile turnate; 3 reprezintă conținutul de carbon în sutimi de procente; 18 procentul de Cr; 8 procentul de Ni.

Oțelurile inoxidabile turnate sunt, în general, clasificate în funcție de conținutul de elemente de aliere și de utilizarea planificată, în categoriile: oțeluri rezistente la coroziune și oțeluri rezistente la cald. Piesele turnate din oțel sunt clasificate ca rezistente la coroziune dacă sunt capabile de o funcționare susținută atunci când sunt expuse la atacul agenților corozivi la temperaturi de funcționare care sunt în general sub 300^0 C.

BUPT

Distincția obișnuită între oțelurile turnate rezistente la cald și cele rezistente la coroziune se bazează pe conținut de carbon.

O diferență semnificativă între oțelurile inoxidabile turnate și cele forjate se află în microstructura oțelurilor inoxidabile turnate. Există, de obicei, o cantitate mică de ferită prezentă în piesele turnate din oțel inoxidabil austenitic, spre deosebire de structura austenitică monofazică a aliajelor forjate [43][61].

Oțelurile inoxidabile forjate și turnate pot diferi, de asemenea, în ceea ce privește proprietățile mecanice, proprietățile magnetice și compoziția chimică. Datorită existenței posibile a granulelor dendritice mari, a fazelor intergranulare și a segregării elementelor de aliere, proprietățile mecanice tipice ale oțelurilor turnate pot varia mai mult și, în general, sunt inferioare celor ale oricărei structuri forjate[69].

La oțelurile turnate, rezistența la coroziune depinde în mare măsură de absența carbonului și, în special, a carburilor precipitate, în microstructura aliajului. Prin urmare, aliajele turnate rezistente la coroziune sunt în general sărace în carbon (de obicei mai mici de 0,20% și uneori mai mici de 0,03%) [97].

Toate oțelurile turnate rezistente la coroziune conțin mai mult de 11% crom și majoritatea conțin de la 1 la 30% nichel (câteva au mai puțin de 1% Ni) [17].

Structurile din oțel inoxidabil turnat pot fi austenitice, feritice, martensitice sau ferito-austenitice (duplex) [90]. Structura unei anumite mărci este determinată în principal de compoziția chimică. Cromul, molibdenul și siliciul promovează formarea feritei (magnetice), în timp ce carbonul, nichelul, azotul și manganul favorizează formarea austenitei (nemagnetice).

Cromul (un promotor de ferită și martensită), nichelul și carbonul (promotori de austenită) sunt deosebit de importante în determinarea microstructurii.

În general, oțelurile inox cu principalul element de aliere cromul sunt fie martensitice, fie feritice, calitățile de oțel crom-nichel sunt fie duplex, fie austenitice, iar oțelurile nichel-crom sunt complet austenitice [98].

Aliajele austenitice turnate au de obicei între 5 și 20% ferită distribuită discontinuu în întreaga matrice, procentul de ferită este în funcție de conținutul de nichel, crom și carbon.

Prezența feritei în austenită poate fi benefică sau dăunătoare, în funcție de aplicație. Ferita poate fi benefică în ceea ce privește sudabilitatea, deoarece oțelurile inoxidabile complet austenitice sunt susceptibile la o problemă de sudabilitate cunoscută sub numele de fisurare la cald sau microfisurare [94]. Crăparea intergranulară are loc în cusătura sudată și / sau în zona

BUPT

influențată termic și poate fi evitată dacă compoziția metalului depus este controlată pentru a produce aproximativ 4% ferită în metalul depus austenitic [136]. Piesele turnate din aliaj duplex sunt imune la această problemă.

Prezența feritei în aliajele duplex îmbunătățește rezistența la fisurare prin coroziune sub tensiune și în general la atacul intergranular. În cazul acesta, se crede că prezența zonelor de ferită în matricea de austenită blochează sau îngreunează propagarea fisurilor [118].

1.4.1 Tipuri de oțel inoxidabil turnat

Există mai multe categorii de piese turnate din oțel inoxidabil: piese turnate din oțel inoxidabil austenitic, piese turnate din oțel inoxidabil feritic, piese turnate din oțel inoxidabil martensitic și piese turnate din oțel inoxidabil duplex [118]. Aceste tipuri de piese turnate din oțel inoxidabil sunt denumite după structura microscopică a oțelurilor, care determină comportamentul lor metalurgic.

1.4.1.1 Turnare din oțel inoxidabil austenitic

Piesele turnate din oțel inoxidabil austenitic sunt nemagnetice. Când nichelul este adăugat în oțel inoxidabil în cantități suficiente, structura acestuia devine „austenitică". Compoziția de bază a turnării din oțel inoxidabil austenitic este 18% crom și 8% nichel [132]. Acest lucru le îmbunătățește rezistența la coroziune și modifică structura de la feritică la austenitică. Oțelul inoxidabil austenitic pentru turnare în piese este cele mai utilizat material de turnare și reprezintă mai mult de 70% din producție (tipul 304 este cel mai frecvent specificat la turnarea din oțel inoxidabil) [151]. Aceste piese nu sunt durificate ulterior prin tratament termic. În tabelul 1.10 se prezintă cele mai utilizate mărci de oțel austenitic:

Tabelul 1.10 Mărci și compoziții de oțel inoxidabil austenitic [82]

Mărci și compoziții de oțel inoxidabil austenitic turnat în piese								
Marca oțel AISI	Carbon	Mangan	Siliciu	Crom	Nichel	Molibden	Fosfor	Sulf
	maxim	maxim	maxim	minim maxim	minim maxim	minim maxim	maxim	minim maxim
CF-16Fa (303)	0,16	1,5	2	18-21	9-12	0,4-0,8	0,04	0,2-0,4
CF-8 (304)	0,08	1,5	2	18-21	8-11		0,04	0,04 Max
CF-3 (304L)	0,03	1,5	2	17-21	8-12		0,04	0,04 Max
CF-8M (316)	0,08	1,5	2	18-21	9-12	2-3	0,04	0,04 Max
CF-3M (316L)	0,03	1,5	1,5	17-21	9-13	2-3	0,04	0,04 Max

BUPT

CF-8C (347)	0,08	1,5	2	18-21	9-12		0,04	0,04 Max
CG-8M (317)	0,08	1,5	1,5	18-21	9-13	3-4	0,04	0,04 Max

1.4.1.2 Turnare din oțel inoxidabil feritic

Turnarea din oțel inoxidabil feritic este un proces derulat fie cu crom simplu, fie cu un conținut de crom variind între 10,5 și 18% și un conținut redus de carbon [187]. Aceste oteluri sunt magnetice și nu pot fi durificate prin tratament termic. Componentele turnate din oțel inoxidabil feritic au caracteristici de ductilitate și plasticitate bune, dar o rezistență relativ scăzută la temperatură ridicată în comparație cu cea a claselor austenitice [166]. În Tabelul 1.11 se prezintă cele mai utilizate mărci de oțel feritic:

Tabelul 1.11.Mărci și compoziții de oțel inoxidabil feritic [82]

Mărci și compoziții de oțel inoxidabil feritic turnat în piese									
Marca oțel AISI	Carbon	Mangan	Siliciu	Crom	Nichel	Molibden	Fosfor	Sulf	Cupru
	Maxim, %	Maxim, %	Maxim, %	minim - maxim, %	Maxim, %	Maxim, %	Maxim, %	Maxim, %	Maxim, %
/Nb (409)	0,16	1,5	2	10,5-11,75	0,5		0,045	0,045	
CB-30 (442)	0,3	1	1,5	18-22	2		0,04	0,04	
CC-50 (446)	0,5	1	1,5	26-30	4		0,04	0,04	

1.4.1.3 Turnare din oțel inoxidabil martensitic

Turnarea din oțel inoxidabil martensitic a fost primul tip de turnare din oțel inoxidabil care a fost dezvoltat comercial și a fost realizat la un conținut relativ ridicat de carbon (0,1 - 1,2%) comparativ cu alte tipuri de turnare din astfel de oțeluri. Piesele turnate din oțel inoxidabil martensitic conțin între 12 și 18% crom [168]. Acestea sunt magnetice și pot durificate prin călire și revenire la fel ca și oțelurile carbon; ele își găsesc aplicația principală în tacâmuri, industria aerospațială și inginerie generală [76].

În Tabelul 1.12 se prezintă cele mai utilizate mărci de oțel martensitic turnat

BUPT

Tabelul 1.12.Mărci și compoziții de oțel inoxidabil martensitic [82]

Mărci și compoziții de oțel inoxidabil martensitic, %									
Marca oțel AISI	Carbon	Mangan	Siliciu	Crom	Nichel	Molibden	Fosfor	Sulf	Cupru
	minim maxim	maxim	minim-maxim	minim - maxim	minim maxim	minim maxim	maxim	minim maxim	minim maxim
410	0,05-0,15	1	1,5 max	11,5-14	1 max	0, 5max	0,04	0,04 max	0,5 max
416	0,15 max	1,25	1,5 max	11,5-14	0,5 max	0,5 max	0,05	0,15-0,35	0,5 max
420	0,15 max	1	1 max	12-14			0,04	0,03 max	
15-5PH	0,05 max	0,6	0,5-1	14-15,5	4,2-5		0,025	0,025 max	2,5-3,2
17-4PH	0,06 max	0,7	0,5-1	15,5-16,7	3,6-4,6		0,04	0,03 max	2,8-3,5

1.4.1.4 Turnare din oțel inoxidabil duplex

Acestea sunt oțeluri inoxidabile care conțin niveluri relativ ridicate de crom (între 18 și 28%) și cantități moderate de nichel (între 4,5 și 8%). Rezistența ridicată la coroziune și combinația excelentă de proprietăți mecanice a oțelurilor inoxidabile duplex pot fi explicate prin compoziția lor chimică și microstructura echilibrată („duplex") a unor fracțiuni de volum aproximativ echivalente de ferită și austenită [131][153].

În Tabelul 1.13 se prezintă cele mai utilizate mărci de oțel duplex :

Tabelul 1.13 Mărci și compoziții de oțel duplex [80]

Mărci și compoziții de oțel duplex, %									
Marca oțel AISI	Carbon	Mangan	Siliciu	Crom	Nichel	Molibden	Fosfor	Sulf	Cupru
	maxim	maxim	maxim	min - max	min - max	min - max	maxim	maxim	min - max
ASTM A890 Grad 1A (CD4MCu)	0,04	1	1	24,5-26,5	4,75-6	1,75-2,25	0,04	0,04	2,75-3,25

BUPT

ASTM A890 Grad 4A (CD3MN)	0,03	1,5	1	21-23	4,5-6,5	2,5-3,5	0,04	0,02	1-max

Dintre toate oțelurile inoxidabile, cele din seria 300 sunt cele mai utilizate pentru a se potrivi tehnicii de turnare. Grupul de oțeluri din seria 300 conține 16-30% crom și 6-35% nichel, mențin o rezistență bună la temperaturi ridicate și sunt ușor de întreținut. Piesele turnate din oțel inoxidabil din seria 300 sunt utilizate preponderent în industria auto, aerospațială și în construcții [169].

De asemenea, oțelurile inoxidabile din seria 400 pot fi adoptate pentru a se potrivi tehnicii de turnare. Oțelurile inoxidabile din seria 400 au o conținut de 11% crom și 1% procent de mangan, peste oțelurile inoxidabile din seria 300. Seria 400 este susceptibilă de rugină și coroziune în anumite condiții [81]. Tratarea termică va durifica seria 400. Seria 400 de oțeluri inoxidabile are un conținut mai ridicat de carbon, conferindu-i o structură microscopică martensitică. Acest lucru oferă o rezistență ridicată la uzură. Oțelurile inoxidabile martensitice nu sunt la fel de rezistente la coroziune ca și tipurile austenitice. Oțelurile inoxidabile din seria 400 sunt utilizate frecvent pentru piese și supape, pentru aplicații auto și agricole [166].

Câteva caracteristici ale oțelurilor inoxidabile turnate în piese sunt specificate în Tabelul 1.14 [80].

Tabelul 1.14 Caracteristicile mecanice ale unor mărci de oțeluri turnate în piese [80]

Număr material	Simbol	Similar cu AISI	Rezistență la tracțiune N/mm^2	Alungire %	Duritate
1.4008	GX7CrNiMo12-1	410	590-790	15	>90HRB
1.4027	GX20Cr14	-	590-790	15	18-50HRC
1.4036	GX46Cr13	-	750-900	-	15-53HRC
1.4059	GX22CrNi 17	-	800-950	8	22-50HRC
1.4308	GX5CrNi 19-10	304/CF8	>440	>30	75-90HRB
1.4309	GX2CrNi 19-11	304L/CF3	440-460	>30	70-80HRB
1.4317	GX4CrNi 13-4	-	800-1000	>15	22-30HRC
1.4408	GX5CrNiMo19-11-2	316/CF8M	>450	>20	75-90HRB
1.4409	GX2CrNiMo 19-11-2	316L/CF3M	>450	>20	75-90HRB
1.4470	GX2CrNiMoN 22-5-3	-	680-880	>30	>93HRB
1.4827	GX8CrNiNb 19-10	-	>440	>20	75-95HRB

BUPT

1.4.2 Procesul turnării oțelului inoxidabil

Prin aplicarea diferitelor procedee de turnare pot fi obţinute semifabricate turnate cu o configuraţie complexă având o masă, pornind de la câteva grame şi până la câteva sute de tone. În practică se întâlnesc situaţii când turnarea este singurul procedeu prin care pot fi realizate anumite piese. Comparativ cu alte procedee tehnologice, din punct de vedere al consumului de material, obţinerea pieselor prin turnare se dovedeşte a fi foarte economică.

Piesa turnată reprezintă obiectul fizic obţinut prin turnarea metalului lichid într-o formă (cavitate) închisă sau deschisă, care cuprinde în corpul ei o serie de volume goale care reprezintă configuraţia exterioară şi interioară a piesei. Distanţa între pereţii spaţiilor goale reprezintă grosimea pereţilor piesei turnate [98].

Forma de turnare este ansamblul nemetalic sau metalic care cuprinde unul sau mai multe spaţii goale, care prin umplere cu metal lichid şi după solidificare va genera una, sau mai multe piese turnate. Pereţii exteriori ai cavităţii reprezintă configuraţia exterioară a piesei, iar miezurile reprezintă configuraţia interioară. Formele de turnare sunt prevăzute cu reţele de turnare prin care este asigurată în principal, umplerea cu metal topit şi evacuarea gazelor.

În practica industrială sunt aplicate mai multe procedee de obţinere a pieselor turnate, diferenţele constând în materialele din care sunt executate formele, de modul de execuţie al acestora, precum şi de modul de introducere a metalului lichid. . În Figura.1.8 este prezentată clasificarea principalelor procedee de obţinere a pieselor turnate.

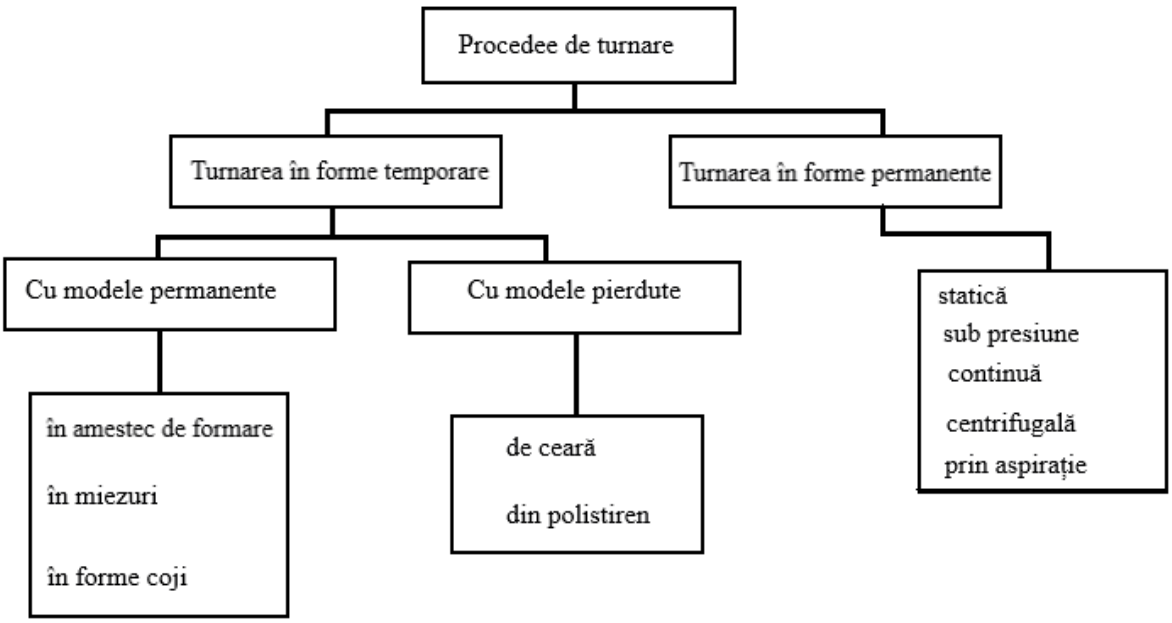


Figura 1.8 Clasificarea procedeelor de turnare [119]

BUPT

Turnarea în piese a oțelului inoxidabil în forme este una dintre cele mai populare tehnici de turnare pentru producerea diferitelor tipuri de piese, în special pentru aceste structuri complexe. Astăzi, este folosită pentru a executa piese turnate din oțel inoxidabil pentru o varietate de industrii, de la mașini alimentare până la sectoare de construcții, medicale și marine.

Oțelurile inoxidabile, datorită rezistenței lor la coroziune, sunt adesea utilizate în condiții extrem de agresive, ceea ce va face ca majoritatea materialelor alternative să cedeze rapid.

Turnarea în piese a oțelului inoxidabil este o metodă de executare a unor forme complexe de componente din oțel inoxidabil, care nu pot fi fabricate prin forjate cu ușurință sau în mod eficient din punct de vedere al costurilor. Turnarea din oțel inoxidabil implică încălzirea materialului din oțel inoxidabil până la punctul de topire și introducerea materialului într-o matriță unde se solidifică în forma necesară.

Alegerea procedeului de turnare este determinată de natura producţiei, de masa şi dimensiunile pieselor.

În prezent producţia cea mai mare de piese turnate se realizează prin turnarea în forme temporare şi anume în forme crude (neuscate) executate din amestec de formare cu ajutorul modelelor din lemn sau metal. În cele ce urmează sunt prezentate câteva din cele mai utilizare forme de turnare în piese a oțelului [119]:

A. Forme temporare din amestec de formare

Piesele destinate execuţiei prin turnare în forme temporare sunt proiectate astfel încât să aibă un plan de separaţie care să permită demularea modelelor. La proiectarea şi execuţia modelelor se ţine seama de adaosurile de prelucrare şi de contracţia materialului la solidificare şi răcire. De asemenea, sunt prevăzute unghiuri de înclinare şi raze de racordare care să faciliteze demularea modelului, fără distrugerea marginilor formei.

Pentru evitarea formării unor retasuri în zonele în care piesele prezintă o secţiune sporită, la proiectarea modelelor se are în vedere poziţionarea unor maselote de dimensiuni optime. Maselotele sunt rezervoare de metal lichid, amplasate corespunzător sub forma unor excrescenţe ale piesei turnate, Figura.1.9. Rolul lor principal constă în alimentarea cu metal lichid a cavităţii formei pe durata răcirii şi solidificării, cu scopul compensării contracţiei volumice.

BUPT

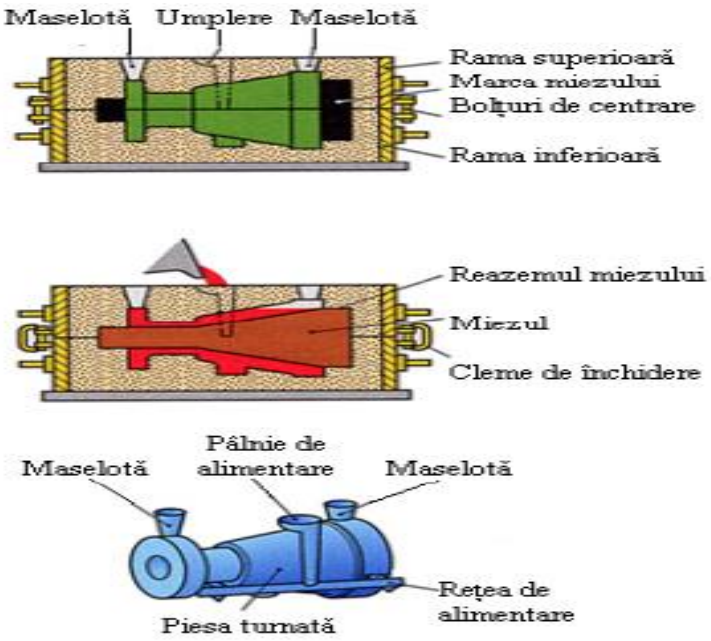


Figura 1.9 Formă temporară pentru turnare [119]

B. Forme din miezuri fasonate

Există situaţii în care nu este posibilă proiectarea unor piese care să prezinte un plan de separaţie bine definit, spre exemplu blocul motor sau chiulasa motoarelor cu ardere internă, carcasele reductoarelor, cutiilor de viteză, ventilatoarelor, turbosuflantelor etc. În această situaţie se recurge la procedeul de turnare în miezuri fasonate.



Figura 1.10 Semiformă pentru turnarea cu miezuri fasonate

În Figura.1.10 este prezentată o semiformă pregătită pentru turnarea prin procedeul cu miezuri fasonate. Atât formele, cât şi miezurile pot fi realizate din nisip peliculizat cu diverşi lianţi precum cimentul, silicatul de sodiu sau diverse răşini care se întăresc la cald sau la temperatura ambiantă [119].

Rezultă forme sau miezuri cu rezistenţă mecanică ridicată şi cu o foarte bună calitate a suprafeţei. Dezavantajul utilizării acestor materiale este acela că apar dificultăţi mari la dezbaterea din formă a piesei turnate, datorită rezistenţei ridicate a amestecului.

BUPT

C. Forme temporare cu pereţi subţiri (forme coji)

Procedeul se aplică în special pentru turnarea pieselor mărunte care au un grad mare de complexitate, în producţia de serie mare, la care costul relativ ridicat al materialelor utilizate la formare este compensat de eliminarea unor operaţii ulterioare de prelucrare [119].

D. Forme temporare cu modele uşor fuzibile

Particularitatea acestui procedeu de formare constă în aceea că operaţia de demulare se realizează prin scurgerea din formă a materialului modelului adus în stare lichidă. În consecinţă este posibilă realizarea unor forme de turnare fără plan de separaţie, în care pot să fie obţinute piese cu o geometrie complexă. În plus, procedeul permite obţinerea unor piese turnate de precizie ridicată (+0,25 mm), la care în unele situaţii nu se mai aplică prelucrări mecanice ulterioare. Cel mai des, modelele sunt executate din materiale ceroase (stearină + parafină) prin presare în stare păstoasă într-o matriţă. Modelele din materiale ceroase au uneori ataşată reţeaua de turnare, dar mai frecvent se asamblează în ciorchine la o pâlnie de turnare comună, Figura1.11:



Figura 1.11 Schema tehnologiei de execuţie a formelor cu modele uşor fuzibile [119]

1 – presarea miezului în matriţă; 2 – asamblare ciorchine; 3 – formarea cojii; 4 – extragerea miezului; 5 – turnare; 6 – dezbatere; 7 – separarea pieselor; 8 – prelucrări mecanice.

Procedeul de turnare în forme cu modele gazeificabile are la bază executarea unui model din polistiren expandat care este îngropat în nisip . La pătrunderea aliajului topit în formă, modelul se distruge prin gazeificare. În Figura1.12 este prezentată schema tehnologiei de realizare şi turnare a pieselor în forme cu modele gazeificabile din polistiren [119].

BUPT

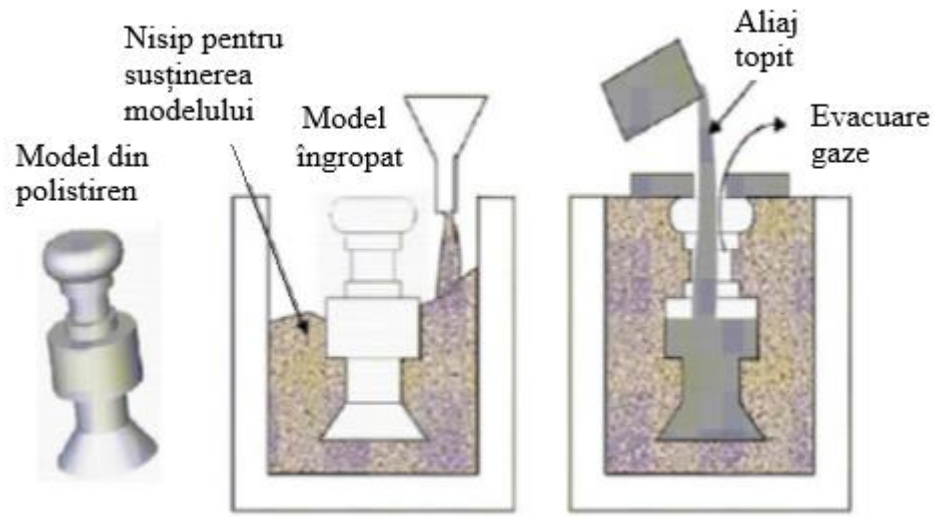


Figura1.12 Schema turnării pieselor în forme cu modele gazeificabile [119]

E. Turnarea în mediu depresurizat (în vid)

Turnarea in forme vidate reprezintă un procedeu de turnare în forme temporare realizate predilect în varianta cu modele uşor fuzibile. Prin acest procedeu sunt obţinute piese de cea mai înaltă calitate, utilizate domeniile în care se impun condiţii de siguranţă deosebite.

În Figura1.13 și 1.14 sunt prezentate câteva imagini de la o turnătorie în piese a oțelului inox [81]



Figura1.13 Turnarea în piese



Figura 1.14 Dezbaterea pieselor din model

1.4.3 Avantajele turnării oțelului inoxidabil

1. Cost accesibil al sculelor: sculele sau matrița utilizată pentru realizarea pieselor turnate din oțel inoxidabil sunt relativ mai ieftine decât sculele de forjare. Mai mult, costul sculei este plătit o singură dată, nu va fi taxat din nou pentru comenzile viitoare.

BUPT

2. Calitate îmbunătățită*:* poate că cel mai mare avantaj este că matrița utilizată pentru turnarea pieselor din oțel inoxidabil este creată dintr-un aliaj de aluminiu folosit in aviație astfel că produsul final este de cea mai înaltă calitate. În plus, materialul refractar cu siliciu folosit pentru procesul de turnare în piese poate contribui și la îmbunătățirea calității pieselor turnate.

3. Dimensiuni personalizabile: turnarea din oțel inoxidabil creează în principal piese din eșantionul sau desenul cumpărătorului. Astfel, acest tip de tehnologie de producție poate realiza piese cu dimensiuni și forme personalizabile. Cu alte cuvinte, nu există aproape nicio limitare a dimensiunilor piesei dorite.

4. Fără limitarea cantității: acest lucru oferă clienților opțiunea de a face comanda pentru piese turnate, indiferent dacă este un volum mic sau mare.

5. Prelucrare ulterioară mai puțină sau deloc: datorită faptului că prin procesul de turnare în piese se execută toleranțe mai strânse decât la alte metode, produsul final va necesita o prelucrare secundară mai mică sau deloc. Astfel, pe termen lung se economisesc bani, deoarece este redus timpul total de fabricare a unei piese.

1.5 Coroziunea prin cavitație

1.5.1 Descrierea fenomenului de coroziune cavitațională

presiunii de vaporizare, se produce vaporizarea lichidului însoţită de desorbţia (îndepărtarea) gazelor dizolvate [132].

În interiorul lichidului apare tendinţa de formare a unor bule umplute cu vapori de gaze. Bulele formate în lichidul în mişcare se dezvoltă, devin aproape sferice şi pot fi transportate într-o regiune cu presiune mai mare decât presiunea de vaporizare. Se constată atunci o surpare bruscă a pereţilor bulelor spre interiorul acestora, proces numit implozie şi care este însoţit de un complex de fenomene fizice şi chimice [126].

Implozia este însoţită în primul rând de apariţia unor presiuni foarte mari care au efecte importante asupra pereţilor de material ce mărginesc fluidul în mişcare. Dacă implozia se produce lângă un perete, presiunea se exercită direct asupra lui; dacă implozia se produce la o distanţă oarecare de perete, presiunea se transmite sub formă de unde de presiune. Efectele mecanice ale imploziei sunt extrem de puternice, ceea ce rezultă şi din faptul că nici un material cunoscut în prezent nu rezistă la cavitaţie [116].

Pe lângă fenomenele mecanice, care sunt predominante, în cazul imploziei, apar şi fenomene termice, datorate mai ales comportării gazului din bule precum şi fenomene chimice,

BUPT

datorate formării de substanţe chimice corozive. Au fost observate chiar şi fenomene electrice. Întotdeauna cavitaţia este însoţită de zgomote puternice şi vibraţii. Suprafeţele solide situate în zona de producere a imploziilor prezintă după un timp fenomene de eroziune sub forma unor caverne, de contur şi adâncime neregulată. Distrugerea unei suprafeţe solide din cauza cavitaţiei se numeşte eroziune (coroziune) prin cavitaţie [29].

La început, se produc în straturile superficiale alunecări şi deformări plastice, apoi la baza neregularităţilor se iniţiază fisuri care treptat se propagă în stratul superficial al materialului. În urma cercetărilor a rezultat că mecanismul eroziunii cavitaţionale şi distrugerea materialului este legat şi de compoziţia chimică a mediului. Aceşti factori nemecanici pot accelera într-o mare măsură procesul de distrugere. Un rol important în intensitatea distrugerilor îl joacă reacţiile chimice şi electrochimice ale metalului cu mediul de lucru. De exemplu, apa de mare, la orice metal produce o creştere a cavităţii faţă de apa dulce.

Coroziunea prin cavitație are loc în instalații precum turbine hidraulice, rotoare de pompă, turbocompresoare, supape de control și alte elemente hidrodinamice.

Cavitația în supapele de control are loc numai în medii lichide, iar factorii principali sunt: viteza fluidului și căderea de presiune. Se vor forma bule de vapori dacă presiunea din amonte a lichidului scade brusc sub presiunea de vaporizare, atunci când are loc curgerea prin supapă [125].

Sistemele hidrodinamice sunt fabricate cu materiale rezistente la coroziune și la deteriorări mecanice. În ceea ce privește selecția materialelor, trebuie remarcat faptul că materialele ductile sunt mai rezistente decât materialele fragile, materialele cu rezistență mai mare la oboseală au, de asemenea, o rezistență mai mare la eroziunea prin cavitație. Totodată, rezistența la cavitație crește odată cu scăderea mărimii grăunților cristalini ai materialelor.

Durificarea stratului superficial prin tratamente termice clasice, prin călire cu fascicul laser sau implantări de ioni, conduce la mărirea de aproximativ 2-3 ori a perioadei de incubație a cavitaţiei, deci întârzie apariției ei. Materialele cu structură cristalină cu fețe centrate sunt izotrope şi puţin sensibile la creşterea vitezei de deformare [65][66].

eroziune cavitațională, a dus la realizarea instalațiilor de laborator, ce permit o analiză mai sistematică a comportării materialelor la atacul cavitațional. Marele dezavantaj al acestor instalații îl constituie durata de atac cavitațional, care trebuie să fie foarte mare pentru materiale cu structuri fine și caracteristici mecanice ridicate, de tipul oțelurilor inoxidabile [58]. Însă, acest dezavantaj este eliminat de către aparatele vibratorii care prezintă dezavantajul creării unui proces cavitațional totalmente diferit de cel real (din mașina industrială).

BUPT

Estimarea rezistenței materialelor la eroziune cavitațională se face pe baza curbelor caracteristice sau a valorilor diverșilor parametri, definiți de acestea. Așadar pentru evaluarea rezistenței lor la eroziunea cavitației se poate folosi oricare dintre criteriile menționate mai jos:

a. panta (tgα) a curbelor de pierdere cumulată (masă, volum. gravimetric, adâncime medie a cavernelor) [28][65][66];

b. valoarea spre care curba de mediere a valorilor vitezelor experimentale tinde să se stabilizeze [57], [58][61],

c. maximul curbei de mediere a valorilor exprimentale ale vitezei de eroziune [57][58],

d. rezistența normalizată la cavitație, definită ca invers al valorii vitezei de stabilizare [57],

e. durata de incubație, caracterizată prin deformații elasto-plastice și creare rețele fisuri [28][47],

g. durata necesară obținerii unei valori date pentru pierderile cumulate, fie experimentale, fie cele aferente de curbei de mediere [12][28],

În Figura 1.15 se prezintă curbele caracteristice și indicatorii sus menționați, definiți de aceste curbe. Deoarece rezultatele experimentale sunt influențate de parametrii tehnico-funcționali ai stațiunii, permițând un grad de subiectivitate, în stadiul actual nu există o metodă de estimare a rezistenței unanim acceptată de către specialiștii în cavitație [41][47].Normele ASTM [12] recomandă parametrii a, b, c și a, iar Thiruvengadam [166] recomandă viteza de stabilizare a eroziunii. Pentru viteza maximă de eroziune cavitațională, normele ASTM [12] 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 nivelul rugozității din suprafața atacată [56].

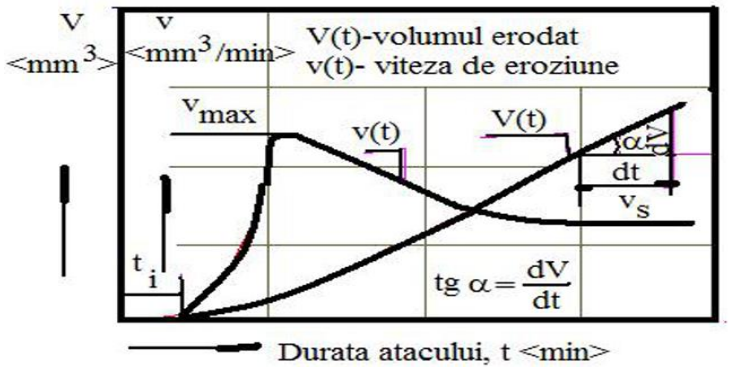


Figura1.15 Curbele și mărimile caracteristice utilizate în estimarea comportamentului și a rezistenței la eroziune cavitațională [28]

BUPT

Parametrii mediului de lucru influenţează uzura prin cavitaţie astfel:

- maximul de distrugere corespunde unei temperaturi de aproximativ 40^0 C;
- cu creşterea presiunii creşte şi distrugerea;
- agresivitatea mediului duce la accelerarea procesului de distrugere;
- creşterea vâscozităţii frânează procesul de eroziune cavitaţională;
- creşterea conţinutului de gaze duce în general la slăbirea procesului de distrugere.

Parametrii de exploatare influenţează uzura de cavitaţie, astfel:

- mărirea vitezei duce la accelerarea distrugerilor;
- aplicarea protecţiei catodice este favorabilă atunci când mediul de lucru este agresiv;
- existenţa tensiunilor remanente şi a celor externe favorizează apariţia cavitaţiei.

O prelucrare îngrijită a suprafeţelor elementului supus uzurii de cavitaţie are influenţă favorabilă numai în cazul cavitaţiei hidrodinamice. Comportarea la cavitaţie a materialelor depinde de structura acestora, astfel: cu cât raportul axelor grăunților cristalini este mai apropiat de cel ideal cu atât metalul respectiv are mai multe posibilităţi de a se deforma şi rezistenţa la distrugere cavitaţională creşte [41].

1.5.2 Studii anterioare privind îmbunătățirea rezistenței la coroziune cavitațională a unor oțeluri inoxidabile turnate

Eroziunea prin cavitație este un fenomen complex și localizat care implică parametri mecanici, chimici și metalurgici. Dezvoltarea de noi materiale depinde de înțelegerea relației dintre microstructură și eroziunea prin cavitație. Atunci când sunt supuse eroziunii de cavitație, materialele se comportă în mod diferit, în funcție de compoziția lor chimică, de microstructură, tratamente de suprafață etc. [69].

În timpul eroziunii de cavitație a metalelor și aliajelor, procesul de ecruisare mecanică datorat colapsului de bule în stratul de suprafaţă al piesei este asociat cu o creștere de duritate [52]. De asemenea, s-a observat că la materialele ductile rata de eroziune a cavitației este influenţată de raportul dintre grosimea straturilor durificate la momentul acoperirii, și rapiditatea curgerii [54].

Metoda de testare cu ultrasunete [37] conduce la formarea unui nor de bule de cavitație, aproape uniforme ca formă a acestora, obținută la o frecvență fixă, comparativ cu cazurile reale în care există o distribuție de mărimi diferite, precum și diferite frecvențe. Testul standardizat nu permite o caracterizare completă a comportamentului în condiții reale din cauza absenței

BUPT

unui flux de lichid real sau a interacțiunii nucleelor cu bule ce au filamente vortex turbulente. Comparativ cu eroziunea reală a cavitației care are loc după o perioadă lungă de expunere, testele accelerate standardizate efectuate în laborator pot fi utilizate pentru a compara materialele testate în condiții similare. Echipamentul pentru acest scop conduce 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.

În scopul evaluării procesului de eroziune sunt folosite echipamente cu ultrasunete, conform standardelor, ASTM G32-2016 [13]. Ele au avantajul că se pot stabili parametrii uşor 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 și generează 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 [6].

Se preconizează că o creștere a vâscozității lichidului conduce la o eroziune redusă a suprafeței, ca urmare a scăderii ratei de creștere și de colaps a bulelor [134].

Oțelurile inoxidabile turnate în piese sunt clasificate ca „rezistente la coroziune" atunci când sunt utilizate în medii apoase și vapori sub 650°C și „rezistente la cald" atunci când sunt utilizate peste această temperatură [114]. Distincția obișnuită între clasele de oțeluri turnate rezistente la cald și la coroziune este dată de conținutul în carbon.

Mărcile de oțeluri rezistente la cald au conținuturi ridicate în carbon pentru a îmbunătăți rezistența la temperaturi ridicate [69]. Compoziția chimică și diferențele de microstructură dintre versiunile laminate și turnate ale oțelurilor inoxidabile pot afecta performanța acestora. Deși unele mărci de oțeluri inoxidabile turnate în piese pot fi durificate prin aplicarea tratamentului termic de călire pentru punere în soluție urmată de îmbătrânire prin revenire, proprietățile mecanice ale majorității acestor aliaje se bazează pe compoziția lor chimică [52].

Oțelurile inoxidabile turnate în piese au o rezistență la coroziune similară cu cea a celor echivalente aflate în stare laminată, dar pot deveni mai puțin rezistente la coroziune prin eroziunea cavitației datorită contaminării localizate, a microsegregării sau a lipsei de omogenitate [69]. De exemplu, calitatea matriței poate provoca modificări compoziționale superficiale care influențează performanța, iar preluarea carbonului de la agenții de eliberare a matriței poate afecta rezistența la coroziune și la eroziune prin cavitație [116].

BUPT

Distrugerile erozive cele mai însemnate apar când acestea sunt confecţionate din oţeluri carbon şi slab aliate. În schimb, pentru condiţii similare de funcţionare, oţelurile inoxidabile (cu conţinut în crom, crom-nichel, ş.a) au rezistenţa la cavitaţie mai ridicată.

Deoarece, materialele metalice supuse atacurilor cavitaţionale sunt, în general, aliaje obţinute din combinaţia mai multor metale cu rețele cristaline diferite (hexagonal compacta (HC), cubica cu volum centrat (CVC), cubica cu feţe centrate (CFC), etc), pentru întelegerea mecanismului eroziunii s-au realizat cercetări atât pe metale pure cât şi pe aliaje. Pentru o mai clară înţelegere s-a urmărit procesul erozional atât în perioada de incubaţie cât şi în perioada de eroziune avansată.

Heathcock ş.a. [74] au studiat mecanismele eroziunii mai multor tipuri de materiale ca: fierul pur, oţeluri inoxidabile feritice, cobalt, aliaje de nichel şi câţiva polimeri. Studiile lor se referă la materialele care au fost solicitate cavitaţional în aparate cu disc rotitor, tunel hidrodinamic şi maşina industrială, unde există o perioadă de incubaţie a eroziunii [37]. Ei consideră că în perioada de incubaţie au loc doar deformări plastice şi formarea reţelelor de microfisuri (fenomen constatat de toţi cercetătorii), asociate cu fenomenul de oboseală datorat contracţiilor ciclice ce se manifestă în timpul atacului cavitaţional. După această perioadă, ei au observat că pierderile de material sunt cauzate de ruperile ductile sau fragile prin propagarea fisurilor deja existente, simultan cu fisurarea produsă prin oboseala locală [54].

Studiile realizate de către Heathcock [74] pe oţelurile inoxidabile austenitice AISI 409, AISI 430, arată că slaba rezistenţă la eroziunea prin cavitaţie este determinată de sensibilitatea materialelor la viteza de deformare. Astfel se demonstrează că viteza ridicată de deformare, tipică cavitaţiei, conduce la o rupere fragilă in suprafaţa atacată. Totodată, s-a observat că materialul a cărui rupere prin cavitaţie era mai puţin fragil, conţinea cel mai mic procent de crom. La concluziile lui Heathcock [74] au ajuns şi Binder şi Spendelow [22] care, în plus, au arătat că efectul sinergic al prezenţei cromului, în particular pentru concentraţii de 15-18 %, combinat cu concentraţiile critice de carbon şi azot accentuează sensibilitatea la viteza de deformare a metalelor cu rețea cristalină cubică cu volum centrat. Autorii au observat că în timp ce modul de eroziune al oţelului cu structură feritică, este aproape în totalitate fragil, aliajele care au o structură fină devin tot mai ductile şi tot mai rezistente la atacul cavitaţional, cu creşterea procentului fracţiei volumice de martensită [74].

BUPT

1.6 Obiectivele tezei de doctorat

Programul de cercetare își propune să aprofundeze mecanismul de degradare şi să stabilească modalitățile de creştere a rezistenţei la eroziune prin cavitaţie a oțelurilor inoxidabile turnate prin aplicarea unor tehnici de înnobilare a suprafeţei.

Experimentele urmăresc găsirea unei corelaţii între starea structurală a materialului şi viteza de degradare prin eroziune cavitaţională, precum şi optimizarea procesului tehnologic de prelucrare în vederea măririi duratei de viaţă a componentelor inginerești care lucrează în asemenea condiţii.

Se estimează că prin aplicarea unor tehnici de modificare fizică a suprafeţei, să se obţină un sistem compus strat – substrat care să răspundă favorabil exploatării la solicitări oligociclice (domeniul durabilităţilor mici sau oboseala oligociclică), în medii cavitaţionale.

Dezvoltarea unor metode de testare a suprafeţelor degradate cavitaţional va permite un control mai precis al evoluţiei acestui fenomen cu implicaţii în reducerea riscului de apariţie a avariilor.

Principalele procese care se consideră că au un impact pozitiv în asigurarea unei creşteri a rezistenţei la cavitaţie sunt :

- aplicarea unui tratament termic ulterior operației de turnare;
- retopirea WIG sau cu fascicul laser a stratului de suprafață;
- depunerea pe suprafață a unor straturi din oțel austenitic manganos folosind tehnica sudării cu arc electric in curent pulsat.

Aprecierea calităţii suprafeţei testate cavitaţional se face prin :

- investigaţii macro- şi microscopice;
- examinări sclerometrice;
- analize microfractografice la microscopul electronic cu baleiaj;
- analize EDX și de difracție cu raze X.

<u>Noutatea tezei de doctorat:</u>

Noutatea tezei de doctorat constă în aprofundarea fenomenologică a eroziunii prin cavitaţie şi definirea modalităţilor de înnobilare a suprafeţei pieselor din oțeluri inoxidabile turnate în vederea măririi duratei de viaţă a echipamentelor care lucrează în asemenea condiţii.

BUPT

1.7 Concluzii

a. Atunci când sunt supuse eroziunii prin cavitație, materialele se comportă în mod diferit, în funcție de compoziția lor chimică, de microstructură, tratamente de suprafață etc.

b. Comportarea la cavitaţie a materialelor depinde de structura acestora, astfel: cu cât raportul axelor grăunților cristalini este mai apropiat de cel ideal, cu atât metalul respectiv are mai multe posibilităţi de a se deforma şi rezistenţa la distrugere cavitaţională creşte.

c. Reducerea impactului negativ al imploziei repititive a bulelor de cavitatie adiacente suprafetei solide este posibila prin aplicarea de tratamente termice si termochimice precum si prin tehnici de acoperire a suprafetei.

d. Oţelurile cu structură feritică au o slabă rezistenţă la cavitaţie, deoarece ferita se distruge prima, focarele de distrugere apar la limitele dintre faze şi se deplasează către interiorul grăunților. Oţelurile austenitice stabilizate cu Ti sau Nb au o rezistenţă la cavitaţie superioară faţă de cele feritice.

BUPT

Capitolul 2 EFECTUL RECOACERII PENTRU OMOGENIZARE ASUPRA REZISTENȚEI LA CAVITAȚIE A OȚELULUI GX40CrNiSi25-20

2.1 Introducere

Pentru numeroase aplicații industriale, materialele structurale suferă diverse tipuri de degradări ale suprafeței, prin fenomene de coroziune și de uzare. În sistemele mecanice care lucrează cu fluide, generarea unor regiuni cu presiune scăzută este de evitat, deoarece afectează durata de viață a pieselor componente.

Dacă aceste bule de gaz aflate în zonele de presiune scăzută intră într-o zonă cu presiune înaltă, se va produce implozia acestor lor, iar ca rezultat se formează microjeturi care au o viteză suficient de mare, astfel că impactul acestor microjeturi cu suprafețele solide adiacente generează tensiuni cu o magnitudine de câteva sute de megapascali [3][54][93] [135]. Aceste tensiuni înalte conduc la o pierdere de material de la suprafața solidului, care e cunoscută sub numele de eroziune prin cavitație.

Eroziunea prin cavitație se manifestă prin reducerea duratei de viață a numeroase componente care aparțin sistemelor mecanice. Degradarea pieselor are loc prin apariția unor microfisuri care se dezvoltă în microcratere (gropi), și în final prin pierdere localizată de material [54][61][174][178].

Au fost efectuate o serie de studii pentru a investiga fenomenele specifice de cavitație și variabilele fizice relevante [123][124][144][155][156][173]. Mai precis, în anumite condiții de presiune aplicată unui lichid, se pot forma bule de vapori, iar în urma imploziei lor, se nasc unde și microjeturi care provoacă daune suprafețelor solide adiacente [21][39][40][56][67][125].

Deși cauzele fizice ale eroziunii prin cavitație sunt bine cunoscute, răspunsul materialelor din care sunt fabricate componentele inginerești este un domeniu mai puțin complet, parțial datorită varietății mari de materiale disponibile[70][120][121].

Experimentele de cavitație au fost efectuate pe numeroase aliaje, comparând și compilând rezultatele acestora în ceea ce privește pierderea de masă a probelor raportată la timp. Corelarea dintre aceste măsurători și unele proprietăți ale materialelor a avut succes doar parțial [54][174]. În plus, inițierea și progresia mecanismelor de deteriorare nu sunt încă pe deplin înțeles.

BUPT

GX40CrNiSi25-20 este un oțel turnat, utilizat pentru fabricarea unor elemente utilizate la solicitări mecanice ridicate și pentru medii de lucru cavitaționale sau cu temperaturi ridicate [23][152]. Rezistența sa la eroziunea prin cavitație este relativ scăzută și îi limitează utilizarea în medii intense de cavitație

2.2. Compozitia chimică microstructura și proprietățile mecanice ale oțelului cercetat

GX40CrNiSi25-20 este un oțel turnat, utilizat pentru fabricarea unor elemente utilizate la solicitări mecanice ridicate și pentru medii de lucru cu temperaturi de peste 900 °C .

Domenii de utilizare:

- Industria auto: (turbocompresoare, colectoare, supape,)

-Inginerie mecanică: (elementele de curgere, piese pentru intervale de curgere cu gaz fierbinte 900-1100°C)

-Ingineria instalațiilor: (pentru petrol și gaze, corpuri de supape)

- Industria grea: piese supuse unor solicitări mari (rulouri de transport, încălzitoarele cu tub radiant, țevi de turnare centrifugă)

Clasificarea oțelului GX40CrNiSi25-20, cu conținut 25% crom și 20% nichel (Tabelul 2.1):

Tabelul 2.1 Clasificarea oțelului GX40CrNiSi25-20[122]

Denumire	GX40CrNiSi25-20
Număr	1.4848
Clasificare	Oțel turnat austenitic, rezistent la temperaturi înalte
Densitate	7.8 g/cm ³
Standard	EN10295:2002

Compoziția chimică % a oțelului GX40CrNiSi25-20 (1.4848): EN 10295-2002 (Tabelul 2.2):

Tabelul 2.2 Compoziția chimică, %, a oțelului GX40 CrNiSi25-20 [122]

C	Si	Mn	Ni	P	S	Cr	Mo	Fe
0.3 - 0.5	1 - 2.5	max. 2	19 - 22	max. 0.04	max. 0.03	24 - 27	max. 0.5	45-55

BUPT

Proprietățile mecanice ale GX40CrNiSi25-20 SR EN 10295 sunt în conformitate cu SR EN 10295. Valorile garantate ale acestora și tratamentele termice recomandate sunt menționate în Tabelul 2.3:

Tabelul 2.3 Proprietățile mecanice ale oțelului GX40CrNiSi25-20 [122]

Limita de curgere Rp0.2 (MPa)	Rezistența la rupere Rm (MPa)	Energia de rupere, KV (J)	Alungirea la rupere, A (%)	Gâtuirea la rupere, Z (%)	Tratamente termice	Duritatea Brinell HB, daN/mm^2
230 – 240	440 – 515	min. 14	min. 6	min. 32	Recoacere, călire pentru punere în soluție, îmbătrânire	min. 150

Din oțelul GX40CrNiSi25-20 (W.1.4848), EN 10295, având compoziția chimică : C = 0.38%, Cr = 25.20%, Ni = 20.8 %, Si = 1.62 %, Mn = 1.49 %, Mo = 0.34 %, P = 0.031 %, S = 0.027 %, au fost prelevate probe cilindrice Ø 25 x 40 mm. Ele au fost supuse tratamentului termic de recoacere pentru omogenizare la T = 1100 °C, timp de 8 h, răcire în cuptor. După acest tratament termic volumic s-au preparat probe pentru testele de cavitație (Figura2.1).

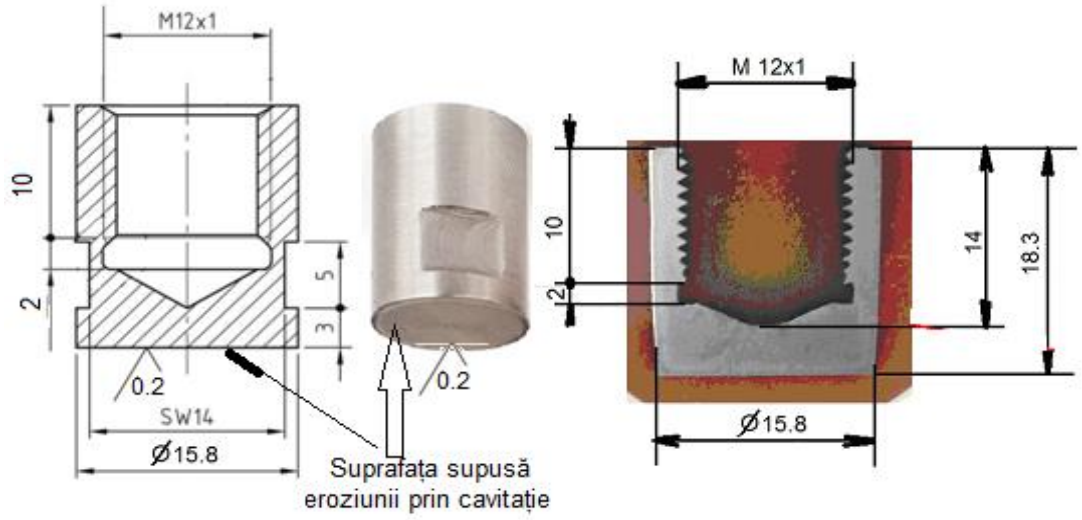


Figura. 2.1 Proba de cavitaţie

Cercetările experimentale au fost efectuate în laboratorul de cavitație din Timișoara, Universitatea Politehnica, pe aparatul vibrator cu cristale piezoceramice (Figura 2.2), care este controlat de un computer și echipat cu o comandă automată a parametrilor funcţionali care definesc procesul hidrodinamic de cavitaţie.

BUPT

Acest tip de dispozitiv permite testarea diferitelor tipuri de materiale la cavitație intensă, reducând astfel considerabil durata atacului probelor, comparativ cu situațiile existente în mod real sau atunci când se utilizează alte metode de generare a fenomenului de cavitație (cazul tunelului hidrodinamic [29] sau al dispozitivului cu disc rotativ [21–23]).

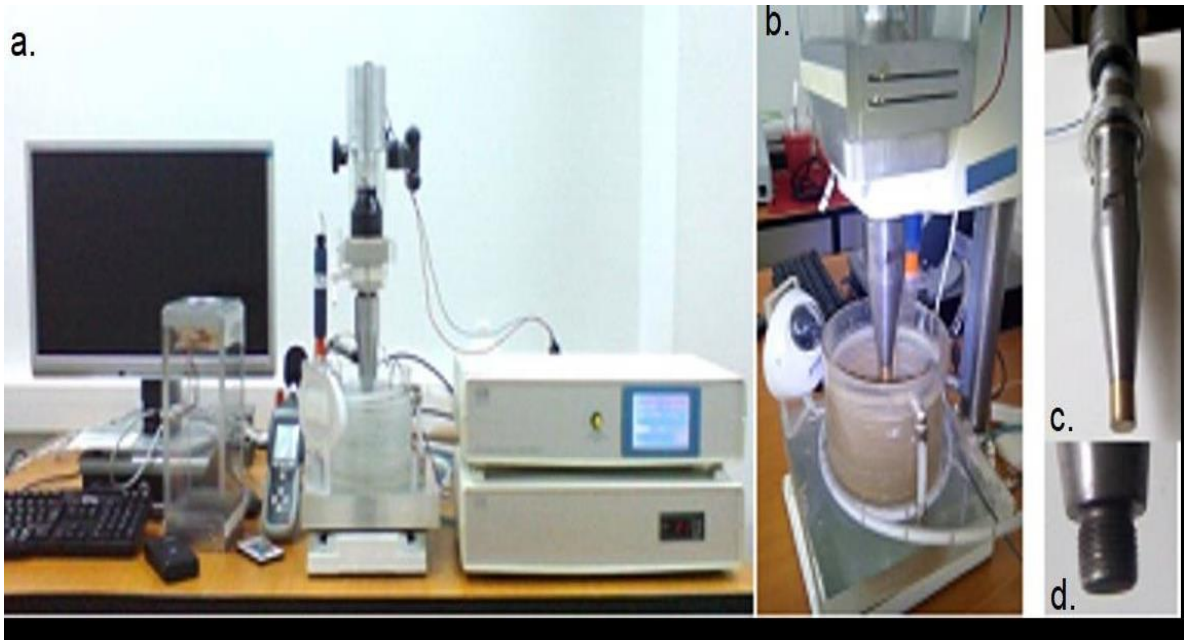


Figura 2.2 Dispozitivul vibrator cu cristale piezoceramice: a. prezentare generală a dispozitivului cu sistemul de control al computerului; b. imagine în timpul testului de cavitație (probă scufundată în apă); c. sistem de vibrații mecanice (transductor piezoceramic cu sistem de amplificare a amplitudinii (buster, sonotrode și proba de cavitație); d. capătul filetat al sonotrodului pentru fixarea probei

Parametrii funcționali ai dispozitivului sunt:

- puterea generatorului electronic de ultrasunete, 500 W;
- frecvența vibrațiilor, 20000 ± 2% Hz;
- amplitudinea vibrației, 50 μm;
- diametrul probei: 15,9 ± 0,05 mm;
- alimentare: 50 Hz;
- lichid: apă distilată având o temperatură de 22 ± 1°C

Procedura este cea descrisă de standardele internaționale ASTM G32-2016 [1] iar etapele de testare specifice laboratorului au constat în:

- pentru fiecare probă se înregistrează masa inițială (mai întâi pe o balanță electronică apoi pe o balanță analitică de precizie, tipul Zatklady Mechaniki Precyzyjnej WP 1;
- fixarea probei în sonotrod prin filetare;

BUPT

- fixarea sonotrodei în suportul vibratorului și conectarea traductorului piezoceramic la sursa de alimentare;
- scufundarea probei în vasul cu lichidul de testare (apă distilată sau potabilă din rețea), la o adâncime de 5–10 mm;
- stabilirea duratei intermediare a atacului de cavitație (5, 10 și respectiv 15 min) și pornirea generatorului electronic de ultrasunete concomitent cu sistemul de recirculare al apei de răcire din vasul de testare;
- după sfârșitul fiecărei perioade de timp alocate atacului cavitațional, fiecare probă a fost spălată în soluție de acetonă și usucată cu o suflantă, după care s-a cântărit cu balanța electronică de precizie pentru determinarea masei erodate;
- după fiecare perioadă de testare, fiecare probă a fost fotografiată folosind un Canon PowerShot Cameră Sx200 IS, zoom optic 12, a cărei rezoluție permite extinderea daunelor pe suprafața de evidențiat; au fost analizate și cu ajutorul unui microscop optic.

Conform procedurii de laborator, durata totală a atacului de cavitație a fost 165 min, împărțita într-o perioadă de 5 și 10 min și 10 perioade a câte 15 min fiecare.

Înainte de expunere la atacul cavitației, suprafața tuturor probelor a fost șlefuită și lustruită pentru a se obține o rugozitate, Ra =0,2 ÷0,8 μm.

2.3 Curbele de cavitație

Testele de cavitaţie au fost derulate pe seturi de câte trei probe, măsurându-se pierderile de masă în funcție de durata atacului cavitațional, Figura2.3:

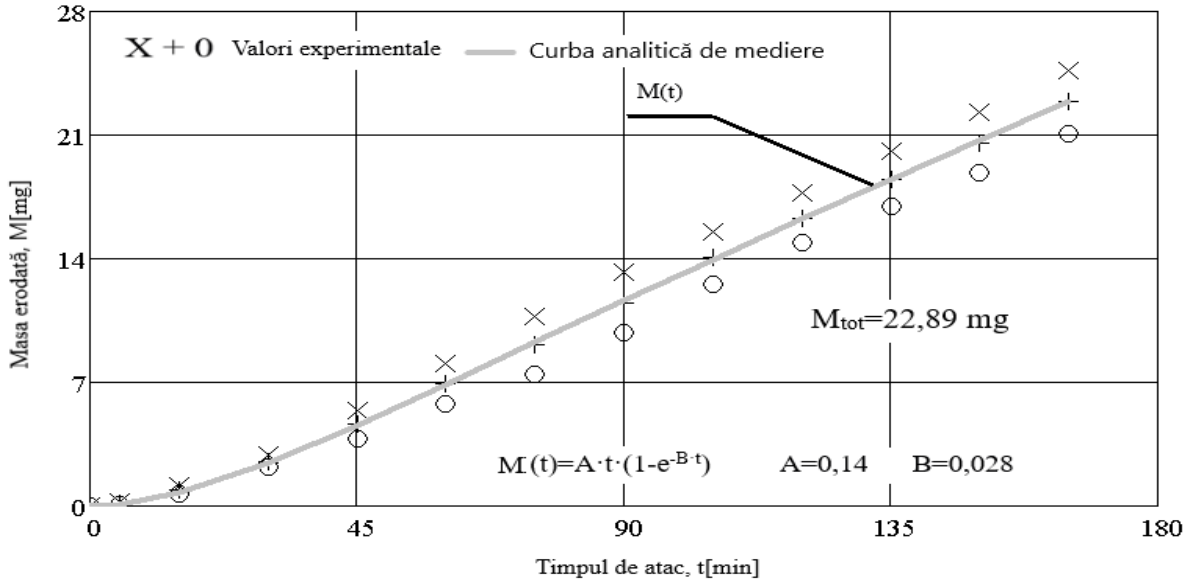


Figura 2.3 Pierderile masice ale oțelului GX40CrNiSi25-20 – stare recoaptă

BUPT

Evoluția vitezei de eroziune a cavitației în funcție de durata atacului cavitațional este prezentată în Figura 2.4:

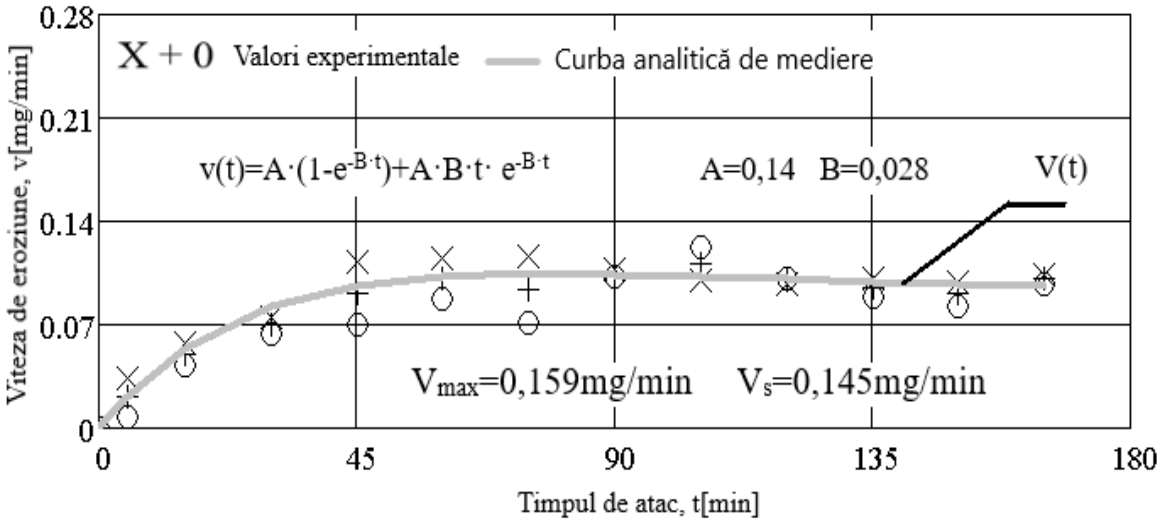


Figura 2.4 Viteza de eroziune a oțelului GX40CrNiSi25-20

unde:

v_{max}.—maximul curbei v(t) ; v_s - valoarea nivelului final către care tinde curba v(t)

Adâncimea medie de eroziune, MDE, reprezintă valoarea grosimii medii a stratului erodat. Ca regulă generală, se cântărește materialul erodat (după diferiți timpi de expunere) și se împarte la densitatea materialului și la suprafața probei expuse la cavitație. Punctele astfel obținute se prezintă sub forma curbei MDE(t), (Figura 2.5).

$$MDE_i = \sum_{i=1}^{12} \left(\frac{4 \cdot \Delta m_i}{\rho \cdot \pi \cdot d_p^2}\right) \quad [\mu m] \qquad (1)$$

unde:

i - reprezintă perioada de testare;

Δm_i – este masa de material pierdută de proba testată în intervalul de timp aferent perioadei intermediare "i" care se finalizează la timpul cumulat t_i (exemplu: pentru i = 0, t_0 = 0, pentru i =1 durata este t_1 = 5 min, pentru i = 2 durata este t_2 = 15 min, iar de la i = 3 și până la i = 12 durata t_i crește cu câte 15 minute).

ρ - densitatea materialului [g/mm^3];

Δt_i – durata atacului cavitaţiei corespunzătoare perioadei intermediare "i" (5 min, 10 min 15 min);

BUPT

d_p – diametrul suprafeţei probei, supusă atacului cavitaţiei (d_p= 15,8 mm);

ΔMDE_i – valoarea adâncimii medii de pătrundere a eroziunii, realizată prin cavitaţie în perioada Δt_i.

Pierderile masice au fost convertite în adâncimea medie de pătrundere a eroziunii, MDE și în viteza medie de pătrundere a eroziunii, MDER, conform relațiilor [11] :

$$MDE(t) = A \cdot t \cdot (1 - e^{-B \cdot t}) \quad (2)$$

$$MDER(t) = A \cdot (1 - e^{-B \cdot t}) + A \cdot B \cdot t \cdot e^{-B \cdot t} \quad (3)$$

unde: parametri A și B sunt stabiliți statistic și au semnificațiile:

A - este parametrul de scară, stabilit din condiţia ca abaterile punctelor experimentale faţă de aceasta să fie minime.

B - este parametrul de formă al curbei de mediere a valorilor experimentale.

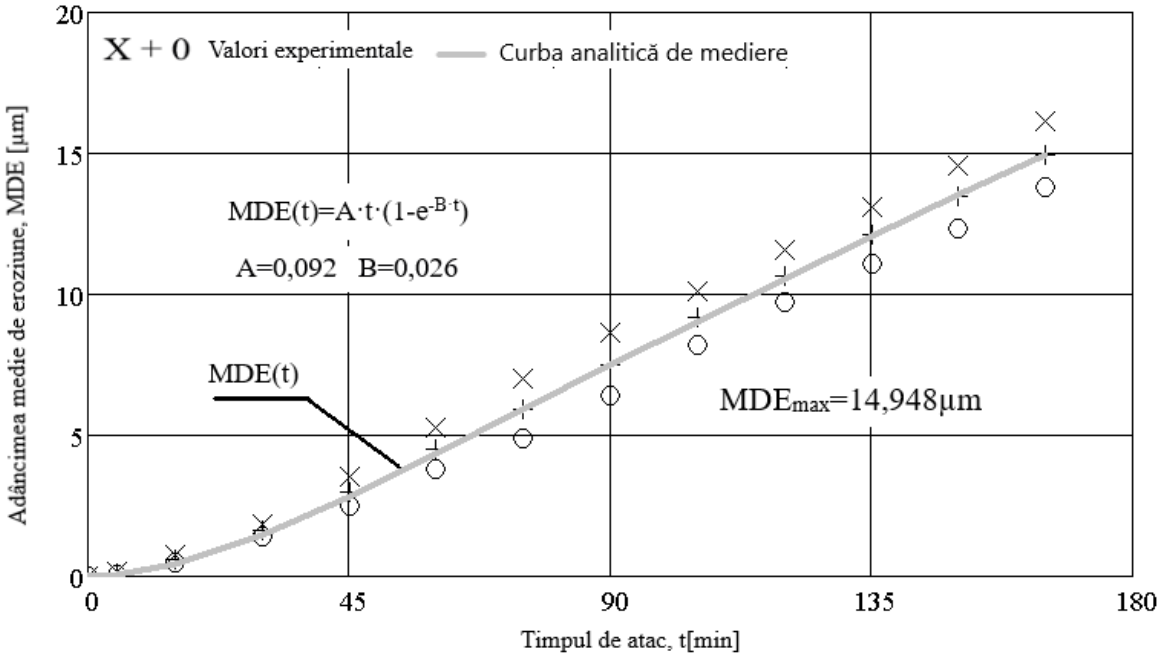


Figura 2.5 Adâncimea medie de eroziune, MDE a oțelului GX40CrNiSi25-20

Viteza medie de eroziune MDER se obține prin divizarea valorii MDE la timpul de expunere. Punctele astfel obținute se prezintă sub forma curbei MDER(t), (Figura 2.6):

$$MDER_i = \Delta MDE_i / \Delta t_i \quad [\mu m/min] \quad (4)$$

BUPT

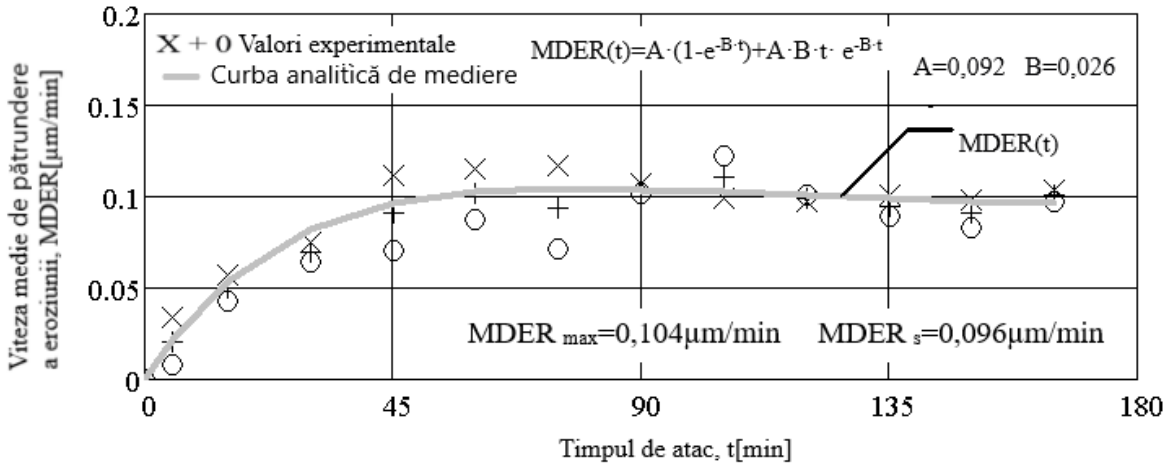


Figura 2.6 Viteza medie de pătrundere a eroziunii MDER, în funcție de timp, pentru oțelul GX40CrNiSi25-20

Pentru certificarea acurateței derulării experimentului, în Figura 2.7 s-a delimitat superior și inferior, intervalul de toleranță, respectiv domeniul benzii de dispersie a punctelor experimentale, calculate cu programul Mathcad. Relațiile statistice utilizate au formele:

- ecuația curbei de regresie polinomială, (relația 2)
- eroarea standard de estimare :

$$\sigma_{MDE} = \left[\frac{\sum_{i=0}^{12} \left(MDE_i - MDE(t)_i \right)^2}{n-1} \right]^{\frac{1}{2}} \quad (5)$$

unde: - $MDE(t)_i$ - este adâncimea medie de pătrundere a eroziunii definită de curba de mediere (rel.1) la timpul t_i;

- MDE_i - este valoarea experimentală medie a valorilor obținute prin experiment la timpul t_i;

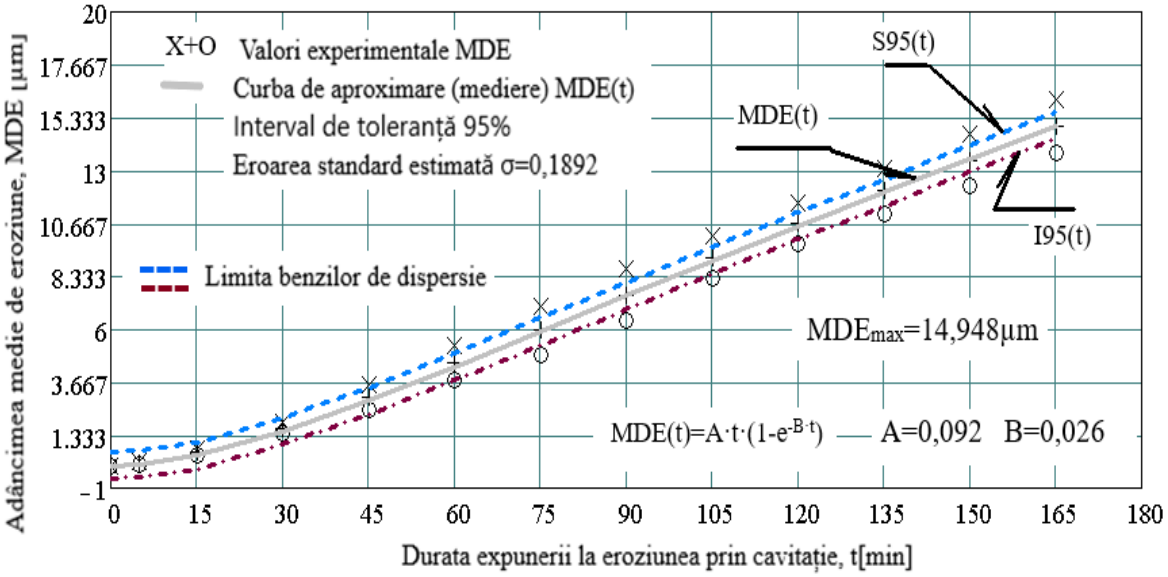
Ca urmare a complexității hidrodinamicii cavitației și a dependenței rezistenței structurii suprafeței solicitate de o multitudine de factori (microstructura, compoziția chimică, proprietățile fizico-mecanice) intervalele de toleranţă acceptate pentru acest tip de solicitare sunt de la 99% la 90% [12][15], ale căror limite superioară „S” și inferioară “I” sunt calculate astfel:

- pentru intervalul de toleranţă 95%:

$$S95(t) = MDE(t) + 10\sigma_{MDE}; \quad I95(t) = MDE(t) - 10\sigma_{MDE} \quad (6)$$

BUPT

Dispersiile valorilor experimentale, față de curbele de mediere și aflate în intervalele de toleranță, sunt expresia acurateței derulării testelor de cavitație pe fiecare set de câte trei probe, indiferent de starea acestora. Valorile abaterilor standard σ (0,0324…0,1892) arată că testul a fost condus corect, etapele procedurale au fost respectate, iar parametrii aparatului vibrator, care au determinat intensitatatea distructivă a cavitației, au fost bine controlați.



Parametrii calculați	GX40CrNiSi25-20
Adâncimea medie de pătrundere a eroziunii, MDE_{max}, după 165 minute de atac [µm]	14,948
Valoarea maximă conform curbei de regresie polinomiale [µm]	15,321
Valoarea minimă conform curbei de regresie polinomiale [µm]	14,614
Eroarea standard de estimare (σ)	0,1892

Figura 2.7 Câmpul de toleranță al celor trei valori măsurate pe trei probe similare din oțelul GX40CrNiSi25-20, redat cu ajutorul benzilor de dispersie

Ca material etalon s-a folosit oțelul turnat GX10Cr13, (C = 0.11%, Cr = 12.78%, Ni = 1.054%) care este destinat execuției componentelor inginerești solicitate frecvent în medii cavitaționale.

În Figura 2.8 și 2.9 se poate observa comparativ, evoluția adâncimii medii de eroziune și a vitezei medii de eroziune, pentru cele două mărci de oțel:

BUPT

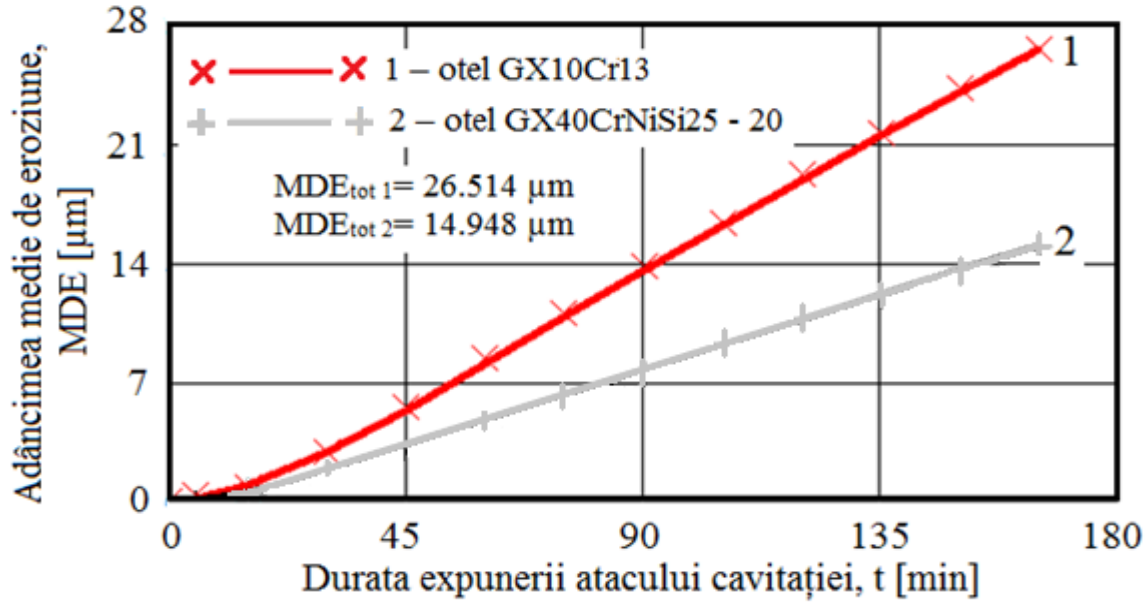


Figura 2.8 Evoluția adâncimii medii de eroziune cu durata atacului cavitației

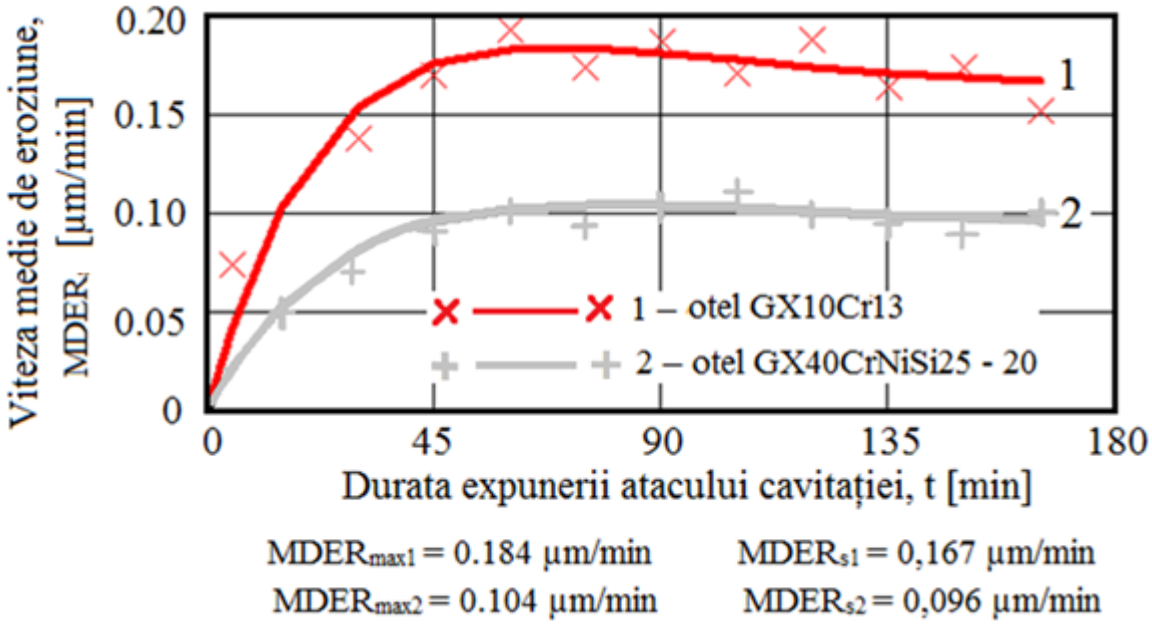


Figura 2.9 Evoluția vitezei de eroziune cu durata atacului cavitației

Din aceste grafice se remarcă faptul că oțelul GX40CrNiSi25-20 are o valoare a adâncimii medii de pătrundere a eroziunii, MDE, după 165 min. de testare la cavitație de cca. 1,8 ori mai mică decât cea a oțelului GX10Cr13.

Totodată, viteza de eroziune pe perioada de stabilizare, $MDER_s$ a acestui oțel se micșorează de cca. 1,7 ori. Deși se poate aprecia că ambele oțeluri turnate au o bună comportare la eroziune prin cavitație, alura curbelor fiind similară, totuși oțelul cu grad de aliere mai ridicat asigură o rezistență mai mare la degradare prin acest fenomen.

BUPT

2.4 Examinări microscopice

Utilizând un aparat de fotografiat Canon Power Shot SX200 IS, după fiecare perioadă de atac cavitațional au fost realizate imagini ale suprafeței probelor pentru a urmări evoluția în timp a fenomenului de eroziune (Figura 2.10). Analiza acestora confirmă faptul că în primele 30 minute de testare, nu este afectată sensibil suprafaţa probelor, după care se constată o creştere continuă a densității de ciupituri de material şi a adâncimii lor cu timpul de atac. Se apreciază că aspectul zimțat al zonei exterioare din suprafața cavitată se datorește structurii dendritice de turnare, caracterizată de microsegregații ale elementelor de aliere.

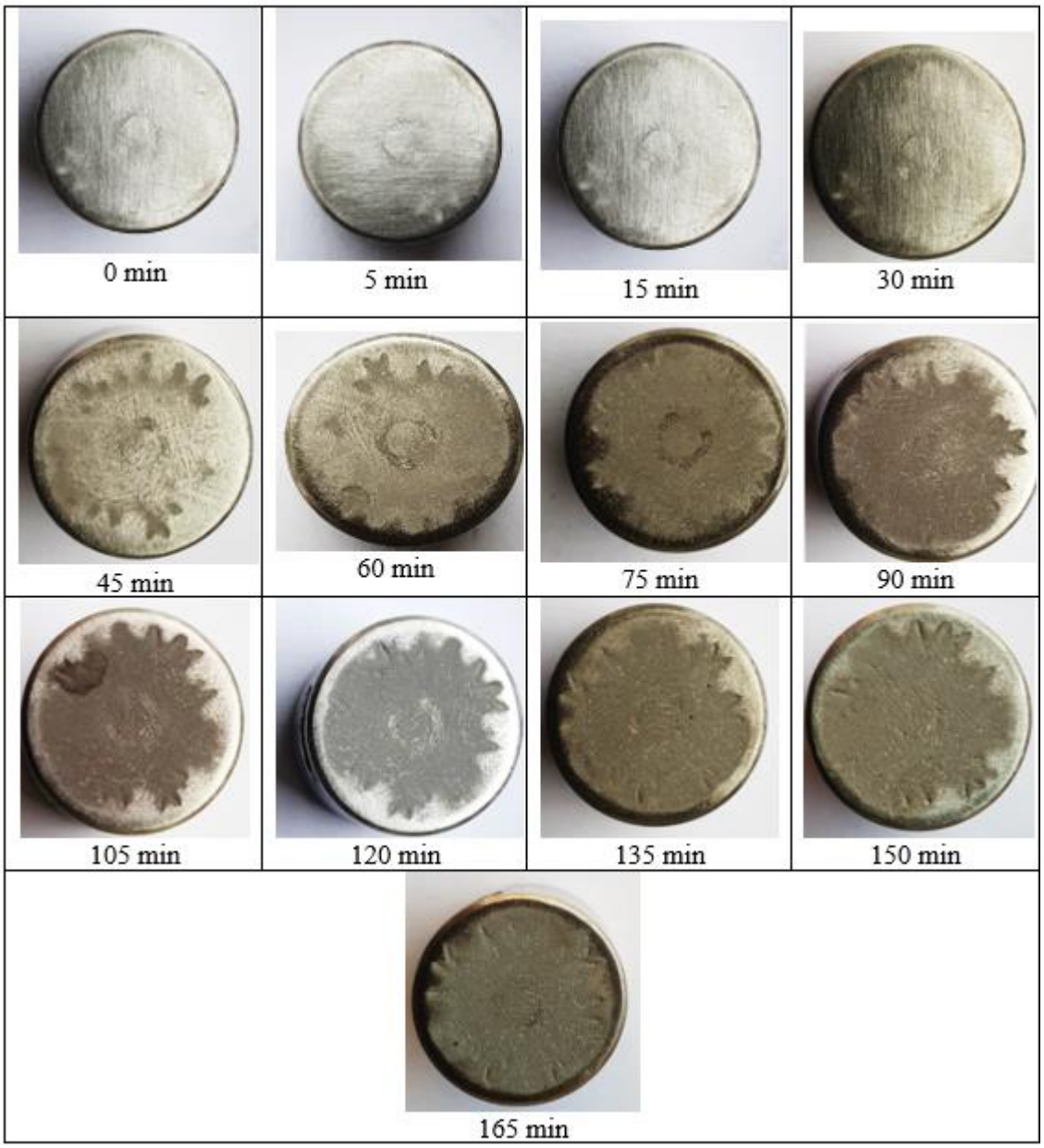


Figura 2.10 Imaginea macrografică a suprafeței probelor în urma atacului cavitației

BUPT

Investigarea la microscopul electronic cu baleiaj a topografiei suprafeţelor testate cavitaţional timp de 165 min. evidenţiază prezenţa unor ciupituri în zona interfeţei dintre matrice si particulele de compuși chimici si intermetalici (Figura 2.11). Ariile de material rămase după expulzarea acestor particule au forma unor microcratere cu concentratori mari de tensiuni care favorizează dezvoltarea de microfisuri.

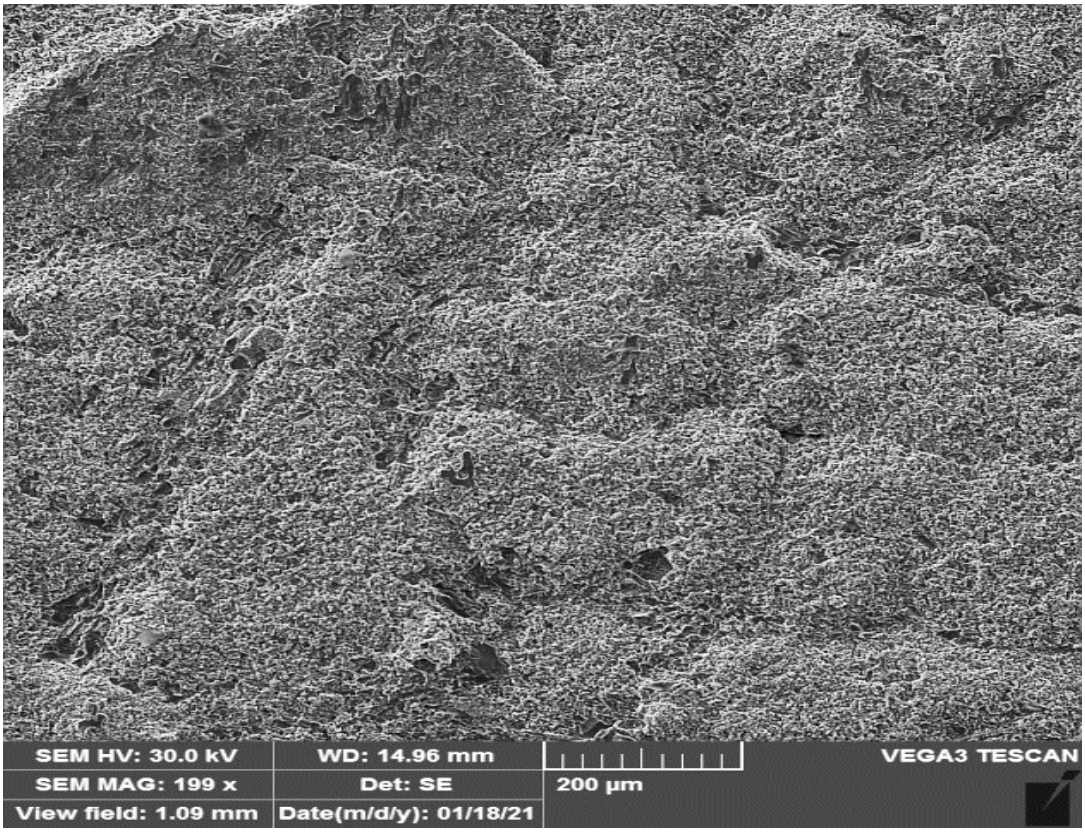


Figura 2.11 Imaginea SEM a suprafeţei erodate după 165 minute de atac cavitaţional, x 200

Atât la perioade intermediare de atac cât și la sfârșitul celor 165 min de eroziune cavitațională, topografia suprafeței a fost investigată folosind atât stereomicroscopul optic OLIMPUS SYX7 cât și microscopul electronic cu baleiaj TESCAN VEGA 3 LMU Bruker EDX Quantax. În urma testelor de cavitație, probele au fost secționate și pregătite metalografic. Pentru examinarea stratului de margine unde se inițiază fisurile care apoi se extind ca urmare a cavitației, s-a folosit atât microscopul optic Leica DM2700M cât și microscopul electronic cu baleiaj.

BUPT

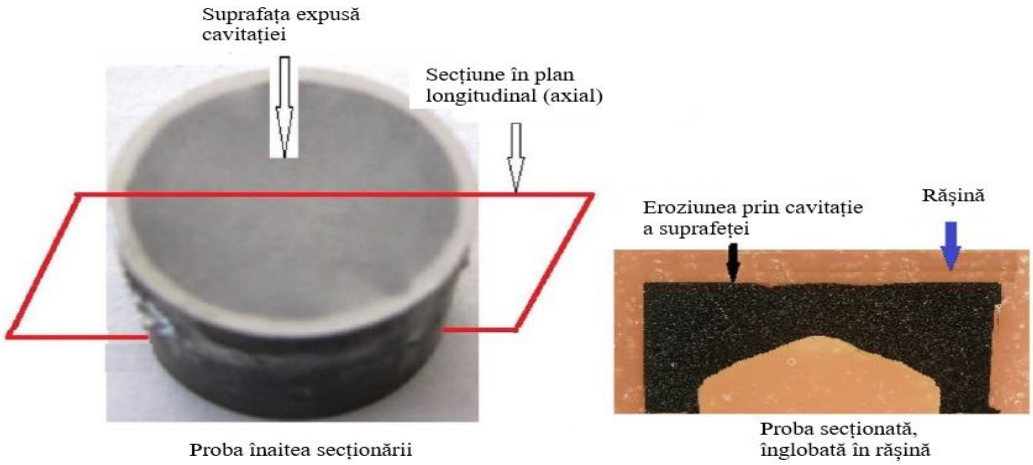
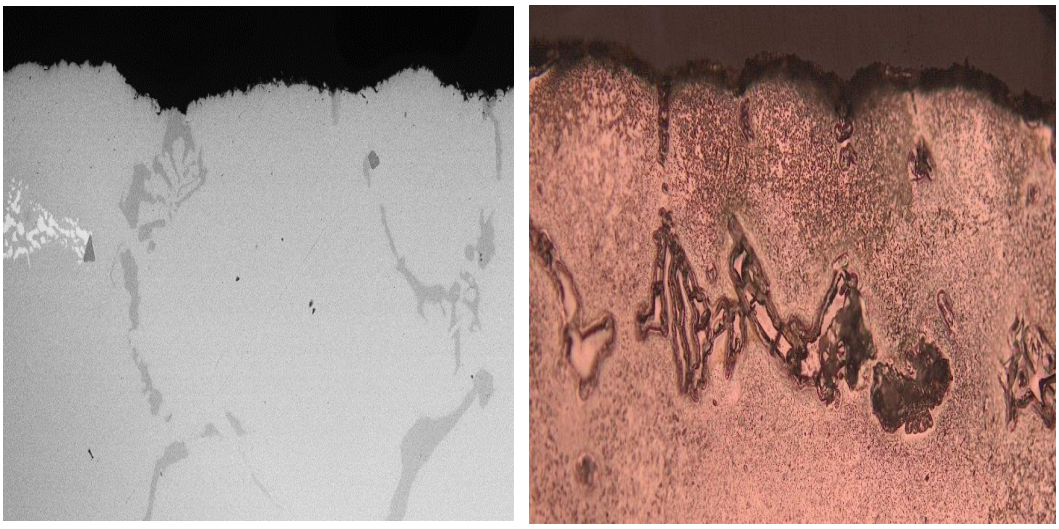


Figura 2.12 Pregătirea probei pentru examinarea la microscopul optic și electronic

Cercetarea la microscopul electronic cu baleiaj a secțiunilor longitudinale prin probele încercate la cavitaţie timp de 165 min. (Figura 2.13a,b) arată că inițierea fenomenului de degradare a suprafeței are loc pe limitele dintre grăunţii cristalini, acolo unde se află fazele de combinații chimice şi odată cu expulzarea acestora se declanșează eroziunea matricei de soluţie solidă γ. Deși rezistenţa mecanică a microstructurii de martensită din oțelul cu 13%Cr și 1%Ni considerat ca etalon, este mai înaltă decât cea a unei microstructuri austenitice din oțelul cu 25%Cr și 20%Ni, adâncimea de pătrundere a eroziunii este mai mică la acesta din urmă. Explicația are la baza faptul că austenita posedă o energie mai scăzută a defectelor de împachetare și metalele care au o rețea cristalină cubică cu fețe centrate (c.f.c.) sunt predispuse la deformare plastică sub presiunea produsă prin undele de șoc ale cavitației sau microjeturilor și nu sunt sensibile la o viteză ridicată de deformare [9], [25].



-a- **-b-**

Figura 2.13 Imaginea SEM a unei secțiuni longitudinale printr-o probă testată la cavitație timp de 165 min.: a – x 200, neatacată chimic; b – x 200, atac chimic V_2A

BUPT

2.5 Concluzii

Comparativ cu oțelul etalon GX10Cr13, oțelul analizat GX40CrNISi25-20 asigură un spor de rezistență la cavitație de circa 1,8 ori după valoarea maximă a adâncimii medii cumulate a eroziunii, MDE, respectiv de circa 1,7 ori după valorile spre care se stabilizează parametrul viteză de eroziune, MDER.

Deteriorarea suprafeței provocată de expunerea la cavitație se inițiază pe limitele dintre faze, după care urmează îndepărtarea combinațiilor chimice, ulterior producându-se atacul matricei de austenită.

BUPT

Capitolul 3 PARAMETRII DE PROCES, MICROSTRUCTURA ȘI COMPORTAREA LA EROZIUNE PRIN CAVITAȚIE A STRATURILOR DE SUPRAFAȚĂ RETOPITE WIG DIN OȚEL GX40CrNiSi25-20

3.1 Introducere

Anterior s-a arătat că pentru numeroase aplicații industriale, materialele structurale suferă diverse tipuri de degradări ale suprafeței prin fenomene de coroziune și de uzare. În sistemele mecanice care lucrează cu fluide, solicitate la cavitație se produc pierderi de material pe suprafața solidului.Pentru diminuarea eroziunii prin cavitație a aliajelor metalice, pot fi adoptate următoarele trei abordări [20][25][59][102]

• îmbunătățirea proiectării pentru a minimiza diferențele mari de presiune hidrodinamică;

• modificarea condițiilor de mediu, de exemplu, temperatura și corozivitatea fluidelor;

• selecția unui material mai rezistent sau aplicarea unui strat protector împotriva eroziunii prin cavitaţie.

Din păcate, nu este ușor de a schimba designul și de a controla mediile de lucru, prin urmare este mai fezabil să se utilizeze cea de-a treia abordare.

În general, criteriile de selecție a materialelor rezistente la eroziune prin cavitaţie includ duritatea, sensibilitatea la durificare prin deformare la rece (ecruisare mecanică), durificare prin transformare martensitică și rezistența la coroziune.

Prezentul capitol vizează găsirea unei soluții de combatere a eroziunii cavitaţionale prin îmbunătățirea proprietăţilor de suprafaţă ale oțelurilor înalt aliate turnate în piese, folosind tehnica WIG de modificare a suprafeței. Procesul WIG de retopire locală a suprafeței este simplu, flexibil și economic, realizând modificarea microstructurii fără a adăuga un nou material. În urma aplicării sale se preconizează obținerea unei omogenizări și a unei finisări a microstructurii, o dizolvare / redistribuire a precipitatelor sau a incluziunilor, în timp ce proprietățile substratului pot fi conservate [99][101][102]

Se preconizează că această tehnică dezvoltă un strat de suprafaţă cu o rezistenţă mărită la eroziune prin cavitaţie, care poate să absoarbă cantităţi mari de energie de impact fără a fisura, datorită unei combinații favorabile de răspunsuri microstructurale, cum sunt: mișcarea dislocațiilor, maclarea, deformarea şi ecruisarea mecanică.

BUPT

3.2 Principiul metodei. Parametrii de proces

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

Principalele părţi componente ale dispozitivului realizat sunt arătate în Figura 3.1:

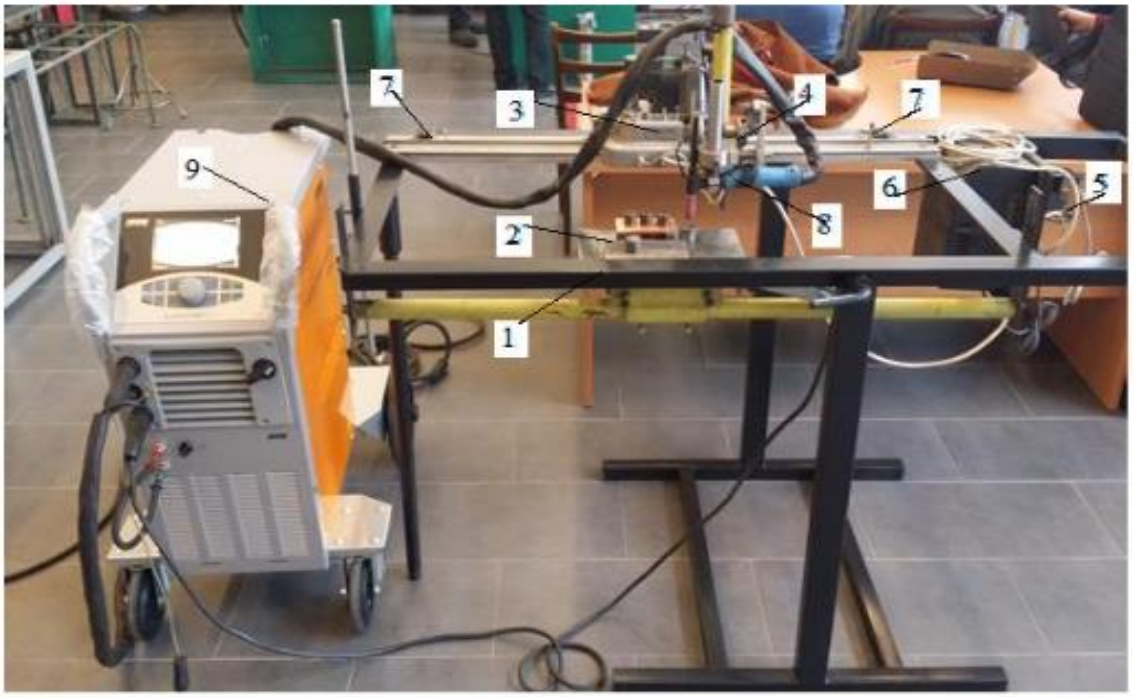


Figura 3.1 Imaginea de ansamblu a dispozitivului utilizat

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

Experimentele de retopire WIG a suprafeţei au fost conduse în următoarele condiții de sudare:

- metalul de bază: GX40CrNiSi25-20
- grosimea metalului de baza: s = 25 mm;
- Echipamentul de sudare : MAGIC WAVE 300 (Fronius)
- Natura curentului : curent continuu;
- Polaritate directa CC $^{--}$

BUPT

- Gazul de protecție: Ar 100%;
- Tipul electrodului: EWLa 15;
- Diametrul electrodului: 2,4 mm;
- Debitul de gaz: 8 l/min;
- Înclinarea pistoletului: 90 grade;

Cercetările experimentale au urmărit studiul influenței energiei liniare de sudare asupra geometriei topiturii, respectiv a modificărilor structurale din metalul topit raportate la metalul de bază neafectat termic. Probele (Ø 25 x 40 mm), în număr de trei, au fost fabricate din oțel GX40CrNiSi25-20 (W.1.4848), EN 10295.

Aceste probe au fost supuse tratamentului termic de recoacere pentru omogenizare (la 1100^0C/8ore cu răcire în cuptor). Ulterior, acestea au fost retopite WIG folosind trei regimuri termice diferite. Modificarea energiei liniare, E_l = (Ua×Is) / v×60 [J/cm] s-a realizat prin modificarea valorii curentului de sudare, păstrând viteza de sudare constantă, așa cum se arată în Tabelul 3.1.

Tabelul 3.1 Regimuri WIG utilizate pentru retopirea probelor de oțel

Regimul WIG	Parametrii de retopire				
	Curentul de sudare Is [A]	Tensiunea arcului electric Ua [V]	Lungimea arcului l [mm]	Viteza de sudare v [cm/min]	Energia liniară E_l [J/cm]
1	100	10,2	2	15	4080
2	150	10,5			6300
3	200	11,1			8880
Conform recomandărilor tehnologice, materialul de bază a fost preîncălzit la o temperatură de 250 °C, iar temperatura între treceri a fost menținută la valori de 250-300 °C.					

Pentru menținerea constantă a vitezei de topire, capul WIG s-a montat pe o instalație de sudare, procesul decurgând mecanizat.

Pentru retopirea suprafeței probelor s-au realizat treceri paralele cu un pas între treceri egal cu două treimi din lățimea unei treceri astfel încât să se realizeze o suprapunere a trecerilor de aprox. 1/3 din lățimea trecerii, ceea ce a permis obținerea unei suprafețe topite netede fără defecte de sudare (lipsă de topire sau crestături marginale).

BUPT

Pentru evitarea scurgerilor de metal pe circumferința probelor de cavitație, acestea au fost înglobate într-o placă din oțel carbon cu grosimea de 5 mm. În final, probele de cavitație au fost prelevate din placa de oțel nealiat, prin tăiere cu jet de apă.

Aspectul macroscopic al probelor retopite local pentru cele 3 valori ale curentului este redat în Figura 3.2:



a – Is= 100A b – Is= 150A c – Is= 200 A

Figura 3.2 Imaginea probelor retopite local, la diverse valori ale curentului

Adâncimea stratului retopit a fost cuprinsă între 1,3 și 2,7 mm, în funcție de valoarea curentului de retopire. Secțiuni transversale ale probelor au fost preparate pentru studii microstructurale.

3.3 Încercări de duritate

Suprafețele frontale ale probelor retopite cu cele 3 valori ale curentului de sudare, respectiv ale energiei liniare, au fost prelucrate prin operația de șlefuire și apoi supuse măsurătorilor de duritate (între 8 și 10 puncte de măsurare).

Duritatea la suprafață a fost măsurată la o sarcină de 5 daN și un timp de solicitare de 15 s, utilizând aparatul Vickers HVS -10A1. Histograma valorilor de duritate ale acestora precum și a celor efectuate pe metalul de bază este prezentată în Figura 3.3.

BUPT

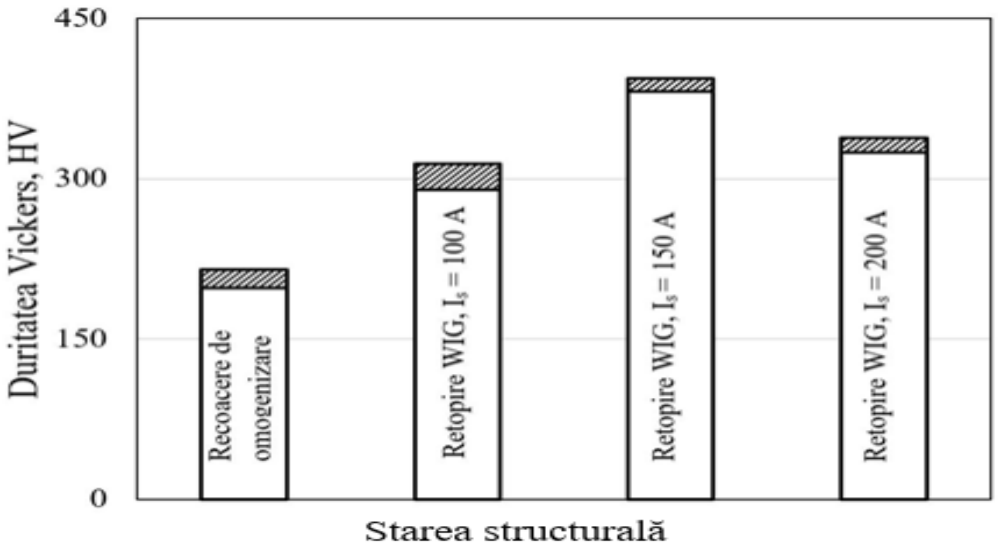


Figura 3.3 Histograma durității metalului de bază și a probelor retopite local WIG

Aceste date atestă următoarele :

● procesul WIG de modificare locală a suprafeței, se manifestă printr-o creștere a durității comparativ cu starea structurală inițială a materialului de bază ;

● pentru valori ale curentului de sudare de 150 A, respectiv ale energiei liniare de 6300 J/cm se obțin cele mai mari creșteri ale durității (390 HV5 comparativ cu 210 HV5 specifice metalului de bază);

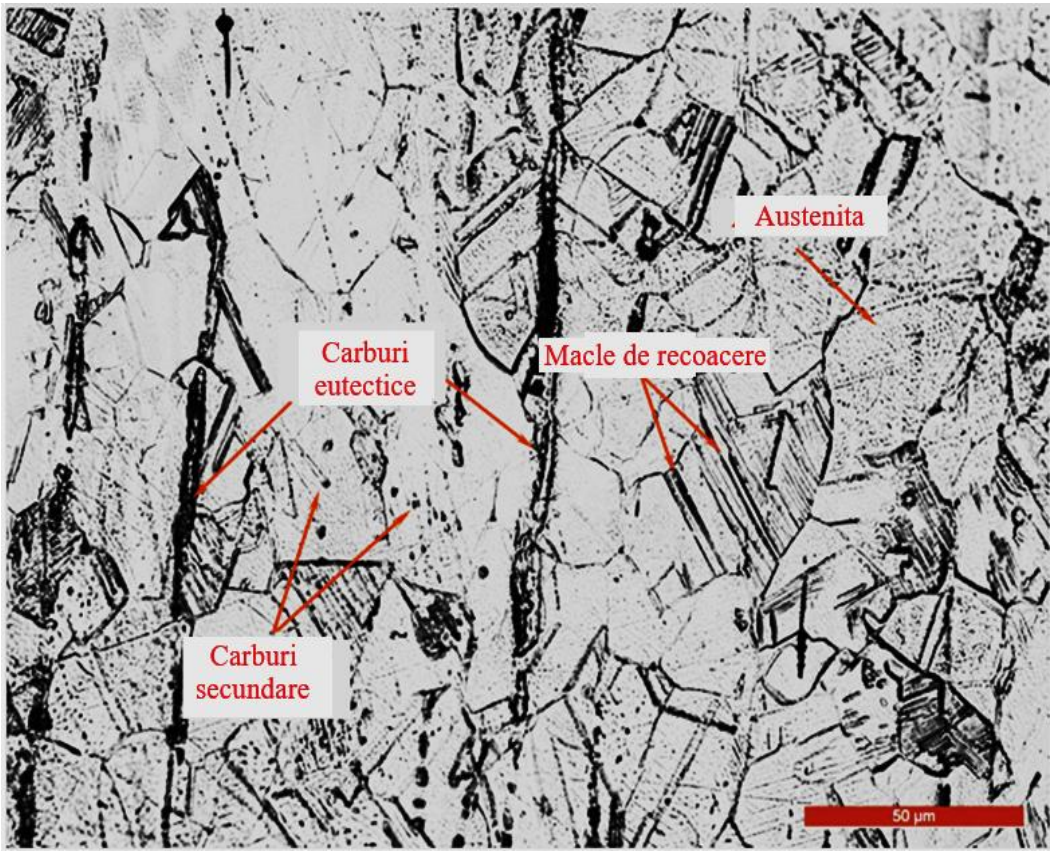
● curenții de sudare de 100 A și de 200 A conduc la creșteri ceva mai mici ale durității suprafeței, datorită schimbărilor microstructurale generate de energia liniară introdusă în material și de rapiditatea ciclurilor termice de încălzire - răcire.

Este de așteptat ca aceste modificări de duritate să conducă la diferențe importante în privința comportării la eroziunea prin cavitație a acestui oțel.

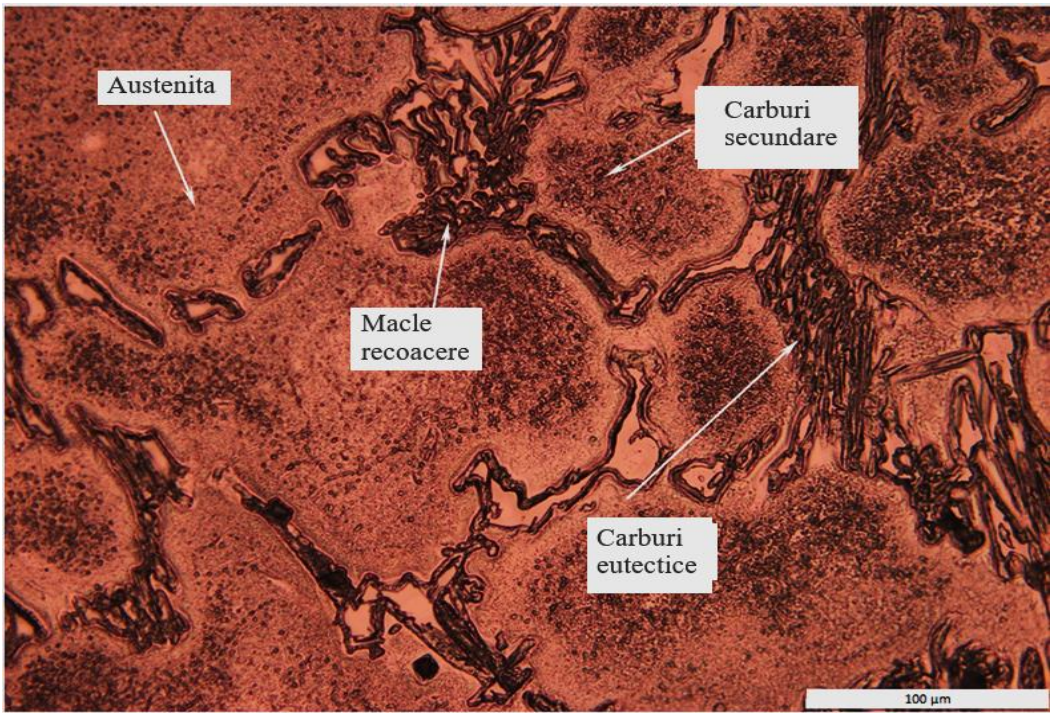
3.4 Microstructura sistemului compus strat retopit – substrat

Materialul de bază (substratul) are o microstructură alcătuită din grăunți de austenită având forma poliedrică cu numeroase macle de recoacere și din carburi eutectice și secundare dispuse pe limitele grăunților și pe direcția fostelor dendrite de solidificare (Figura 3.4 a,b).

BUPT



-a-



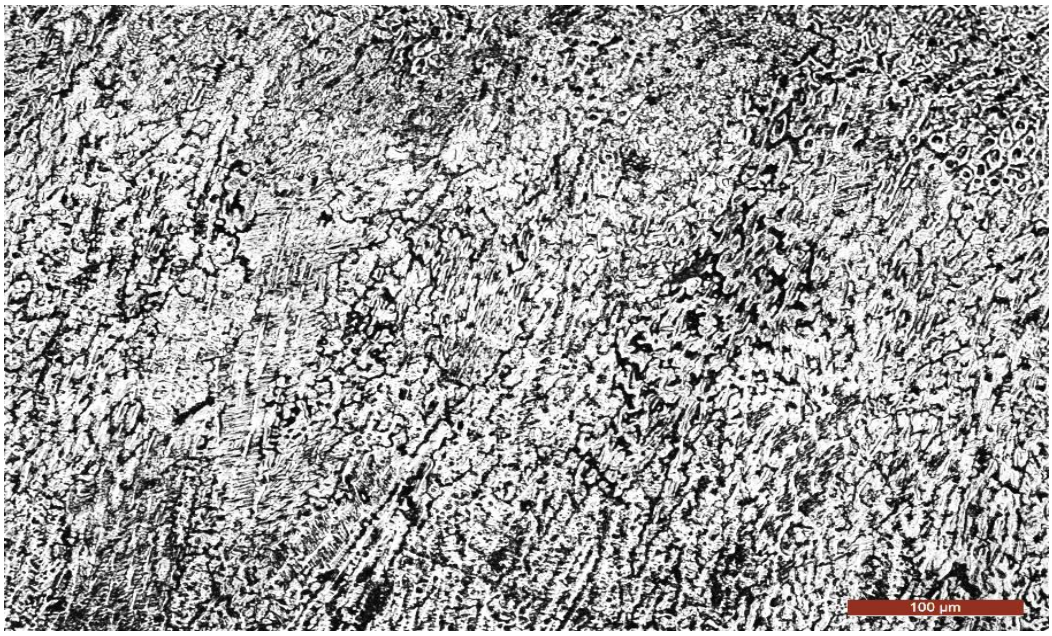
-b-

Figura 3.4 Microstructura materialului de bază (atac chimice reactiv Villela) : -a- MO x 500; -b- SEM x 1500

BUPT

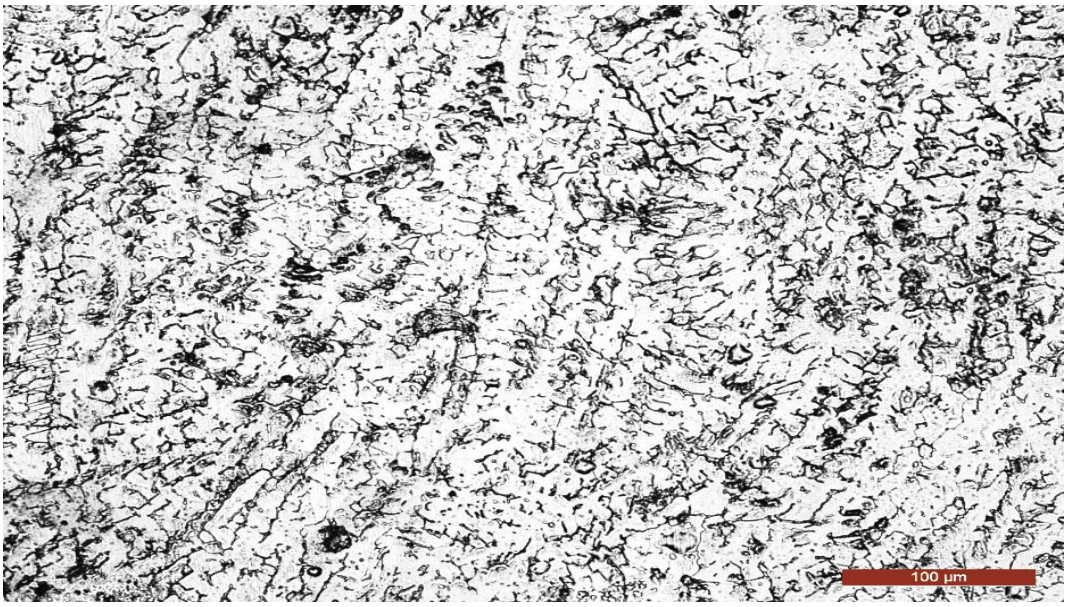
Figurile 3.5 și 3.6 redau microstructura suprafeței retopite local prin tehnica WIG utilizând trei valori ale curentului, respectiv ale energiei liniare induse în material. Independent de valoarea curentului de topire, se constată o finisare a granulației și implicit a brațelor dendritelor, precum și a carburilor precipitate atât din faza lichidă cât și din austenită. Totodată, la valori mai mici ale căldurii introduse în material (Is = 100 A, E_l = 4080 J/cm) (Figura3.5 a), ciclul termic este mai rapid, gradul de subrăcire este mai ridicat, raza critică a germenelui de cristalizare este mai mică și structura obținută este mai fină. Pe de altă parte, o subrăcire mai mare limitează proporția de carburi precipitate, cu consecințe în micșorarea ușoară a durității. În plus, este de așteptat ca la valori mai scăzute ale energiei liniare, concentrația în elemente de aliere dizolvate în matricea austenitică să fie mai mică și ca urmare mecanismul de durificare a suprafeței prin soluție solidă să fie mai puțin relevant.

Mărirea curentului de retopire la 200 A, respectiv a energiei liniare la 8880 J/cm (Figura 3.5 b), se manifestă prin creșterea ușoară a duratei ciclului termic, micșorarea gradului de subrăcire, o rază critică a germenelui de cristalizare mai ridicată și o microstructură cu brațe mai mari ale dendritelor și cu precipitări mai mari de faze fragile. În consecință, durificarea suprafeței cu granulație crescută va fi mai redusă.



-a-

BUPT

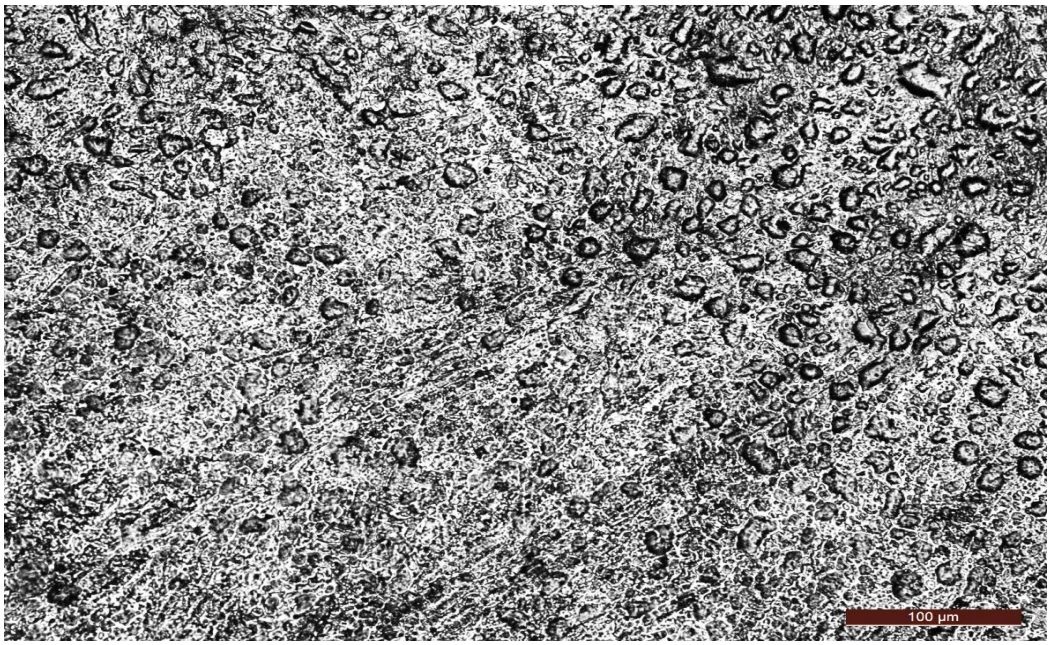


-b-

Figura 3.5 MO x 200, Microstrucura suprafeței retopite: a- Is = 100 A; b- Is = 200 A

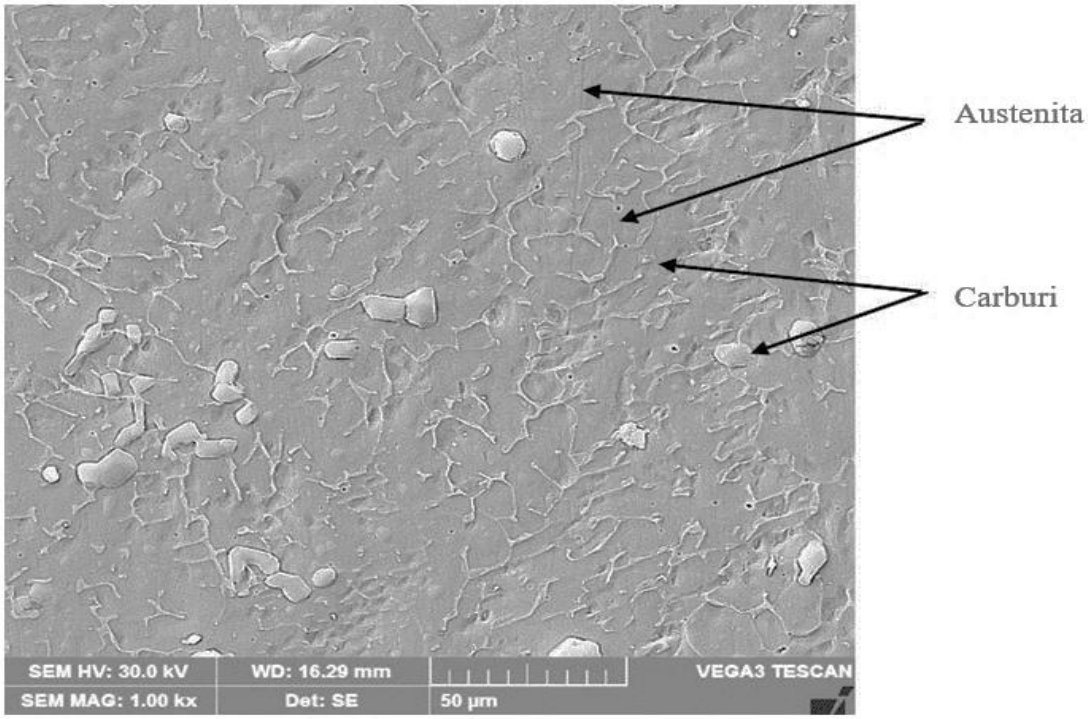
Pentru valori ale curentului de retopire de 150 A, respectiv valori ale energiei liniare de 6630 J/cm (Figura 3.6 a), apare situația cea mai favorabilă de durificare atât prin finisarea granulației cât și prin formarea de soluție solidă.

Ciclul termic caracteristic acestei energii liniare favorizează precipitarea îndeosebi a carburilor secundare fine din austenită și preîntâmpină formarea carburilor eutectice (Figura 3.6 b).



-a-

BUPT



-b-

Figura 3.6 Microstructura suprafeței retopite cu Is = 150 A; a – MO x 200; b – SEM x 1000

O altă particularitate a microstructurii zonei de interfață strat – substrat constă în faptul că grăunții de formă columnară sunt transformați în mare măsură în grăunți de dimensiuni mici cu forma echiaxială, iar viteza mare de răcire diminuează formarea carburilor pe limitele grăunților (Figura 3.7).

BUPT

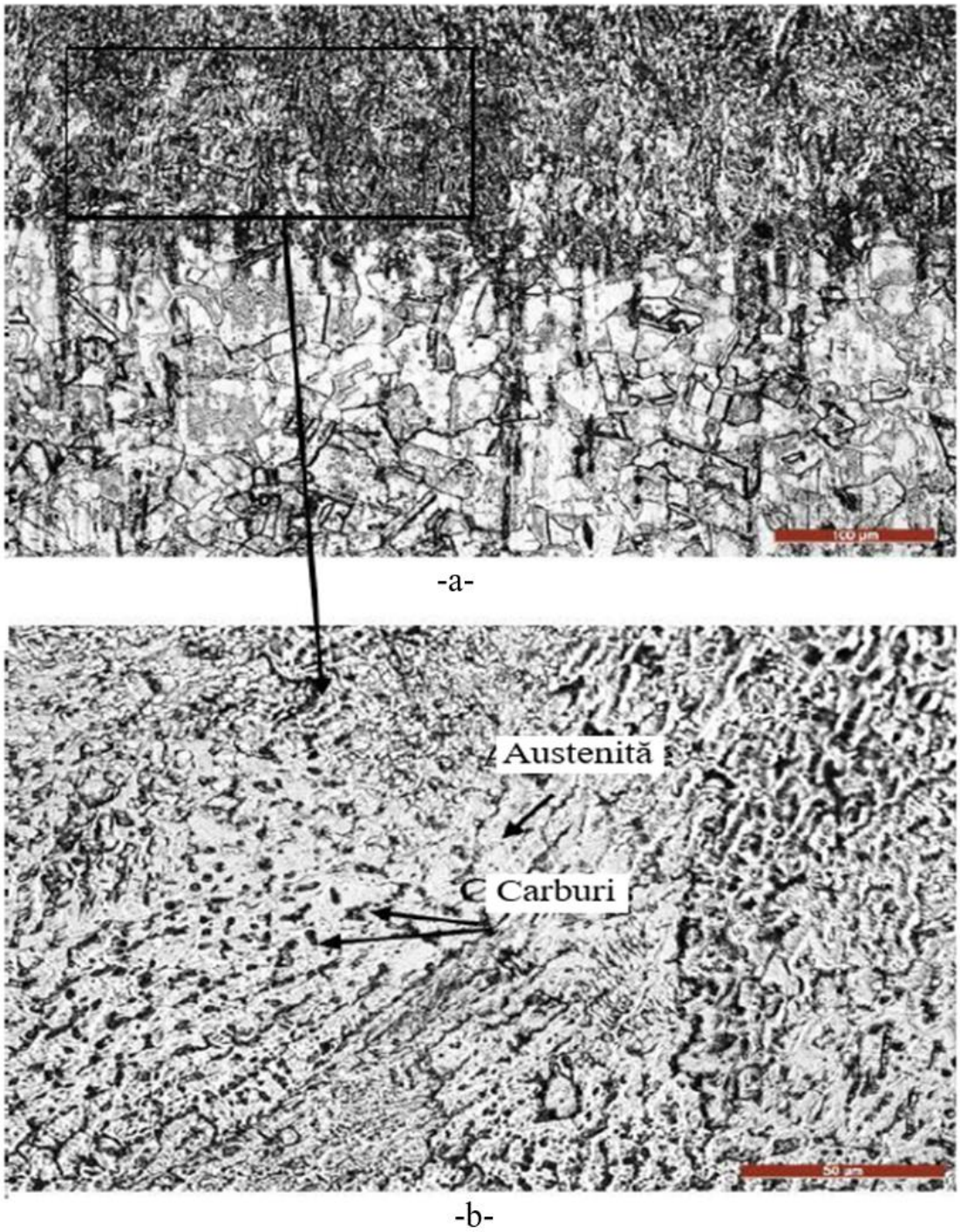


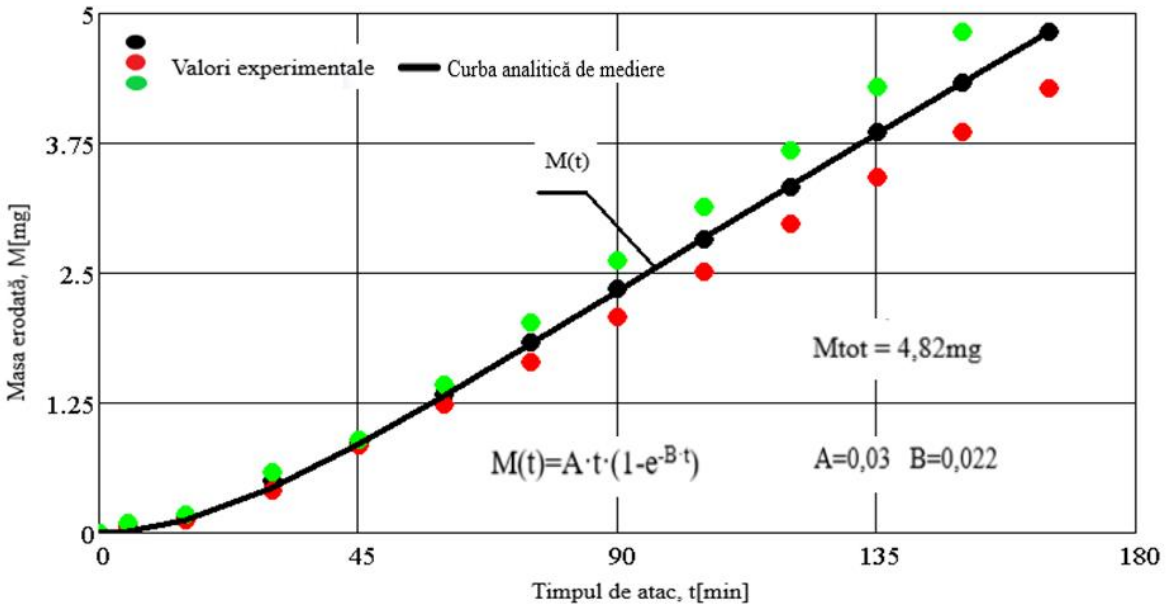
Figura 3.7 Microstructura sistemului strat-substrat în urma retopirii WIG a suprafeței cu un curent Is=150A; a)-interfața strat-substrat b)-suprafața stratului retopit

3.5 Curbele de cavitație

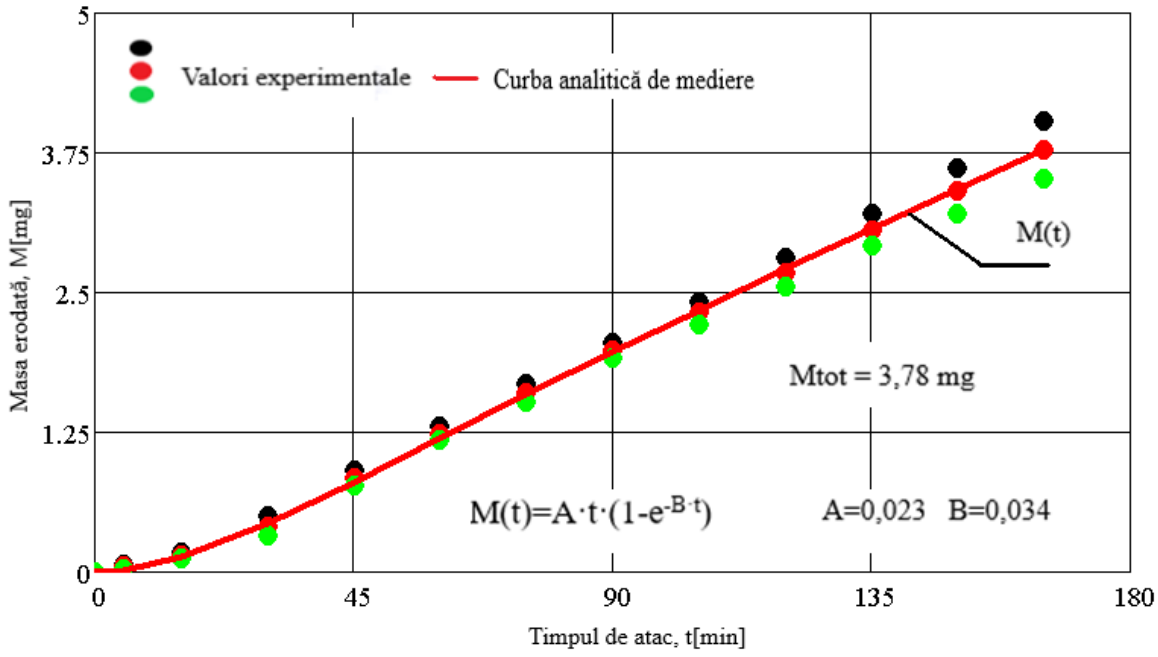
Înainte de expunere la atacul cavitației, suprafața tuturor probelor a fost șlefuită și lustruită pentru a se obține o rugozitate, Ra =0,2 ÷0,8 μm. Fiecare probă a fost cântărită la intervale regulate de timp, durata testului, conform cutumei laboratorului fiind de 165 minute, etapizată în 12 perioade de 5, 10 și 15 min. [27].

BUPT

Pentru setul probe din oțel GX40CrNiSi25-20 cu suprafața retopită WIG, la cele trei valori ale intensității curentului, au fost obținute următoarele pierderi de masă a suprafețelor expuse atacului cavitației timp de 165 min (Figura.3.8)

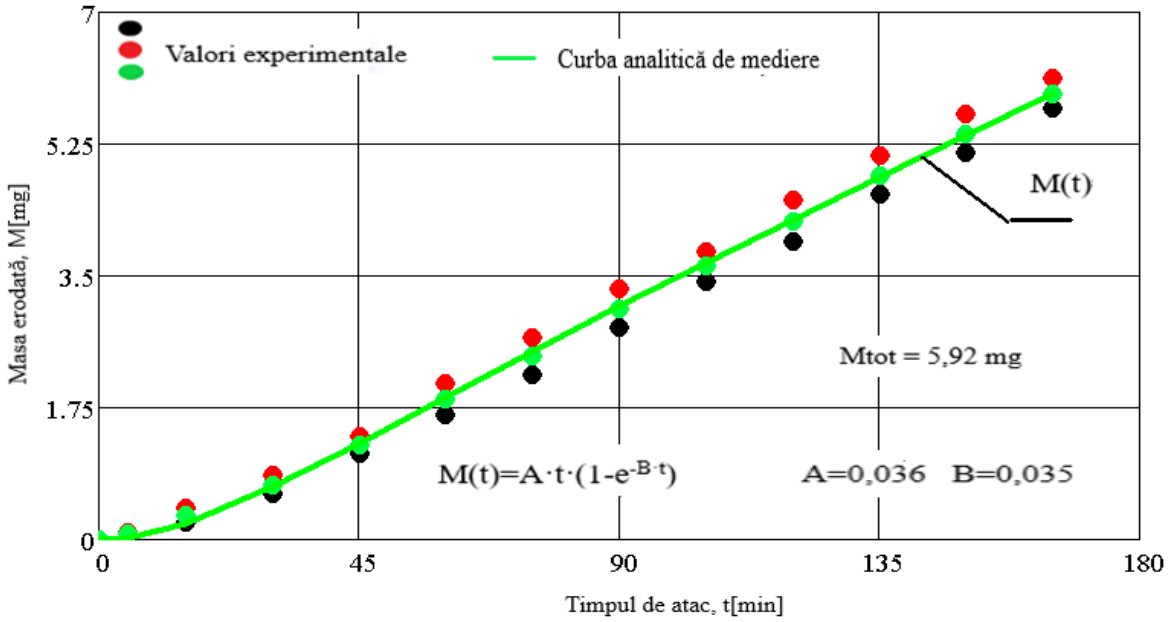


a. I_s=100A



b. I_s=150A

BUPT



c. I_S=200A

Figura 3.8 Pierderile masice ale oțelului GX40CrNiSi25-20 cu suprafața retopită WIG, la intentensitatea curentului a. I_S=100A; b. I_S=150A; c. I_S=200A

Evoluția pierderilor de masă , comparativ, pentru toate cele trei valori ale curentului de topire a suprafeței sunt prezentate în Figura 3.9.

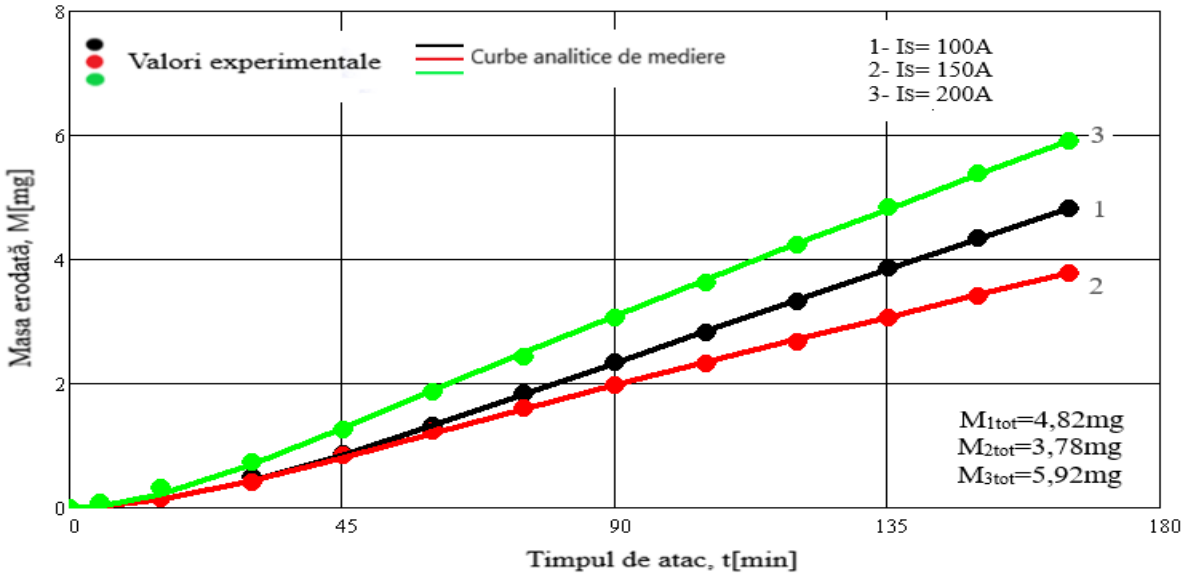
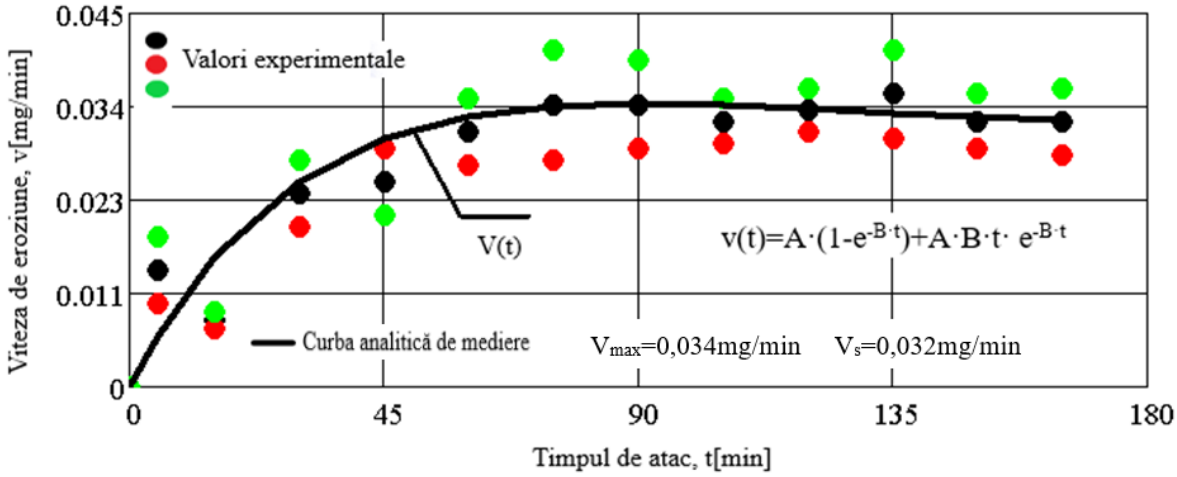


Figura 3.9 Comparație privind pierderile masice ale oțelului GX40CrNiSi25-20 la diferite valori ale intensității curentului de retopire a suprafeței

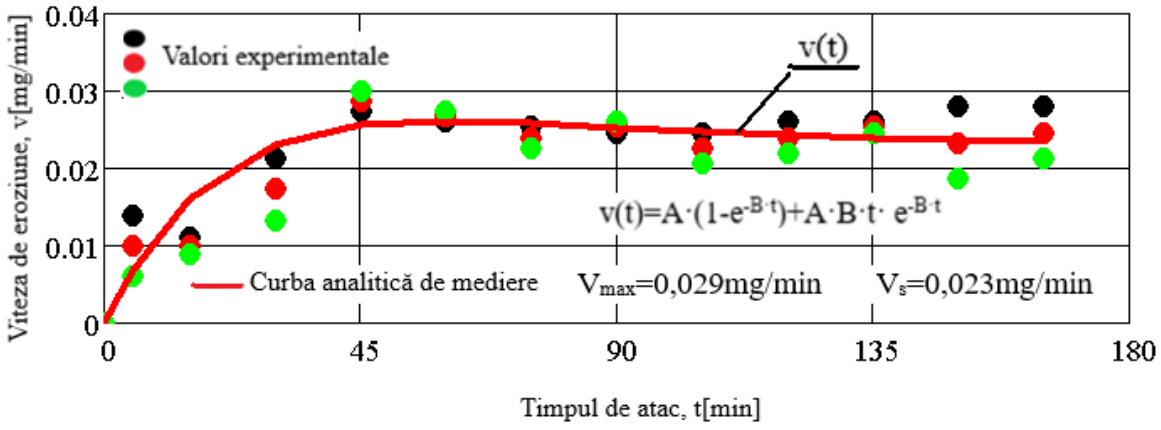
Viteza de eroziune reprezintă eroziunea cumulată a unui punct, împărțită la durata totală de expunere. Pentru setul probe din oțel GX40CrNiSi25-20 cu suprafața retopită WIG, la cele

BUPT

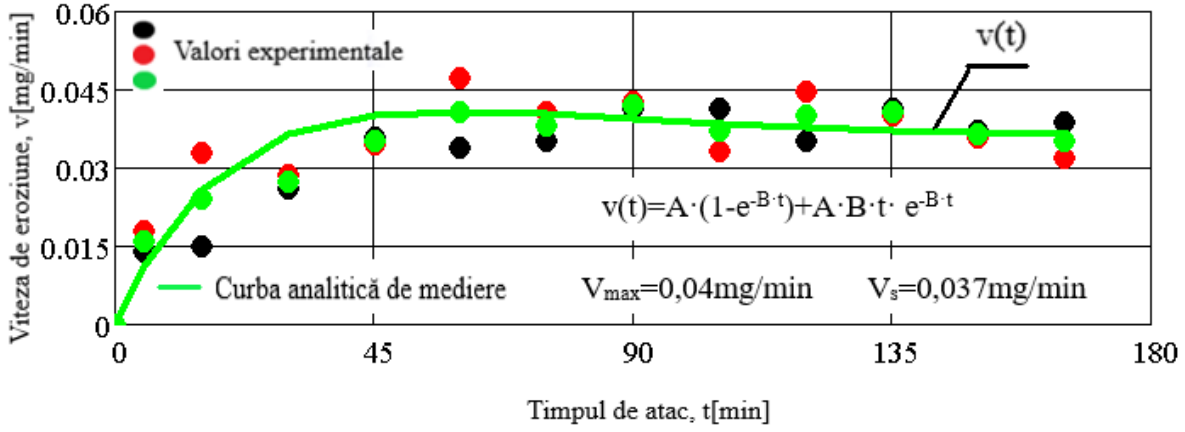
trei valori ale intensității curentului, au fost obținute următoarele viteze de eroziune a suprafețelor expuse atacului cavitației timp de 165 min (Figura.3.10).



a. I_s=100A



b. I_s=150A



c. I_s=200A

Figura 3.10 Viteza de eroziune a cavitației pentru oțelul GX40CrNiSi25-20 cu suprafața retopită WIG, la diferite intentensități ale curentului a. I_S=100A; b. I_S=150A; c. I_S=200A

BUPT

Evoluția vitezelor de eroziune, comparativ, pentru toate cele trei valori ale curentului de topire a suprafeței sunt prezentate în Figura 3.11.

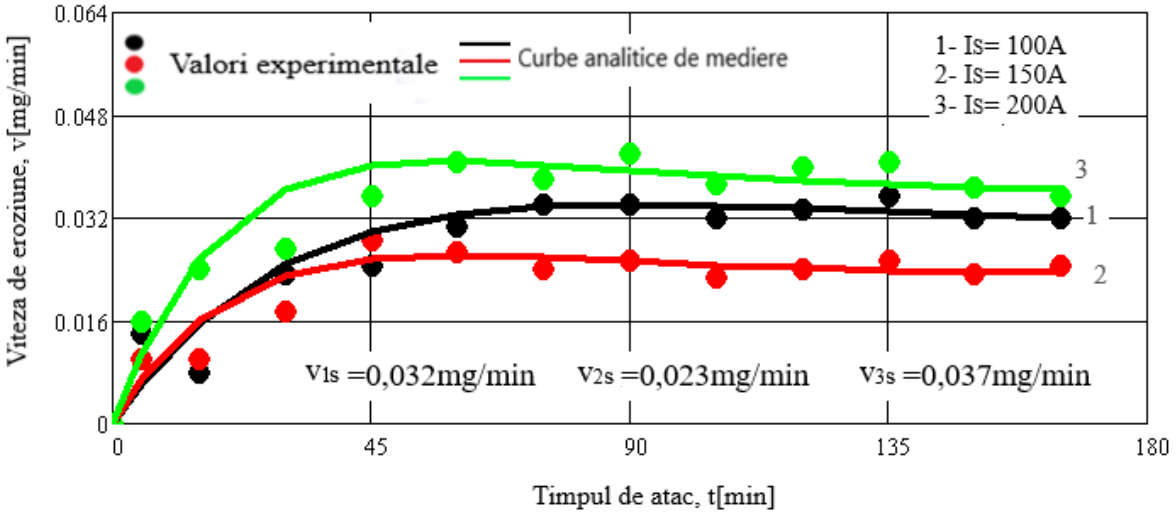
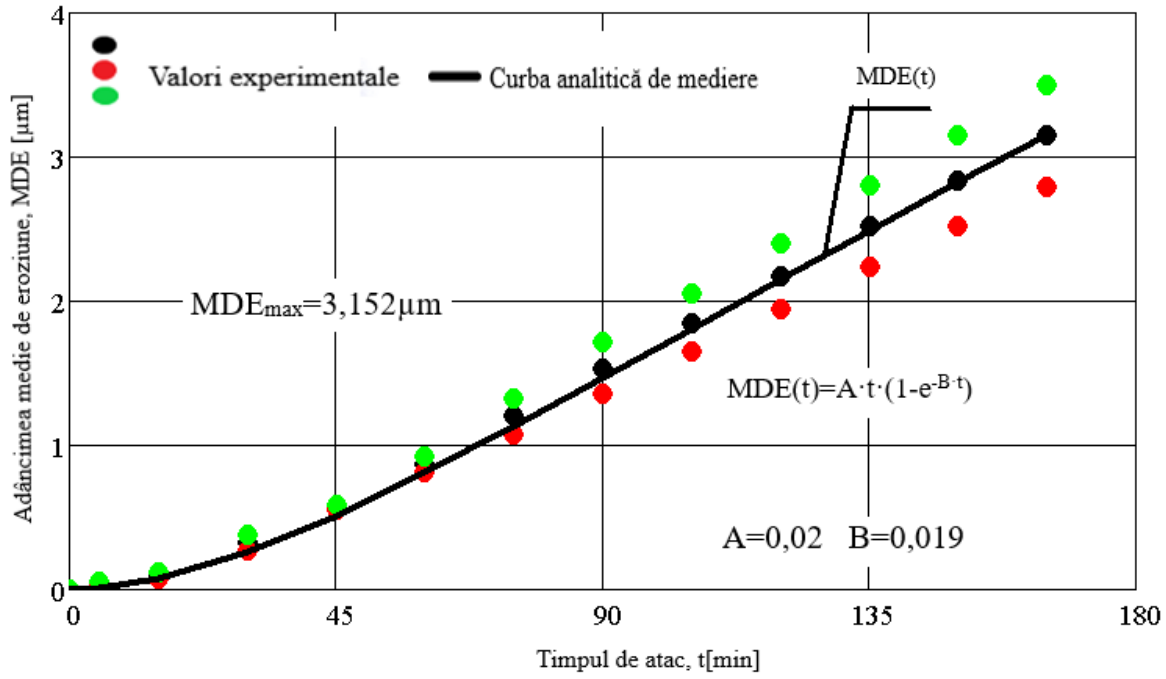


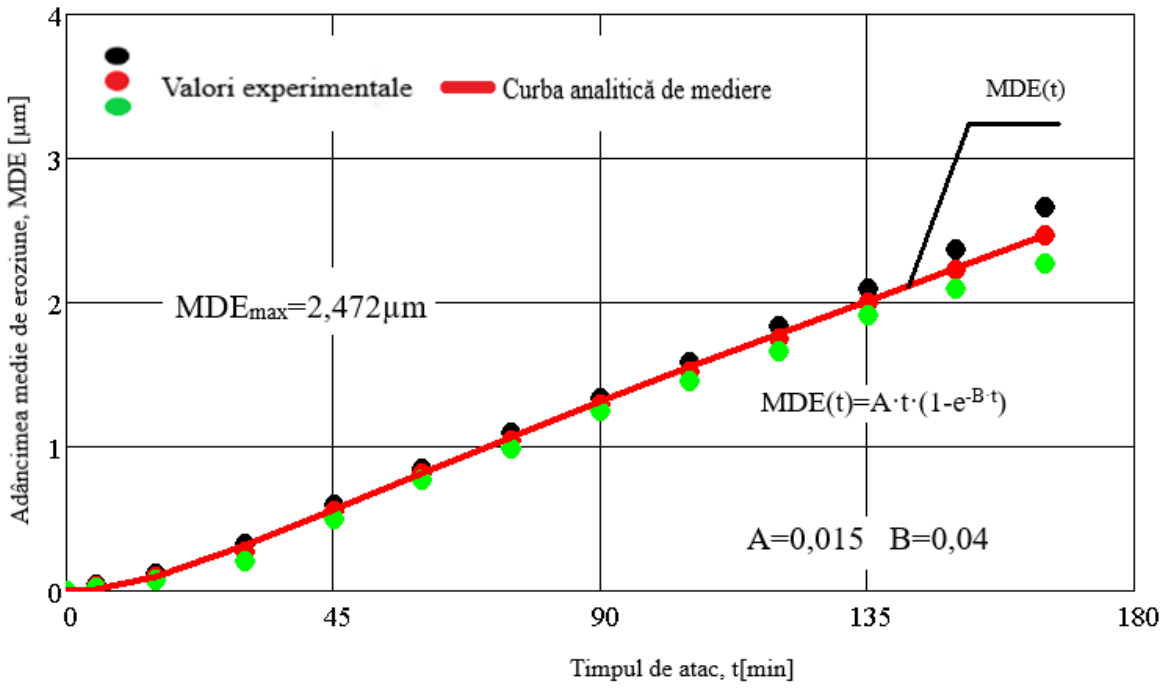
Figura 3.11 Comparație privind vitezele de eroziune ale oțelului GX40CrNiSi25-20 la diferite valori ale intensității curentului de retopire a suprafeței

Curbele de mediere a adâncimii medii de eroziune MDE, pentru cele trei valori ale intensității curentului, sunt reprezentate în Figura 3.12.

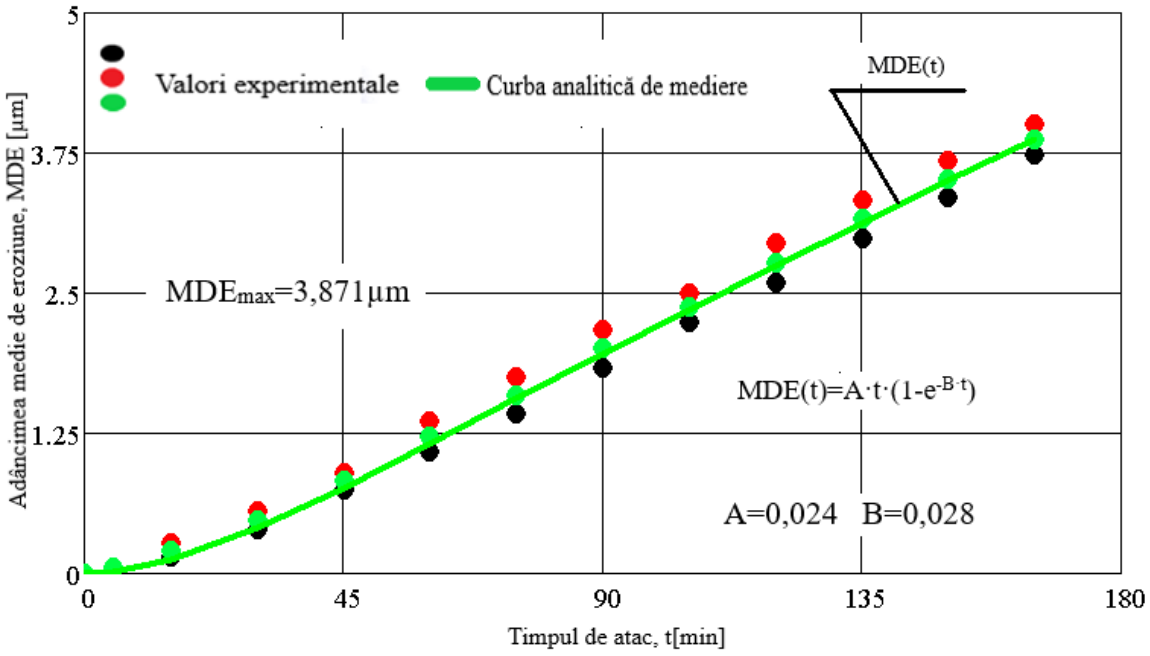


a. I_s=100A

BUPT



b. I_s=150A



c. I_s=200A

Figura 3.11.Adâncimea medie de eroziune a cavitației, MDE, pentru oțelul GX40CrNiSi25-20 cu suprafața retopită WIG, la diferite intentensități ale curentului a. I_S=100A; b. I_S=150A; c. I_S=200A

Evoluția adâncimii medii de eroziune a cavitației, MDE, comparativ pentru toate cele trei valori ale curentului de topire a suprafeței sunt prezentate în Figura 3.12

BUPT

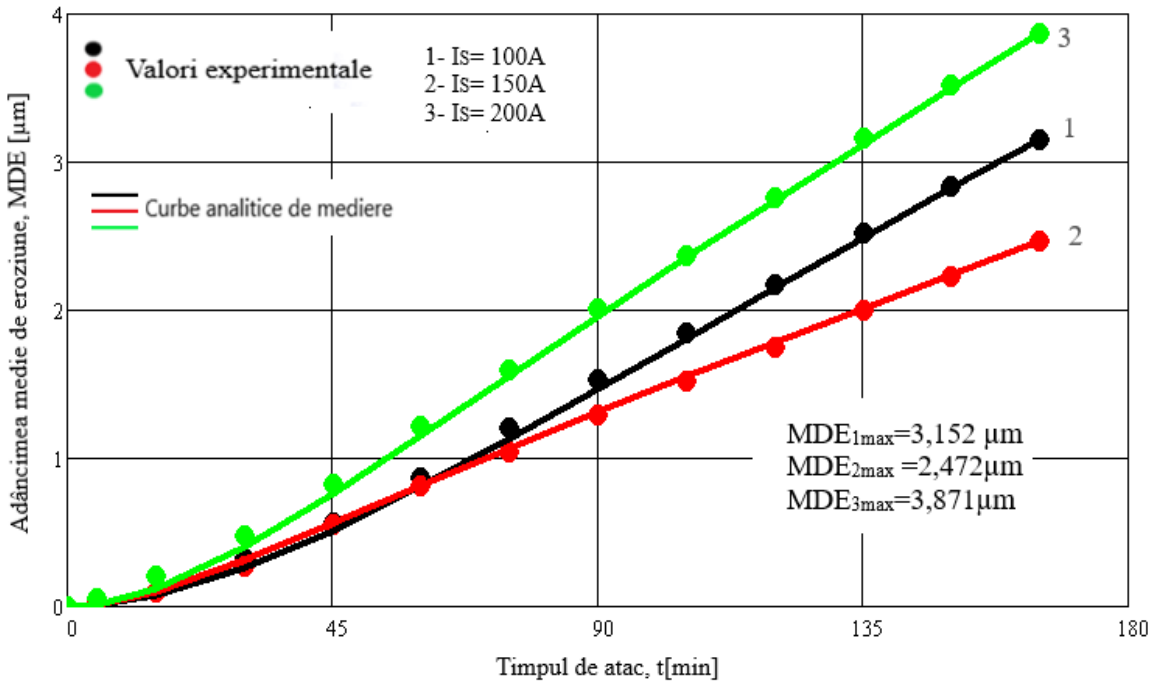
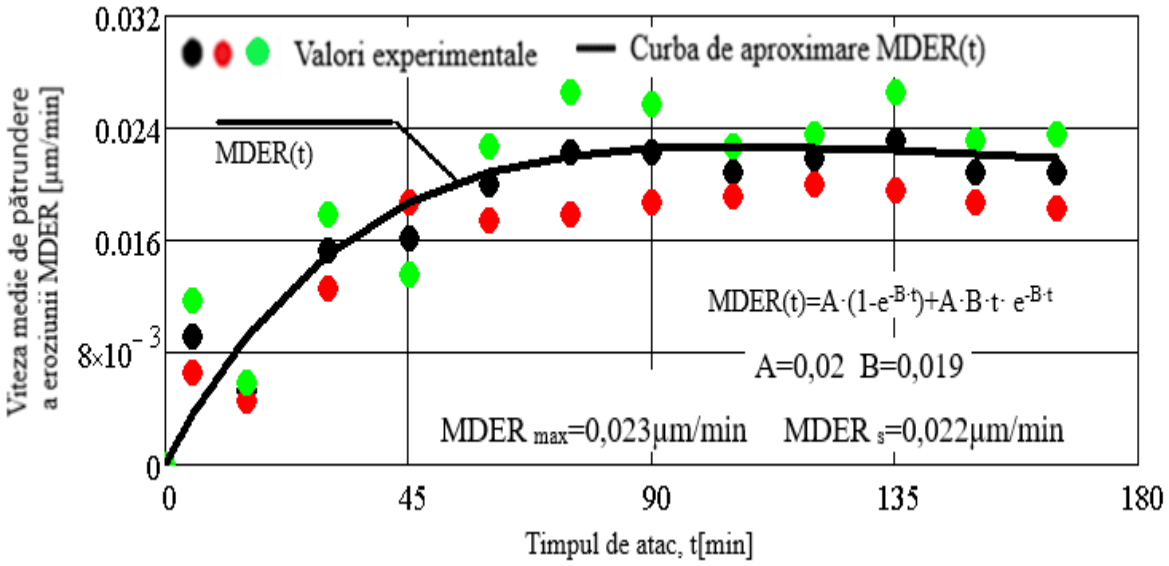


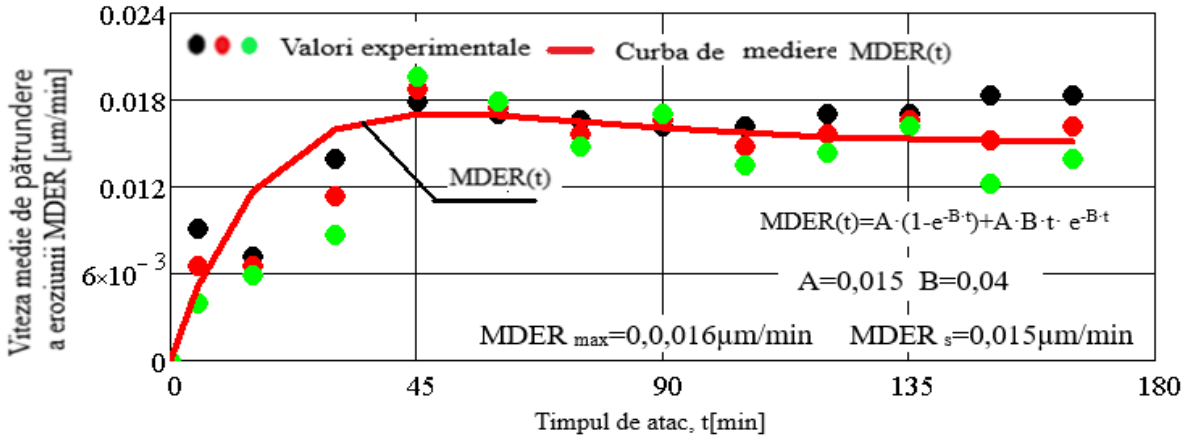
Figura 3.12 Comparație privind adâncimea medie de eroziune MDE, a oțelului GX40CrNiSi25-20 la cele trei valori ale intensității curentului de retopire a suprafeței

Diagramele redate în Figura.3.13 prezinta valorile experimentale ale vitezelor medii de pătrundere a eroziunii, aferente intervalelor intermediare de cavitație și curbele de mediere MDER(t).

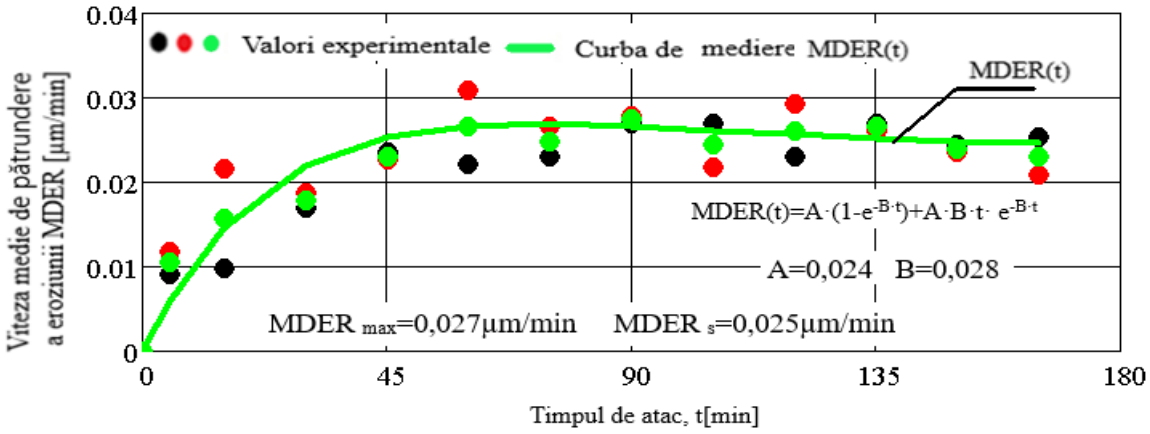


a. I_s=100A

BUPT



b. I_s=150A



c. I_s=200A

Figura 3.13 Viteza de pătrundere aeroziunii MDER, pentru oțelul GX40CrNiSi25-20 cu suprafața retopită WIG, la diferite intentensități ale curentului a. I_S=100A; b. I_S=150A; c. I_S=200A

Evoluția vitezei medii de pătrundere a eroziunii cavitației, MDER, comparativ pentru toate cele trei valori ale curentului de topire a suprafeței sunt prezentate în Figura 3.14

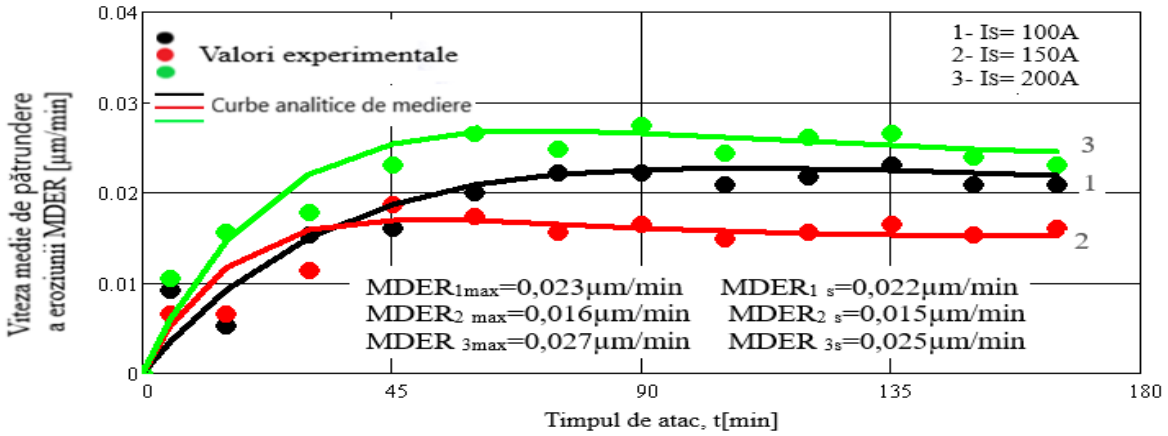
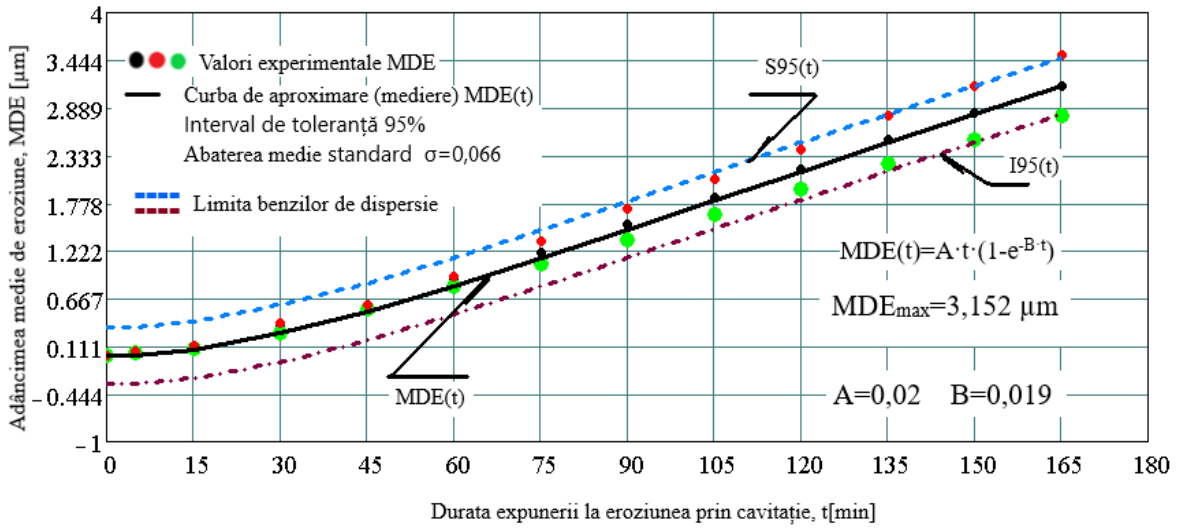


Figura 3.14 Comparație privind de pătrundere a eroziunii MDER, pentru cele trei valori ale intensității curentului de retopire WIG

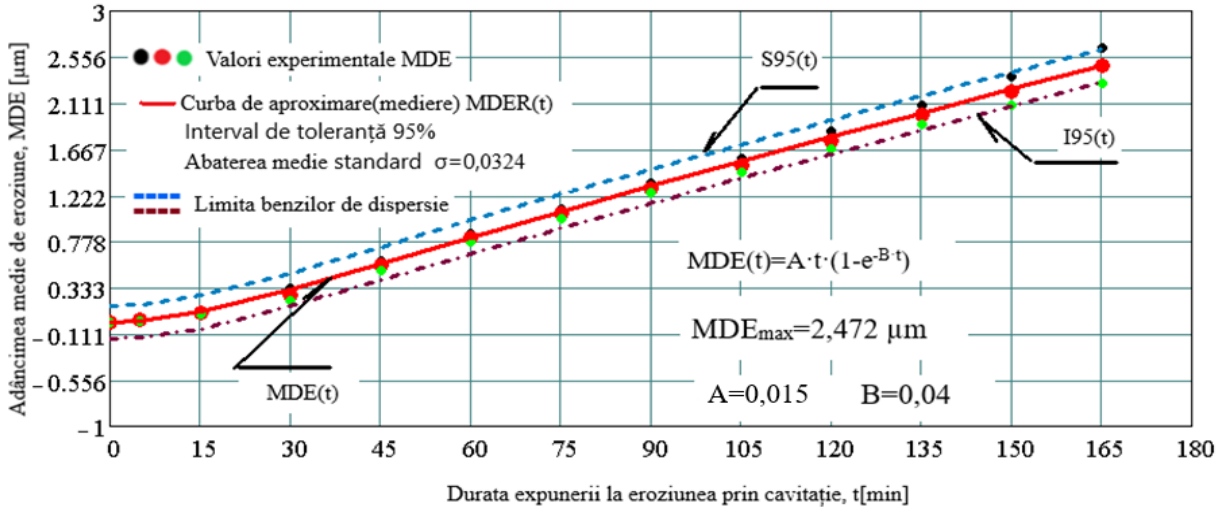
BUPT

Dispersiile valorilor experimentale, față de curbele de mediere și aflate în intervalele de toleranță, sunt expresia acurateței derulării testelor de cavitație pe fiecare set de câte trei probe, indiferent de starea acestora. Valorile abaterilor standard σ (0,0324…0,066) arată că testul a fost condus corect, etapele procedurale au fost respectate, iar parametrii aparatului vibrator, care au determinat intensitatea distructivă a cavitației, au fost bine controlați, după cum se observă în Figura 3.15 a,b,c.



Parametrii calculați	Proba un punct (Is = 100 A)
Adâncimea medie de pătrundere a eroziunii, MDE_{max}, după 165 minute de atac [µm]	3,152
Valoarea maximă conform curbei de regresie polinomiale [µm]	3,482
Valoarea minimă conform curbei de regresie polinomiale [µm]	2,822
Eroarea standard de estimare (σ)	0,066

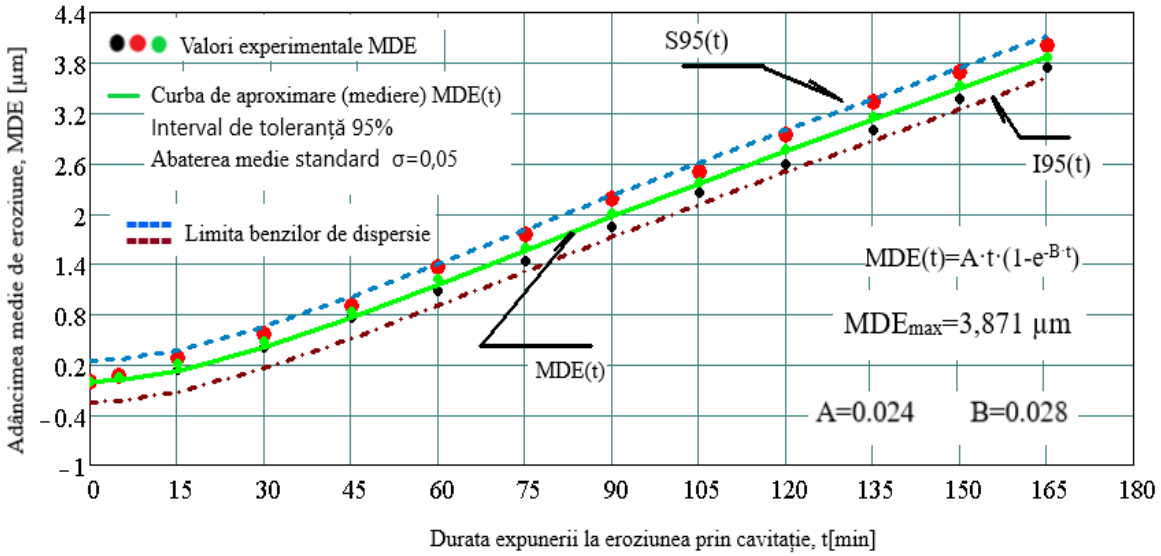
-a- stare retopită WIG (Is = 100A)



BUPT

Parametrii calculați	Proba doua puncte (Is =150A)
Adâncimea medie de pătrundere a eroziunii, MDE_{max}, după 165 minute de atac [µm]	2,472
Valoarea maximă conform curbei de regresie polinomiale [µm]	2,634
Valoarea minimă conform curbei de regresie polinomiale [µm]	2,309
Eroarea standard de estimare (σ)	0,0324

-b- stare retopită WIG (Is = 150A)



-c- stare retopită WIG (Is = 200A)

Figura 3.15 Variația adâncimii eroziunii medii cumulate cu durata solicitării la cavitație

Diferențele firești dintre valorile lui σ sugerează că retopirea WIG cu Is = 150A conduce la obținerea unei microstructuri care asigură cea mai bună rezistență la eroziunea cavitației.

Pe baza experiențelor anterioare [54;93;120;121] apreciem că dispersia valorilor experimentale este efectul finisării microstructurii și al creșterii proprietăților mecanice în suprafețele expuse eroziunii cavitației vibratoare.

Există o strânsă legătură între diferențele dintre cele trei valori experimentale, obținute pe fiecare set de probe, la aceeași durată de atac la cavitație și dimensiunile (respectiv masa) grăunților expulzați în intervalele intermediare de cavitație. Aceste diferențe sunt bine evidențiate în variațiile valorilor experimentale, mediate algebric, față de curbele de mediere MDE(t).

Din analiza acestora se desprind următoarele observații :

• indiferent de starea de prelucrare (recoacere pentru omogenizare sau durificare prin retopire WIG la curenți diferiți) diferențele apărute între valorile experimentale, aferente setului

BUPT

de câte trei probe sunt datorate schimbărilor microstructurale generate de ciclurile termice și termomecanice induse în material;

• forma de evoluție a acestor curbe este caracteristică suprafețelor metalice cu microstructura fină și duritate relativ ridicată [6][21][27][41][54][57][93][135][136];

• existența unor diferențe între modul de evoluție a curbelor MDER(t) la probele recoapte precum și la cele a căror suprafața a fost retopită WIG cu Is = 100 A și Is = 200 A comparativ cu probele care au suprafața retopită WIG la Is= 150 A ; la primele, curbele tind asimptotic spre valoarea vitezei de stabilizare $MDER_s$ începând cu minutul 90, în timp ce la structurile obținute prin retopire WIG la 150 A scăderea asimptotică începe după 120 minute de cavitație. Prin urmare, această comportare a structurii la solicitările ciclice ale microjeturilor cavitaționale reflectă o rezistență mai mare, deci valori mai mici pentru $MDER_s$ și MDE_{max}.

Valorile raportului dintre adâncimile medii de eroziune, MDE și dintre vitezele medii de pătrundere a eroziunii, MDER, ale celor trei seturi de câte trei probe sunt următoarele:

$$\frac{MDE11_{13}}{MDE21_{13}} = 1.275 \qquad \frac{MDER11_{13}}{MDER21_{13}} = 1.448$$

$$\frac{MDE31_{13}}{MDE11_{13}} = 1.228 \qquad \frac{MDER31_{13}}{MDER11_{13}} = 1.122$$

$$\frac{MDE31_{13}}{MDE21_{13}} = 1.566 \qquad \frac{MDER31_{13}}{MDER21_{13}} = 1.625$$

Ele demonstrează că cea mai mare rezistență la cavitație se obține pentru straturile obținute prin retopire WIG la un curent de 150 A. Astfel:

● sporul de rezistență realizat față de probele la care s-a utilizat un curent Is = 100 A este mai mare de 1,275 ori după valoarea adâncimii medii de eroziune MDEmax și de 1,448 ori după valoarea MDERs spre care tinde să se stabilizeze viteza medie de pătrundere a eroziunii;

● sporul de rezistență realizat față de probele la care s-a utilizat un curent Is = 200 A este mai mare, de 1,566 ori după valoarea adâncimii medii de eroziune MDEmax și de 1,625 ori după valoarea MDERs spre care tinde să se stabilizeze viteza medie de pătrundere a eroziunii;

Totodată, aceste rezultate mai arată că și straturile obținute prin retopire WIG la 100 A au rezistență mai mare la cavitație decât cele rezultate prin retopire la 200 A. Aceste creșteri

BUPT

sunt de 1,228 ori după valoarea adâncimii medii de eroziune MDEmax și de 1,122 ori după valoarea MDERs spre care tinde să se stabilizeze viteza medie de pătrundere a eroziunii;

În graficele din Figura 3.16 și Figura 3.17, se prezintă comparativ curbele specifice MDE(t) și MDER(t), pentru cele patru stări structurale, folosind ca valori experimentale mediile algebrice ale valorilor obținute pe seturile de câte trei probe.

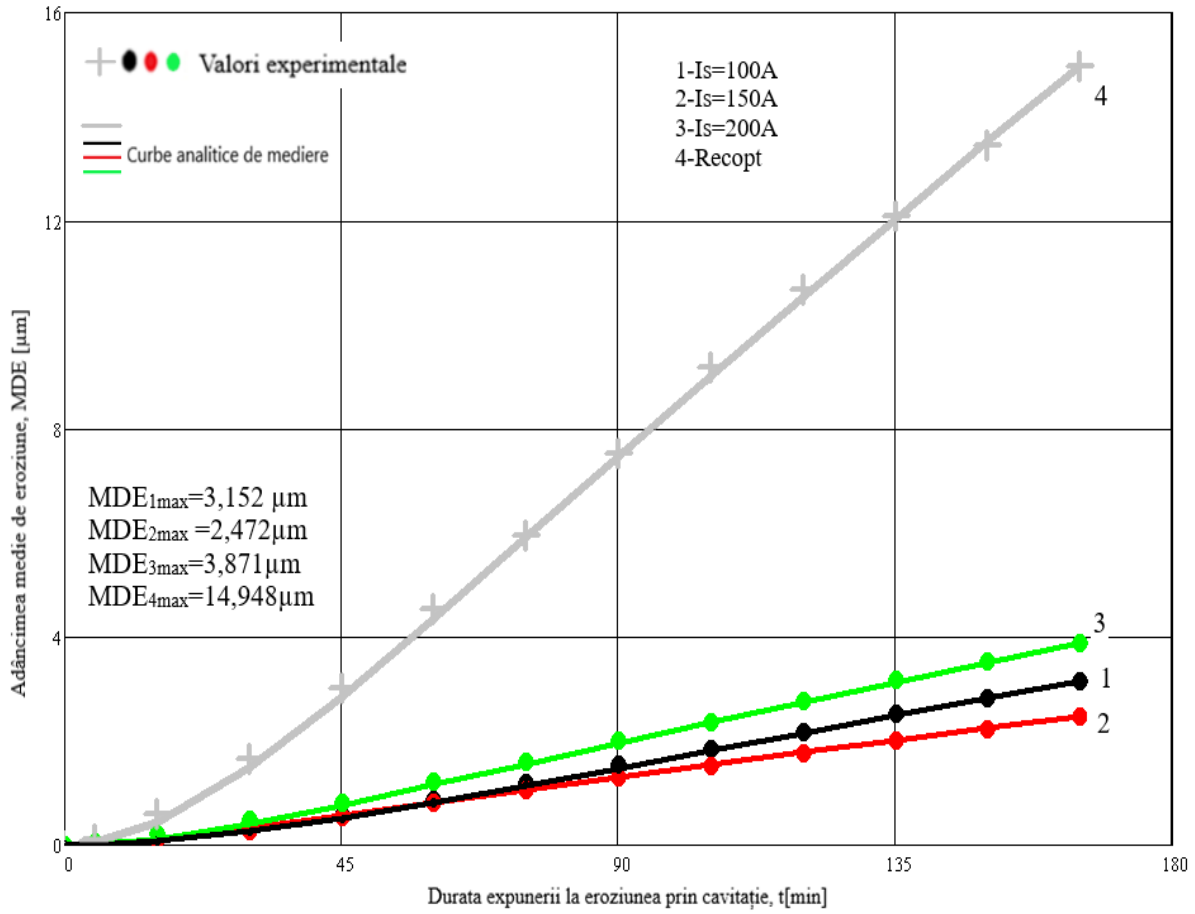


Figura 3.16 Variația adâncimii medii de eroziune, MDE, cu durata atacului cavitațional : 1 – retopire cu Is = 100 A; 2 – retopire cu Is = 150 A; 3 – retopire cu Is = 200 A, 4 – stare recoaptă;

BUPT

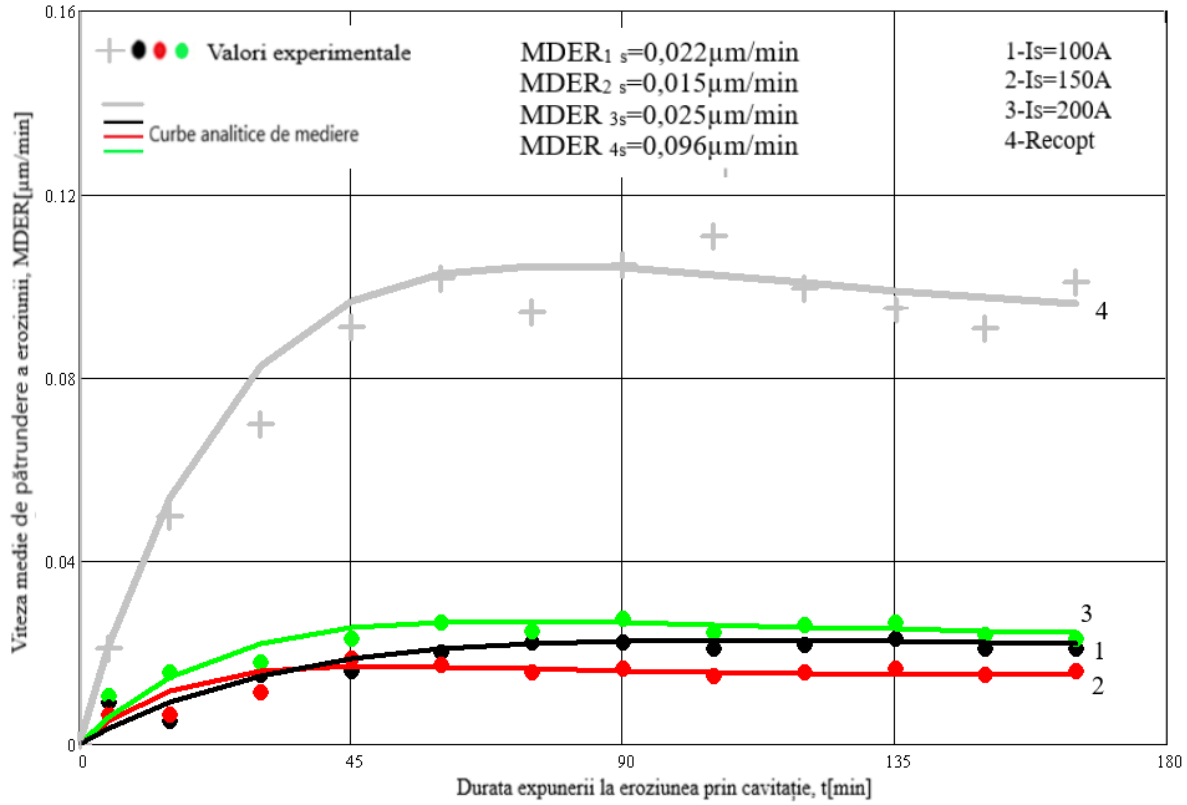


Figura 3.17 Variația vitezei medii a adâncimii de pătrundere a eroziunii, MDER, cu durata atacului cavitațional : 1 – retopire cu Is = 100 A; 2 – retopire cu Is = 150 A; 3 – retopire cu Is = 200 A, 4 – stare recoaptă;

Datele din cele două diagrame permit următoarele observații:

- evoluțiile curbelor de mediere și nivelul valorilor experimentale, ca medii algebrice, arată că comportamentul suprafețelor durificate prin retopire WIG, este net superior celui realizat prin tratamentul termic volumic de recoacere pentru omogenizare;

- dispersiile valorilor experimentale, obținute pe probele durificate WIG, sunt net inferioare celor obținute prin recoacere pentru omogenizare (așa cum arată și valorile abaterilor standard σ)

- din punct de vedere al rezistenței structurii la solicitările microjeturilor cavitaționale, creșterea realizată prin retopire WIG, indiferent de valoarea curentului (100 A, 150 A sau 200 A), față de starea recoaptă, este de la 3,86 ori până la 6,85 ori, după valorile adâncimilor medii cumulate MDE_{max} (definite de curbele de mediere), respectiv de la 3,84 ori până la 6,4 ori, după valorile vitezei medii de pătrundere a eroziunii $MDER_s$ (viteza de la finalul testului, cunoscută ca valoarea spre care tinde asimptotic curba MDER(t) la finalul duratei totale a cavitației);

- dintre cele trei regimuri de durificare, diferențiate prin valorile intensității curenților, suprafața cu cea mai mare rezistență la eroziunea cavitației este obținută pentru Is = 150 A.

BUPT

După valoarea parametrului MDE_{max} sporul realizat este de 27 % față de structura obținută prin folosirea unui curent Is = 100 A și de 57% față de structura obținută prin folosirea unui curent Is = 200 A.

După valoarea parametrului $MDER_s$ sporul realizat este de 46 % față de structura obținută prin folosirea unui curent Is = 100 A și de 66% față de structura obținută prin folosirea unui curent Is = 200 A.

Conform standardului ASTM G32-2016 [7], inversul vitezei adâncimii de pătrundere a eroziunii pe perioada de stabilizare, definește rezistența la cavitație, $R_{cav.}$ Rezultatele sunt prezentate în Tabelul 3.2:

Tabelul 3. 2 Valorile experimentale R_{cav} pentru oțelul GX40CrNiSi25-20

Intensitate curent WIG	R_{cav} calculat
(stare recoaptă)	$\frac{1}{0,096} = 10,41$
100 A	$\frac{1}{0,022} = 45,4$
150 A	$\frac{1}{0,015} = 66,6$
200 A	$\frac{1}{0,025} = 40$

Concluzia desprinsă este că această tehnică WIG de modificare a suprafeței, provoacă o creştere a rezistenţei la eroziunea cavitaţiei de cca. 4 – 6 ori.

3.6 Macro și micrografia secțiunilor prin straturile retopite, testate la cavitație

Folosind o cameră Canon Power Shot SX200 IS, au fost luate imagini ale suprafeței probelor după fiecare perioadă de atac al cavitației, pentru a urmări evoluția în timp a extinderii eroziunii în zonă și în profunzime. Având în vedere că suprafețele probelor, din fiecare set de trei, au avut comportament similar în ceea ce privește degradarea prin eroziunea cavitației, în Figura 3.18 sunt selectate imagini macroscopice pentru trei perioade semnificative de timp, la una dintre probe, selectată arbitrar. Nu au fost afișate imagini din primele două perioade de cavitație (de 5 și 10 minute), deoarece, în acest interval de timp, mecanismul de eroziune a

BUPT

constat în îndepărtarea prafului abraziv, distrugerea vârfului de rugozitate rămas după operația de finisare, deformări și fisuri, fără a realiza expulzări importante de material.

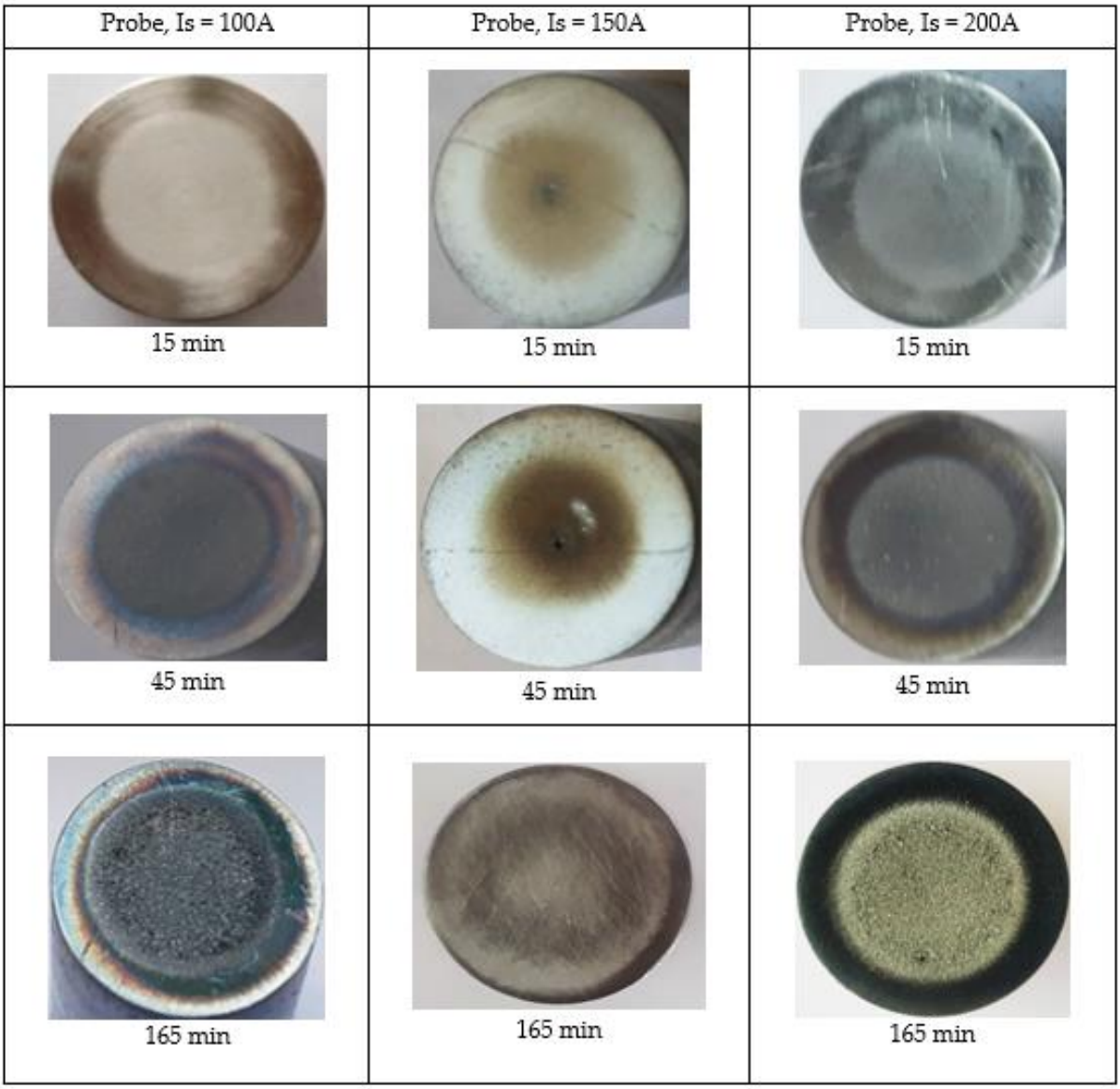


Figura. 3.18 Imaginile macrografice ale suprafeței probelor retopite WIG la diferite intensități ale curentului, în urma atacului cavitației,

Imaginile prezentate în Figura 3.18 dezvăluie elemente comune de comportament și rezistență, dar și diferențe în distrugerea suprafețelor de cavitație, ca urmare a parametrilor diferiți de topire WIG.

Principalele observații care apar sunt:

- indiferent de regimul termic adoptat, eroziunea se manifestă prin apariția unui inel periferic, care avansează spre suprafața centrală odată cu creșterea duratei atacului de

BUPT

cavitație; deteriorarea este sub formă de pitting, ca urmare a tensiunilor ciclice, create de impactul cu microjeturile cavitaționale;

- pe măsură ce durata cavitației crește, rugozitatea suprafeței rezultată din topire WIG la curentul Is = 200 A este cea mai afectată, arătând că utilizarea acestui regim duce la cea mai scăzută rezistență la uzură;

- cea mai bună rezistență la solicitările de cavitație vibratoare se obține prin retopirea suprafeței cu intensitatea Is = 150 A, evoluția distrugerii ca suprafață și adâncime fiind cea mai avantajoasă. Imaginile macroscopice din Figura 3.19 demonstrează acest fapt, fiind în deplin acord cu rezultatele oferite de curbele specifice de cavitație din figurile 3.16 și 3.17.

- folosirea unui curent de retopire WIG cu intensitatea Is = 100 A duce la o degradare a suprafeței intermediară între celelalte două valori ale intensității curentului;

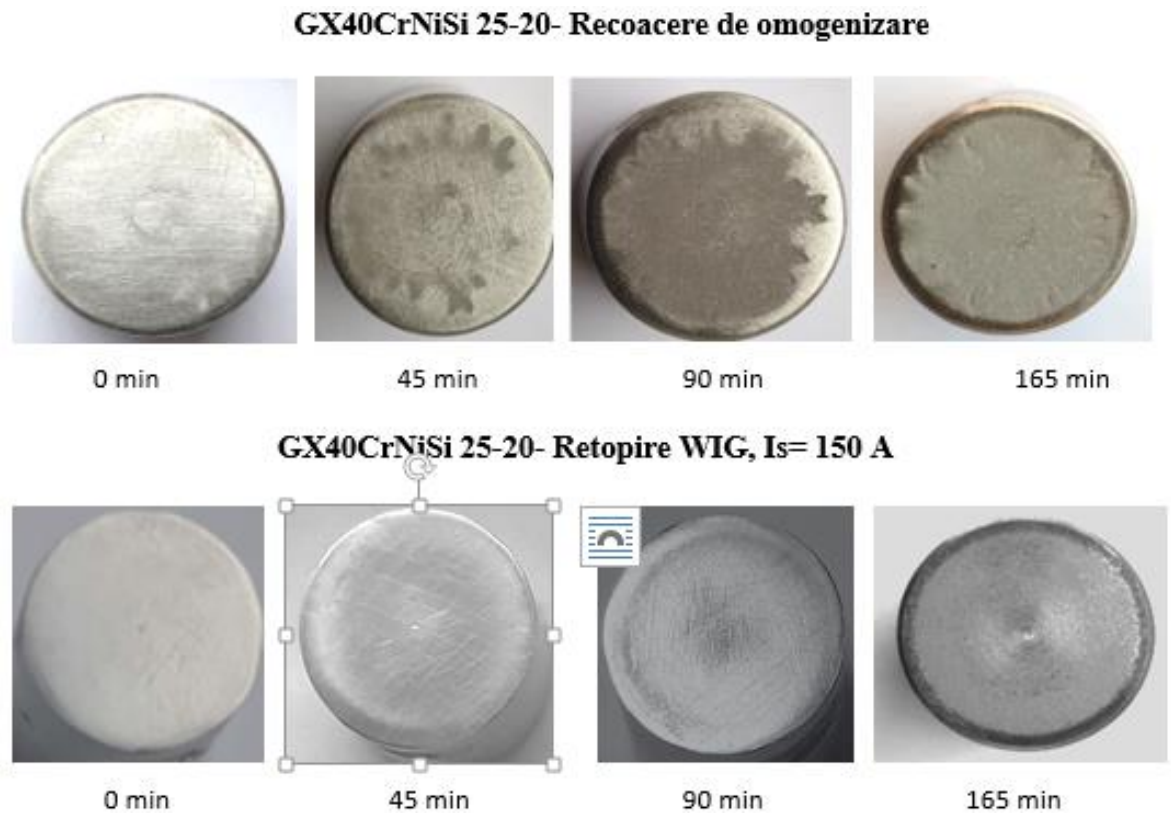


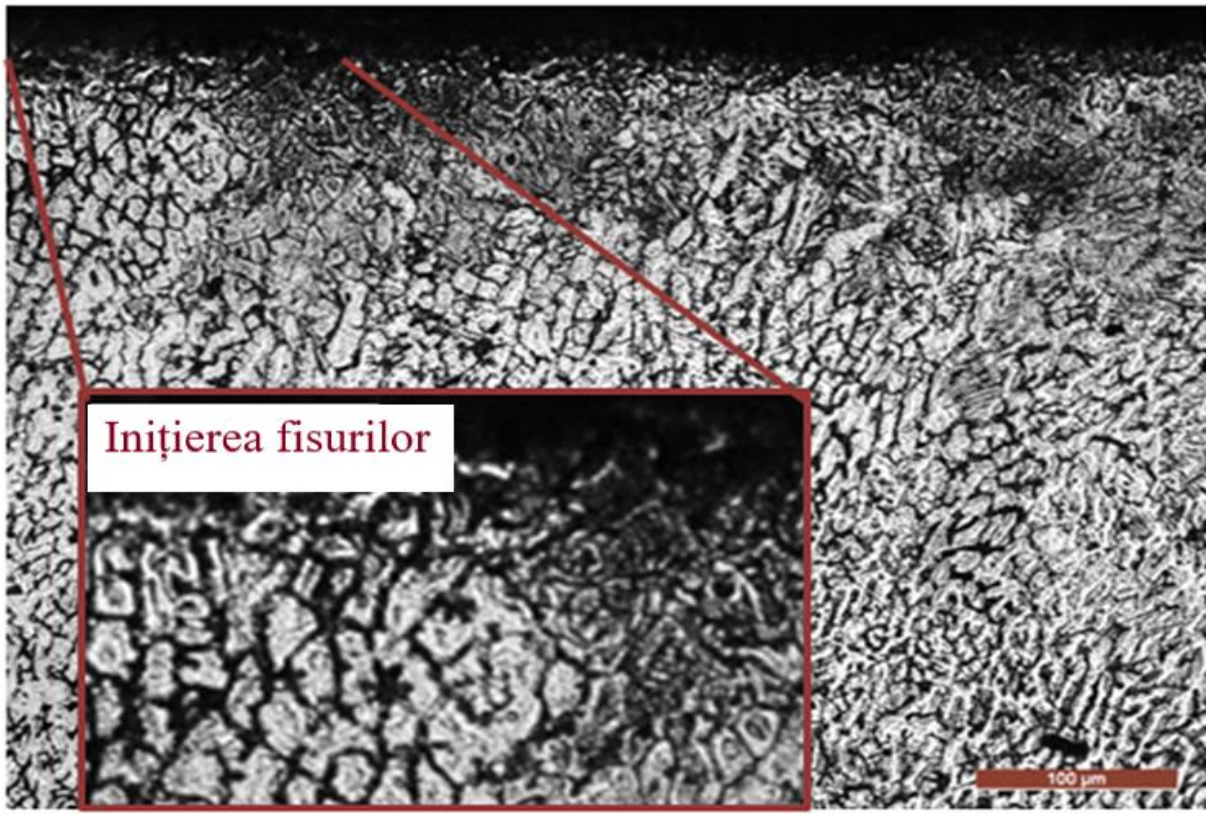
Figura 3.19 Macrografia suprafețelor cavitate la durate variabile de timp, pentru probe aflate în stare de recoacere de omogenizare și probe cu suprafața retopită la Is=150A

Investigarea metalografică a secțiunilor transversale prin straturile retopite WIG și testate la cavitate timp de 165 min. (Figura 3.20 și Figura 3.21) arată că sub acțiunea microjeturilor de

BUPT

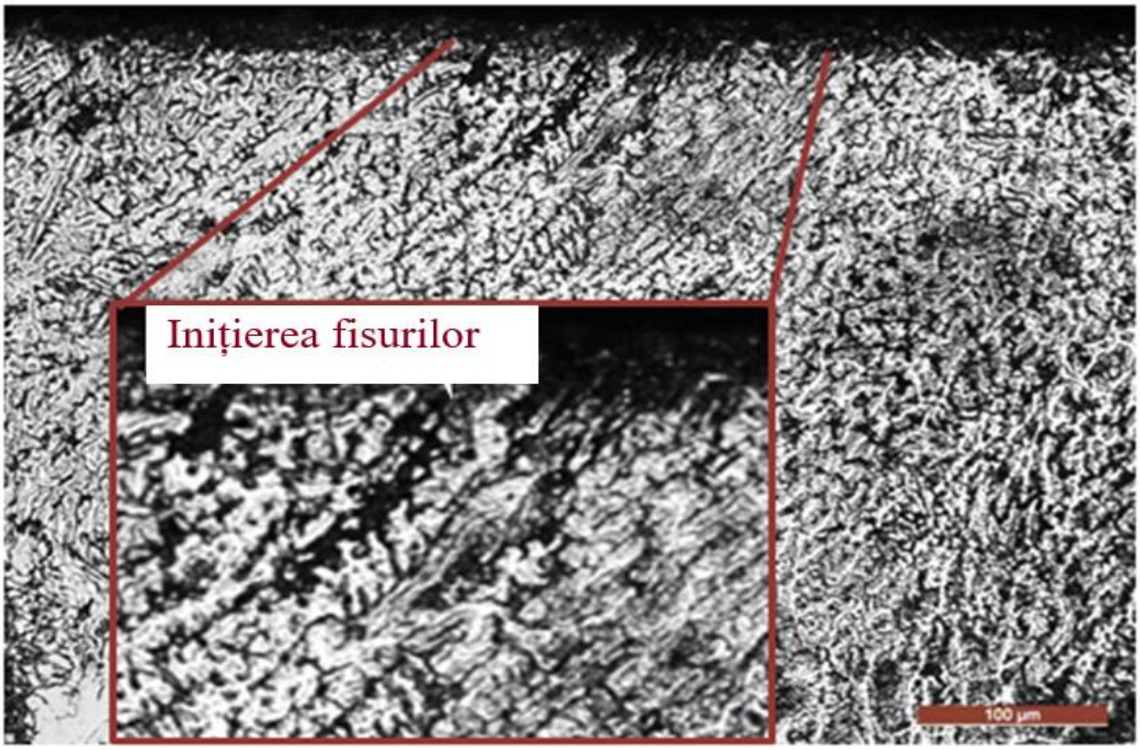
bule, în prima fază se produce o deformare plastică a materialului, după care apar microfisuri, urmate de coalescența acestora și apoi de o pierdere de material. Suprafața prelucrată prin topire la Is = 200 A (E_l = 8880 J/cm) a prezentat o microstructură cu dendrite mai mari (grosime ≈ 1 μm și lungimi mai mari de 8 μm) comparativ cu probele prelucrate la Is = 150 A (E_l = 6300). J/cm) care au prezentat dendrite mai fine. Acest rezultat poate fi justificat prin scăderea vitezei de răcire o dată cu creșterea energiei liniare.

Suprafața topită produsă la Is = 200 A a fost mai mare și s-a răcit mai lent decât la probele procesate la 150 A. Se poate observa și o schimbare parțială de la forma dendritică a matricei soluției solide la o formă aproape globulară, îmbunătățind astfel rezistența eroziunii prin cavitație. Debutul fenomenului de cavitație are loc pe limitele grăunților, prin îndepărtarea particulelor de carburi fragile, după care se constată o extindere a acestui fenomen în interiorul grăunților de austenită. Aceste rezultate sunt confirmate de alte lucrări de cercetare [43][44][46][72] care au arătat că topirea la suprafață a aliajelor metalice determină o creștere a durității și o finisare a microstructurii, ambele contribuind la o mai bună rezistență la eroziunea prin cavitație.



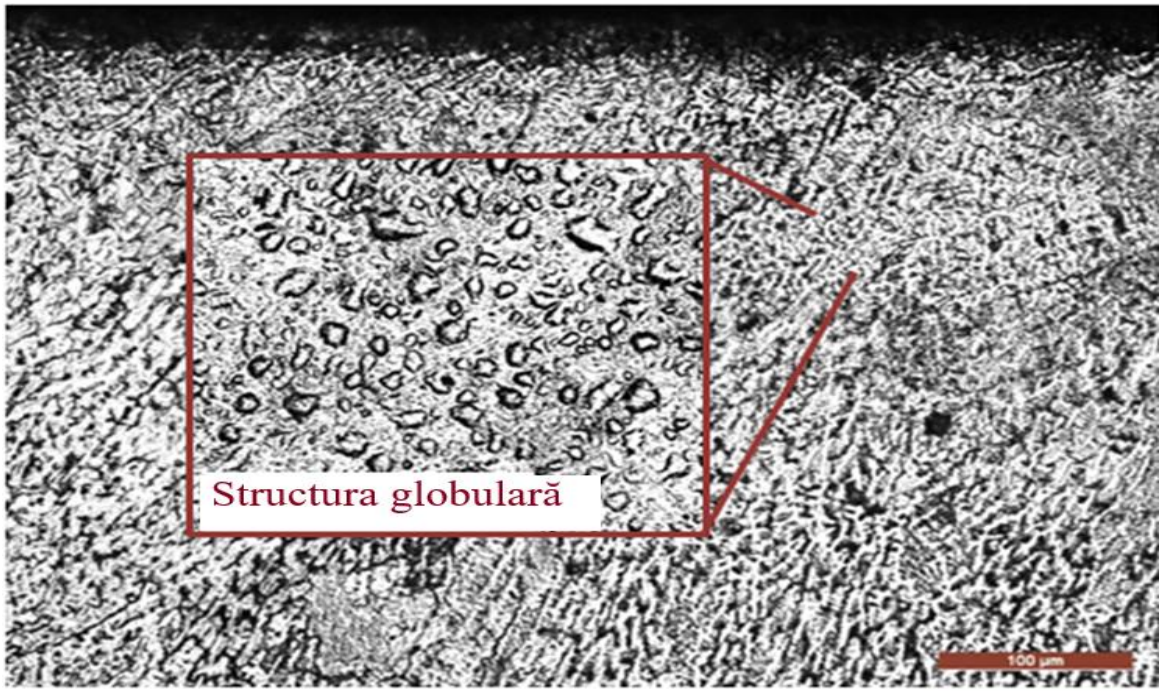
-a- Is = 100A

BUPT



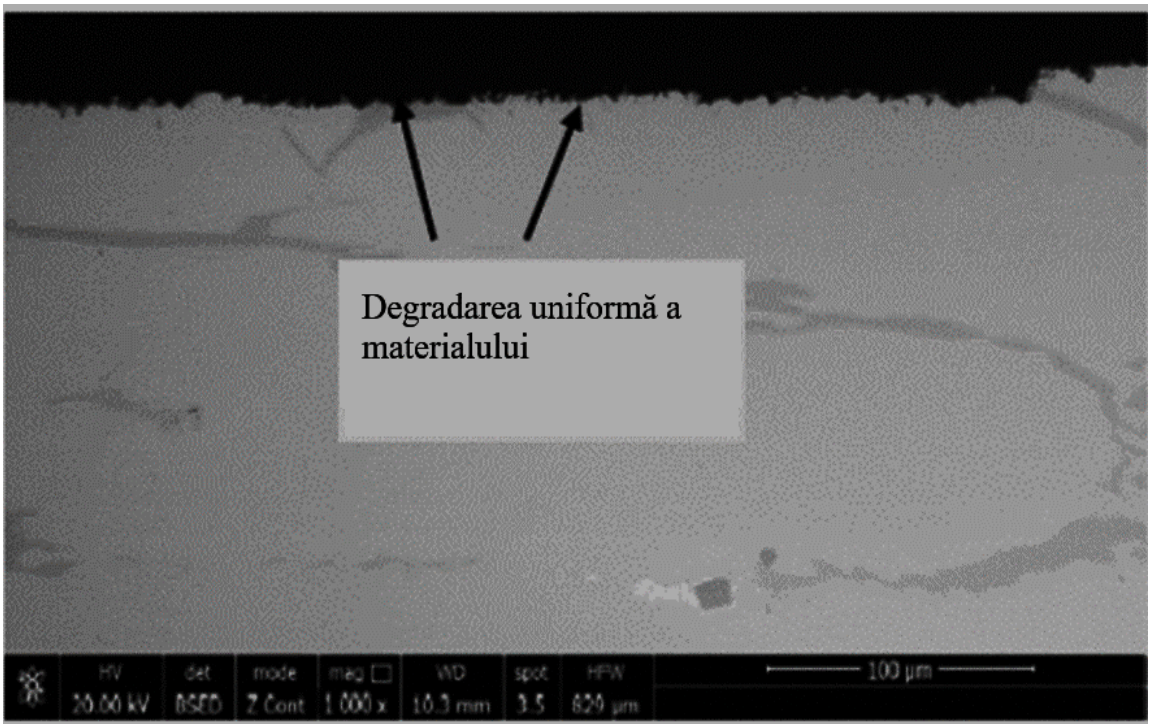
-b- Is = 200A

Figura 3.20 Microscopia optică a secțiunilor prin straturile retopite și testate la eroziunea cavitației 165 min. ; a – Is = 100 A; b – Is = 200 A

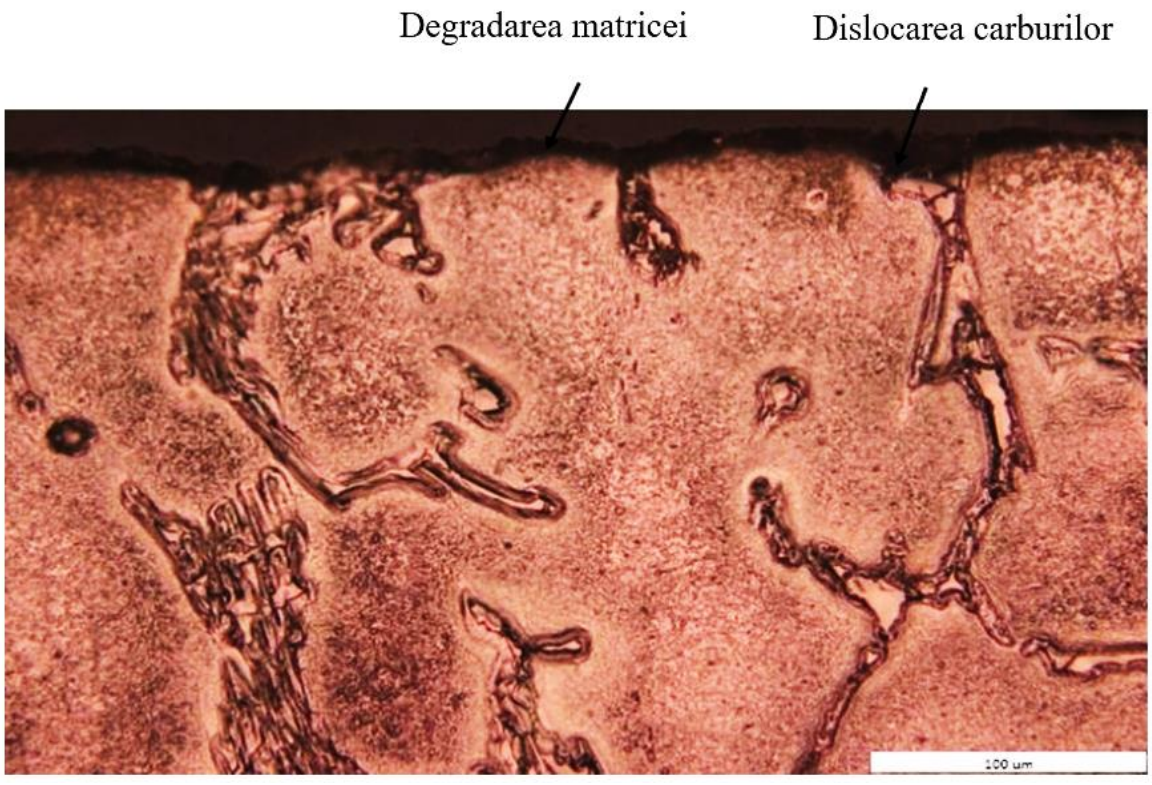


-a-

BUPT



-b-



-c-

Figura 3.21 Microscopia optică și electronică cu baleiaj a secțiunilor prin straturile retopite cu Is = 150 A și testate la eroziunea cavitației 165 min. : a – M.O.; b – SEM x 1000, neatacată chimic; c – SEM x 1000, atac chimic reactiv Villela

BUPT

În contrast, degradarea stratului de suprafață al materialului tratat termic prin recoacere pentru omogenizare este afectat puternic (Figura3.21 b comparată cu Figura3.22)

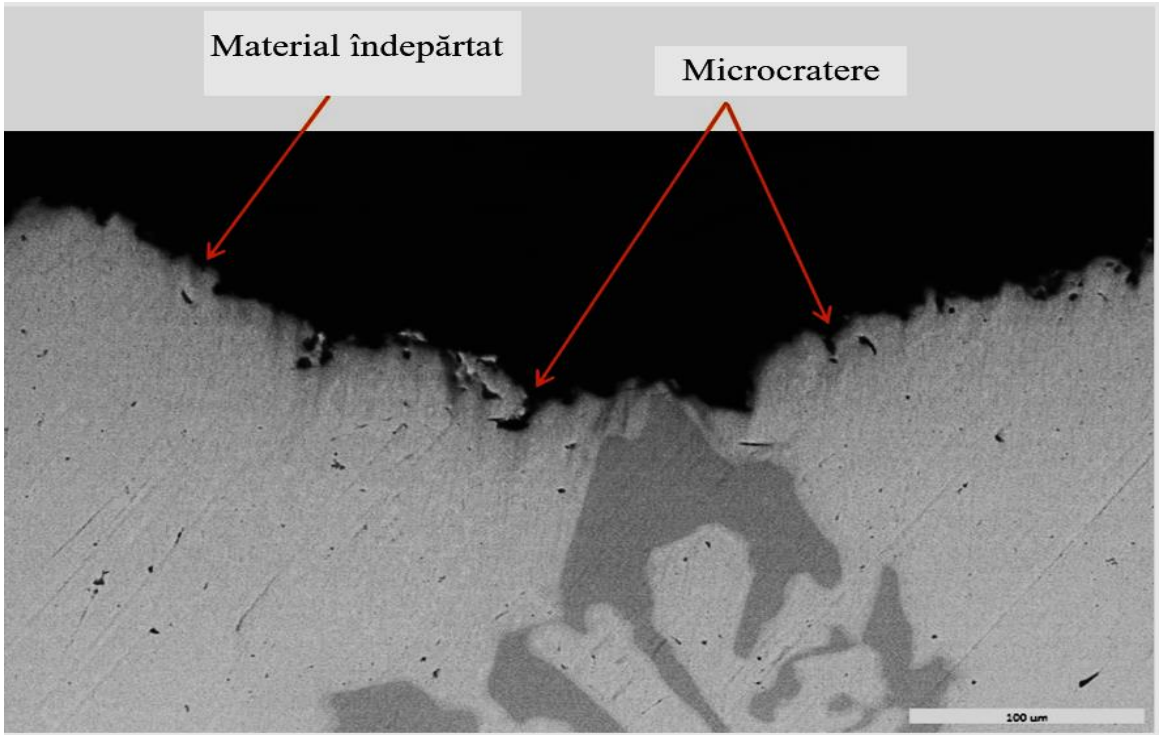


Figura 3.22 Microscopia SEM a unei secțiuni prin materialul de referință

3.7 Analiza de difracție cu raze X

Investigarea prin difracție de raze X a straturilor de 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-Kα (λ = 1.54 Å) la temperatura camerei (Figura 3.23).

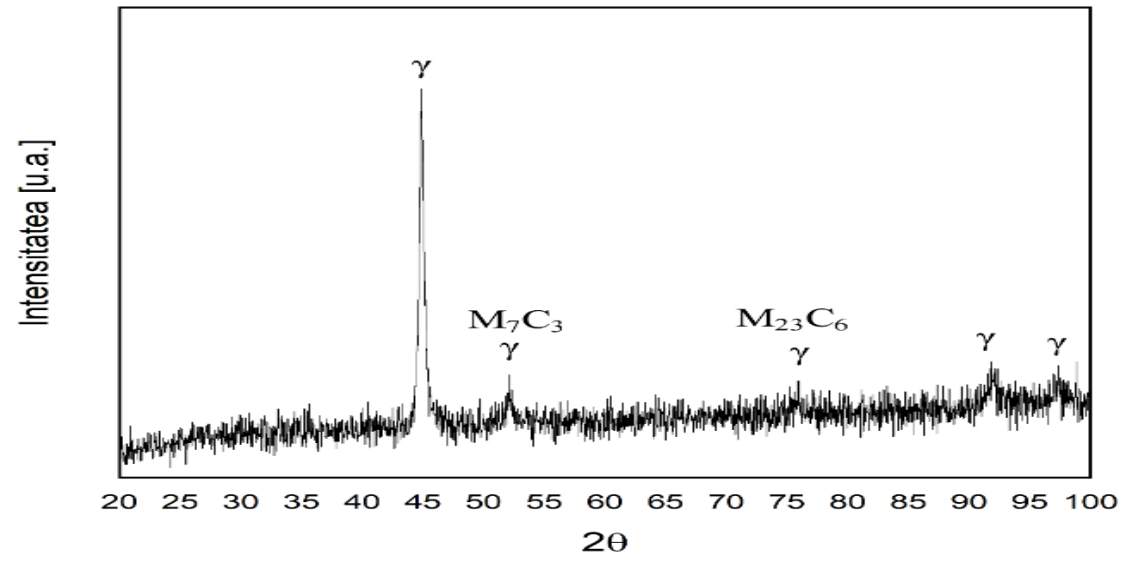


Figura 3.23 Difractometrul de raze X (X'Pert de la firma Philips)

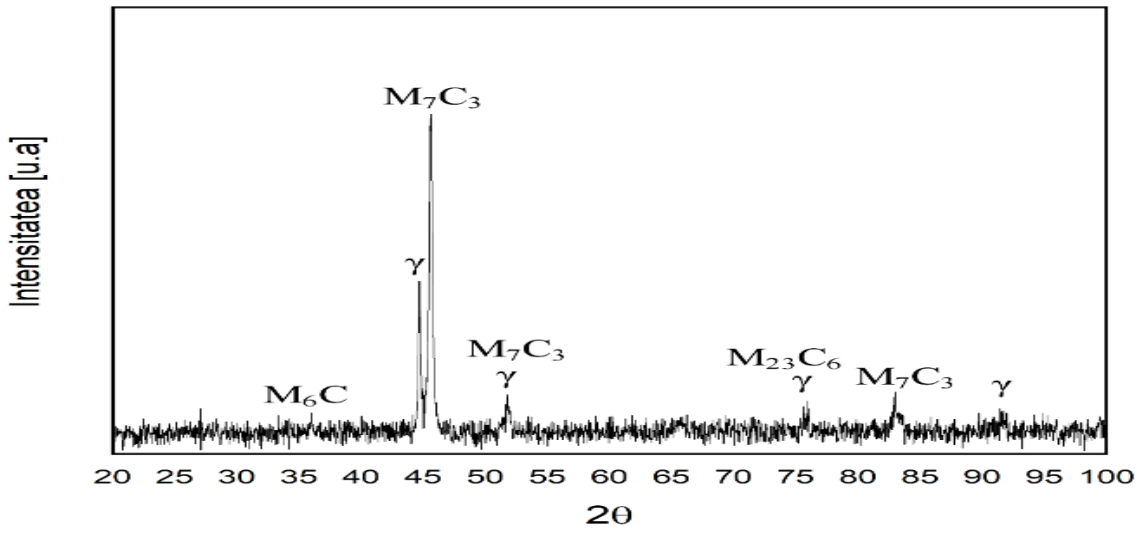
BUPT

Măsurătorile au fost realizate în geometrie 2 theta, în domeniul 20^0-100^0, cu viteza de 1^0/min. S-a operat la tensiunea de 40KV cu un curent de intensitate 30mA. Identificarea cristalografică a fazelor structurale s-a realizat folosind baza de date JCPDS (Joint Committee on Powder Diffraction Standards).

În Figura3.24 se prezintă difractogramele realizate pe materialul de bază, neafectat termic de procesul WIG și pe suprafaţa stratului topit la 150 A.



-a-



-b-

Figura 3.24 Difractogramele materialului de bază (a) şi stratului procesat la Is = 150 A (b)

Prin compararea unghiurilor de poziție ale picurilor de interferență cu cele standard pentru ferită, martensită, austenită și carburi, rezultă că în metalul de bază, neafectat de procesul

BUPT

WIG, faza dominantă este fierul γ, în timp ce în stratul de suprafață topit, alături de fierul γ apar picuri puternice de carburi M_7C_3, $M_{23}C_6$ și chiar M_6C.

Aceste rezultate sunt în concordanță cu investigațiile anterioare efectuate de alți cercetători, care au utilizat fascicule de înaltă energie ca sursă de căldură [69][114].

3.8 Topografia suprafețelor erodate prin cavitație

Examinarea la microscopul electronic cu baleiaj a topografiei suprafețelor testate la cavitație timp de 165 min (Figura 3.25), dovedește faptul că mecanismele de îndepărtare a materialului în timpul eroziunii prin cavitație sunt controlate de un proces de deformare plastică, însoțit de formarea unor trepte de alunecare, caracteristice matricei de soluție solidă γ (austenita), care are o rețea cristalină c.f.c. Ciupiturile prezente în suprafața erodată, îndeosebi pe limitele grăunților de austenită sunt locul fostelor particule de combinații chimice ale elementelor de aliere, fenomenul fiind evidențiat în lucrările lui C.T. Kwok [102] et. al., M. Dular et. al. [50], Niederhofer P. et. al. [132] și. Jaafar Hadi et. al. [88].

Prin coalescența acestor ciupituri, are loc o extindere a ruperii ductile și la matrice, fenomen care conduce la formarea unor cratere mai mult sau mai puțin adânci, în funcție de energia liniară introdusă în materialul retopit

Limitele dintre grăunți sunt mai puțin capabile să absoarbă energia de deformare datorată tensiunilor induse în material ca urmare a stresului cavitațional și în consecință, se erodează mai rapid decât microstructura matricei metalice de bază.

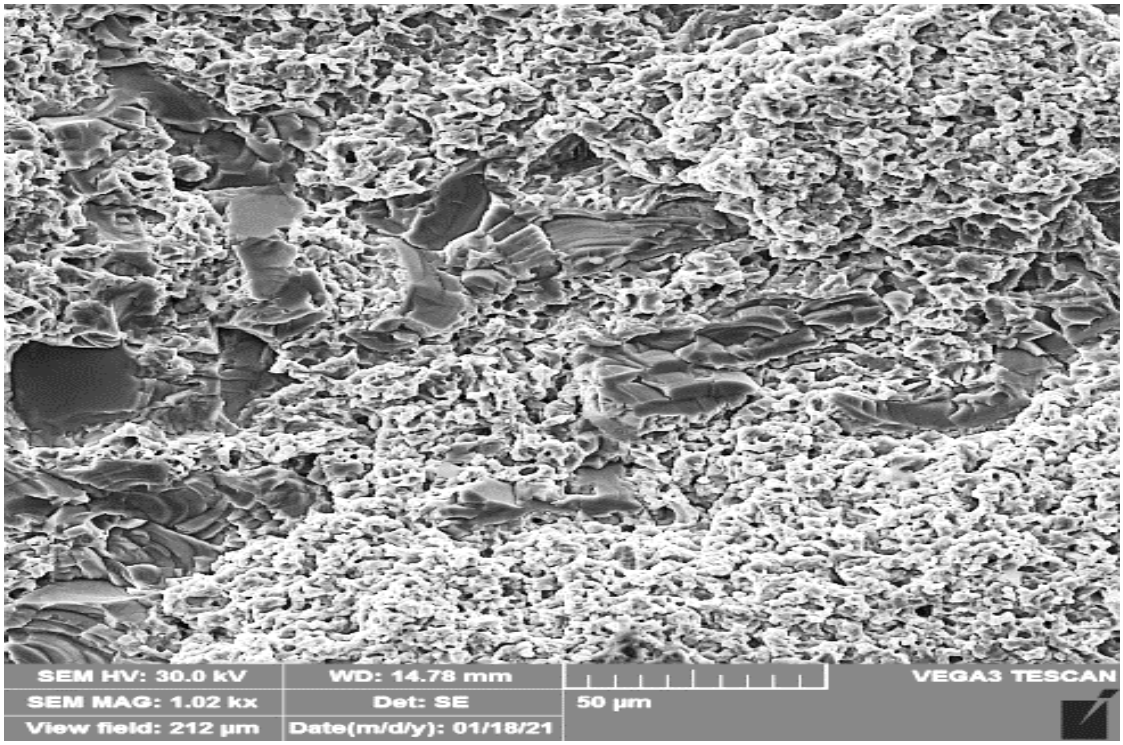
În zonele cu precipitări sub formă de rețea celulară apar chiar smulgeri parțiale sau integrale de grăunți cristalini.

Aceste imagini microfractografice confirmă faptul că suprafața retopită la Is = 150 A, respectiv E_l = 6300 J/cm, are cea mai înaltă rezistență la cavitație, degradarea suprafeței este uniformă, ciupiturile și microcraterele acesteia fiind cele mai fine; adâncimea acestora în zonele fostelor particule de carburi de pe limitele grăunților atinge valori de cca. 15 μm, în timp ce în matricea de austenită adâncimea nu depășește 10 μm, (Figura3.25 b).

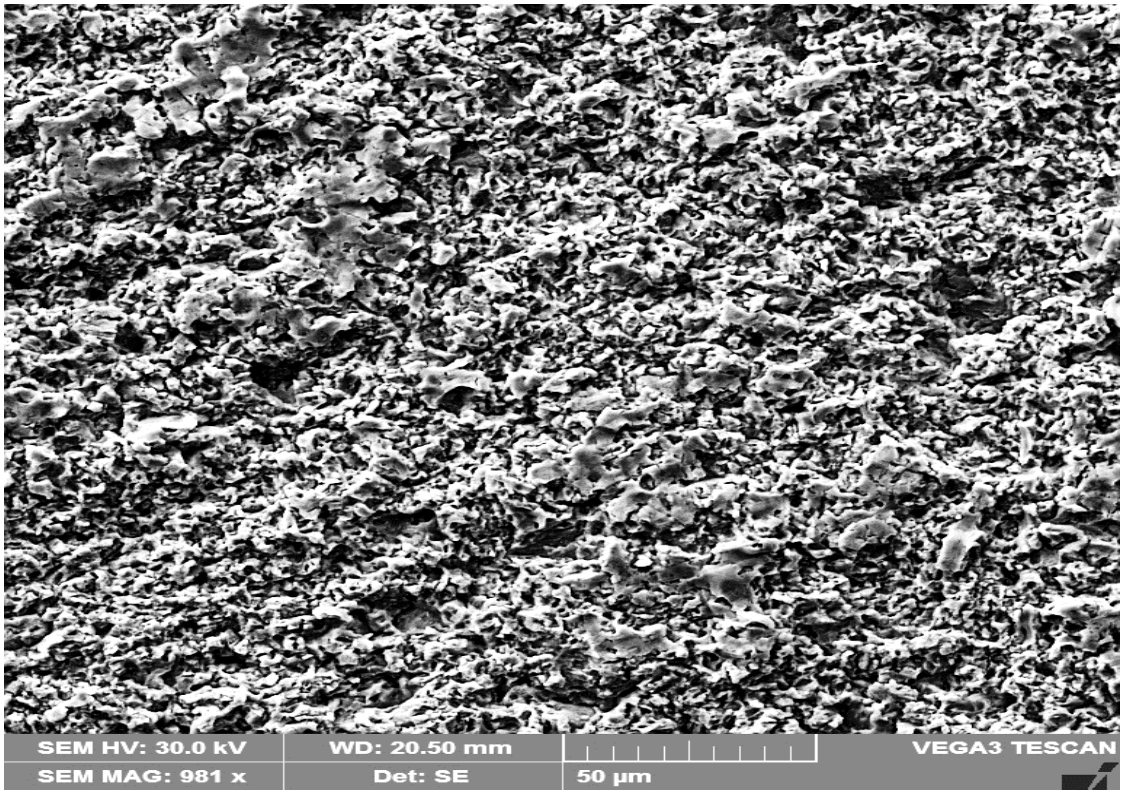
La valori mai mici ale curentului de topire, (Is = 100 A, E_l = 4080 J/cm) ruperile sunt neregulate (Figura 3.25 a), fapt explicabil prin structura mai puțin omogenă a stratului de suprafață. În schimb, la curenți mari, de 200 A, respectiv la energii liniare înalte, de 8880 J/cm, se observă o creștere a dimensiunii microcraterelor, formate în locul foștilor grăunți de austenită (adâncimea maxima a craterelor depășește 24 μm) și o mărire a cantității de carburi secundare, atât în interiorul cât și pe limitele grăunților cristalini (Figura 3.25 c).

BUPT

O granulație mare conduce la o rezistență mai mică la solicitările dinamice prin șoc generate de bulele cavitaționale și implicit la o rezistență mai scăzută la eroziunea prin cavitație.

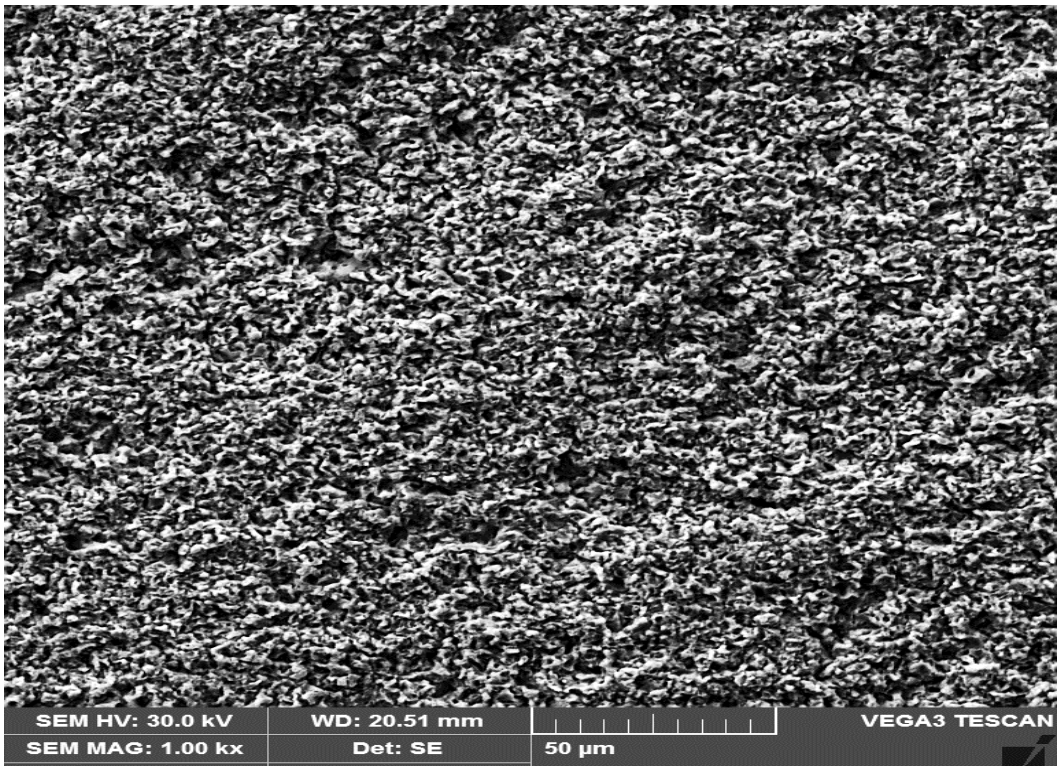


-a-

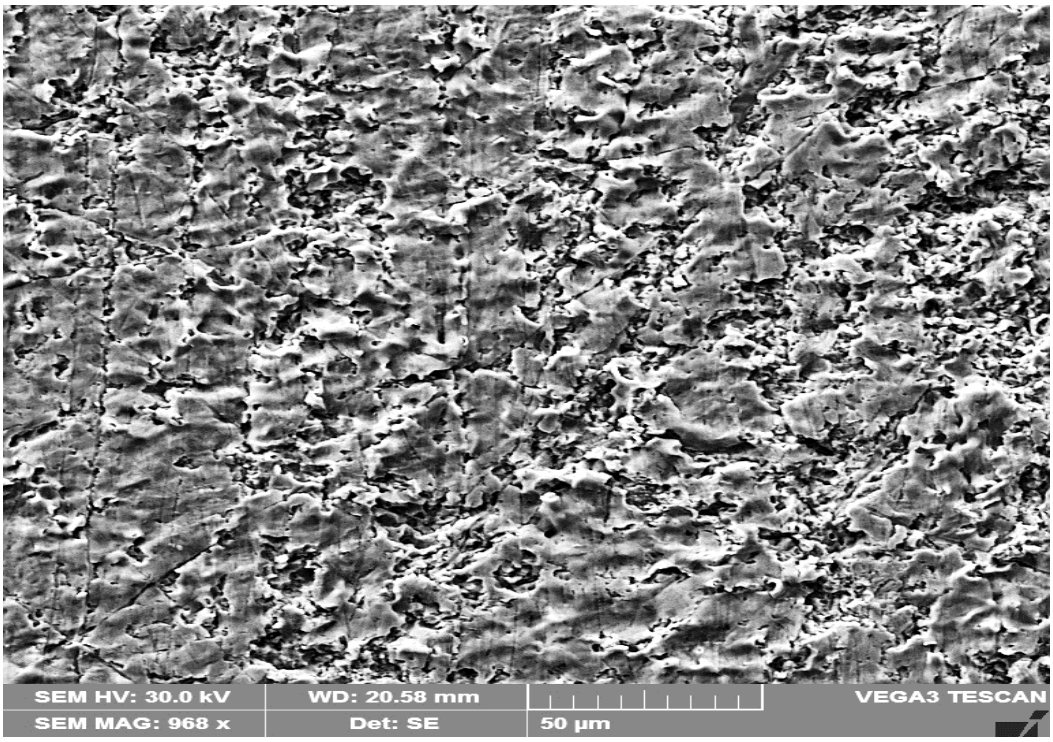


-b- Is = 100 A

BUPT



-c- Is = 150A



-d- Is = 200A

Figura 3.21 Imaginile SEM ale probelor din oțelul GX40CrNiSi25-20 :
a- cu suprafața inițială netopită, b- suprafața retopită WIG la Is =150A, c- Is = 150A, d- Is = 200A

BUPT

3.9 Concluzii

Modificarea suprafeței oțelului înalt aliat GX40CrNiSi25-20 folosind tehnica de retopire WIG la intensități ale curentului de 100–200 A conduce la o îmbunătățire semnificativă a rezistenței la eroziune prin cavitație.

Rezultatele experimentale au demonstrat că pentru valori ale curentului de topire de 150 A, pierderea totală de masă cumulativă (Mtot = 3,78 mg) scade de peste 6 ori comparativ cu starea inițială (fără topire, Mtot = 22,89 mg), iar viteza de eroziune, conform valorii spre care curba v(t) tinde să se stabilizeze, scade de aproximativ 5 ori. Astfel, avem viteza de eroziune, vs = 0,145 mg/min. pentru suprafața inițială netopită și vs = 0,023 mg/min. pentru suprafața topită WIG la Is = 150 A.

Retopirea locală prin procesul WIG a suprafeței probelor din aliajul investigat provoacă o creștere a durității de la valori de cca. 200 – 210 HV la valori de cca. 380 – 390 HV, în funcție de curentul, respectiv energia liniară introdusă în probe. Creșterea durității contribuie semnificativ la îmbunătățirea rezistenței la eroziune prin cavitație.

Suprafața cu cea mai mare rezistență la eroziunea cavitației vibratoare o are cea pentru care intensitatea curentului este de 150 A, respectiv energia liniară este de 6300 J/cm. Sporul de rezistență, comparativ cu celelalte două regimuri, este:

- după valoarea parametrului MDE_{max}, sporul realizat este de 27 % față de regimul cu Is = 100 A (E_l = 4080 J/cm), și de 57% față de structura obținută prin folosirea unui curent Is = 200 A (E_l = 8880 J/cm);
- după valoarea parametrului $MDER_s$, sporul realizat este de 46 % față de structura obținută prin folosirea unui curent Is = 100 A (E_l = 4080 J/cm) și de 66% față de structura obținută prin folosirea unui curent Is = 200 A (E_l = 8880 J/cm);
- comparativ cu starea de recoacere pentru omogenizare, tehnica WIG de modificare a suprafeței provoacă o creștere a rezistentei la solicitările prin cavitație de la 3,86 ori la 6,85 ori după valorile adâncimilor medii cumulate, MDE_{max}, respectiv de la 3,84 ori până la 6,4 ori, după valorile vitezei medii de pătrundere a eroziunii, $MDER_s$.

Analizele de difracție cu raze X au arătat că atât microstructura metalului de bază cât și a stratului retopit de la suprafață este constituită din soluția solidă γ (austenita) și din carburi de tipul M_7C_3, $M_{23}C_6$.

Investigațiile efectuate la microscopul electronic cu baleiaj au demonstrat că urmare a proceselor de oboseală și a efectelor de deformare plastică apărute, s-au inițiat și dezvoltat microfisuri în punctele de contact triplu pe limitele grăunților de soluție solidă γ. În urma

BUPT

coalescenței microfisurilor s-a produs îndepărtarea materialului în cursul eroziunii prin cavitație.

Pentru valori ale energiei liniare de 6300 J/cm, degradarea suprafeței este mai uniformă, adâncimea microcraterelor formate în urma îndepărtării fazelor de combinații chimice de pe limitele grăunților atinge valori de 15 μm, în timp ce în matricea de austenită adâncimea nu depășește 10 μm. În schimb, la valori mai mici ale energiei liniare (4080 J/cm), sau la valori prea ridicate ale acesteia (8880 J/cm), adâncimile maxime ale microcraterelor depășesc 24 μm.

BUPT

Capitolul 4 PARAMETRII DE PROCES, MICROSTRUCTURA ȘI COMPORTAREA LA EROZIUNE PRIN CAVITAȚIE A STRATURILOR DE SUPRAFAȚĂ, RETOPITE LASER DIN OȚEL GX40CRNISI25 – 20

4.1 Introducere

La ora actuală se dezvoltă diverse metode de modificare a suprafeței metalelor și aliajelor metalice pentru creșterea rezistenței la eroziune prin cavitație. Printre acestea se menționează: pulverizarea termică, tratamentul termochimic de nitrurare, încărcarea prin sudare, călirea de suprafață prin inducție sau cu fascicule de înaltă energie, retopirea locală cu arcul electric WIG, etc. [1][17][30][16][54][85][100].

Astfel, Wang Jiewen et al.[172] au dovedit că compozitul cu structură amorfă din aliaje cu bază de Fe depus prin pulverizare HVOF asigură o protecție remarcabilă împotriva eroziunii prin cavitație. Tehnicile de pulverizare termică sunt atractive întrucât pot fabrica acoperiri cu o rată ridicată de depunere și o modificare minoră a proprietăților substratului datorată șocului termic redus ca intensitate al procesului. Cu toate acestea, performanțele straturilor depuse în privința eroziunii cavitației sunt limitate din cauza prezenței porozităților, a adeziunii scăzute la substrat și a microstructurii neomogene [172][177].

Unii autori [59][104][121][141]au arătat că aplicarea tratamentului termochimic de nitrurare atât la Ti cât și la aliajele bifazice ale acestuia (Ti–6Al–4V), a contribuit la o îmbunătățire semnificativă a rezistenței la cavitație. Pe de altă parte, Espitia et al. [104] au găsit unele efecte mai puțin benefice ale nitrurării aplicată oțelurilor inoxidabile cu microstructură martensitică. Aceste efecte divergente ale nitrurării asupra rezistenței la eroziune prin cavitație pot fi datorate mai multor factori, cum sunt microstructura originală a materialului nitrurat, prezența zonei de combinații chimice și tipul de nitruri formate în strat.

Tehnicile de încărcare prin sudare cu arcul electric, [151] deși conduc la îmbunătățirea rezistenței la eroziune prin cavitație, prezintă dezavantajul apariției unor schimbări microstructurale nedorite în materialul substratului care se datorează șocului termic înalt indus în acesta. Din această cauză, de regulă, se impune efectuarea unui tratament termic ulterior operației de sudare.

Variantele tehnologice de tratament al suprafeței cu fascicul laser (retopirea locală, durificarea prin călire martensitică, alierea, etc.) contribuie la îmbunătățirea proprietăților mecanice și a rezistenței la eroziunea cavitației a numeroase aliaje feroase [153 - 164]. Gadag S.P.et al [147], Dube D. et al. [44], au obținut o creștere a rezistenței la eroziunea prin cavitație

BUPT

a fontei cu grafit nodular și a oțelului prin retopirea suprafețelor cu fascicul laser. Kwok și colab.au efectuat cercetări similare privind retopirea locală cu fascicul laser a oțelului inoxidabil și alierea cu laser a suprafețelor diferitelor aliaje [35][100]. Tang C. H, Cheng F.T si Man H.C. au dovedit că prin retopirea laser a suprafeței aliajelor cu bază de Cu se obține o îmbunătățire a rezistenței la eroziunea cavitației [164].

Retopirea locală a suprafeței pieselor folosind fasciculul laser este un proces ecologic, care asigură o legătură metalurgică puternică între stratul modificat și substrat, iar zona influențată termic are o extindere mică.

Obiectivul principal care s-a urmărit în acest capitol vizează creșterea rezistenței la eroziunea cavitației prin obținerea în stratul de suprafață a unei microstructuri cu granulație fină, fără modificarea compoziției chimice a materialului de bază. În timpul procesului de retopire, o parte din energia termică absorbită pătrunde în material, ceea ce are ca rezultat generarea unui gradient ridicat de temperatură între stratul lichid și solidul de bază [17][35][54]. În plus, ca urmare a mișcărilor de convecție se produce o amestecare a metalului lichid. Aceste mișcări sunt generate ca efect al diferenței de temperatură dintre suprafața topită și baza acesteia și datorită gazului de protecție suflat precum și „presiunii" fasciculului laser. După topirea și amestecarea metalului lichid are loc o solidificare rapidă datorită gradientului de temperatură ridicat existent.

Procesul laser de retopire locală a suprafeței oferă avantajul simplității, flexibilității și costurilor rezonabile, în plus modifică microstructura fără a genera un nou material [35][54][95][183].

4.2 Materiale și procedura experimentală

Materialul care face obiectul cercetărilor experimentale efectuate este marca de oţel inoxidabil turnat, simbolizat GX40CrNiSi25-20 (W.1.4848), EN 10295 conform normei europene EN 10088 şi UNS S31803 după ASTM A276.

În Tabelul 4.1 este redată compoziţia chimică nominală a acestui oţel, iar în Tabelul 4.2 sunt arătate valorile caracteristicilor mecanice măsurate la temperatura camerei.

Tabelul 4.1 Compoziţia chimică a oţelului analizat

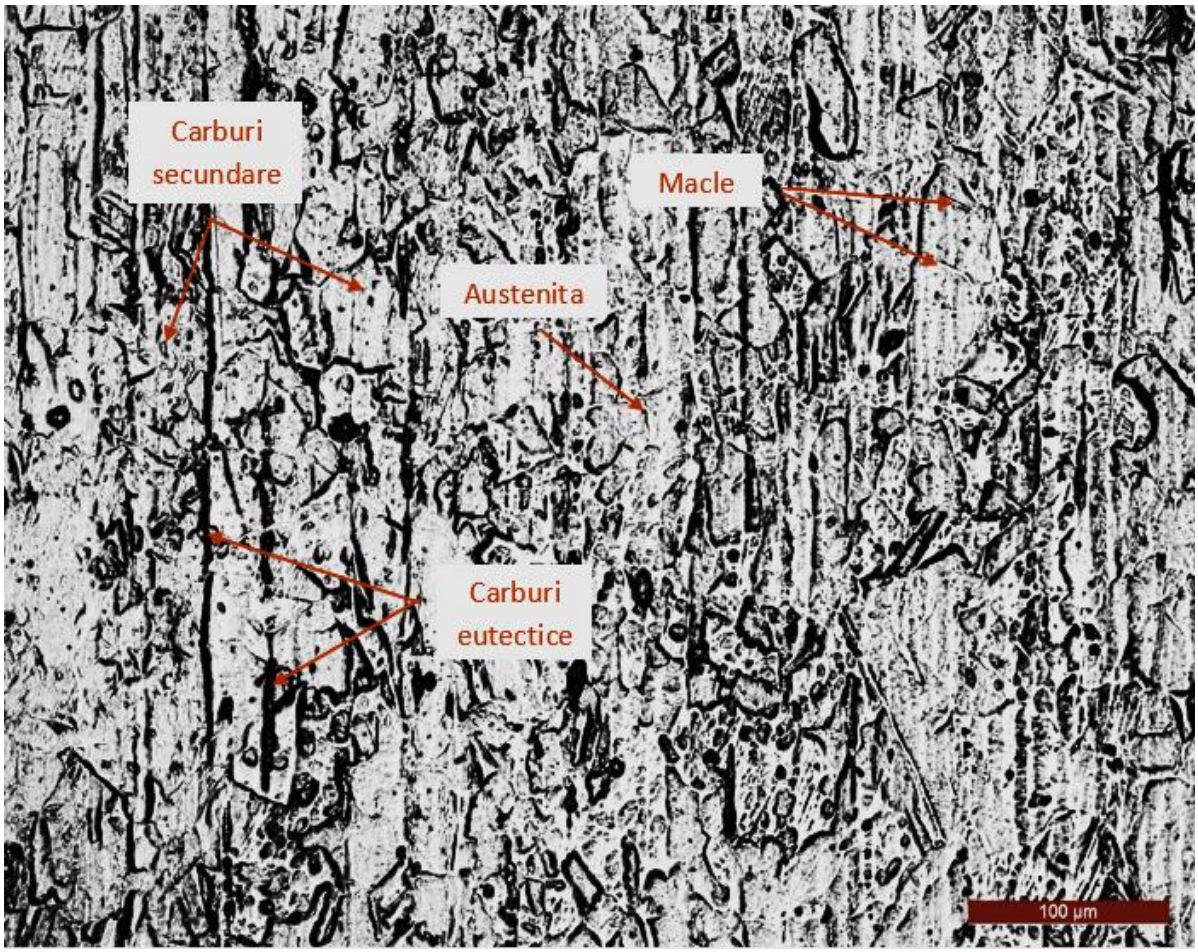
Material	Compoziţia chimică,% masă							
	C	Si	Mn	Cr	Ni	Mo	P	S
GX40CrNiSi25-20	0,38	1,62	1,49	25,20	20,80	0,34	0,031	0,027

BUPT

Tabelul 4.2 Caracteristicile mecanice ale oțelului la temperatura camerei

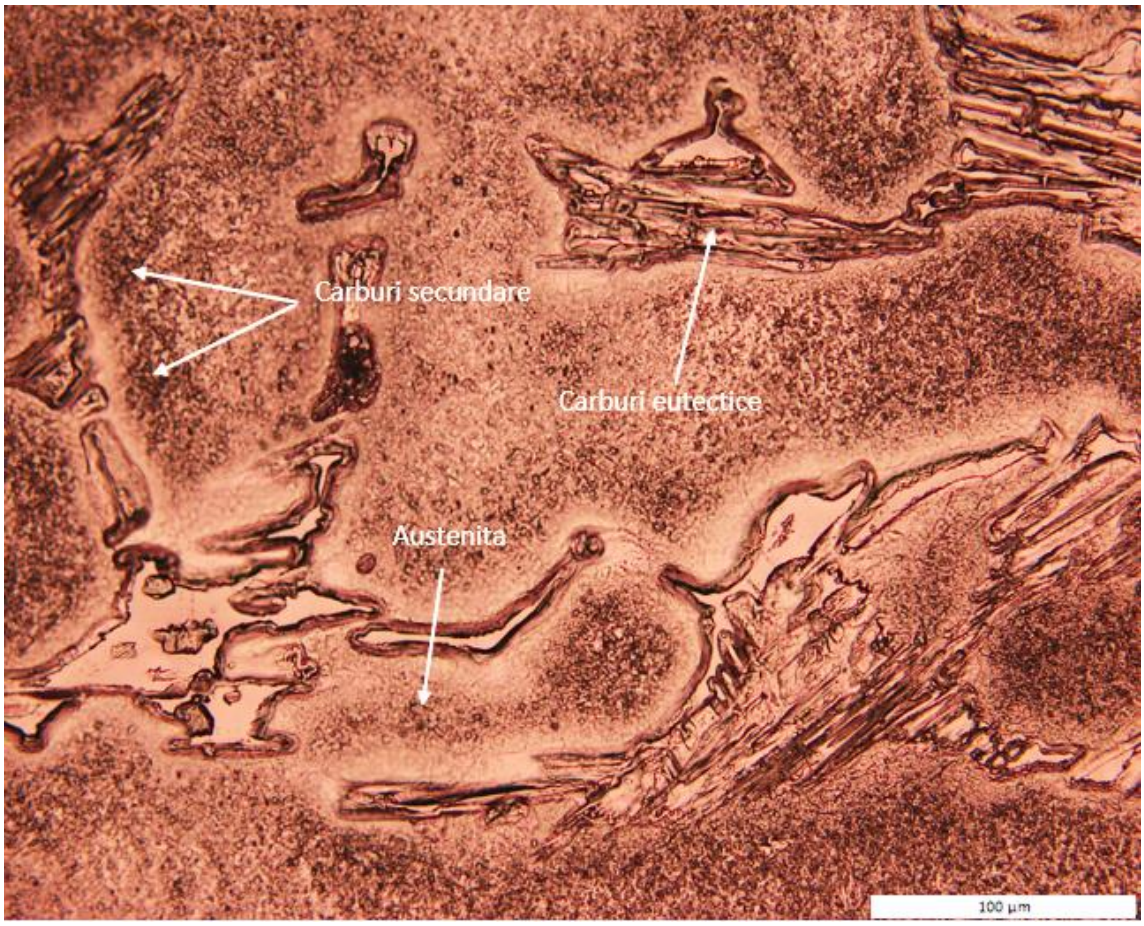
Limita de curgere, $Rp_{0,2}$ [N/mm^2]	Rezistenta la rupere, Rm [N/mm^2]	Alungirea la rupere, A5 [%]	Gâtuirea la rupere, Z [%]	Duritatea, HV [daN/mm^2]
234	452	7,1	36	198

Microstructura oțelului este alcătuită din grăunți de austenită cu macle de recoacere și din carburi eutectice și secundare dispuse pe limitele grăunților și pe direcția fostelor dendrite de solidificare (Figura 4.1 a, b). Aceste observații concordă pe deplin cu rezultatele altor lucrări de cercetare [69][114].



-a-

BUPT



-b-

Figura 4.1 Microstructura oțelului cercetat (atac chimic reactiv Villela) :
-a- MO x 200; -b- SEM x 1500

Blocurile turnate din oțelul GX40CrNiSi25-20 (W.1.4848), EN 10295, au fost debitate cu freze disc și apoi prelucrate prin strunjire în vederea realizării de probe cilindrice,Ø 25 x 40 mm.

Oțelurile înalt aliate turnate în piese sunt caracterizate de neomogenități de ordin chimic ca rezultat al desfășurării cu viteze insuficient de mari a fenomenelor de difuzie a C, P, S și elementelor de aliere în timpul răcirii produselor în formele de turnare. Pentru diminuarea microsegregațiilor intradendritice, probele au fost supuse tratamentului termic de recoacere pentru omogenizare la T = 1100 °C, timp de 8 h, răcire în cuptor cu viteze de 30…50 °C/h până la o temperatură mai mică decât cea a punctului critic inferior Ar_1 și apoi în aer. Ulterior, o parte din acestea au fost retopite local pe suprafața frontală cu un fascicul laser generat de sistemul cu ytterbiu,Yb-YAG (Figura 4.2).

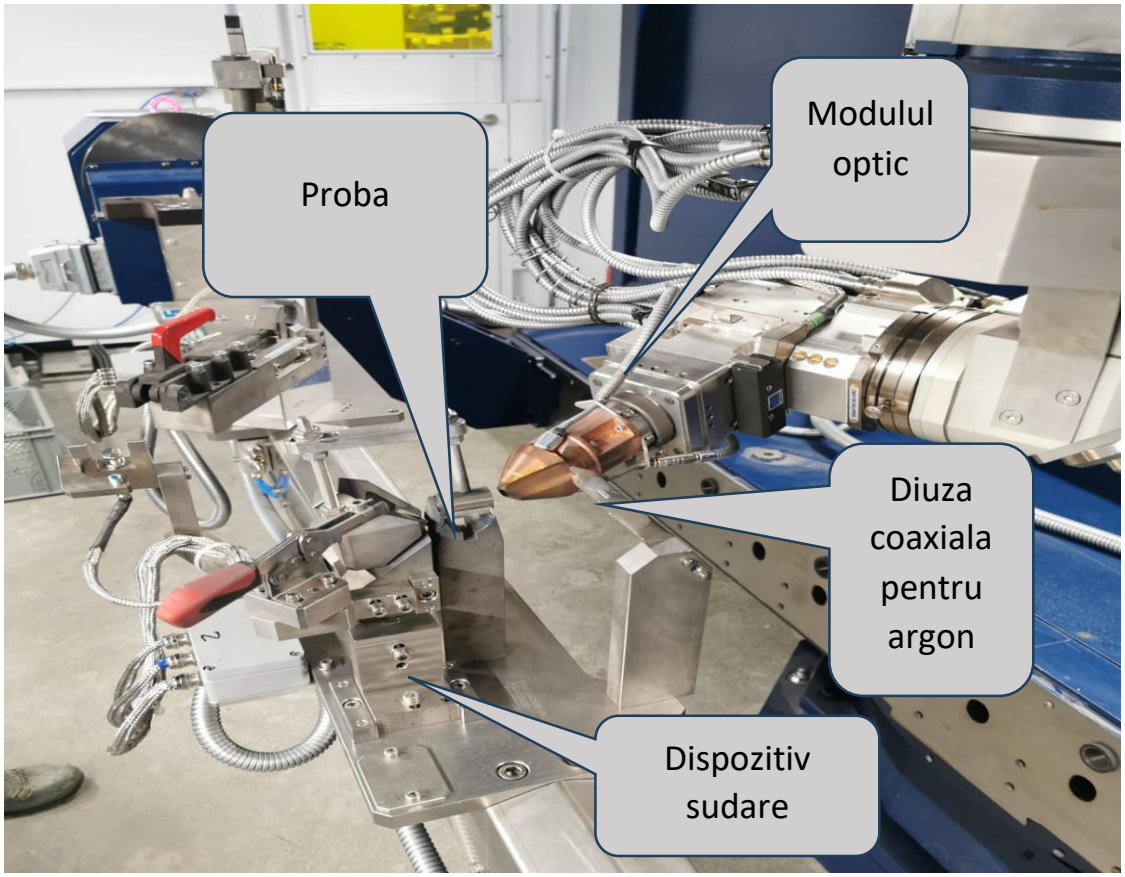
Instalația folosită este de tip Trumpf Trucell 7040, alimentată cu sursa laser Yb-YAG Trudisk 4002 cu un fascicul laser de calitate 8mm*mrad, lungime de undă, 1030 nm. Prin

BUPT

intermediul unei fibre optice de tip Brightline având diametrul de 200 μm, instalația a fost programată pentru această aplicație cu ajutorul softului Trutops pus la dispoziție de firma Trumpf. Modulul optic de proiecție a razei laser pe piesa de prelucrat este montat pe 2 axe liniare comandate numeric și conține la rândul lui 3 oglinzi de colimație, reflexie și focusare dispuse pe încă 2 axe de rotație și una de translație.

Gazul de protecție utilizat a fost argonul, al cărui debit a fost de 10 l/min. Distanța diuză – suprafața probei din materialul de prelucrat a fost de 16 mm. Viteza de avans a fost parametrul variabil, având valorile : 0,8 m/min., 1 m/min., și 1,2 m/min. Lățimea urmelor de material topit a fost de 0.9 – 1 mm, gradul de suprapunere al acestora a fost de 50 %, iar adâncimea lor a fost de 0,4 – 0,6 mm.

O dată cu finalizarea programării și cu fixarea probei în dispozitiv, se declanșează procesul propriu -zis de topire care este complet automatizat. Când modulul optic ajunge în poziția de start se declanșează fasciculul laser cu puterea de 1000 W și frecvența de 5010 Hz într-o proiecție punctiformă, de diametru 1 mm pe proba de prelucrat, unde se înregistrează o densitate a energiei de 1273 W/mm^2.

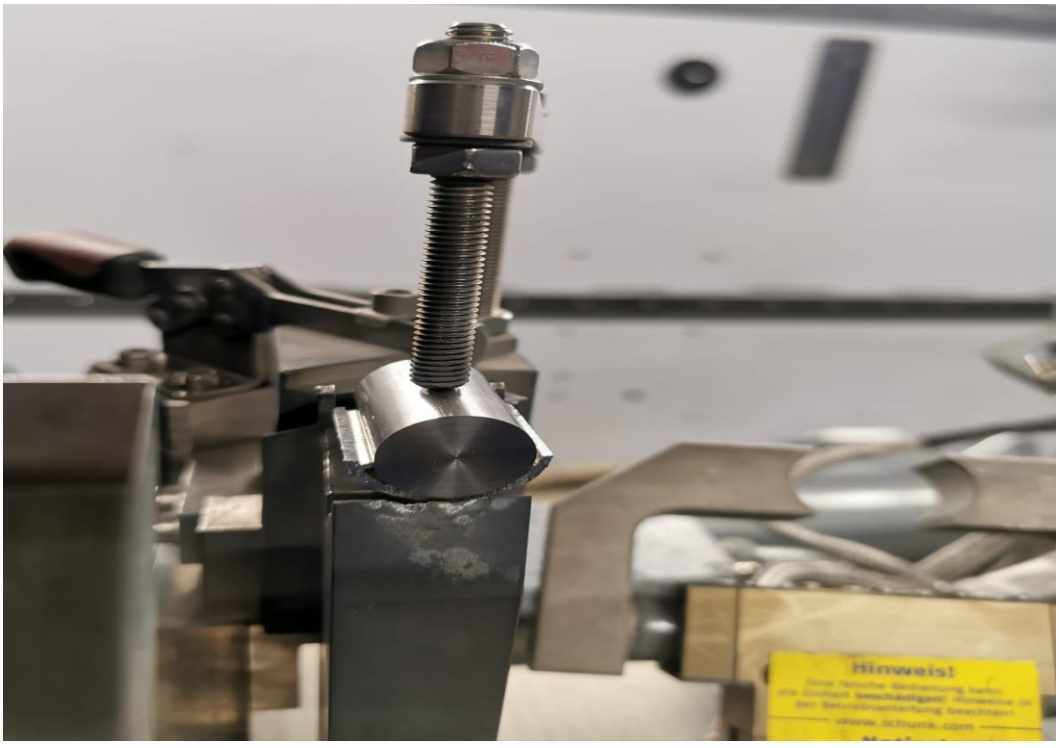


-a

BUPT



-b-



-c-

Figura 4.2 Echipamentul de retopire cu fascicul laser: a - Imaginea de ansamblu; b - detaliu sistem cap laser – proba; c – detaliu fixare probă

BUPT

În urma procesului de retopire locală a suprafeței s-a procedat la prepararea prin așchiere a probelor pentru testele de cavitație. Forma și dimensiunile probelor de cavitație este arătată în Figura 4.3.

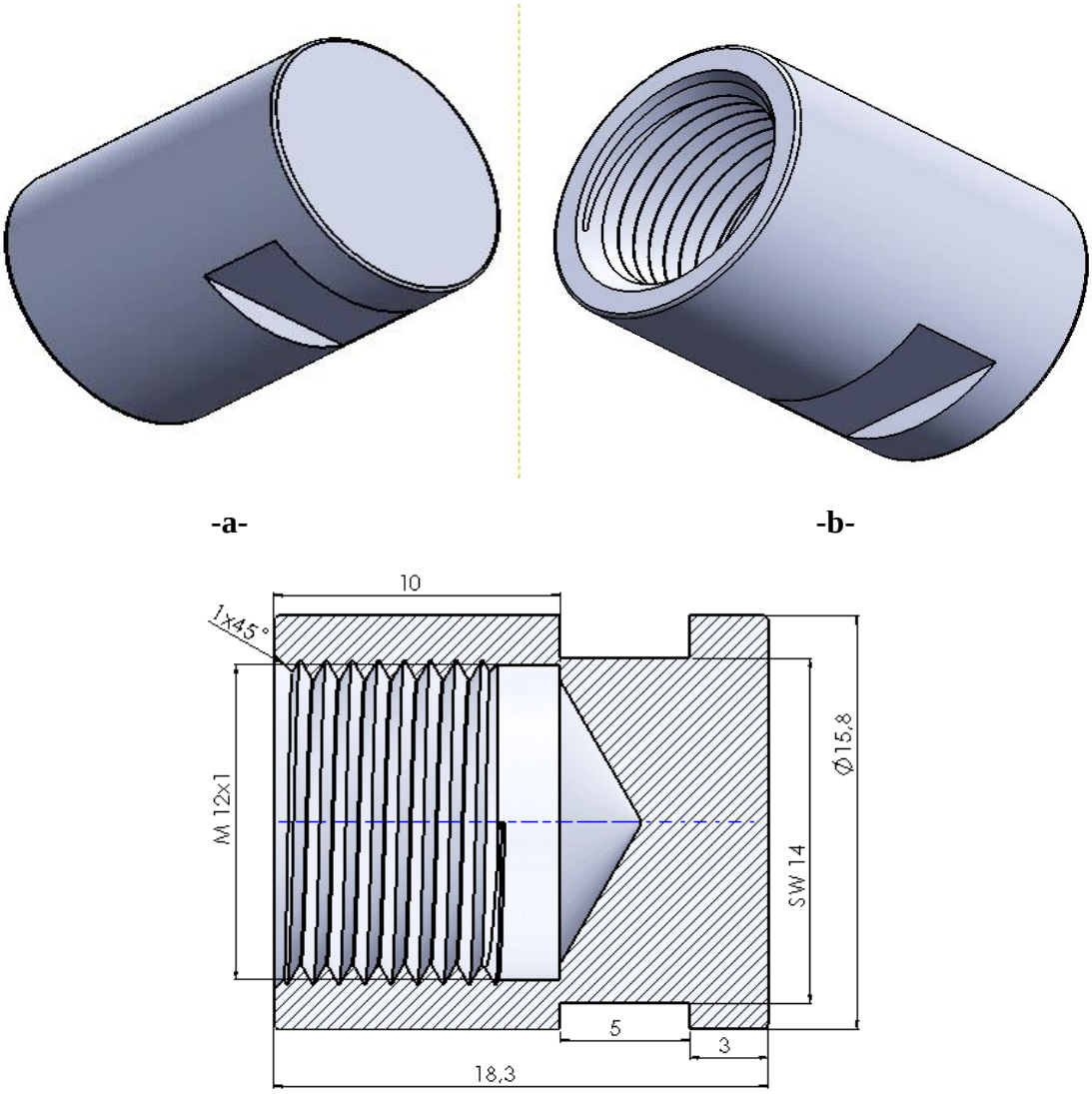
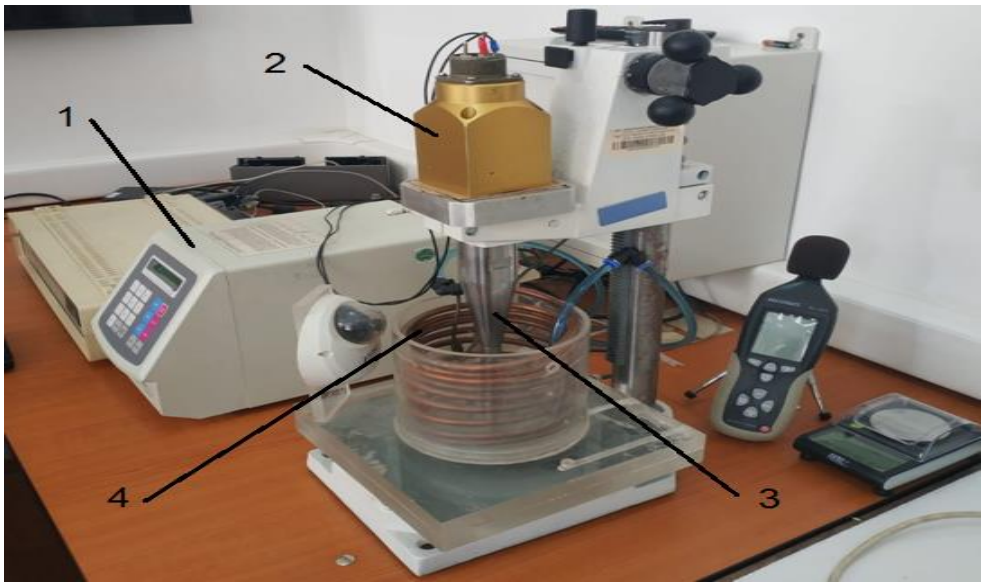


Figura 4.3 Forma şi dimensiunile probelor de cavitaţie: a- suprafața cavitată; b- zona de fixare în sonotrodă; c- secțiune cu dimensiunile probei

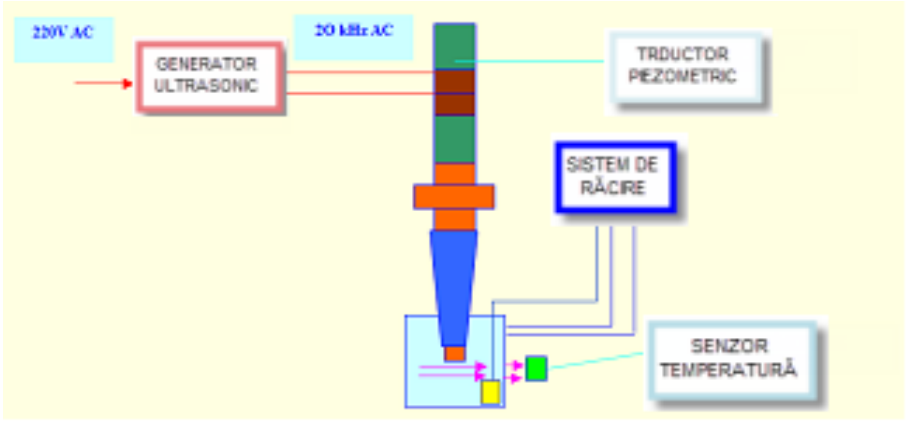
Duritatea pe suprafața retopită a fost măsurată la o sarcină de 50 N și un timp de solicitare de 15 s, utilizând aparatul Vickers HVS -10A1.

Degradarea suprafeţei probelor prin eroziunea cavitaţiei a fost generată în aparatul vibrator cu cristale piezoceramice redat în Figura 4.4. Acesta este condus prin calculator și este dotat cu soft de control automat al parametrilor funcționali care determină procesul hidrodinamic de cavitație.

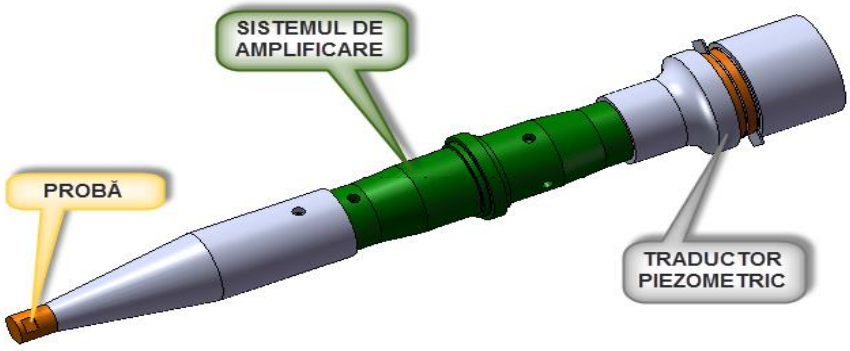
BUPT



-a-



-b-



-c-

Figura 4.4 Aparatul vibrator cu cristale piezoceramice: a) vedere de ansamblu a aparatului cu sistemul de conducere prin calculator : 1- generator electronic ultrasunete (500W/20 kHz), 2- transductor piezoceramic (20 kHz), 3- sistem mecanic de amplificare (sonotroda), 4- serpentină răcire ; b) schema funcțională a aparatului vibrator cu cristale piezoceramice; c) sistemul mecanic de vibrație (transductorul piezoceramic cu sistemul de amplificare amplitudine (booster, sonotrodă și proba de cavitație)

BUPT

Pentru fiecare regim de retopire locală a suprafeței s-au testat câte trei probe și pe toată durata cercetării, parametrii funcţionali ai aparatului au fost menţinuţi la valorile de proiectare, care au fost prescrise de standardul ASTM G32 – 2016 [13].

Parametrii de lucru ai aparatului au fost:

- puterea instalată: 500 W;
- frecvenţa vibraţiilor: 20 kHz;
- amplitudinea vibraţiilor: 50 μm ;
- tensiunea de alimentare: 220 V / 50 Hz;
- lichidul de lucru: apă din reţeaua publică;
- temperatura lichidului de lucru: 22±1°C.

Înainte de începerea experimentului de cavitaţie, suprafețele de atac (frontale) au fost lustruite la o rugozitate Rz = 0,2÷0,8 μm folosind un aparat Buehler Phoenix Beta.

Conform cutumei laboratorului de la Universitatea Politehnica Timișoara, durata totală de atac cavitaţional a fost de 165 minute, divizată în câte o perioadă de 5 şi 10 minute şi 10 perioade de 15 minute fiecare. La sfârșitul fiecărei perioade de testare, suprafețele erodate prin cavitaţie, au fost spălate într-un curent de apă potabilă, de la rețeaua publică și în acetonă, apoi uscate în jet de aer cald și cântărite la o balanța analitică cu precizie de 10^{-5}g, tip Zatklady Mechaniki Precyzyjnej WP 1. Pierderile masice au fost convertite în adâncimea medie de pătrundere a eroziunii, MDE și viteza de eroziune, MDER. Curbele de mediere a valorilor experimentale sunt definite de relațiile [25] :

$$MDE\,(t) = A \cdot t \cdot (1 - e^{-B \cdot t}) \tag{7}$$

$$MDER(t) = A \cdot (1 - e^{-B \cdot t}) + A \cdot B \cdot t \cdot e^{-B \cdot t} \tag{8}$$

unde semnificațiile parametrilor statistici A și B au fost precizate anterior

Ca și antyerior, atât la durate intermediare de atac cât şi la finalul celor 165 minute, la o parte din suprafeţele degradate s-a cercetat topografia suprafeţei utilizând stereomicroscopul optic OLIMPUS SYX7 şi microscopul electronic cu baleiaj TESCAN VEGA 3 LMU Bruker EDX Quantax.

Ulterior, probele au fost secţionate longitudinal şi pregătite metalografic în vederea examinării atât la microscopul optic Leica DM 2700 M cât şi la microscopul electronic cu baleiaj, a stratului marginal în care se amorsează şi se propagă fisurile de eroziune prin cavitaţie.

BUPT

4.3 Evaluarea și interpretarea rezultatelor experimentale

4.3.1 Încercări de duritate

Suprafețele retopite cu cele 3 valori ale vitezei de avans au fost prelucrate prin operațiile de șlefuire - lustruire și apoi supuse măsurătorilor de duritate (între 8 și 10 puncte de măsurare). Histograma valorilor de duritate ale acestora precum și a celor efectuate pe materialul de referință este redată în Figura 4.5.

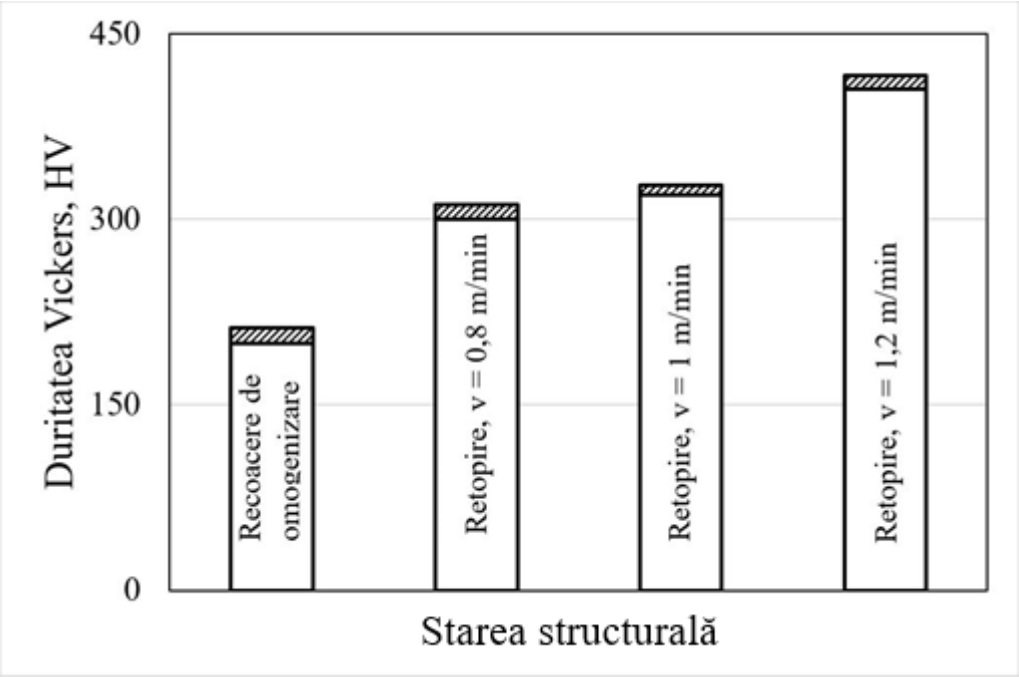


Figura 4.5 Histograma durității materialului de bază și a probelor retopite local Yb -YAG

Din analiza acestor date se constată că procesul laser Yb-YAG de modificare fizică a suprafeței se manifestă prin creșterea semnificativă a durității materialului comparativ cu starea structurală specifică tratamentului termic de recoacere pentru omogenizare. Astfel, dacă în stare recoaptă valorile durității sunt de cca. 210 HV, după retopirea laser se ating valori de până la cca. 400 HV. Pentru viteze de avans de 0,8 m/min. și de 1 m/min. creșterea de duritate a suprafeței este mai puțin pronunțată (atinge valori ceva mai mici, de 310 – 330 HV), explicabile prin transformările microstructurale generate de modificarea valorii temperaturii efective de solidificare, respectiv a gradului de subrăcire. Folosirea unor viteze de avans de peste 1,2 m/min. a condus la obținerea unor urme alternante de material topit și netopit, astfel că scopul urmărit nu a putut fi atins.

BUPT

Sporul de duritate de 50%.…100% prin aplicarea acestei tehnici de durificare a suprafeței va contribui la îmbunătățirea rezistenței la eroziune prin cavitație a acestui oțel înalt aliat turnat în piese.

4.3.2 Curbele specifice şi parametrii caracteristici ai eroziunii prin cavitație

În Figura 6 și 7 sunt prezentate rezultatele testelor de cavitație prin valorile experimentale (punctele de culoare albastru, roz și verde) ale seturilor de câte trei probe pentru fiecare stare structurală și curbele specifice de mediere, care redau variațiile adâncimii medii cumulate de eroziune MDE(t) și a vitezei acesteia MDER(t) în funcție de timpul de atac al cavitației.

Pentru certificarea acurateței derulării experimentului, în Figura 4.6 s-a delimitat, superior și inferior, intervalul de toleranță, respectiv domeniul benzii de dispersie a punctelor experimentale, calculate cu programul Mathcad. Relațiile statistice utilizate au formele:

- ecuația curbei de regresie polinomială, (relația 1)
- eroarea standard de estimare:

$$\sigma_{MDE} = \left[\frac{\sum_{i=0}^{12} \left(MDE_i - MDE(t)_i \right)^2}{n-1} \right]^{\frac{1}{2}} \tag{9}$$

unde:

-$MDE(t)_i$ - este adâncimea medie de pătrundere a eroziunii definită de curba de mediere (rel.1) la timpul t_i;

-MDE_i - este valoarea experimentală medie a valorilor obținute prin experiment la timpul t_i;

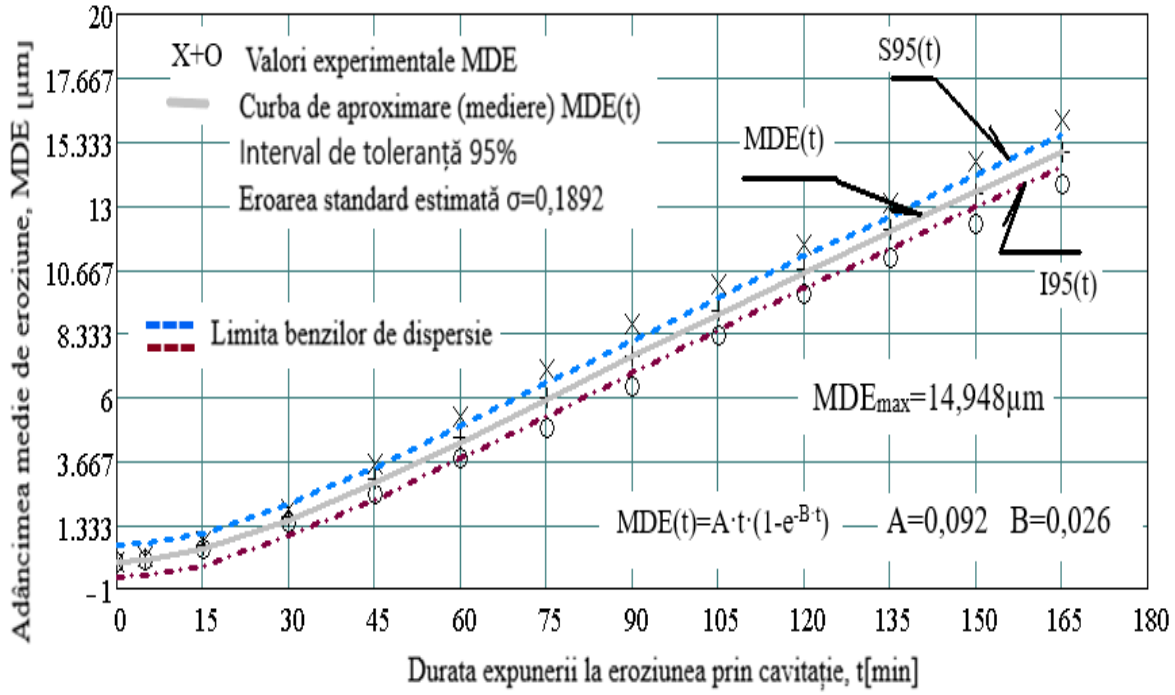
$$MDE_i = \sum_{i=1}^{12} \left(\frac{4 \cdot \Delta m_i}{\rho \cdot \pi \cdot d_p^2} \right) \tag{10}$$

unde: Δm_i – este masa de material pierdută de proba testată în intervalul de timp aferent perioadei intermediare ”i” care se finalizează la timpul cumulat t_i (exemplu: pentru i = 0, t_0 = 0, pentru i =1 durata este t_1 = 5 min, pentru i =2 durata este t_2 = 15 min, iar de la i =3 și până la i = 12 durata t_i crește cu câte 15 minute).

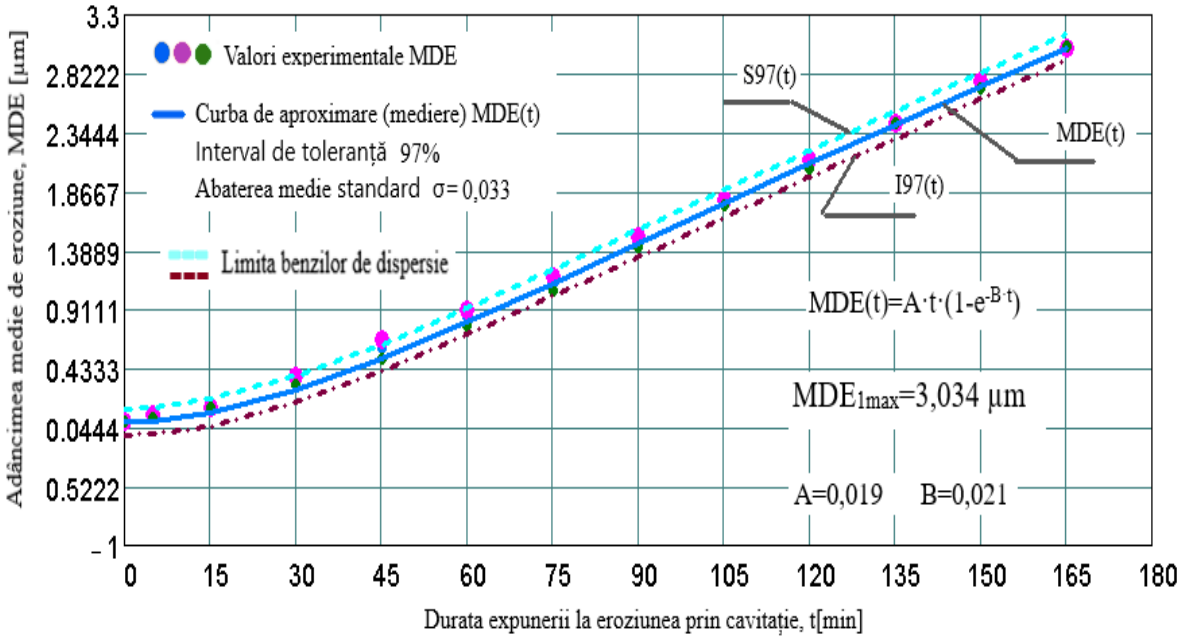
Dispersiile valorilor experimentale, față de curbele de mediere și aflate în intervalele de toleranță, sunt expresia acurateței derulării testelor de cavitație pe fiecare set de câte trei probe, indiferent de starea acestora. Valorile abaterilor standard σ (0,025…0,1892) arată că testul a

BUPT

fost condus corect, etapele procedurale au fost respectate, iar parametrii aparatului vibrator, care au determinat intensitatatea distructivă a cavitației, au fost bine controlați.

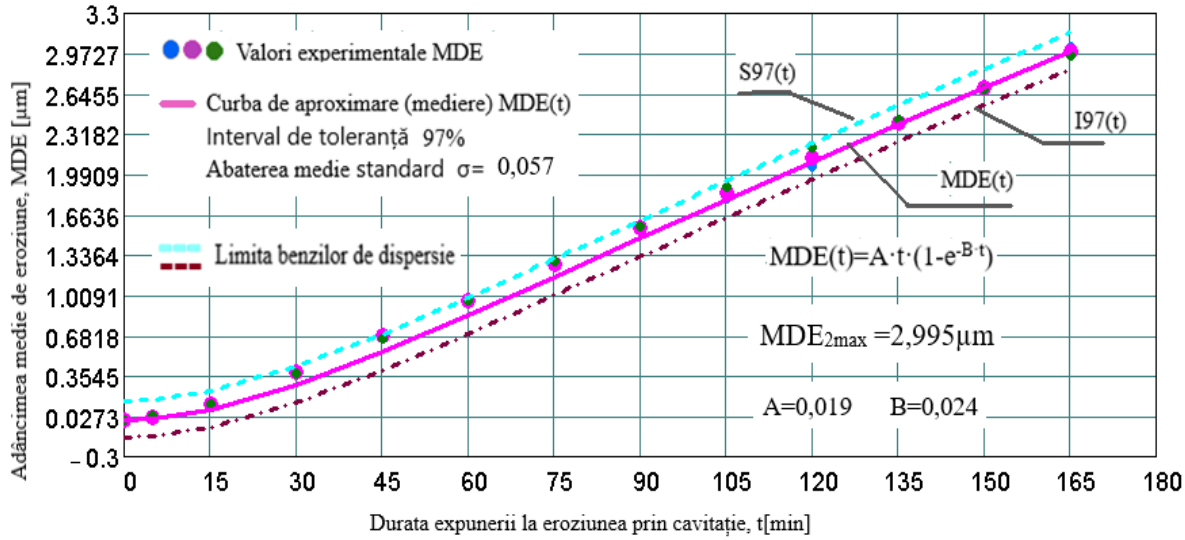


-a- stare inițială de recoacere

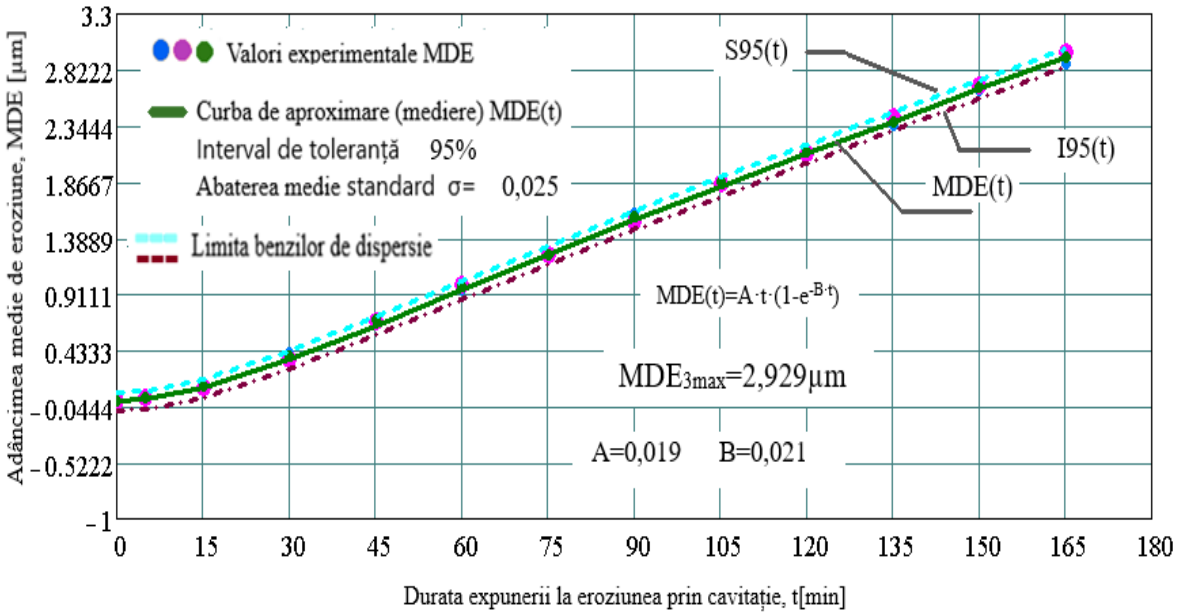


-b- stare retopită laser la viteza v = 0,8m/min

BUPT



-c- stare retopită laser la viteza v = 1 m/min



-d- stare retopită laser la viteza v = 1,2 m/min

Figura 4.6 Variația adâncimii eroziunii medii cumulate cu durata solicitării la cavitație

Datele prezentate în diagramele din Figura 4.6 reliefează următoarele aspecte:

• acuratețea înaltă a derulării măsurătorilor efectuate pe seturile de câte trei probe, indiferent de starea structurală a acestora, este reflectată de valorile abaterilor standard σ (0,025…0,1892) și de banda de dispersie a valorilor corespunzătoare unor intervale de toleranță de (95-97) %;

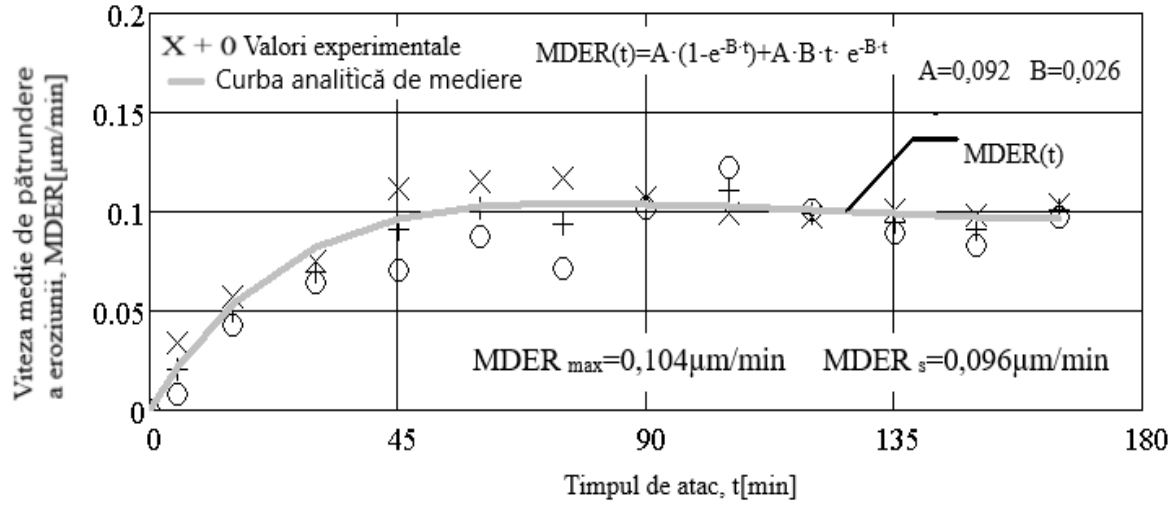
• testul a fost condus corect, etapele procedurale au fost respectate, iar parametrii aparatului vibrator, care au determinat intensitatea distructivă a cavitației, au fost bine controlați pe toată perioada experimentului;

BUPT

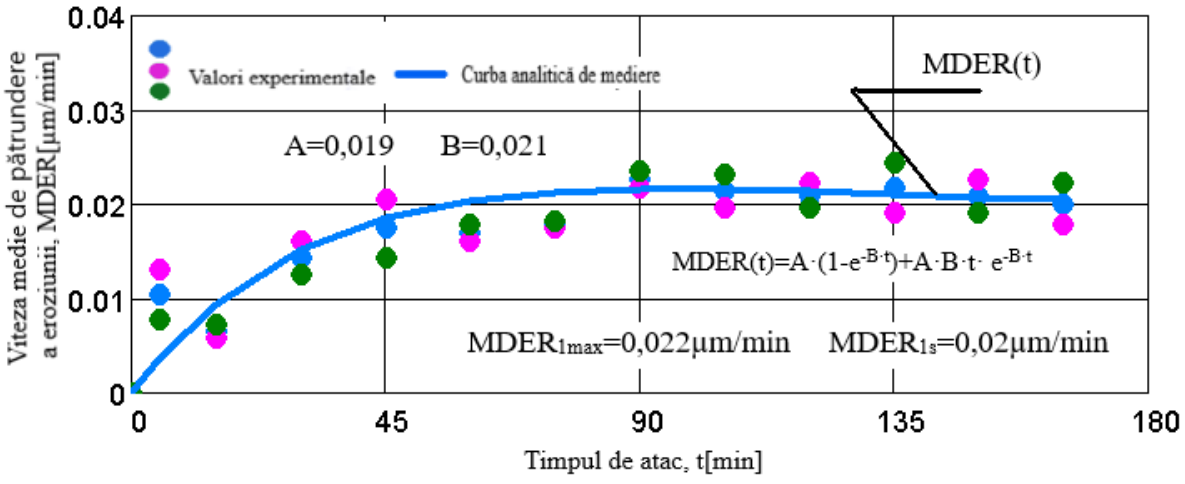
• diferențele, firești, dintre valorile lui σ, sugerează că retopirea laser cu viteza v = 1,2 m/min conduce la obținerea unei microstructuri care asigură cea mai bună rezistență la eroziunea cavitației. Pe baza experiențelor anterioare, [38][59][88][151] apreciem că dispersia valorilor experimentale este efectul finisării microstructurii și al creșterii proprietăților mecanice ale suprafețelor expuse eroziunii cavitației vibratoare;

• există o strânsă legătură între diferențele dintre cele trei valori experimentale, obținute pe fiecare set de probe, la aceeași durată de atac la cavitație și dimensiunile (respectiv masa) grăunților expulzați în intervalele intermediare de cavitație. Aceste diferențe sunt bine evidențiate în variațiile valorilor experimentale, mediate algebric, față de curbele de mediere MDER(t) din Figura 4.7.

Diagramele redate în Figura 4.7 prezintă valorile experimentale ale vitezelor medii de pătrundere a eroziunii, aferente intervalelor intermediare de cavitație și curbele de mediere MDER(t).

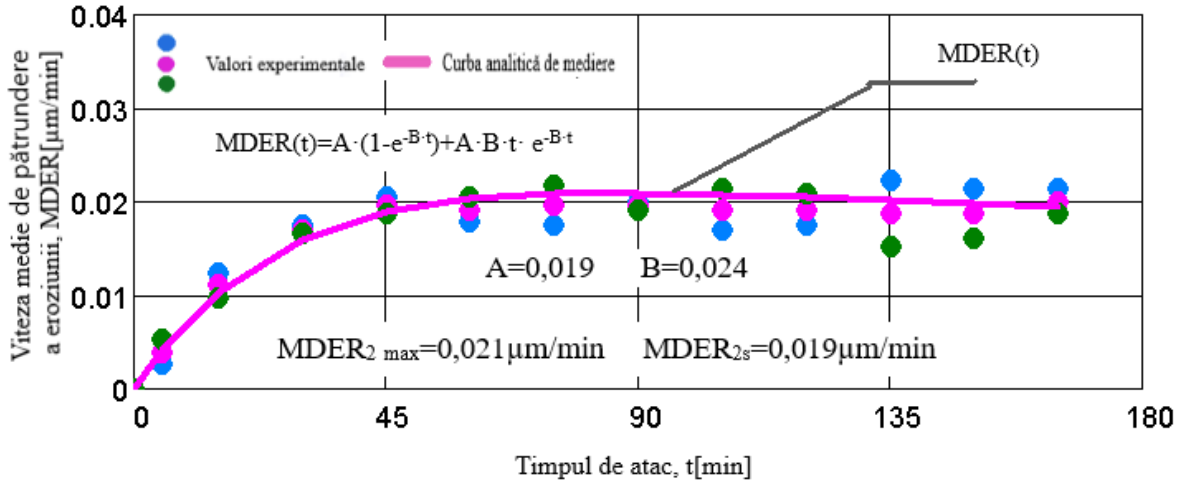


-a- stare recoaptă

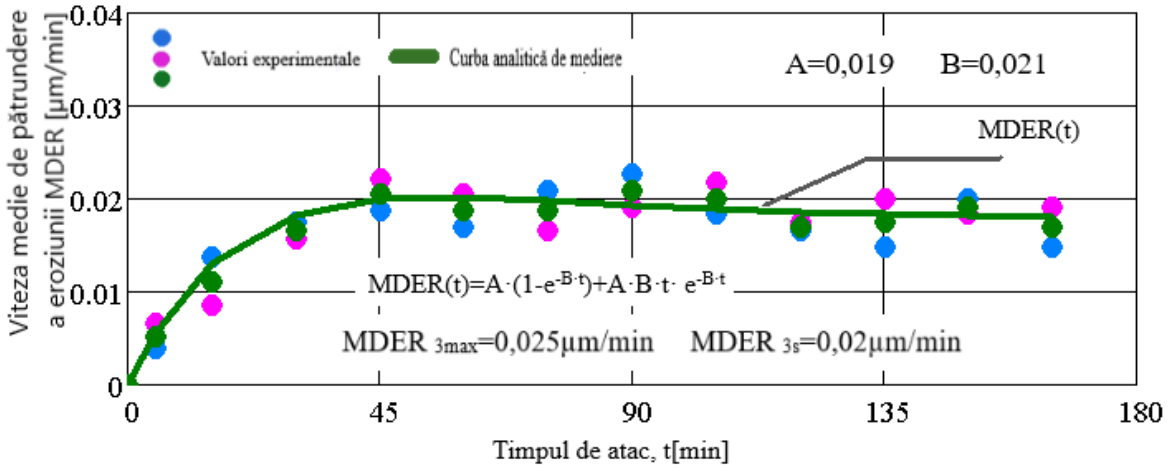


-b- stare retopită laser cu viteza v = 0,8m/min

BUPT



-c- stare retopită laser cu viteza v = 1 m/min



-d- stare retopită laser cu viteza v = 1,2 m/min

Figura 4.7 Variația vitezei medii de pătrundere a eroziunii cu durata solicitării la cavitație

Valorile raportului dintre valorile maxime ale adâncimilor medii de eroziune, MDE_{max} și dintre vitezele medii de pătrundere a eroziunii, $MDER_s$ ale celor trei seturi de câte trei probe, sunt următoarele:

$$\frac{MDEmax1}{MDEmax3} = 1{,}035 \qquad \frac{MDERs1}{MDERs3} = 1{,}052$$

$$\frac{MDEmax2}{MDEmax3} = 1{,}022 \qquad \frac{MDERs2}{MDERs3} = 1{,}052$$

$$\frac{MDEmax1}{MDEmax2} = 1{,}013 \qquad \frac{MDERs1}{MDERs2} = 1{,}0$$

Ele demonstrează că există ușoare diferențe de rezistență la cavitație. Astfel:

BUPT

● sporul de rezistență realizat prin retopire cu viteza de 1,2 m/min, comparativ cu probele la care s-au utilizat viteza de retopire laser de 0,8 m/min și 1,0 m/min este mai mare de 1,035 ori dacă analizăm după valoarea maxim a adâncimii medii de eroziune MDE_{max} și de 1,052 ori dacă analizăm după valoarea MDERs spre care tinde să se stabilizeze viteza medie de pătrundere a eroziunii;

● sporul de rezistență realizat la viteza de lucru de 1,2m/min, comparativ cu probele la care s-a utilizat o viteză de retopire laser de 1m/min este mai mare, de 1,022 ori , dacă analizăm după valoarea maximă a adâncimii medii de eroziune, MDEmax și de aceleași nivel după valoarea MDERs, spre care tinde să se stabilizeze viteza medie de pătrundere a eroziunii;

● între rezistențele suprafețelor retopite cu fascicul laser cu viteze de 0,8 m/min și 1,0 m/min există diferență de rezistență la solicitările cavitaționale de 1,013 ori, nesemnificativă, după valoarea maximă a adâncimii medii de eroziune MDE_{max}.

În graficele din Figura 4.8 și Figura 4.9, se prezintă comparativ curbele specifice MDE(t) și MDER(t), pentru cele patru stări structurale, folosind ca valori experimentale mediile algebrice ale valorilor obținute pe seturile de câte trei probe (conform Figurii 4.6 și Figurii.4.7).

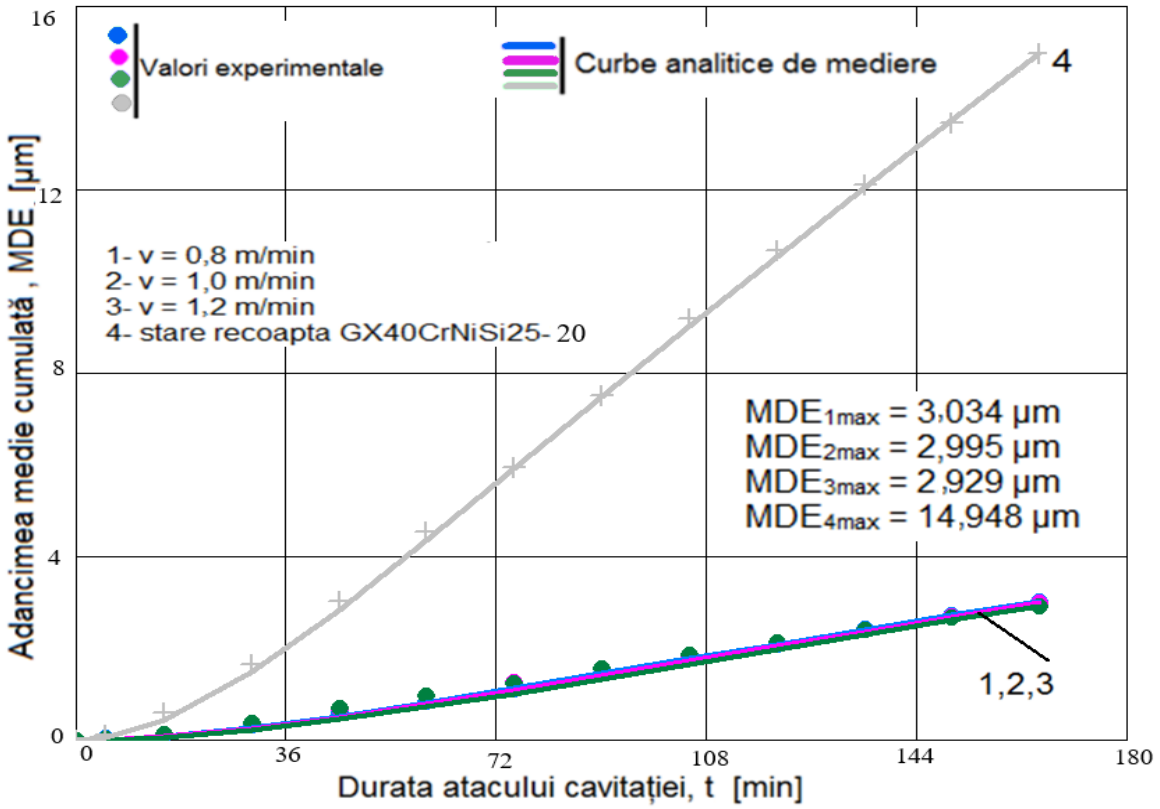


Figura 4.8 Variația adâncimii medii de eroziune, MDE, cu durata atacului cavitațional: 1 – retopire cu v = 0,8m/min, 2- retopire cu v = 1m/min, 3- retopire cu v = 1,2m/min, 4 – stare recoaptă

BUPT

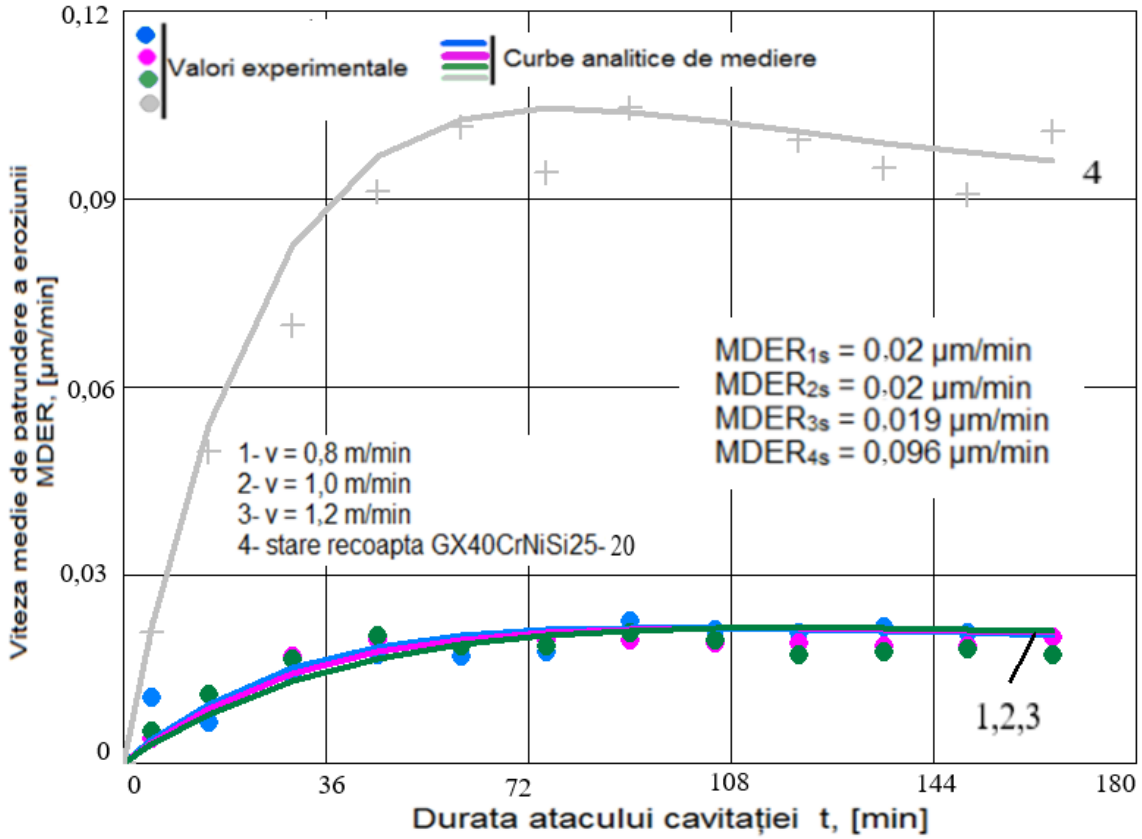


Figura 4.9 Variația vitezei medii a adâncimii de pătrundere a eroziunii, MDER, cu durata atacului cavitațional , 1- retopire cu v = 0,8m/min., 2 - retopire cu v = 1m/min., 3 - retopire cu v = 1,2m/min., 4 – stare recoaptă

Datele din cele două diagrame permit următoarele observații:

- evoluțiile curbelor de mediere și nivelul valorilor experimentale, medii algebrice, arată că comportamentul suprafețelor durificate prin retopire laser, este net superior celui realizat prin tratamentul termic volumic de recoacere pentru omogenizare;

- dispersiile valorilor experimentale, obținute pe probele durificate prin retopirea laser a suprafeței, sunt mult mai reduse decât cele obținute la recoacere pentru omogenizare (așa cum arată și valorile abaterilor standard σ)

- din punct de vedere al rezistenței structurii la solicitările microjeturilor cavitaționale, creșterea realizată prin retopire laser, indiferent de viteza de retopire, față de starea recoaptă, este de la **4,92 ori până la 5,1 ori**, după valorile maxime ale adâncimilor medii cumulate MDE_{max} (definite de curbele de mediere), respectiv de **4,8 – 5 ori**, după valorile vitezei medii de pătrundere a eroziunii $MDER_s$ (viteza de la finalul testului, cunoscută ca valoarea spre care tinde asimptotic curba MDER(t) la finalul duratei totale a cavitației);

BUPT

Conform standard ASTM G32-2016 , [13], inversul vitezei adâncimii de pătrundere a eroziunii pe perioada de stabilizare definește, rezistența la cavitație, $R_{cav.}$ Ca urmare, raportul:

$$R_{cav}v = 0{,}8m/min. = \frac{1}{0.02} = 50$$

$$R_{cav}v = 1m/min. = \frac{1}{0.02} = 50$$

$$R_{cav}v = 1{,}2m/min. = \frac{1}{0.019} = 52$$

$$R_{cav}Recoacere = \frac{1}{0.096} = 10.41$$

Concluzia desprinsă este că această tehnică de modificare a suprafeţei provoacă o creştere a rezistenţei la eroziunea cavitaţiei de cca. **4,8 – 5 ori**, comparativ cu starea inițială căreia i s-a aplicat tratamentul de recoacere de omogenizare.

4.3.3 Modificări structurale

Evoluția fenomenului de cavitație după fiecare perioadă de atac cavitațional a fost realizată prin fotografierea imaginii suprafeței probelor (Figura 4.10) cu ajutorul unui aparat Canon Power Shot SX200 IS. Din analiza acestora se desprind următoarele observații :

• la starea de referință, în primele 30 minute de atac al cavitației nu apare o deteriorare sesizabilă a suprafeței, după care, la o durată mai mare de timp se constată o creştere continuă a densității de ciupituri de material şi a adâncimii acestora;

• cu creșterea duratei de atac al cavitației, structura suprafeței rezultate prin regimul de retopire laser cu viteza v = 0,8 m/min este ușor mai afectată, arătând că utilizarea acestui regim conduce la o mai mică rezistență la degradarea suprafeței;

• cea mai bună rezistență la solicitările cavitației vibratoare este obținută de structura rezultată prin aplicarea regimului de retopire laser cu viteza v = 1,2m/min evoluția distrugerii ca arie și profunzime fiind net inferioară celorlalte două regimuri;

• aceste imagini ale evoluției eroziunii arată că rezistența unei suprafețe retopite laser este dependentă de parametrii de regim, respectiv de valoarea vitezei de retopire laser

BUPT

• imaginile fotografice din Figura 4.10 sunt în concordanță cu rezultatele oferite de curbele specifice de cavitație din Figura 4.8 și Figura 4.9.

• prin comparație cu imaginile suprafețelor supuse atacului cavitațional în cazul oțelului GX40CrNiSi25-20 aflat în starea inițială, de recoacere de omogenizare, se constată o finisare a granulației și implicit a microstructurii suprafețelor retopite superficial cu ajutorul tehnologiei laser.

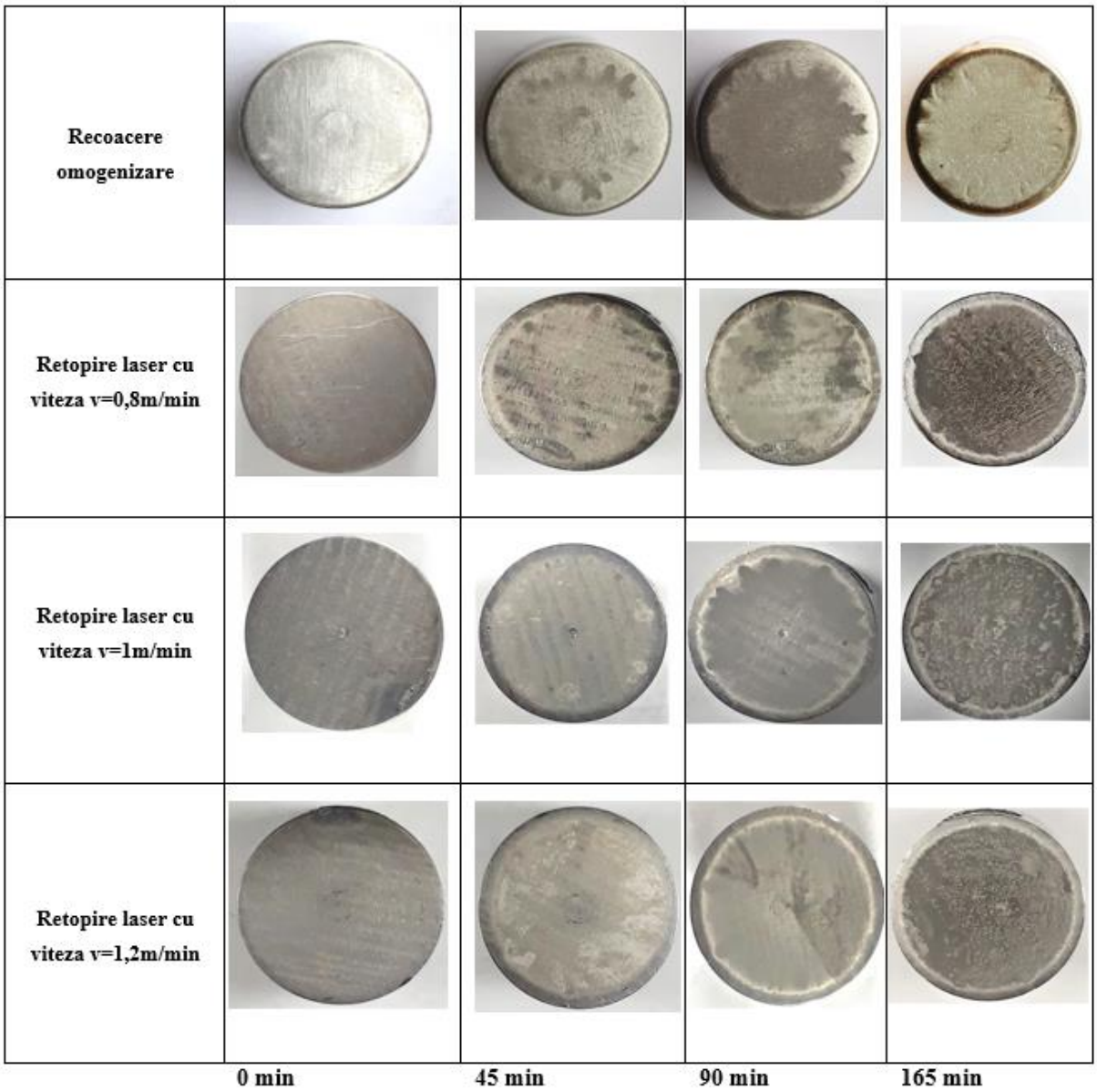
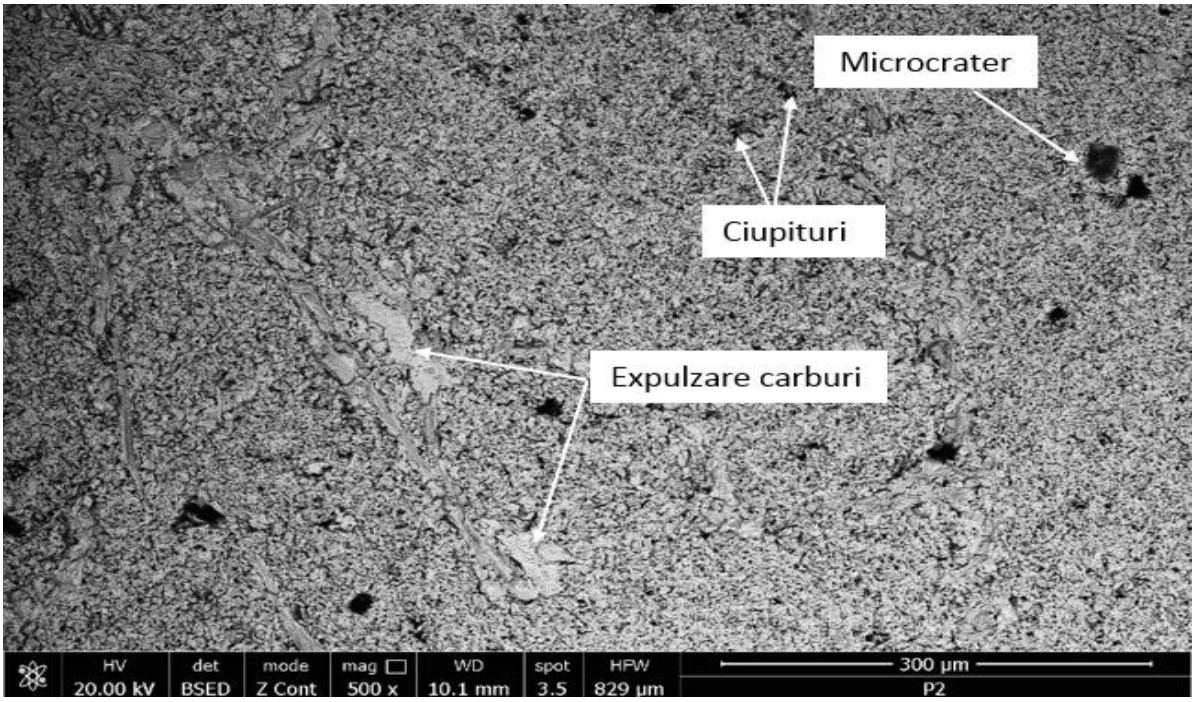


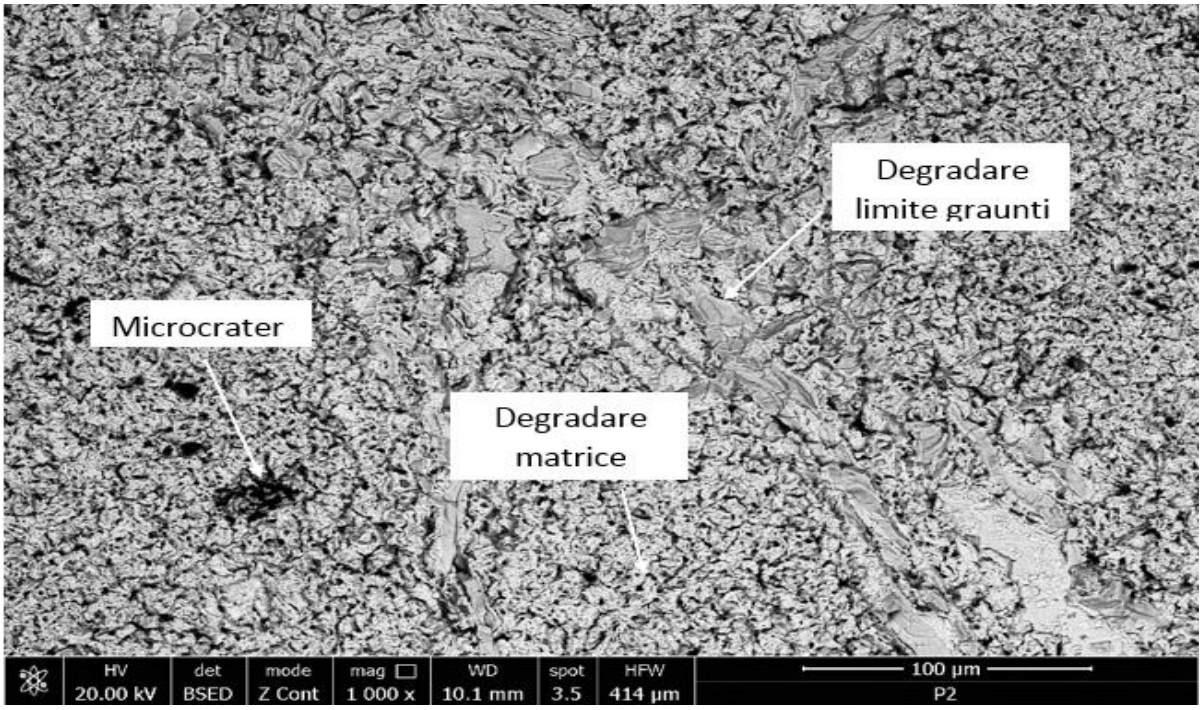
Figura 4.10 Macrografia suprafețelor cavitate la durate variabile de timp

BUPT

Investigațiile microfractografice efectuate asupra suprafețelor materialului de bază și asupra celor retopite laser (Figura 4.11 și Figura 4.12) în urma testului de cavitație timp de 165 min. reliefează diferențele de comportare a materialului aflat în cele două stări structurale.



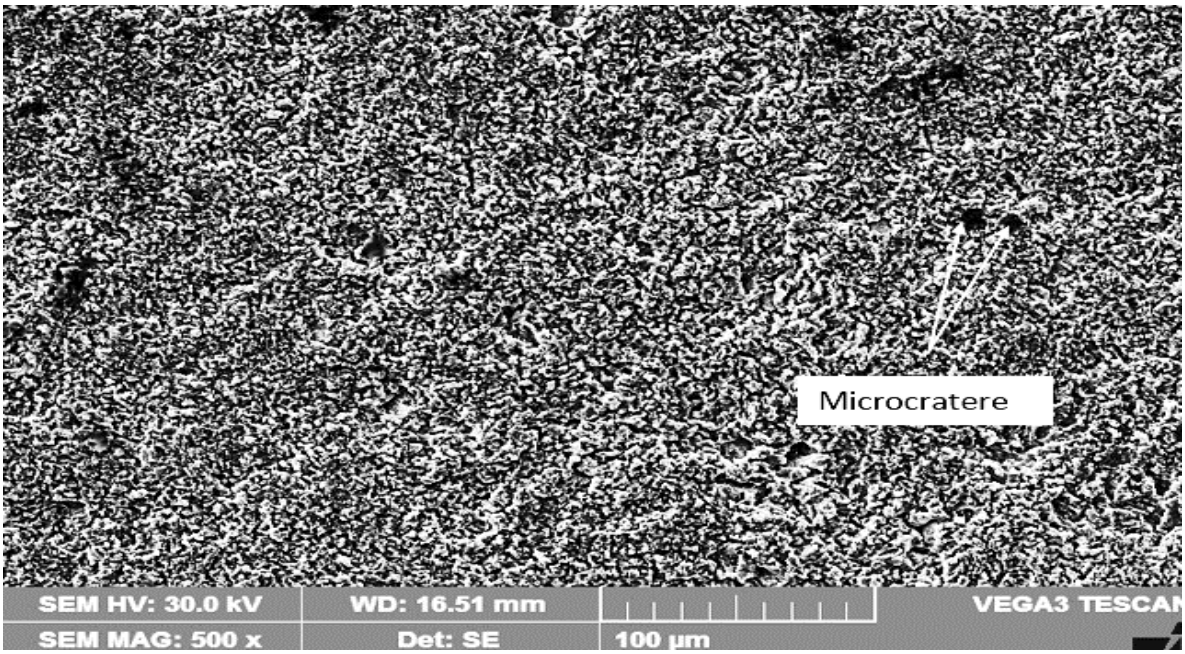
-a-



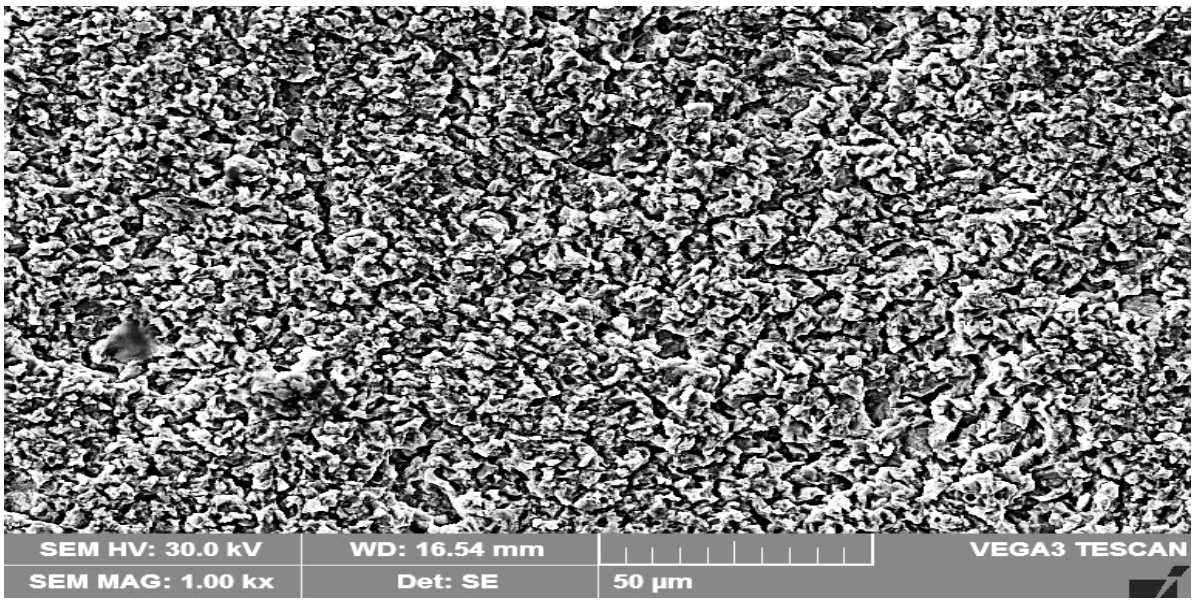
-b-

Figura 4.11 Imaginea microfractografică a suprafeței metalului de referință (stare recoaptă) în urma testului de cavitație timp de 165 min.: a – x 500; b – x 1000

BUPT



-a-



-b-

Figura 4.12 Imaginea microfractografică a suprafeței retopite laser în urma testului de cavitație timp de 165 min.: a – x 500; b – x 1000

De regulă, inițierea eroziunii prin cavitație are loc pe limitele grăunților de austenită prin înlăturarea particulelor de carburi, după care se constată o extindere a acestui fenomen în interiorul acestor grăunți. Deși în ambele situații se evidențiază apariția de cratere cauzate de eroziunea preferențială a limitelor dintre grăunți, forma și dimensiunile acestora este diferită. Astfel, ca urmare a fragilității ridicate a particulelor de carburi eutectice din metalul de bază, craterele formate în urma expulzării acestora și a smulgerilor parțiale sau integrale a unor

BUPT

grăunți cristalini sunt mult mai adânci (peste 32 μm), comparativ cu cele rezultate în urma eroziunii suprafeței retopite (adâncimea maximă nu depășește 9 μm).

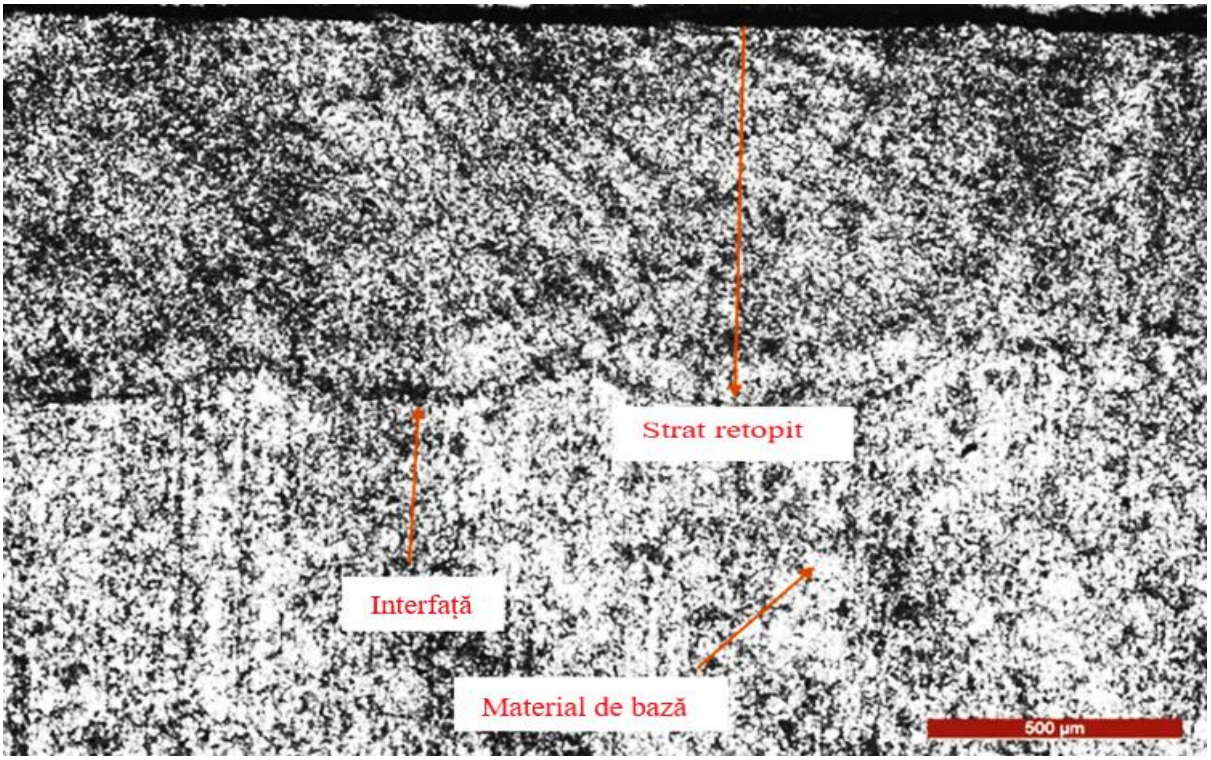
Microcraterele de cavitație prezente pe suprafața retopită laser reprezintă locurile fostelor particule de carburi secundare ale elementelor de aliere.

Totodată, se observă că degradarea suprafeței materialului de referință este neregulată, iar cea specifică suprafeței retopite laser este uniformă (Figura 4.11 comparativ cu Figura 4.12). Aceste rezultate sunt confirmate pe deplin de cele prezentate în alte lucrări de cercetare a eroziunii prin cavitație a oțelurilor inoxidabile austenitice [17][30][131].

Examinarea microscopică a secțiunilor transversale prin straturile de suprafață care au fost retopite și testate la cavitație timp de 165 min. (Figura 4.13 și Figura 4.14) dovedește că procesul laser se manifestă prin finisarea accentuată a granulației și a particulelor de carburi precipitate atât din faza lichidă cât și din austenită.

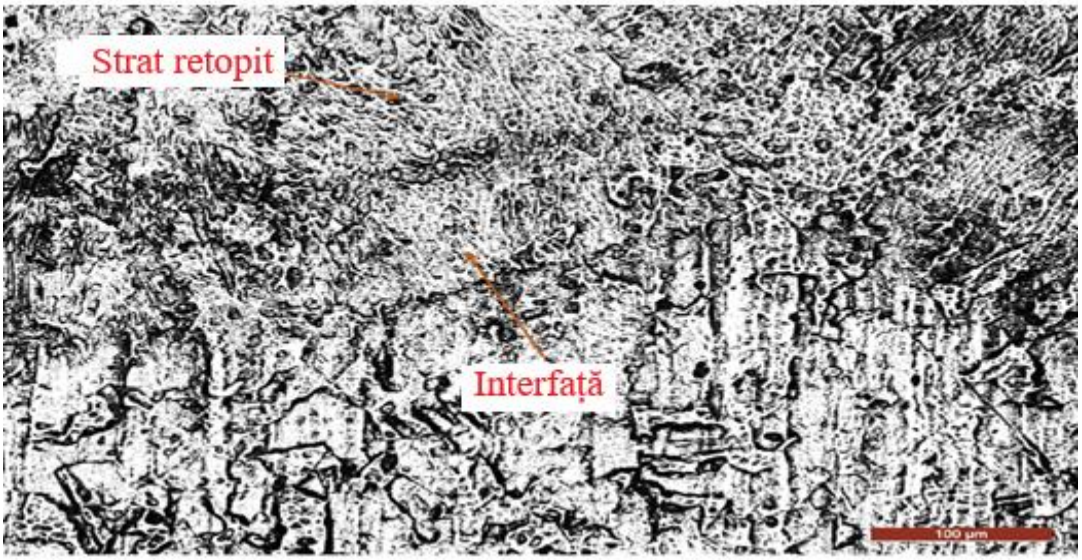
Vitezele de avans relativ mari ale fasciculului laser fac ca ciclul termic să fie mai rapid, gradul de subrăcire să fie mai ridicat, raza critică a germenelui de cristalizare, mai mică și structura microscopică obținută, mai fină.

Cu cât granulația este mai fină, cu atât rezistența la solicitările dinamice prin șoc generate de bulele cavitaționale este mai mare și implicit rezistența la eroziune prin cavitație este mai ridicată.

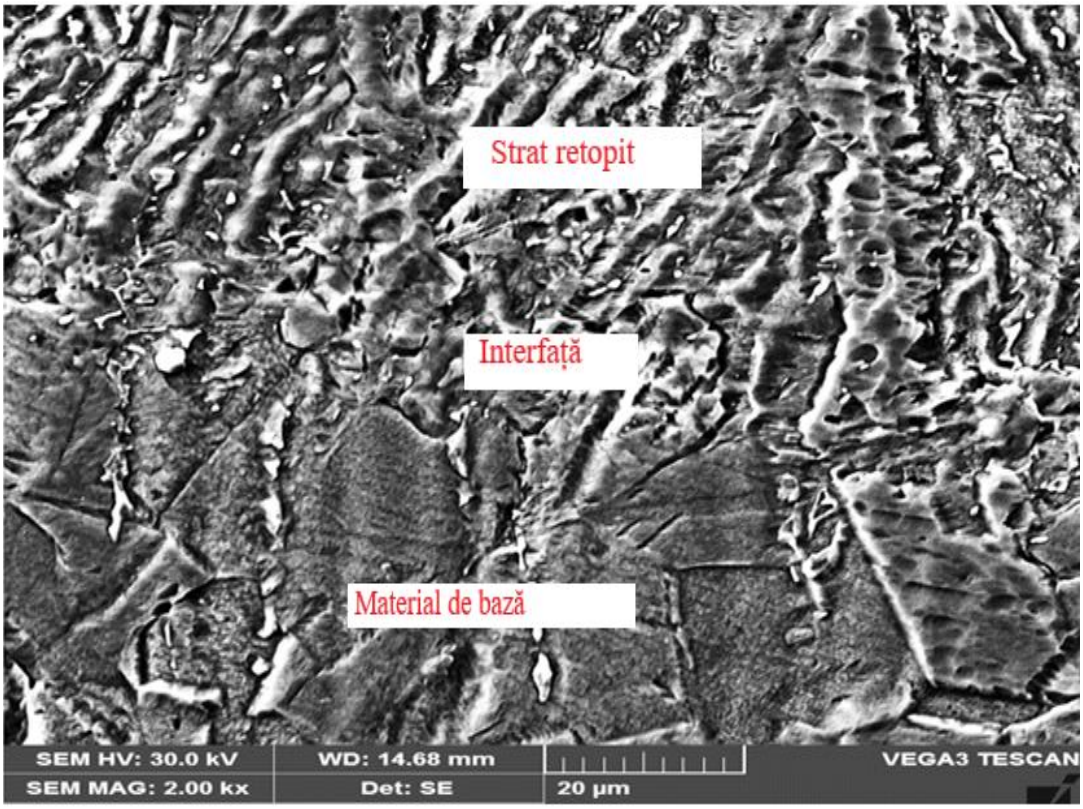


-a-

BUPT



-b-



-c–

Figura 4.13 Imaginea microscopică a sistemului strat retopit laser – substrat în urma testului de cavitație timp de 165 min. : a – MO x 50; b – MO x200; c – SEM x 2 000

Pe interfața strat – substrat nu apar defecte de continuitate metalică (porozități, fisuri, retasuri), iar legătura dintre aceste două componente ale sistemului este de natură metalurgică. Microstructura interfeței este alcătuită din grăunți de soluție solidă γ (austenită) cu forma echiaxială, având dimensiuni mici și din particule de carburi distribuite uniform, cu precădere în interiorul acestora.

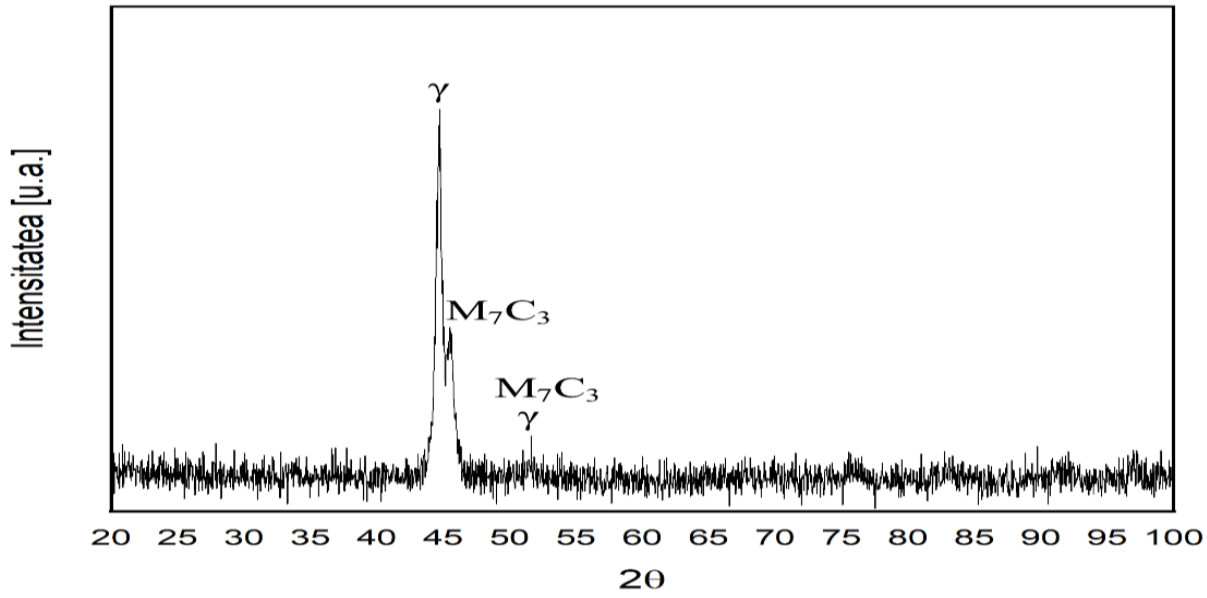
BUPT

4.4 Analize de difracție cu raze X

Analizele de difracție cu raze X efectuate asupra metalului de referință și asupra straturilor de suprafaţă retopite laser, au fost conduse cu ajutorul unui difractometru X'Pert de la firma Philips dotat cu un monocromator de grafit pentru radiația Cu-Kα (λ = 1.54 Å), la temperatura camerei.

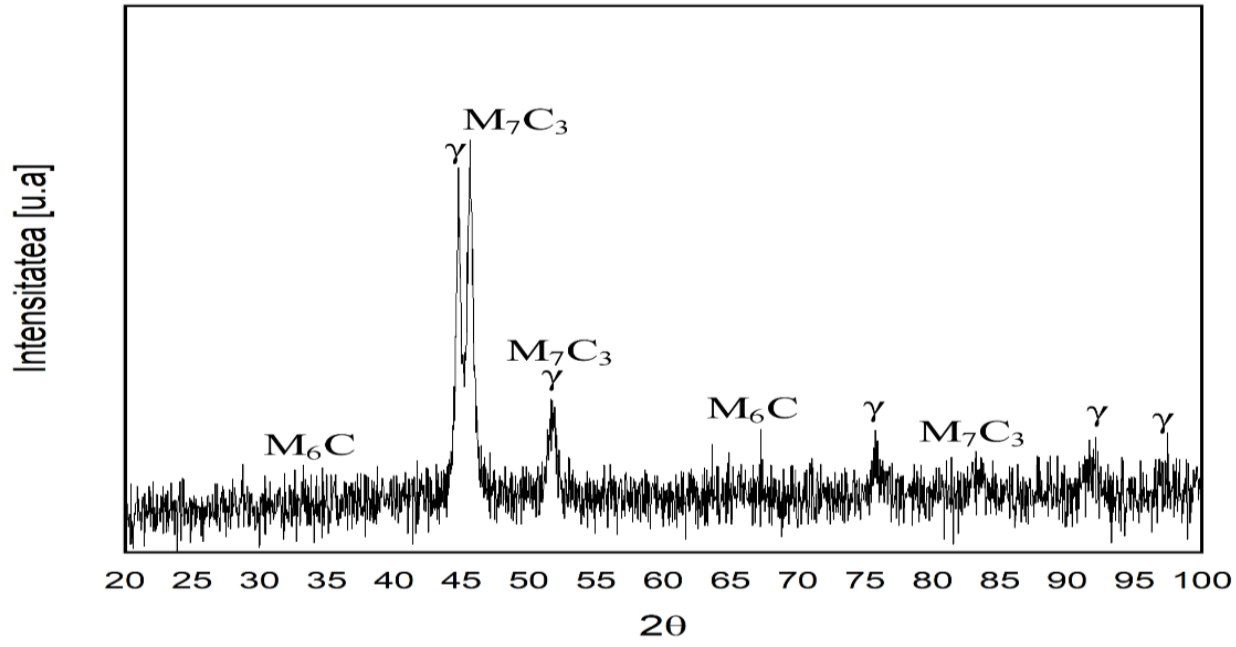
Măsurătorile au fost realizate în geometrie 2 theta, în domeniul 20^o - 100^o, cu viteza de 1^o/min. S-a operat la tensiunea de 40 KV cu un curent de intensitate 30 mA. Identificarea cristalografică a fazelor din probe s-a realizat folosind baza de date JCPDS (Joint Committee on Powder Diffraction Standards).

În Figura 4.14 se prezintă difractogramele realizate pe materialul de referință și pe suprafaţa stratului retopit laser.



-a-

BUPT



-b-

Figura 4.14 Difractogramele materialului de bază (a) şi stratului procesat laser (b)

Prin compararea unghiurilor de poziție ale picurilor de interferență cu cele standard pentru ferită, martensită, austenită și carburi, rezultă că în metalul de bază, neafectat de procesul laser, faza dominantă este fierul γ, în timp ce în stratul de suprafață topit, alături de fierul γ apar picuri de carburi M_7C_3 și M_6C.

4.5 Concluzii

Retopirea locală prin procesul laser al suprafeței probelor din aliajul investigat se manifestă printr-o creștere a durității de la valori de cca. 200 – 210 HV (starea recoaptă) la valori de cca. 380 – 390 HV, în funcție de energia liniară introdusă în material. Mărirea durității contribuie semnificativ la îmbunătățirea rezistenței la eroziune prin cavitație.

Suprafața cu cea mai mare rezistență la eroziunea cavitației vibratoare o are cea pentru care viteza laser de topire este v = 1,2m/min. Sporul de rezistență, comparativ cu celelalte două regimuri, este:

- după valoarea parametrului MDE_{max} , sporul realizat este de **2,2 %** față de regimul cu v = 1m/min și de **3,5%** față de structura obținută prin folosirea vitezei de topire laser v = 0,8 m/min

- după valoarea parametrului $MDER_s$ sporul realizat este de **5,2%** față de structura obținută prin folosirea vitezelor de topire cu laser, v = 0,8m/min. și v = 1 m/min .

BUPT

● comparativ cu starea inițială de referință a materialului, tehnica laser de modificare a suprafeței produce o creștere a rezistenței la solicitările prin cavitație de la **4,9 ori la 5,1** ori după valorile adâncimilor medii cumulate, MDE_{max} , respectiv de la **4,8 ori până la 5 ori**, după valorile vitezei medii de pătrundere a eroziunii, $MDER_s$.

Investigațiile efectuate microscopul optic și la microscopul electronic cu baleiaj au demonstrat că pentru parametrii de procesare laser utilizați, pe substratul GX40CrNiSi25-20 s-a format un strat modificat cu o grosime de câteva sute de μm. Stratul nu prezintă defecte de continuitate metalică (fisuri și pori) și este puternic legat de substrat printr-o interfață rezistentă.

Microstructura stratului modificat este omogenă și cu granulație fină.

BUPT

Capitolul 5 MICROSTRUCTURA ȘI REZISTENȚA LA CAVITAȚIE A STRATURILOR DEPUSE PRIN SUDARE DIN ALIAJ AUSTENITIC MANGANOS

5.1 Introducere

Procesele de depunere prin sudare a unui aliaj special pe suprafața unui substrat metalic cu scopul îmbunătățirii rezistenței la uzare, coroziune și eroziune prin cavitație sunt utilizate pe scară largă în industria chimică și petrochimică, industria aeronautică, industria minieră, industria de automotive, etc. pentru a prelungi durata de viață a ansamblurilor și a componentelor critice sau noi ale mașinilor [7][31][128].

Cel mai vechi și cel mai simplu proces de acoperire dură este sudarea cu flacără oxiacetilenică. El presupune încălzirea cu flacără de gaz a substratului urmată de topirea materialului de adaos livrat sub forma de vergele având diametrul de 1,5 – 7 mm. După solidificarea băii de metal topit se obține un strat dens cu o grosime de 1 – 10 mm [62] [145][149].

Acest proces de depunere produce o topire mai mică și deci o diluție mai redusă între strat și substrat. Depunerile cu un singur strat sunt posibile doar când sunt realizate de un operator sudor cu înaltă calificare.

În cazul proceselor de sudare cu arcul electric utilizate pentru aplicații de acoperire dură (manuală cu electrod învelit, în mediu de gaz protector, sub strat de flux, etc.), căldura este generată de un arc electric între un electrod și piesa de prelucrat [49].

Tehnicile de sudare cu fascicule de înaltă energie (sudare laser sau cu fascicul de electroni) aliază suprafața metalului de bază prin adăugarea de pulberi din aliaje speciale în baia de sudură [15][51][175]. În toate cazurile, depunerile pot avea unul, două sau trei straturi, astfel încât efectul diluției este semnificativ. Întrucât primul strat depus este contaminat sau diluat (amestecat) cu aliajul substratului, se obișnuiește să se aplice cel puțin două straturi de durificare. Numai al doilea și al treilea strat vor avea proprietățile dorite de rezistență la uzare a suprafeței [107][115][188].

Printre cele mai comune aliaje selectate pentru acoperiri dure se enumeră:

• aliaje fier-crom pentru solicitări mari de uzare abrazivă;
• aliaje cu bază de cobalt (cum ar fi stelitele) pentru rezistență la uzare și coroziune;
• aliaje de tipul carburilor de crom și de wolfram pentru solicitări intense de uzare;
• aliaje austenitice manganoase pentru rezistența la uzare și coroziune;
• aliaje cu bază de nichel pentru rezistența la uzare metal-metal.

BUPT

Straturile depuse din aliaje austenitice manganoase sunt cunoscute pentru o rezistență ridicată la uzare prin impact, cauzată de o durificare rapidă prin deformare la rece [137]. Urmare a limitei de curgere scăzute a acestor aliaje, ele pot fi deformate intens înainte ca durificarea prin deformare la rece să devină eficientă [133]. Microstructura obținută este constituită dintr-o martensită indusă prin deformare, care poate avea o rețea cristalină cubică cu volum centrat sau hexagonală compactă, cunoscută sub numele de α′ și, respectiv, ε martensită [137][179].

Oțelurile aliate turnate în piese se confruntă cu probleme de uzare și eroziune prin cavitație, care împiedică lărgirea potențialului lor de aplicații. Multe lucrări de cercetare se concentrează pe procese de topire folosind diferite materiale de adaos (electrozi, pulberi de aliere) și materiale pentru substrat prin intermediul surselor de sudare sub strat de flux, sudare WIG și prin placare cu laser, etc.

Astfel, Hein Zaw Oo și Prapas Muangjunburee [75] au analizat îmbunătățirea comportării la uzare a straturilor dure depuse prin sudare sub strat de flux pe suprafața unui oțel turnat cu 3,5 % Cr. Ca material de adaos a fost utilizat un electrod martensitic, iar sudarea s-a făcut atât cu polaritate în curent alternativ (AC), cât și cu polaritate inversă în curent continuu (DC+). Cele mai bune rezultate au fost obținute la probele cu trei straturi depuse prin sudare cu polaritate în curent alternativ (AC).

Gopa Chakraborty et al. [60] au investigat microstructura, duritatea și caracteristicile de uzură ale straturilor de acoperire dură din trei aliaje cu bază de nichel, Ni-Cr-B-Si, care au fost depuse prin sudare WIG pe oțel inoxidabil austenitic. Ei au stabilit că o dată cu creșterea conținutului în elemente de aliere, diluția strat – substrat alterează în mai mare măsură microstructura, duritatea și rezistența la uzare.

Balagur S. et al. [19] au luat în considerare trei procese de durificare a suprafeței oțelului inoxidabil austenitic AISI 316 LN cu aliaj Ni-Cr-B-Si și anume: sudarea WIG, sudarea laser și sudarea hibridă laser - WIG. Rezultatele au arătat că sudarea cu laser și sudarea hibridă sunt cele mai potrivite, datorită vitezei mari de sudare și proprietăților mecanice ridicate.

Kesavan D., Kamaraj M. [45] au studiat comportarea la uzare a aliajului pentru acoperire dură Colmonoy 5 depus prin procesul de sudare în plasmă cu arc transferat, PTA, pe un substrat din oțel inoxidabil AISI 316 LN. Duritatea crescută a învelișului arată o micșorare a pierderilor prin uzare și a coeficientului de frecare.

Se menționează faptul că după cunoștințele autorului tezei de doctorat, nu au fost efectuate cercetări care privesc procesul de acoperire dură a oțelurilor inoxidabile austenitice

BUPT

turnate în piese, cu electrozi din aliaje austenitice manganoase, folosind o tehnică specială de sudare manuală cu arcul electric și anume, cea care folosește curentul pulsat.

Scopul urmărit în acest capitol este de a prezenta o cale nouă de procesare pentru dezvoltarea de straturi cu costuri rezonabile din aliaje austenitice manganoase.

5.2 Materiale, procedura experimentală

Materialul de bază care face obiectul cercetărilor experimentale este marca de oţel inoxidabil turnat GX40CrNiSi25-20 (W.1.4848), EN 10295. Ca material de adaos a fost selectat electrodul CITOMANGAN cu înveliș bazic din oțel austenitic manganos, simbolizat DIN 8555: ~E 7 - UM - 200 KP, respectiv EN 14700 : E Fe 9 care este recomandat pentru depuneri de straturi rezistente la uzură în condiții de impacturi și șocuri puternice. Compoziția chimică garantată a metalului depus prin sudare este: 0.60 % C, 15 % Mn, 4.5 % Cr, 4.8 % Ni, rest Fe.

Cercetările experimentale și-au propus realizarea unor depuneri prin sudare cu electrod învelit în unu, două, respectiv în trei straturi pe suprafața frontală a unor probe cilindrice Φ20 x 25mm.

Având în vedere materialul și dimensiunile probelor precum și cerința încălzirii cât mai reduse a materialului de bază, pentru preîntâmpinarea fenomenelor de fragilizare, s-a procedat la două soluții aparent noi pentru realizarea încărcării suprafețelor și anume: folosirea unei tehnici de sudare inedite, sudarea manuală cu electrod învelit în curent pulsat, o noutate a surselor moderne cu invertor, respectiv răcirea forțată, chiar în timpul sudării, prin scufundarea parțială a probelor în apă.

Ca o noutate absolută în acest sens, s-a propus pentru sudarea manuală cu electrod învelit în curent pulsat utilizarea unei surse universale de sudare MAGIC WAVE 300 a firmei Fronius care permite ca o variantă, sudarea WIG în curent pulsat, Figura 5.1. Comparativ cu echipamentele de sudare cu invertor cu electrod învelit care dispun și de funcția “curent pulsat” (STEEL, EWM, etc) care limitează frecvența pulsurilor la max. 5 Hz, precum și posibilitățile de modificare a parametrilor curentului pulsat, sursa de sudare utilizată în cazul de față permite o plajă foarte largă de modificare a acestor parametri atât ca frecvență cât și ca timp de puls – timp de bază, respectiv curent de bază raportat la curentul de puls, etc. Acest fapt constituie un mare avantaj când se pune problema stabilității arcului electric, respectiv a controlului energiei liniare introduse în piesă, după cum urmează:

- Frecvența pulsurilor, f:

BUPT

- domeniul 1: 0,25 – 5 Hz;
- domeniul 2: 5 – 100 Hz;
- domeniul 3: 100 – 2000 Hz;

- curentul de puls, Ip: 5 – 300 A;
- curentul de bază, Ib: (10% - 90%) din curentul de puls, Ip;
- timpul de puls, tp: (10% - 90%) din durata ciclului curentului pulsat, tc;
- timpul de bază, tb: (10% – 90%) din durata ciclului curentului pulsat, tc;
- timpul ciclului de sudare pulsat, tc = 1/f (s);

Obs. Aceasta plajă, teoretic infinită, de reglare a parametrilor curentului pulsat la sursele standard, practic nu există, ceea ce constituie un argument în plus pentru alegerea făcută, dar și în propunerea utilizării în premieră a unei instalații de sudare WIG la sudarea cu electrod învelit în curent pulsat, aspect demn de luat în seama pentru aplicații viitoare.



Figura 5.1 Instalația de sudare MAGIC WAVE 300

Ineditul constă în faptul că în capul de sudare al pistoletului WIG, în penseta acestuia, în locul electrodului nefuzibil de wolfram s-a fixat un electrod învelit destinat pentru încărcare dură, Figura.5.2.

BUPT

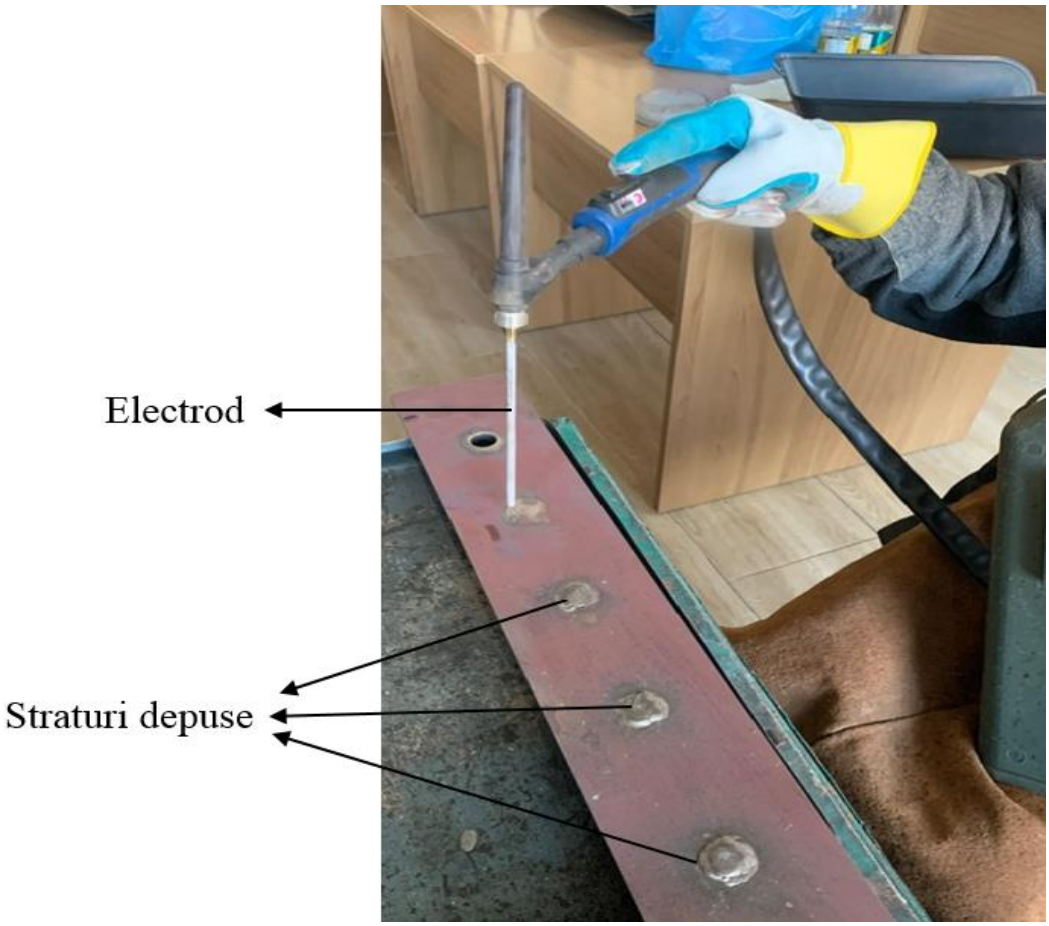


Figura 5.2 Capul de sudare WIG cu electrod învelit

Tot în acest sens probele au fost fixate (înglobate) într-o platbandă de oțel carbon cu dimensiunile L x b x s = 400 x70 x 10 mm, în primul rând pentru a evita scurgerile de material pe circumferința probelor și formarea unor depuneri corespunzătoare, dar și pentru a împiedica mișcarea probelor în timpul sudării, având în vedere dimensiunile mici ale acestora, Figura 5.3.

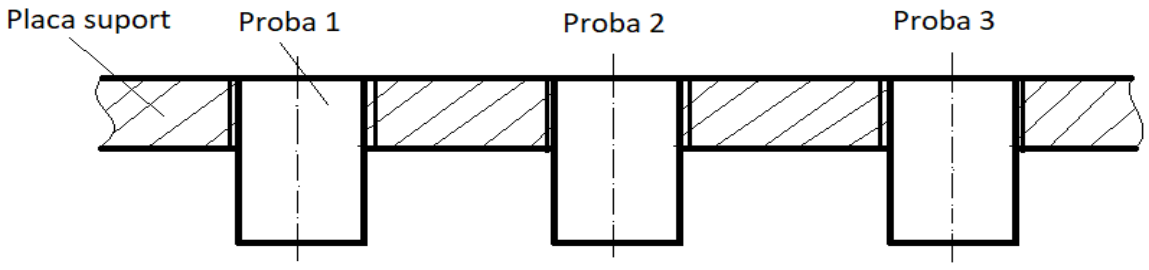


Figura 5.3 Ansamblu probe – platbandă suport

Întregul ansamblu a fost montat pe o cutie umplută cu apă astfel că o parte importantă din masa probelor să fie răcită forțat cu apă chiar în timpul sudarii, evitând la maxim încălzirea acestora, deziderat de bază în abordarea cercetării. Pentru menținerea constantă a temperaturii

BUPT

apei în cursul sudarii s-a procedat la reîmprospătarea continuă a ei printr-un sistem de curgere în circuit deschis.

La sudarea în curent pulsat (Figura 5.4), în perioada curentului de puls, I_p, zona de sudură se încălzește și se produce topirea, iar în timpul curentului de bază, I_b, are loc solidificarea băii de metal topit. Prin ajustarea nivelului parametrilor specifici: curentul de puls I_p, curentul de bază I_b, frecvenţa de puls f, timpul de puls t_p şi timpul de bază t_b , este posibilă dozarea foarte precisă a energiei introduse în componentele de sudat [63].

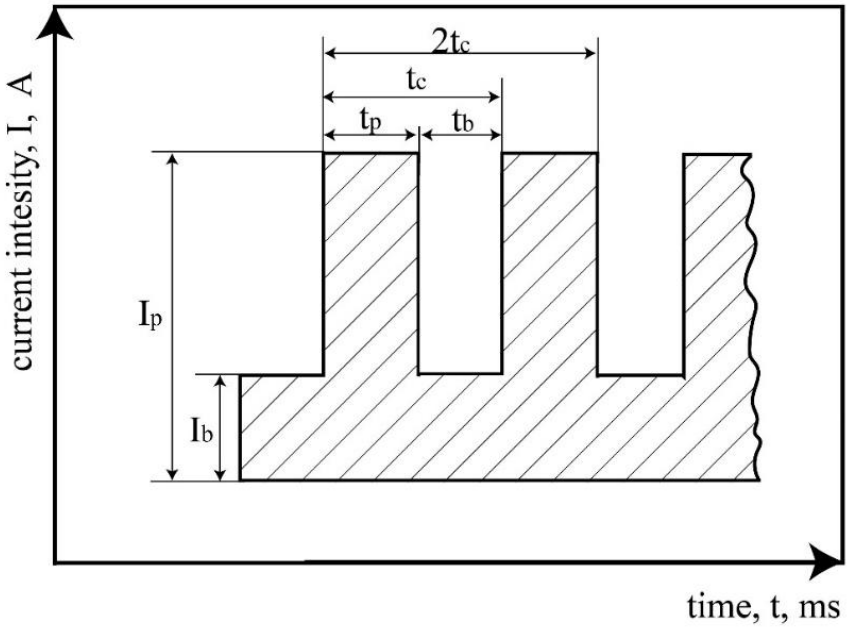


Figura 5.4 Oscilograma parametrilor de sudare în curent pulsat [63]

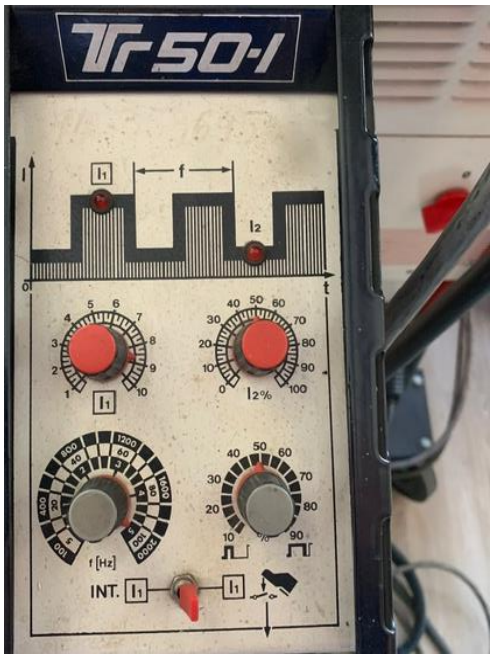
Prin încercări preliminare au fost stabilite condițiile optime de desfășurare a procesului de sudare în curent pulsat:

- electrod cu înveliș bazic: CITOMANGAN;
- diametrul electrodului: 3.25 mm;
- polaritatea: cc^+;
- curentul de puls, I_p: 180 A;
- curentul de bază, I_b: 90 A (50%I_p);
- curentul mediu, I_m: 135 A;
- tensiunea arcului, U: 22 V;
- frecventa impulsurilor, $f = 1/t_c = 5$ Hz;
- timpul de ciclu, $t_c = 1/f = 1/5 = 0.2$ s;
- timpul de puls, $t_p = 0.5\ t_c = 0.1$ s;
- timpul de bază, $t_b = 0{,}5\ t_c = 0.1$ s (t_p=t_b);
- lungimea arcului, l_a = 3,0 mm;
- viteza de sudare, v = 27 – 28 cm/min.

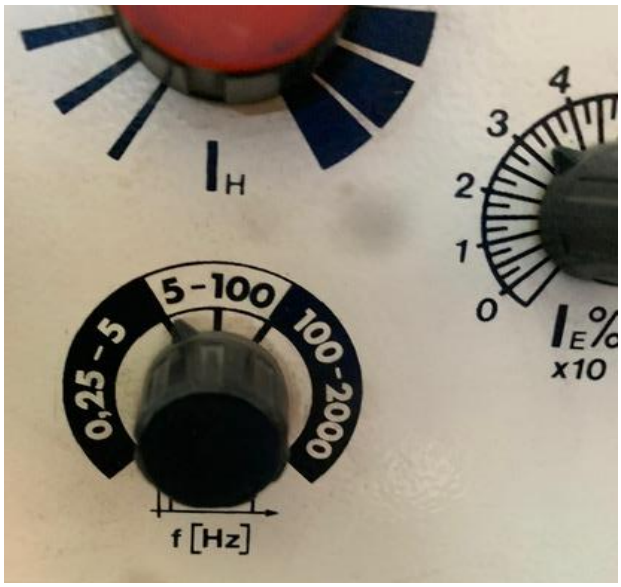
În Figura5.5 se prezintă setările sursei pentru sudarea în curent pulsat.

BUPT





-a- -b-



-c-

Figura 5.5 Setarea parametrilor de proces: a **–** curentul de puls; b – timp de puls-timp de bază; c –plaja de frecvențe

Un alt avantaj al instalației MAGIC WAVE 300, de care s-a profitat efectiv în timpul sudării pentru controlul procesului, este că dispune de o pedală de picior pentru ajustarea în timp real a energiei introduse în probă. Această oportunitate devine importantă când condițiile concrete de sudare impun anumite limitări și constrângeri. Practic are loc modificarea instantanee, în timp real, a curentului de puls în funcție de necesitățile momentane pe care le observă operatorul sudor.

BUPT

Odată stabiliți parametrii de proces s-a trecut la realizarea depunerilor. Pentru încărcare s-a utilizat electrodul CITOMANGAN cu diametrul de 3,25 mm care depune un material care se durifică puternic prin deformare plastică la rece. În acest sens pentru deformarea plastică la rece s-a procedat la ciocănirea (lovirea) suprafeței încărcate imediat după sudare, un timp de 3-5 minute, folosind o daltă pneumatică, Figura 5.6.



Figura 5.6 Imaginea dălții pneumatice și a accesoriilor aferente

Frecvența de ciocănire a dălții pneumatice este de, 2-3Hz. Vârful dălții are capul rotunjit pentru evitarea impregnării urmelor loviturilor pe suprafața încărcată, respectiv pentru mărirea suprafeței deformate. Timpul de deformare a fost de 3-5 minute cu deplasarea continuă și uniformă a dălții pe întreaga suprafață, cu alternarea direcției de ciocănire la un unghi de 90 grade după fiecare trecere, ceea ce conferă o garanție a realizării deformației pe întreaga suprafață.

Depunerea propriu zisă s-a realizat printr-o mișcare de deplasare în spirală a electrodului dinspre exterior spre interior, Figura 5.7.

BUPT

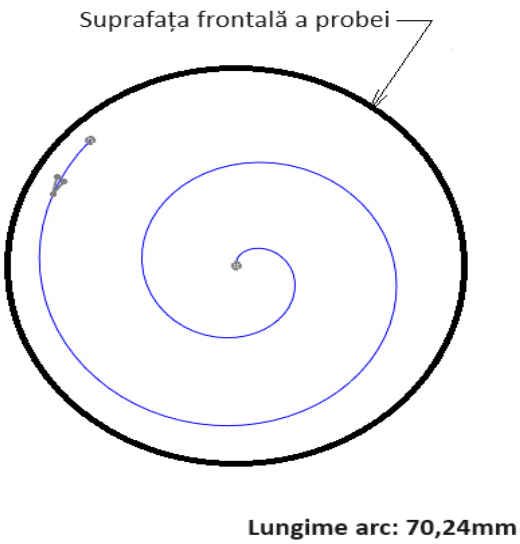


Figura5.7 Deplasarea în spirală a electrodului

În acest fel, se evită pericolul de supraîncălzire a marginilor probei și de realizare a unei suduri consistente între probă și suport, ceea ce poate afecta prin diluție proprietățile depunerii în zona respectivă și decuparea probei din materialul suport. De aceea se urmărește evitarea topirii metalului de bază al probei suport în special la prima depunere. În plus, acest mod de efectuare în spirală asigură o topire uniformă și sigură a suprafeței probei cu diminuarea la maxim a eventualelor defecte de sudare, ca de exemplu lipsa de topire, crater final, etc.

În Figura 5.8 se poate observa aspectul încărcării după prima depunere, care s-a realizat pentru toate probele folosite în experimente.



Figura 5.8 Aspectul macroscopic al primului strat depus

Sudarea a fost urmată așa cum s-a arătat anterior de realizarea deformației plastice prin ciocănire cu dalta pneumatică. Se observă că depunerea materialului este uniformă, fără

BUPT

denivelări, fără scurgeri de material, fără concavități sau convexități, cu un crater final redus ca dimensiuni, fără macro defecte de suprafață respectiv cu stropiri reduse.

După răcirea probelor la temperatura camerei s-a procedat la realizarea succesivă a straturilor doi, respectiv trei, urmate de ciocănirile aferente și de controlul vizual al suprafețelor. În Figura 5.9 se prezintă aspectul suprafeței probelor încărcate și deformate plastic după sudare.



-a- -b- -c-

Figura 5.9 Aspectul macroscopic al depunerilor : a – cu 1 strat; b – 2 straturi; c – 3 straturi

La proba cu un singur strat se observă o lipsă de topire între probă și suport care atestă că depunerea afectează la minimum metalul suport. Acest defect, aparent nu constituie un impediment având în vedere că diametrul probei care se sudează este mai mare decât diametrul probei finite după prelucrarea mecanică. În rest (Figura 5.9 b,c), suprafețele probelor sunt corespunzătoare, fără defecte care să afecteze prelucrările ulterioare prin așchiere a acestora.

Se face mențiunea că probele sudate pot fi detașate de materialul suport prin acționarea cu o forță de apăsare exercitată de o presă sau prin decuparea cu fascicul laser a unei rondele de dimensiuni mai mari cu 2-3 mm decât diametrul probei, urmând ca ulterior la prelucrare mecanică acest surplus să fie îndepărtat ușor prin așchiere.

Încercările de duritate au fost efectuate pe un aparat Vickers HVS -10A1, la o sarcină de 50 N și un timp de solicitare de 15 s. Ele au arătat că pentru condiţiile experimentale folosite se obțin valori de 186 - 219 HV5 în stratul depus neecruisat mecanic și de 468 – 492 HV5 în urma ecruisării mecanice.

5.3 Analize structurale

Rezultatele investigațiilor macrografice efectuate asupra probelor prelevate perpendicular pe axa longitudinală a straturilor depuse (Figura 5.10) dovedesc că acestea nu prezintă defecte de continuitate metalică de tipul lipsei de pătrundere sau lipsei de topire între treceri, a porilor respectiv a fisurilor şi crăpăturilor.

BUPT



Figura 5. 10 Macrografia depunerii a două straturi

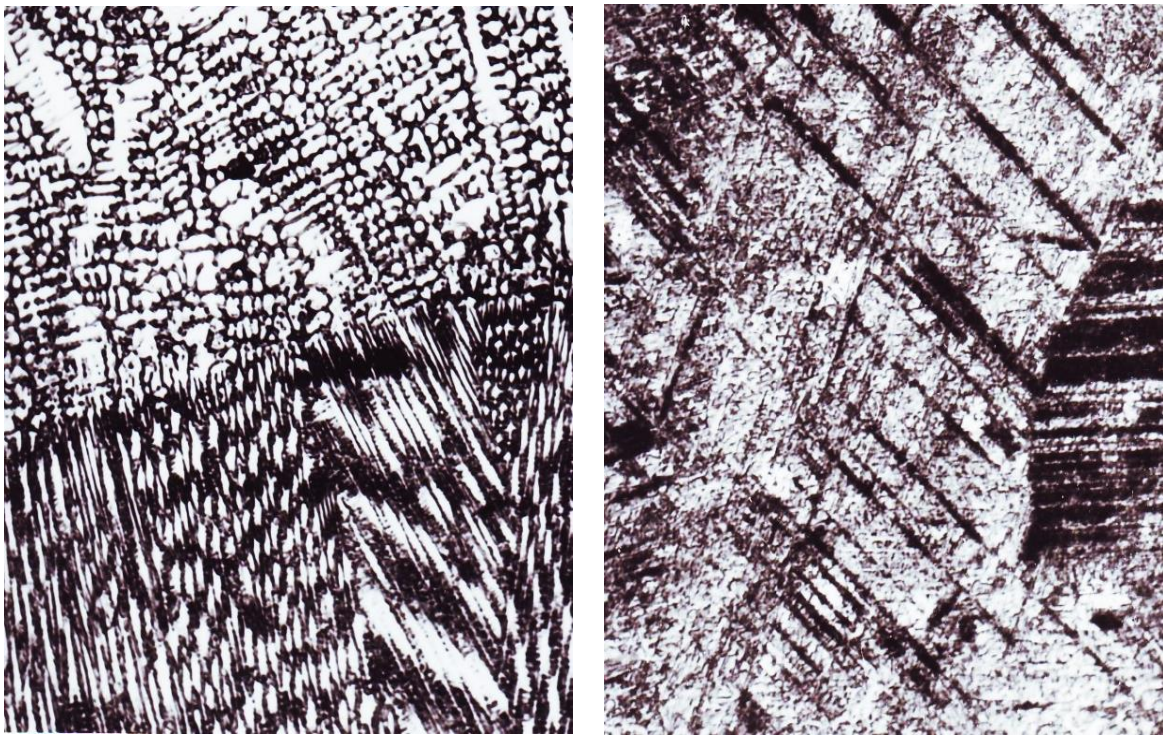
Rezultatele examinărilor micrografice conduse pe un microscop optic Leica DM2700M concordă cu cele obținute de alți cercetători, evidențiind formarea în straturile depuse a unei structuri cu aspect dendritic constituită din carburi complexe încorporate într-o matrice de austenită (Figura 5.11 a).

Durificarea prin deformare la rece se manifestă prin apariţia în zona de suprafaţă a unei densități mari de linii de alunecare (Figura 5.11 b). Cauza fenomenului de durificare prin deformare la rece nu este pe deplin lămurită, constituind încă subiecte de cercetare în domeniul Științei materialelor.

Unii cercetători au exprimat părerea că mecanismul de ecruisare mecanică are la bază acțiunea de schimb între dislocații și atomii de carbon dizolvați interstițial în soluția solidă. Ca urmare a coeficientului ridicat de difuzie a atomilor de carbon, în porțiunile distorsionate ale rețelei cristaline a austenitei, de exemplu în zonele cu o densitate mare de dislocații, se produce o blocare a mișcării libere a acestora, respectiv o mărire a tensiunilor necesare eliberării lor [121][124].

Alte lucrări de cercetare au evidențiat apariția defectelor de împachetare și formarea de macle care se opun deplasării dislocațiilor [7][133][137].

BUPT



-a- -b-

Figura 5.11 Micrografia depunerii a două straturi: a – MO x 250; b – MO x 500 (după ecruisare)

Analizele de dispersie în energie a razelor X, reliefează faptul că alături de modificarea conţinutului în Fe, apar schimbări importante ale conținuturilor în Ni, Cr și Mn din primul strat depus în microzona din apropierea metalului de bază (Figura 5.12).

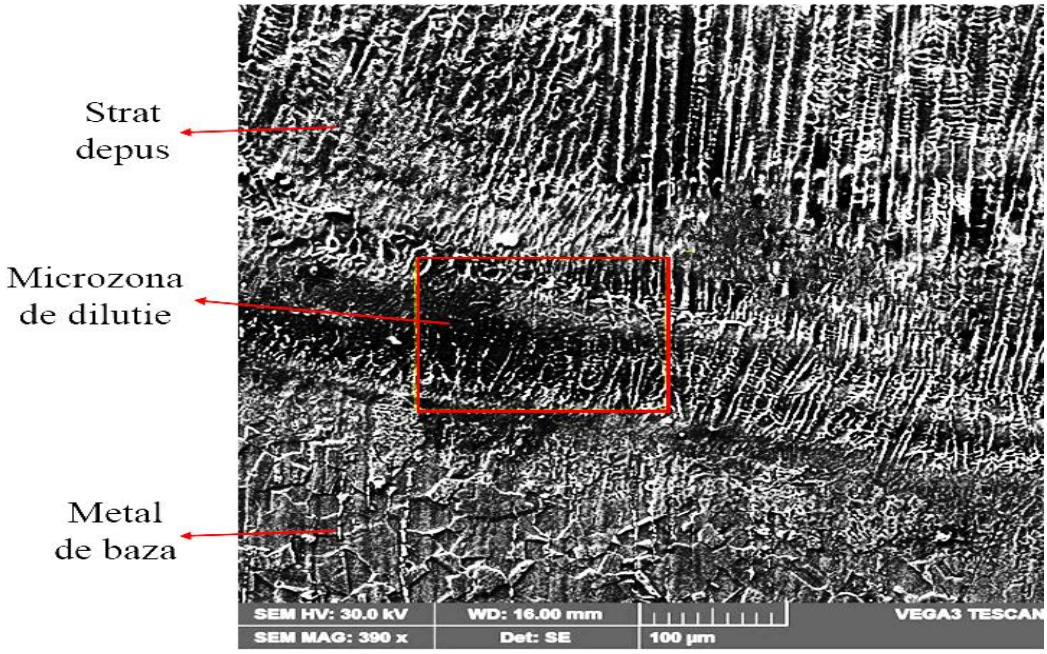
Diluția volumetrică a stratului depus a fost calculată cu relația [63] :

$$D_v = (1 + \frac{\rho_s}{\rho_w}\frac{Fe_s - Fe_c}{Fe_c - Fe_w})^{-1} \quad (11)$$

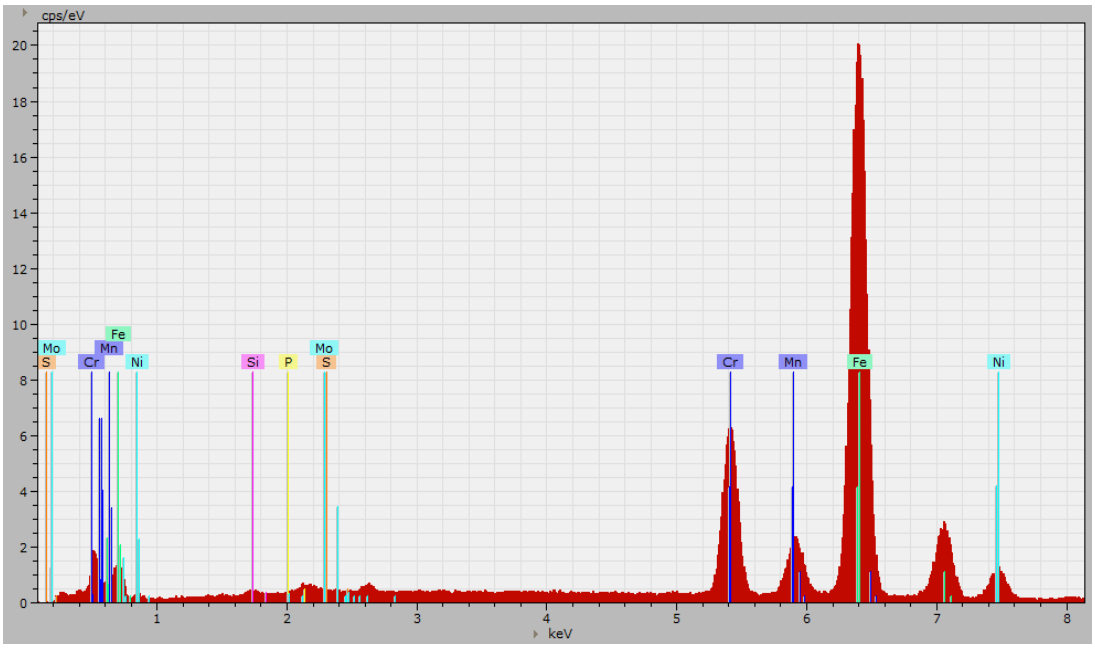
în care:
ρ_s = 7.8 g/cm^3, densitatea oțelului;
ρ_w = 7.98 g/cm^3, densitatea aliajului austenitic manganos;
Fe_s, Fe_c, Fe_w - % masa Fe în substrat, strat şi electrod.

Pe baza datelor oferite de asemenea analize şi a valorilor densităţii materialelor care concură la formarea sistemului strat – substrat, a rezultat că gradul de diluţie este de aproximativ 4,1 – 4,6%.

BUPT



-a-



-b-

Element	Series	Mass C. (wt.%)	Norm. C. (wt.%)	Atom C. (at.%)	Error (1 Sigma) (wt.%)
Ni	K series	6.82	6.89	6.50	0.22
Cr	K series	12.56	12.69	13.50	0.36
Mn	K series	4.05	4.09	4.12	0.14
Si	K series	0.33	0.34	0.66	0.05
P	K series	0.11	0.11	0.20	0.04
Fe	K series	74.84	75.61	74.87	1.93
Mo	K series	0.26	0.26	0.15	0.10
	Total	**98.98**	**100.00**	**100.00**	

-c-

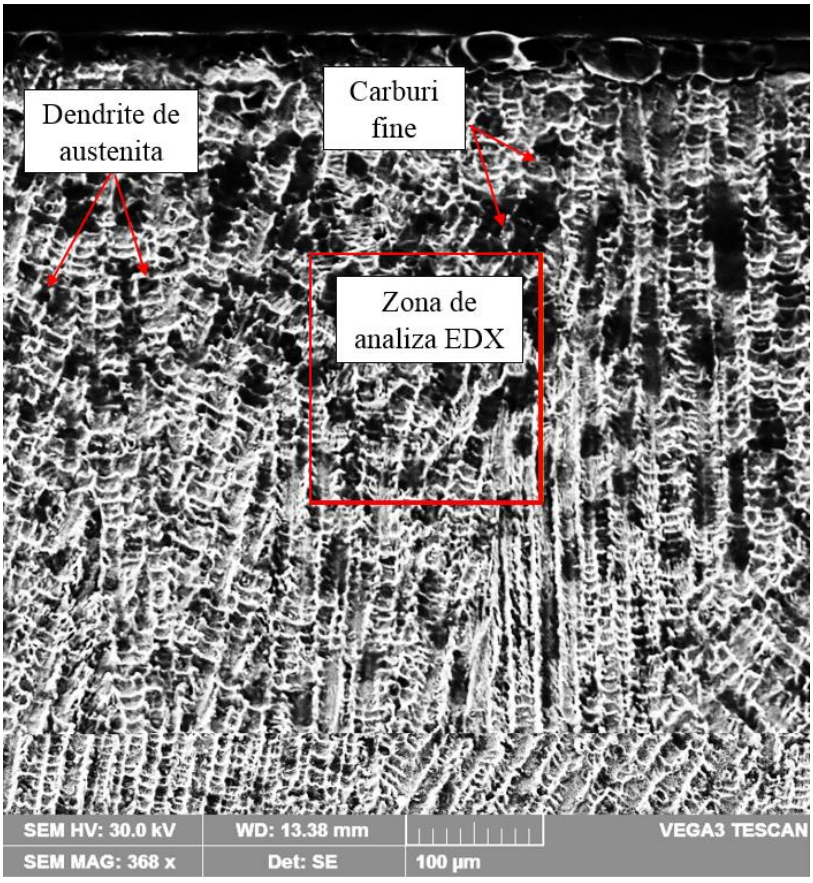
Figura 5.12 Imaginea micrografică SEM a sistemului strat - substrat (a), spectrul EDX (b) și compoziția chimică a primului strat depus (c)

BUPT

Nivelul diluției este mai mic decât cel obţinut prin metodele convenționale de încărcare dură, (sudarea manuală cu arc electric, MMAW, sudarea cu electrod nefuzibil de W, GTAW [137], sudarea în mediu de gaz protector, GMAW [133], încărcare cu laser [179] și sudare în plasmă cu arc transferat, PTA), unde variază de la minim 10 – 12% la maxim 40% în primul strat depus [142]. Valorile diluției obținute folosind procesul de sudare în curent pulsat sunt comparabile cu cele specifice procesului de sudare în plasmă cu arc transferat (PTA), unde variază de la un minim de 6% la un maxim de 28% [4][112][140]. În cazul acoperirii cu fascicul laser, valorile diluției variază între 3% şi 20% [86].

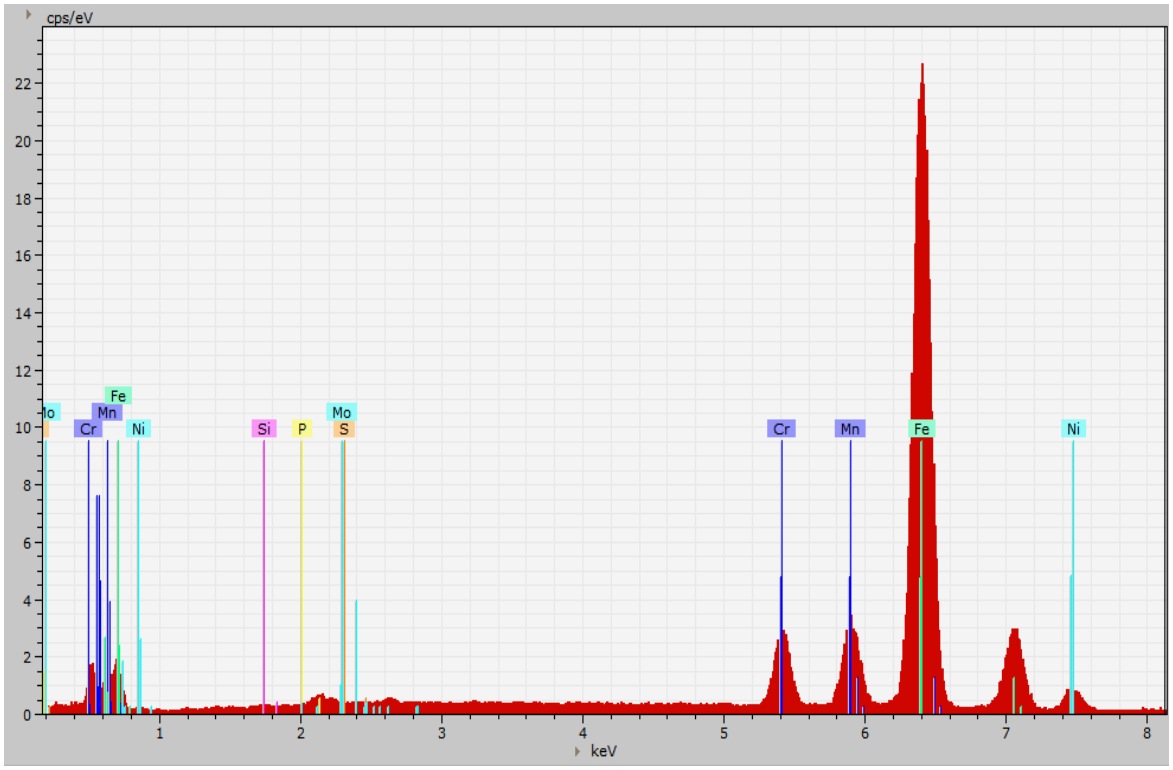
Aceleași investigații, EDX, conduse asupra unei microzone din ultimul strat depus, (Figura 5.13) dovedesc că diluția celor două componente ale sistemului strat – substrat este absentă și compoziția chimică rezultată este cea specifică aliajelor austenitice manganoase.

În consecință, tehnica specială de sudare propusă în această lucrare devine economică și atractivă în comparație cu alte procese de încărcare dură.



-a-

BUPT



-b-

Element	Series	Mass C. (wt.%)	Norm. C. (wt.%)	Atom C. (at.%)	Error (1 Sigma) (wt.%)
Ni	K series	4.40	4.52	4.28	0.16
Cr	K series	5.16	5.31	5.67	0.17
Mn	K series	14.97	15.20	15.29	0.24
Si	K series	0.11	0.12	0.23	0.05
P	K series	0.12	0.12	0.21	0.04
Fe	K series	74.22	74.73	74.32	2.03
	Total	**98.98**	**100.00**	**100.00**	

-c-

Figura 5.13 Imaginea micrografică SEM (a), spectrul EDX (b) și compoziția chimică a ultimului strat depus (c)

5.4 Curbele de cavitație

Rezultatele testului de comportare și rezistență la eroziunea produsă prin cavitația vibratoare, a structurii straturilor depuse prin sudare manuală în curent pulsat, sunt prezentate prin diagramele prezentate în figurile ce urmează și care cuprind:

- valorile experimentale (pierdere de masă cumulată (M_i). adâncime medie cumulată de eroziune (MDE_i) și viteze de eroziune- aferentă pierderilor de masă (v_i) și medie de pătrundere a eroziunii ($MDER_i$));
- curbele de mediere a valorilor experimentale (M(t), MDER(t), v(t) și MDER(t));
- valorile parametrilor statistici (abaterea medie standard a valorilor experimentale MDE_i față de curba de mediere MDE(t) și gradul de toleranță, definit de limitele superioară S(t) și

BUPT

inferioară I(t) ale intervalul de dispersie a valorilor experimentale), care arată acuratețea procesului tehnologic de sudare și a derulării testului experimental;

- valorile parametrilor specifici rezistenței la cavitație a structurii stratului depus, definiți de curbele de mediere M(t), v(t), MDE(t) și MDER(t):

- valoarea maximă a masei cumulate pierdută (M_{max}), în cele 165 minute de atac al cavitației;

- valoarea maximă a adâncimii medii cumulate (MDE_{max}), realizată în aria suprafeței (cu d = 15.8 mm) expusă cavitației vibratoare timp de165;

- valoarea v_s, finală de palier, spre care curba v(t) tinde asimptotic la final de test (165 minute)

- valoarea $MDER_s$, finală de palier, spre care curba MDER(t) tinde asimptotic la final de test (165 minute)

- valorile maxime, v_{max} și $MDER_{max}$, definite de curbele de mediere v(t) și MDER(t).

Cum între pierderile cumulate de masă erodată M_i și adâncimile medii cumulate de eroziune $MDER_i$ există relația de legătură $MDE_i=4M_i/(\pi\rho d^2)$, cu parametrii constanți – densitatea ρ a materialului stratului depus și diametrul suprafeței expuse la cavitație (d = 14 mm) - Figurile 5.14, 5.15, 5.16, 5.19, 5.20, 5.21, 5.24, 5.25, 5.26, discuțiile privind comportarea structurii, dată de dispersiile valorilor experimentale și evoluția curbelor M(t) și MDER(t), vor fi comune, prin referire la datele din ambele tipuri de diagrame. La fel se vor purta și discuțiile pe datele din diagramele 5.18, 5.22, 5.23, 5.28 care conțin valorile experimentale ale vitezelor $v_i = \Delta M_i/\Delta t_i$ și $MDER_i = \Delta MDE_i/\Delta t_i$, Figurile 5.17, 5.18, 5.22, 5.23, 5.27, 5.28.

Această formă a discuțiilor este firească, deoarece:

1. în diverse perioade intermediare, masa pierdută dă indicații despre grăunții expulzați, iar adâncimea medie de eroziune dă indicații despre cavernele produse în structura solicitată;
2. curbele de mediere M(t) și MDE(t), respectiv v(t) și MDER(t), au evoluții identice;
3. valori experimentale ale celor trei probe, din fiecare stare, au aceeași dispersie față de aceste curbe și distribuții identice una față de celelalte.

Pentru diagramele din Figurile 5.29...5.36 discuțiile se poartă doar pentru a pune în evidență diferențele de comportare și rezistență la eroziunea cavitației vibratoare între structurile celor trei tipuri de epruvete (cu un strat, cu două straturi și cu trei straturi), respectiv între acestea și ale metalului de bază (oțel GX40CrNiSi25-30) în stare recoaptă.

BUPT

a) probe cu un strat depus

Rezultatele testului de cavitație sunt prinse în diagramele din Figurile 5.14....5.18.

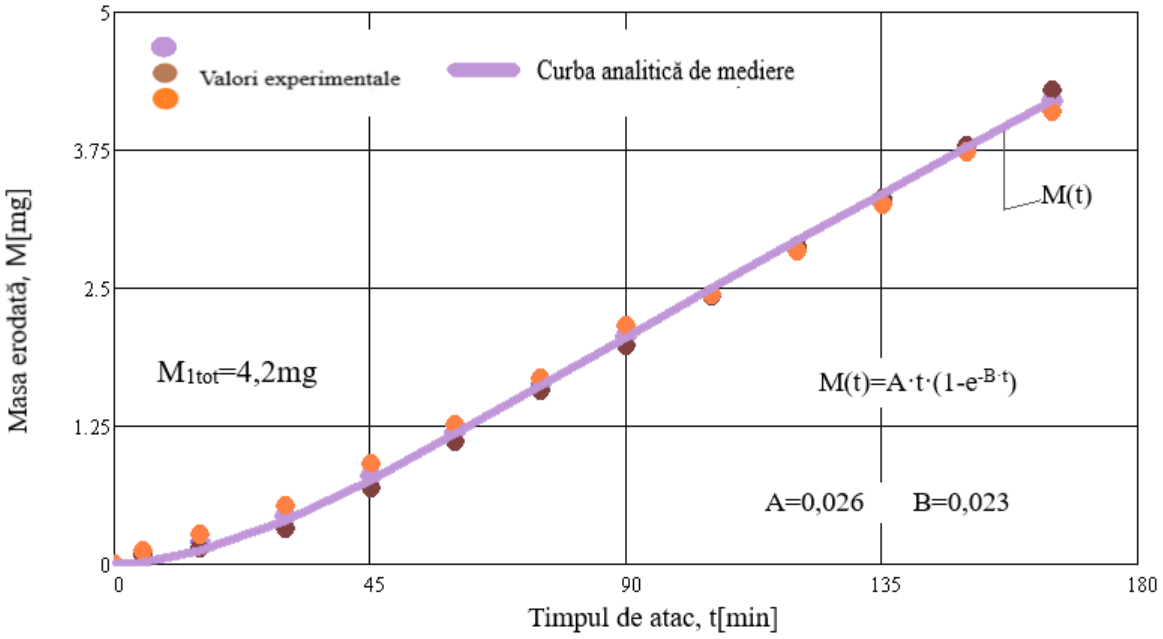


Figura 5.14 Evoluția pierderilor de masă cumulată cu timpul de atac (probele cu 1 strat depus)

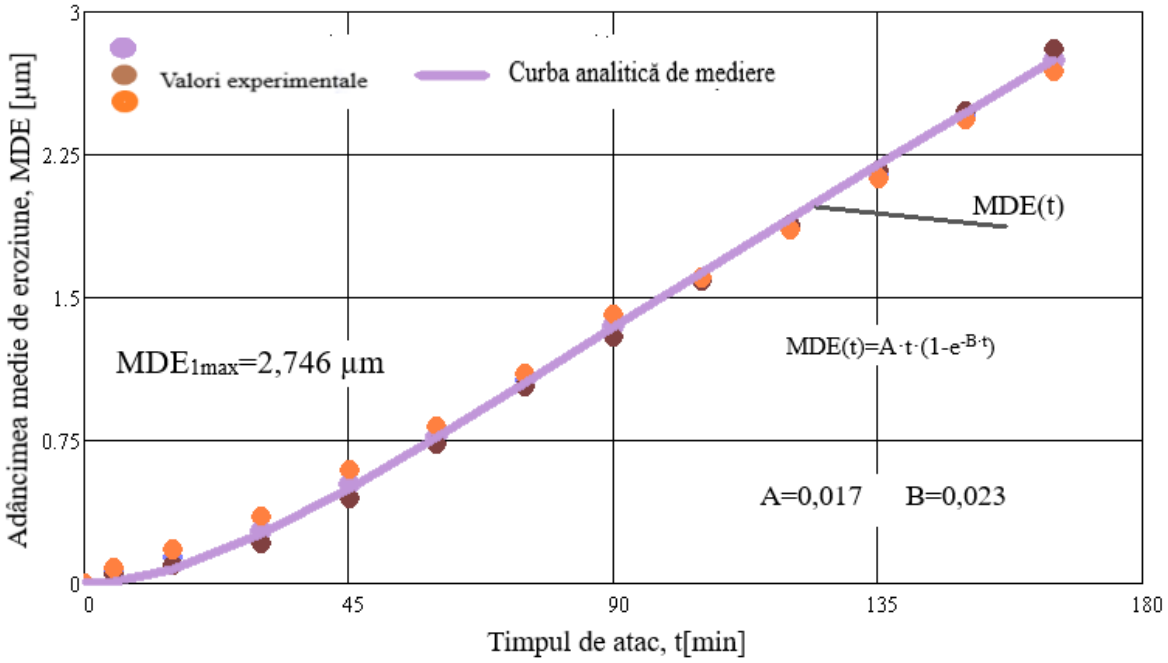
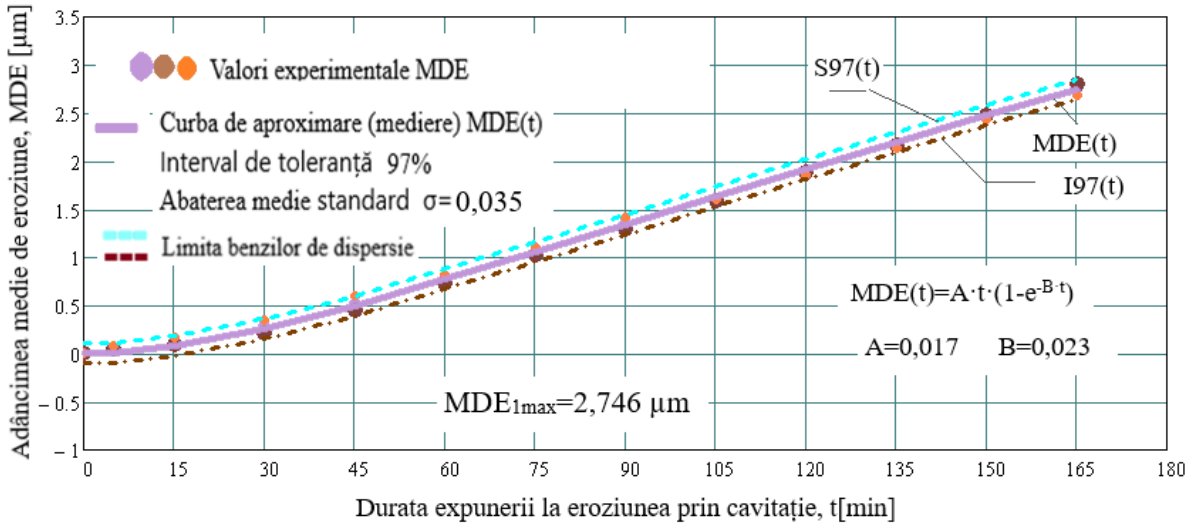


Figura 5.15 Evoluția adâncimii medii de eroziune cumulată MDE cu timpul de atac (probele cu 1 strat depus)

BUPT



Parametrii statistici calculați	proba 1 Aust-Mn
Adâncimea medie de pătrundere a eroziunii, MDE_{max}, după 165 minute de atac [µm]	2,746
Valoarea maximă conform curbei de regresie polinomiale [µm]	2,850
Valoarea minimă conform curbei de regresie polinomiale [µm]	2,642
Eroarea standard de estimare (σ)	0,035

Figura 5.16 Dispersia valorilor experimentale și valorile parametrilor statistici (probele cu 1 strat depus)

Datele prezentate în diagramele din Figurile 5.14…5.16 reliefează următoarele aspecte:

- dispersia valorilor experimentale ale celor trei probe, față de curba de mediere, este redusă și uniform distribuită. Acest aspect arată că pe parcursul solicitării structura se comportă foarte bine, constant, la solicitările ciclice ale undelor de șoc și ale microjeturilor rezultate din implozia bulelor din norul cavitațional;
- diferențele dintre valorile experimentale ale celor trei probe sunt reduse, la unele perioade ale atacului (45 min, 75 min și 135 min) chiar egale (vezi Figura 5.17 si Figura 5.18). Acest mod de comportare arată că regimul tehnologic de depunere prin sudare a fost unul riguros, identic pentru cele trei probe;
- curbele de mediere a valorilor experimentale M(t) și MDE(t) au evoluții exponențiale pe intervalul 0..45 minute, după care, până la finalizarea testului (165 minute) au evoluții liniare, ceea ce sugerează o creștere a rezistenței structurii stratului la eroziunea cavitației;

BUPT

- valorile intervalului de toleranță de 97 % (eroare de ± 3%) și ale abaterii medii standard (σ = 0.035) arată acuratețea testatelor la cavitație, în care parametrii funcționali ai aparatului vibrator (amplitudine și frecvență vibrații, putere generator electronic de ultrasunete, temperatura apei, adâncimea de imersare a epruvetei în apă (8 mm)) au fost foarte bine controlați și menținuți la valorile prescrise datorită softului construit în laborator și implementat în calculatorul cu care s-a condus programul experimental. De asemenea, valorile scăzute ale celor doi parametrii statistici arată că structura stratului depus este una omogenă, fină, cu grăunți de dimensiuni mici, ca urmare a parametrilor regimului tehnologic, folosiți la realizarea stratului prin sudare WIG.

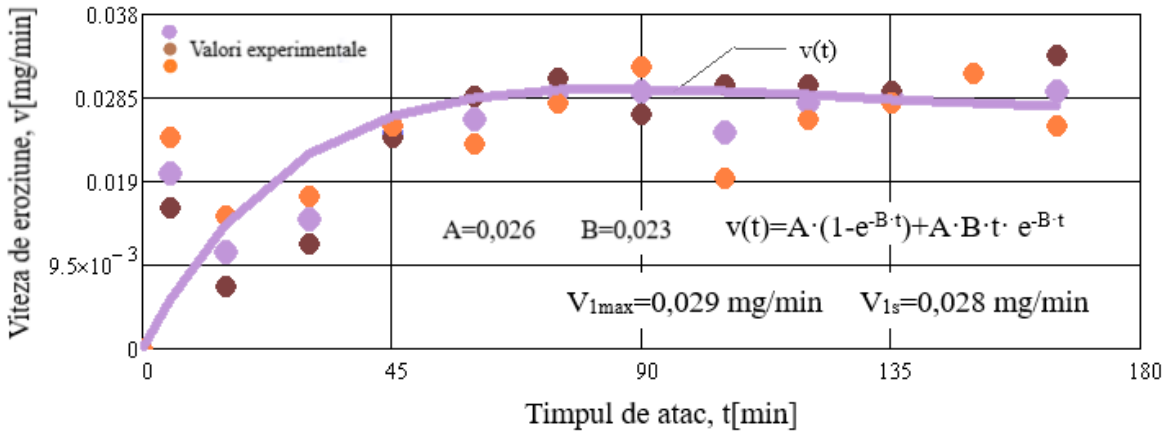


Figura 5.17 Evoluția vitezei de eroziune cu timpul de atac (probele cu 1 strat depus)

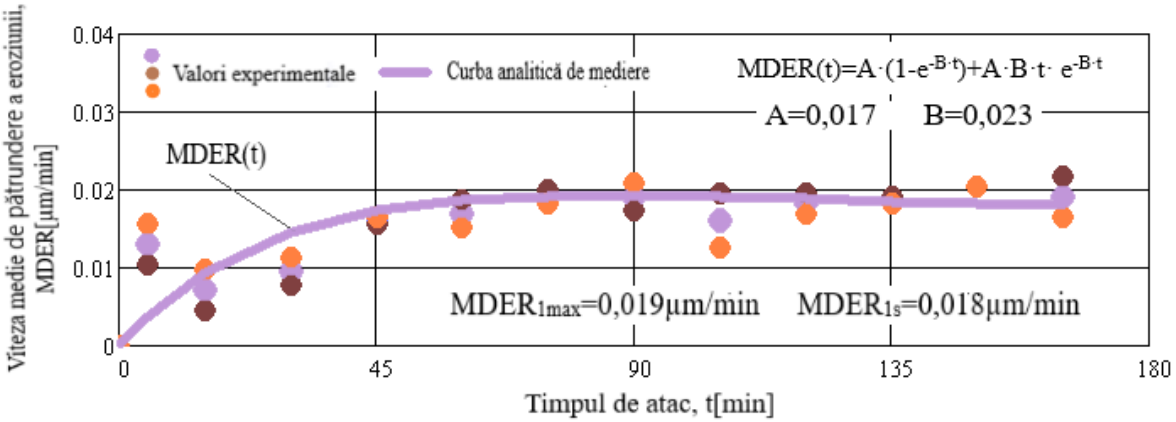


Figura 5.18 Evoluția vitezei medii de pătrundere a eroziunii MDER cu timpul de atac (probele cu 1 strat depus)

Datele prezentate în diagramele din Figura 5.17 și Figura 5.18 confirmă afirmațiile făcute pe baza datelor din Figura 5.14...5.16, cu privire la dimensiunile grăunților expulzați, duratele atacurilor la care valorile experimentale sunt de ordin apropiat (45 min, 75 min și 135

BUPT

min), efectul durității suprafeței atacate înainte de începerea testului de cavitație, dar și efectul mecanic al derulării procesului de eroziune prin impactul ciclic cu undele de șoc și microjeturile cavitaționale, rezultate prin implozia bulelor formate în norul cavitațional.

În plus, datele din Figura 5.17 și 5.18 reliefează următoarele aspecte:

- dispersie relativ simetrică a valorilor experimentale ale celor trei probe, față de curba de mediere MDER(t), cu diferențe mici, nesemnificative și egale între cele înregistrate la aceeași durată a cavitației. Aceste constatări arată cum comportarea structurilor celor trei probe este dictată de diferențele dintre dimensiunile și masele grăunților expulzați;
- forma curbei MDER(t), cu ușoară scădere asimptotică (circa 5.5.%) spre valoarea de stabilizare v_s sau $MDER_s$, după atingerea unui maxim v_{max}, respectiv $MDER_{max}$, este specifică structurilor cu foarte mare rezistență la eroziunea cavitației;
- valoarea de maxim (v_{max}, respectiv $MDER_{max}$) se atinge după 90 minute, ceea ce arată că durificarea suplimentară a suprafeței atacate și efectul amortizant al presiunilor de impact microjeturi-suprafață, se manifestă relativ târziu.

b) probe cu două straturi depuse

Rezultatele testului de cavitație sunt prinse în diagramele din Figurile 5.19....5.23

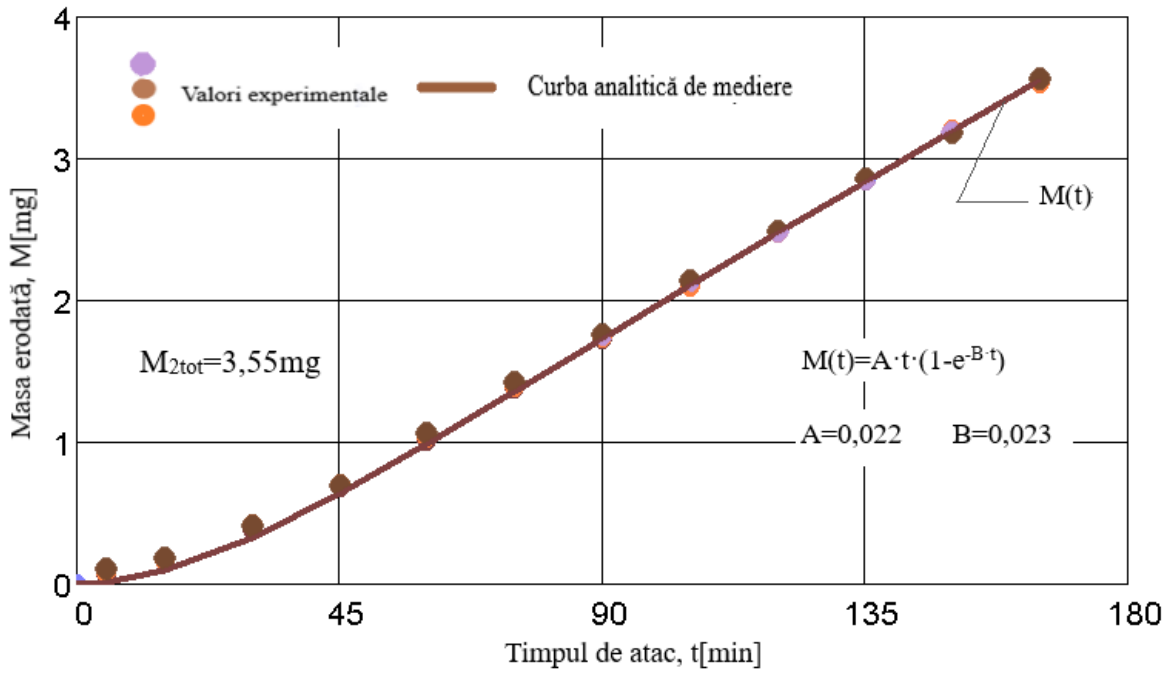


Figura 5.19 Evoluția pierderilor de masă cumulată cu timpul de atac (probele cu 2 straturi depuse)

BUPT

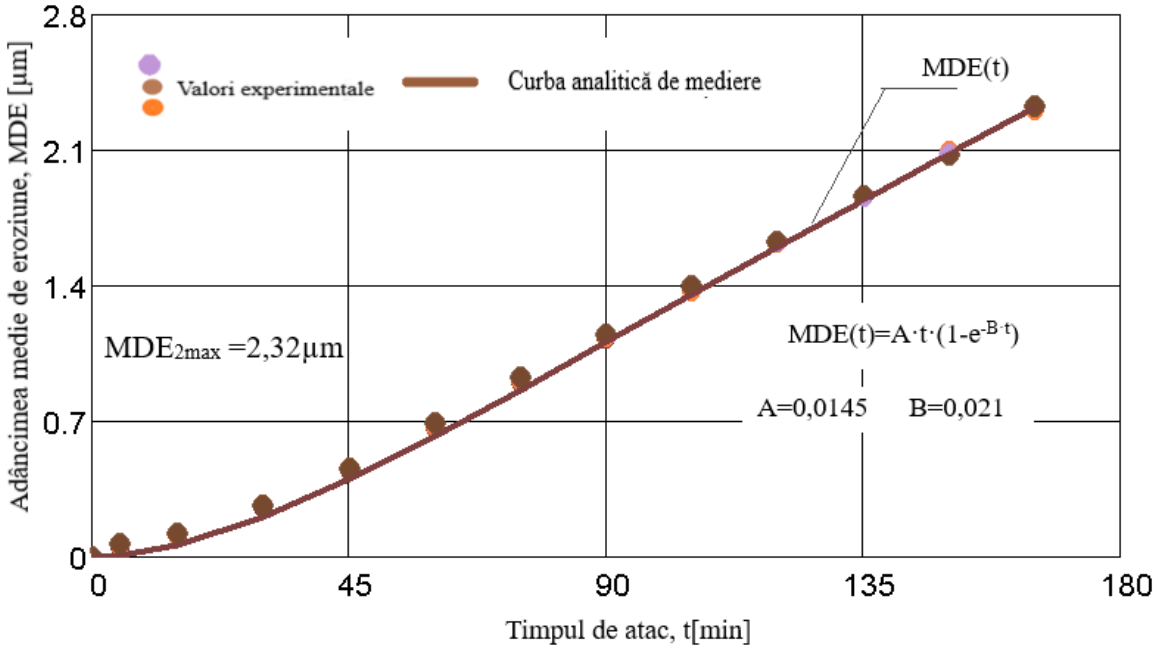
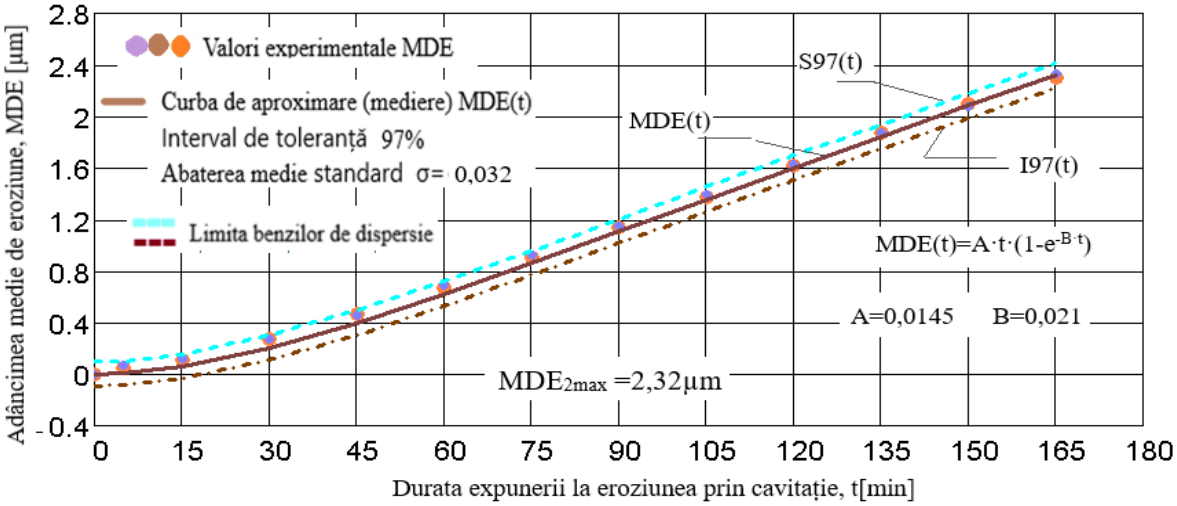


Figura 5.20 Evoluția adâncimii medii de eroziune cumulată MDE cu timpul de atac (probele cu 2 straturi depuse)



Parametrii statistici calculați	proba 2 Aust-Mn
Adâncimea medie de pătrundere a eroziunii, MDE_{max}, după 165 minute de atac [µm]	2,321
Valoarea maximă conform curbei de regresie polinomiale [µm]	2,414
Valoarea minimă conform curbei de regresie polinomiale [µm]	2,223
Eroarea standard de estimare (σ)	0,032

Figura 5.21 Dispersia valorilor experimentale și valorile parametrilor statistici (probele cu 2 straturi depuse)

BUPT

Datele prezentate în diagramele din Figurile 5.19 si 5.20, cu mici diferențe, arată comportare similară cu cea a structurii cu un strat (vezi constatările realizate prin analiza datelor din Figurile 5.14....5.16). Asemănările sunt date de:

- modul de dispersie a valorilor experimentale față de curbele de mediere M(t) și MDER(t) și egale la anumite durate ale atacului cavitației;
- evoluțiile curbelor de mediere M(t) și MDER(t), exponențiale pe prima parte și liniarizare pe cea de a doua;
- valoare identică a intervalului de toleranță (97 %).

Diferențele sunt date de:

- nivelul mai mic al pierderilor de masă cumulată, respectiv al adâncimilor medii cumulate, (vezi și diagramele de comparție din Figura 5.29 și Figura 5.30) ca urmare a dimensiunilor mai mici ale grăunților expulzați (vezi imaginile macro și microscopice, realizate cu aparatul foto și microscoapele optice și electronice)
- valoarea mai mică, cu circa 9 %, a abaterii standard (σ = 0,032 față de 0,035 la probele cu un strat), ceea ce arată că gradele de finețe structurală și duritatea suprafeței atacate de cavitație sunt ușor mai mari, față de ale probelor cu un strat, respectiv controlul riguros a parametrilor regimului de depunere prin sudare a ambelor straturi;
- intervalul pe care evoluția curbelor de mediere este exponențială, este mai mic (0...30 minute, față de 0...45 minute). Motivul este dat de dimensiunile mai mici ale microcavernelor și de duritatea mai mare a suprafeței atacate;
- duratele la care valorile celor trei probe sunt aproximativ egale sunt mai mari ca număr (15 min, 45 min, 75min, 90 min, 135 min). Acest aspect este o confirmare a durității mai mari a suprafeței și a dimensiunii reduse ale grăunților expulzați.

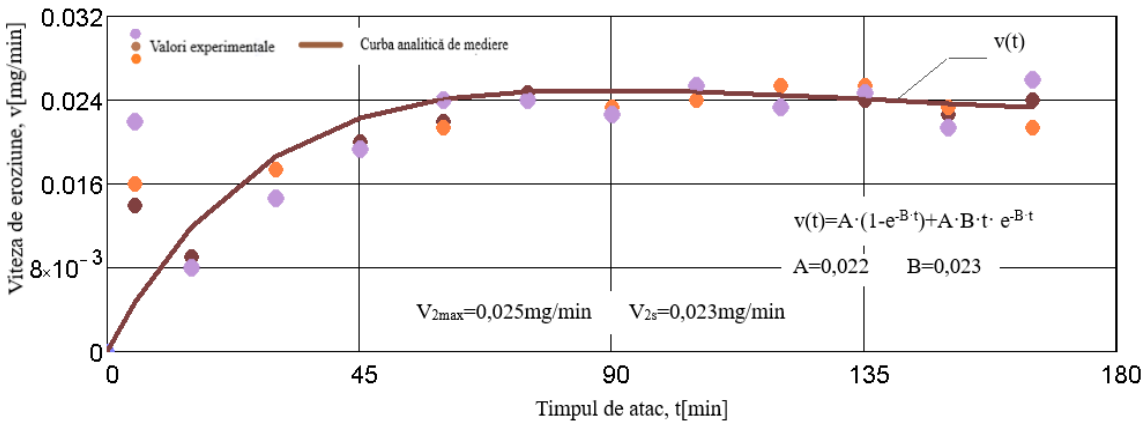


Figura 5.22 Evoluția vitezei de eroziune cu timpul de atac (probele cu 2 straturi depuse)

BUPT

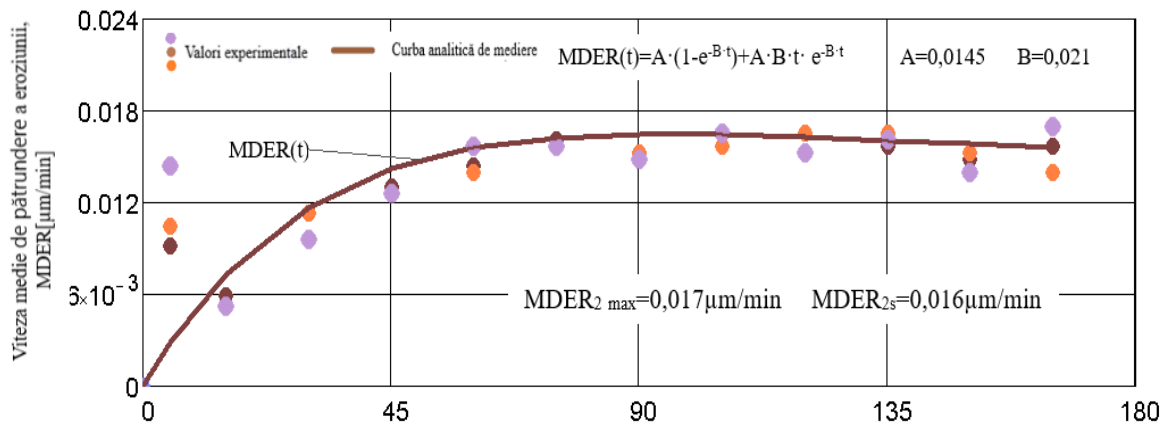


Figura 5.23 Evoluția vitezei medii de pătrundere a eroziunii MDER cu timpul de atac (probele cu 2 straturi depuse)

Din analiza datelor prezentate în diagramele din Figura 5.22 și Figura 5.23 rezultă că și acestea confirmă afirmațiile rezultate din analiza Figura 5.19...5.21, despre dimensiunile grăunților expulzați, gradul de finețe și omogenitatea structurală, duratele atacurilor la care valorile experimentale sunt de ordin apropiat (15 min, 45 min, 75 min, 90 min și 135 min), efectul durității suprafeței atacate înainte de începerea testului de cavitație, și despre distrugerea structurii suprafeței, prin mecanismul mecanic de impactare ciclică cu undele de șoc și microjeturile rezultate prin implozia bulelor formate în norul de vapori.

În plus, datele din Figura 5.17 și Figura 5.18 arată:

- abateri mici ale valorilor experimentale, ale celor trei probe, față de curba de mediere MDER(t), cu o dispersie ușor asimetrică față aceasta;
- diferențe mici, nesemnificative și egale între cele înregistrate la aceeași durată a cavitației, care confirmă comportarea similară a structurilor celor trei probe, cu mici diferențe dictate de dimensiunile și masele grăunților expulzați;
- forma curbei MDER(t), similară ca evoluție cu cea specifică probelor cu un strat depus, cu ușoară scădere asimptotică (circa 6%) spre valoarea de stabilizare v_s sau $MDER_s$, după atingerea valorii maxime v_{max}, respectiv $MDER_{max}$, de asemnea, caracteristică structurilor cu foarte mare rezistență la eroziunea cavitației;
- raportat la probele cu un strat depus, se observă asemănare din punct de vedere al duratei (90 minute) la care curba realizează maximul (v_{max}, respectiv $MDER_{max}$), arătând similaritate între cele două tipuri de probe, din punct de vedere mecanismelor de durificare suplimentară a suprafeței atacate și efect amortizant al presiunilor de impact microjeturi-suprafață cavitată.

BUPT

c) probe cu trei straturi depuse

Rezultatele testului de cavitație sunt prinse în diagramele din Figura 5.24....5.28

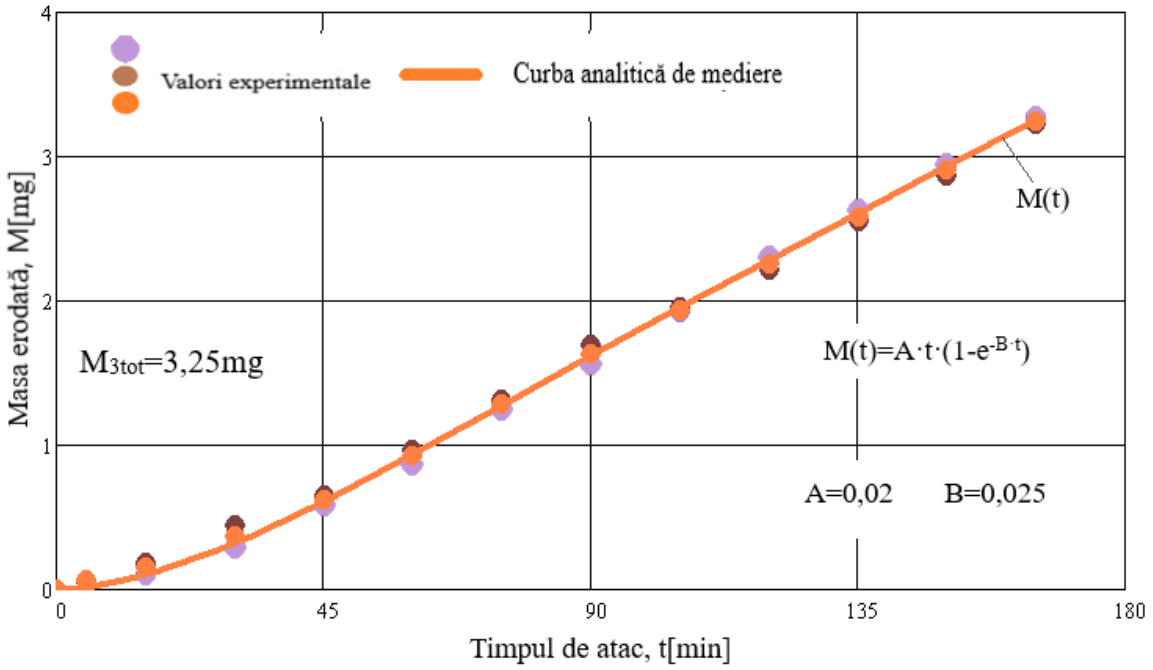


Figura 5.24 Evoluția pierderilor de masă cumulată cu timpul de atac (probele cu 3 straturi depuse)

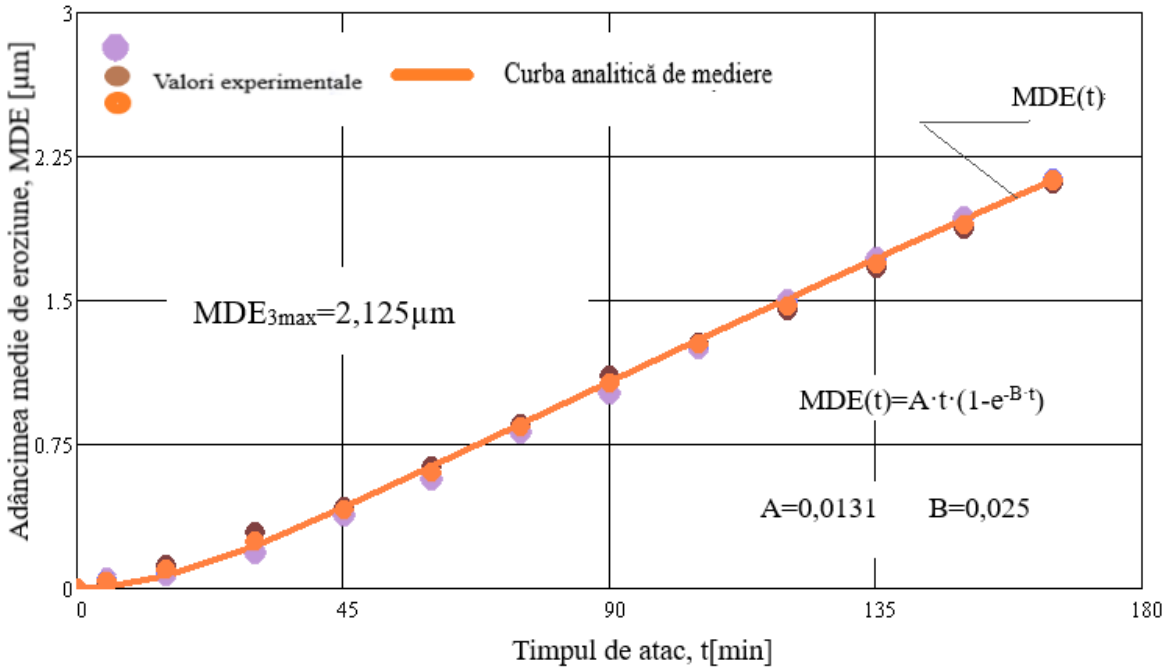
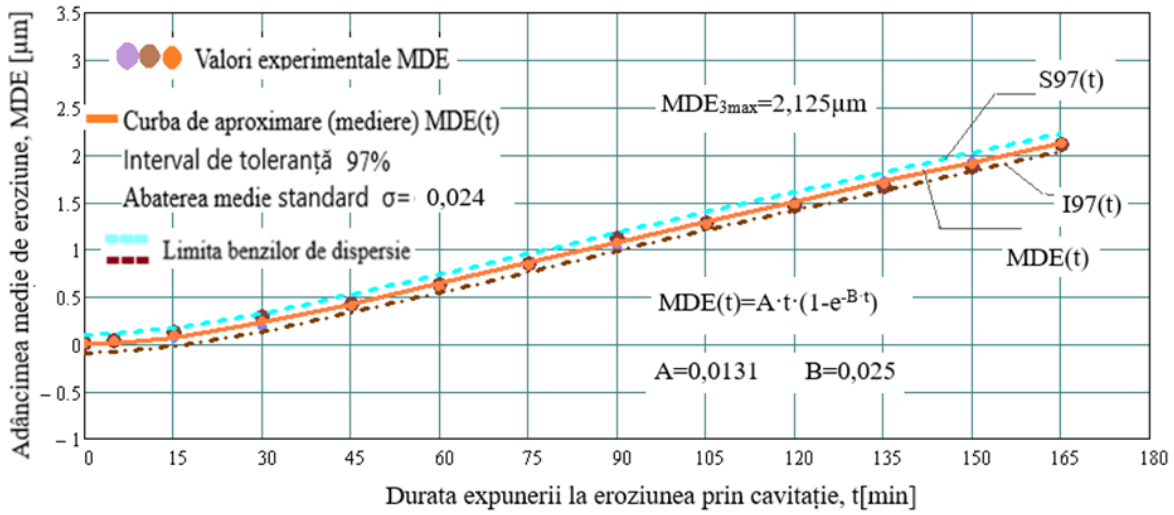


Figura 5.25 Evoluția adâncimii medii de eroziune cumulată MDE cu timpul de atac (probele cu 3 straturi depuse)

BUPT



Parametrii statistici calculați	proba 3 Aust-Mn
Adâncimea medie de pătrundere a eroziunii, MDE_{max}, după 165 minute de atac [µm]	2,125
Valoarea maximă conform curbei de regresie polinomiale [µm]	2,222
Valoarea minimă conform curbei de regresie polinomiale [µm]	2,028
Eroarea standard de estimare (σ)	0,024

Figura 5.26 Dispersia valorilor experimentale și valorile parametrilor statistici (probele cu 3 straturi depuse)

Datele prezentate în diagramele din Figura 5.24...5.26, reliefează aspecte similare/asemănătoare și ușor diferite de cele constatate la analizele datelor din Figura 5.14....5.16 (probele cu un strat depus) și a celor din Figura 5.19 și 5.20 (probele cu două straturi depuse).

Asemănările dintre cele trei probe sunt date de:

- evoluțiile curbelor de mediere M(t) și MDER(t), exponențiale pe prima parte și liniarizare pe cea de a doua;
- modul de dispersie a valorilor experimentale față de curbele de mediere M(t) și MDER(t) și egale la anumite durate ale atacului cavitației;
- valoare identică a intervalului de toleranță (97 %).

Diferențele sunt date de:

- nivelul mai mic al pierderilor de masă cumulată, respectiv al adâncimilor medii cumulate, (vezi și diagramele de comparație din Figura 5.29 și Figura 5.30), ceea ce arată că, raportat la

BUPT

probele cu unul și două straturi, dimensiunilor grăunților expulzați (vezi imaginile macro și microscopice, realizate cu aparatul foto și microscoapele optice și electronice) sunt mai mici, iar duritatea suprafețe solicitate de cavitație este mai mare;

- valoarea mai mică a abaterii standard ($\sigma = 0.024$), cu circa 45 % față de probele cu un start și cu circa 33 % față de probele cu două straturi, ceea ce arată că, față de probele cu unul și două straturi, gradul de finețe structurală și duritatea suprafeței atacate de cavitație sunt ușor mai mari și că regimul tehnologic de depunere prin sudare a celor trei straturi a fost unul identic, cu aceeași parametrii, riguros controlați;

- intervalul, pe care evoluția curbelor de mediere este exponențială, este și mai mic (0...15 minute, față de 0...45 minute, la probele cu un start, respectiv 0...30 minute, la probele cu două straturi). Această constatare reconfirmă afirmațiile că masele și dimensiunile grăunților expulzați, precum și dimensiunile microcavernelor, sunt mai mici, iar duritatea suprafeței cavitate este mai mare;

- numărul duratelor, la care valorile celor trei probe sunt aproximativ egale, este între ale celor două (60 min, 75 min, 135 min, 150 min) vezi și Figura 5.27 și Figura 5.28. Acest aspect este o confirmare a faptului că numărul de straturi afectează nu numai comportarea ci și rezistența ultimul strat depus la solicitările cavitației vibratoare (prin microjeturi și unde de șoc).

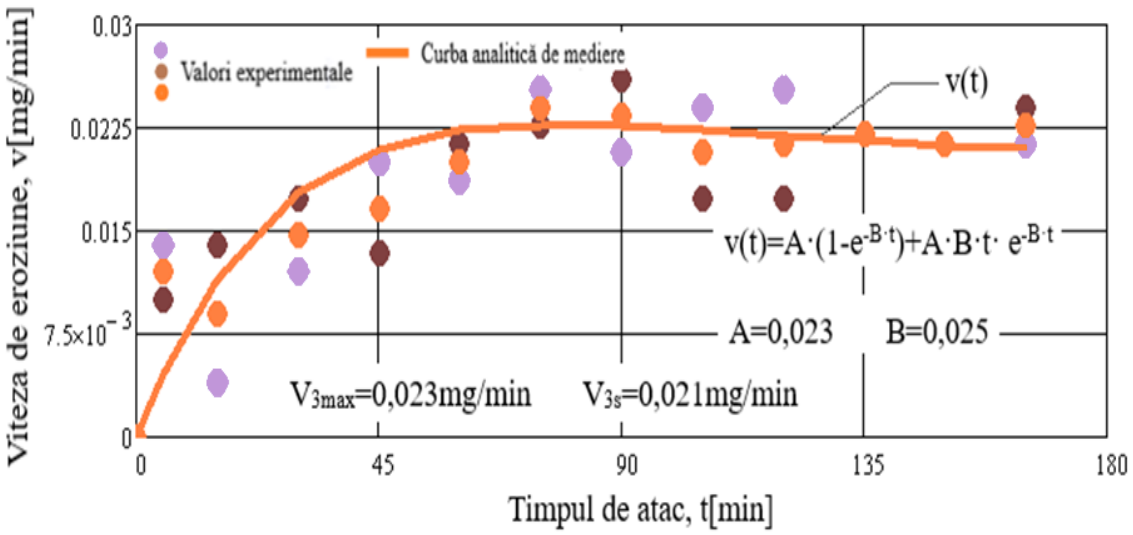


Figura 5.27 Evoluția vitezei de eroziune cu timpul de atac (probele cu 3 straturi depuse)

BUPT

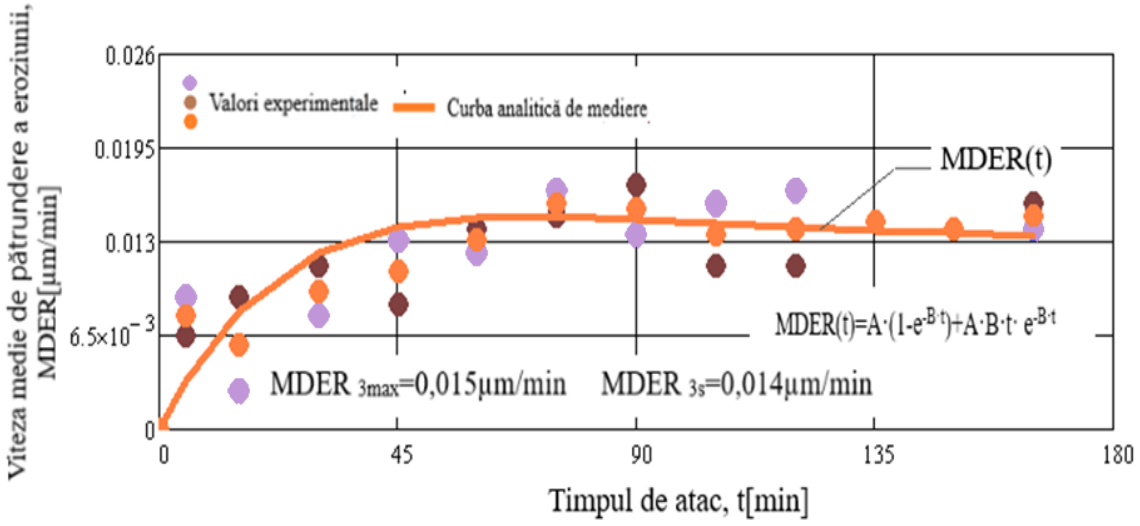


Figura 5.28 Evoluția vitezei medii de pătrundere a eroziunii MDER cu timpul de atac (probele cu 3 straturi depuse)

Analizând datele din Figura 5.27 și Figura 5.28, prin raportare la cele afirmate la probele cu un strat depus (Figura 5.17 și Figura 5.18) și la probele cu două straturi depuse (Figura 5.22 și Figura 5.23), se constată multe asemănări, dar și diferențe, dictate de valorile mai mici ale vitezelor, ca expresie a fineței microstructurale, de dimensiunile mai mici ale grăunților expulzați la diferite durate ale atacului, de proprietățile mecanice ale ultimului strat depus (în special duritate) și de durata de la care se observă începerea durificării suplimentare a suprafeței atacate, respectiv efectul de amortizare al șocurilor produse la impactul cu microjeturile cavitaționale.

Asemănările cu rezultatele obținute pe probele cu un singur strat depus (Figura 5.17 și Figura 5.18), și cu ale probelor cu două straturi depuse (Figura 5.22 și Figura 5.23) sunt:

- forma de evoluție a curbei MDER(t), cu atingerea unei valori maxime (v_{max}, respectiv $MDER_{max}$) urmată de scădere asimptotică spre valoarea de stabilizare (v_s, respectiv $MDER_s$);
- diferențele absolute între vitezele celor trei probe sunt de același ordin 2/mg/min, respectiv 1 µm/min:

Diferențele față de rezultatele obținute pe probele cu un singur strat depus (Figura.8 și Figura 9), și cu ale probelor cu două straturi depuse (Figura 13 și Figura 14) sunt:

- valorile mai mici ale vitezelor experimentale obținute pentru probele cu trei straturi depuse;
- dispersia mai omogenă a valorilor experimentale față de curbele de mediere;

BUPT

- deviație mai mare (de circa 7 %) între valorile maximă și finală, atinse de curba de mediere M(t) sau MDER(t), normală având în vedere raportul se face între valorile mai mici decât în cazul primelor două.

5.5 Comparație între cele 3 probe acoperite cu oțel austenitic manganos și comparație cu oțelul initial GX40CrNiSi25-20 în stare recoaptă

Pentru analiza comparativă a comportărilor și rezistențelor la solicitările microjeturilor generate prin cavitația vibratoare, a celor trei tipuri de epruvete experimentale (cu un strat depus, cu două straturi depuse și cu trei straturi depuse), sunt folosite curbele de mediere din diagramele anterioare, cu valoarea exprimentală obținută prin medierea algebrică a valorilor experimentale ale celor trei probe din fiecare tip de stare.

Similar discuțiilor anterioare, analiza se va face la comun pentru datele din diagramele ce dau variațiile pierderilor de masă cumulată M(t) și adâncime medie cumulată MDER(t), respectiv pentru cele care exprimă variațiile vitezelor de eroziune (v și MDER).

În ambele situații analiza comportărilor se va face pe baza dispersiei valorilor exprimentale medii și pe formele de evoluție a curbelor de mediere. Analiza diferențelor de rezistență la solicitările cavitației se face pe seama valorilor parametrilor (prinși în legendele din diagrame) definiți de normele ASTM G32-2016 și folosiți în cutuma Laboratorului de Cercetare a Eroziunii prin Cavitație al Universității Politehnica Timișoara.

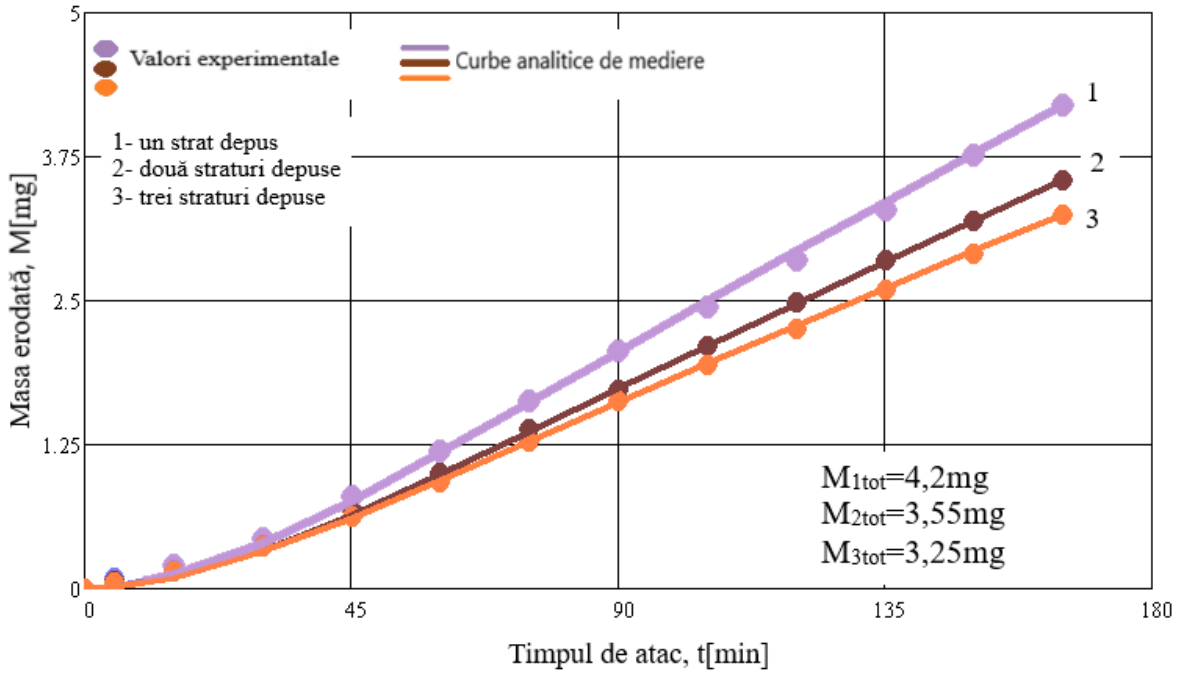


Figura 5.29 Evoluția pierderilor masice cu timpul de atac, pentru cele trei seturi de probe acoperite cu oțel austenitic manganos

BUPT

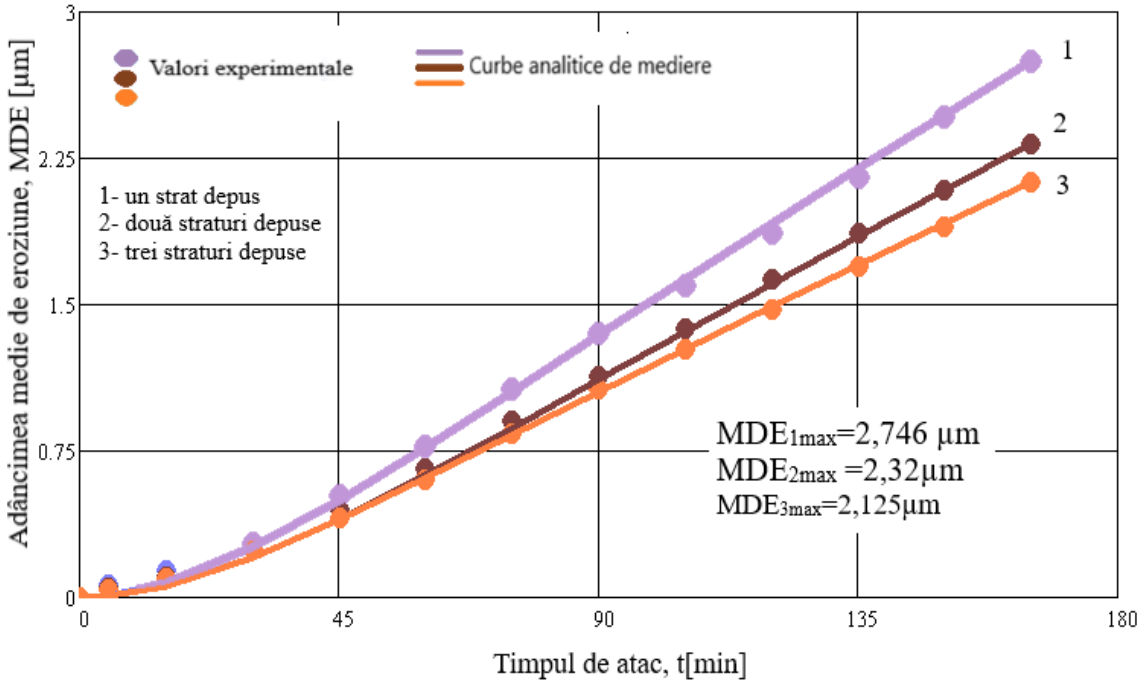


Figura 5.30 Evoluția adâncimii medii de eroziune MDE cu timpul de atac, pentru cele trei seturi de probe acoperite cu oțel austenitic manganos

Datele din diagramele prezentate în Figura 5.29 și Figura 5.30 arată că:

1. comportarea structurilor straturilor depuse WIG la solicitările undelor de șoc și ale microjeturile generate prin implozia bulelor din norul cavitațional atașat suprafeței este reflectată prin dispersiile valorilor experimentale față de curbele de mediere, forma de evoluție și panta din zona liniară a curbelor M(t) și MDE(t). Prin urmare se constată că:

   - diferențele dintre dispersiile valorilor experimentale M_i și MDE_i față de curbele de mediere sunt foarte apropiate, ceea ce arată că cele trei probe au comportări similare, dar diferite ca rezistență la solicitările ciclice, de oboseală ale undelor de șoc și ale microjeturilor cavitaționale;

   - cea mai omogenă comportare o au probele cu trei straturi, valorile experimentale fiind situate aproximativ pe curbele de mediere. Acest aspect sugerează că pierderile din duratele intermediare sunt cu mici diferențe, și denotă că microstructura probelor cu trei straturi este mai fină, cu grăunți cu mici diferențe dimensionale și de masă între ei;

   - curbele de mediere M(t) și MDE(t) au evoluții similare, cu prima parte exponențială și cea de a doua liniară. Diferențele de pante sunt expresii ale diferențelor de rezistență la atacul cavitației, mai mare pentru probele cu trei straturi depuse.

BUPT

Așadar, comportarea la cavitație este o caracteristică a tipului de metal depus prin sudare WIG.

2. din punct de vedere al rezistenței la solicitările specifice cavitației vibratoare a structurii stratului din suprafața atacată, folosind parametrii M_{max} și MDE_{max}, rezultă că cea mai mare rezistență o au probele cu trei straturi, cu circa 29 % față de probele cu un strat depus .

Prin urmare rezistența la cavitație este dictată de procedeul folosit, tehnica de depunere și numărul straturilor.

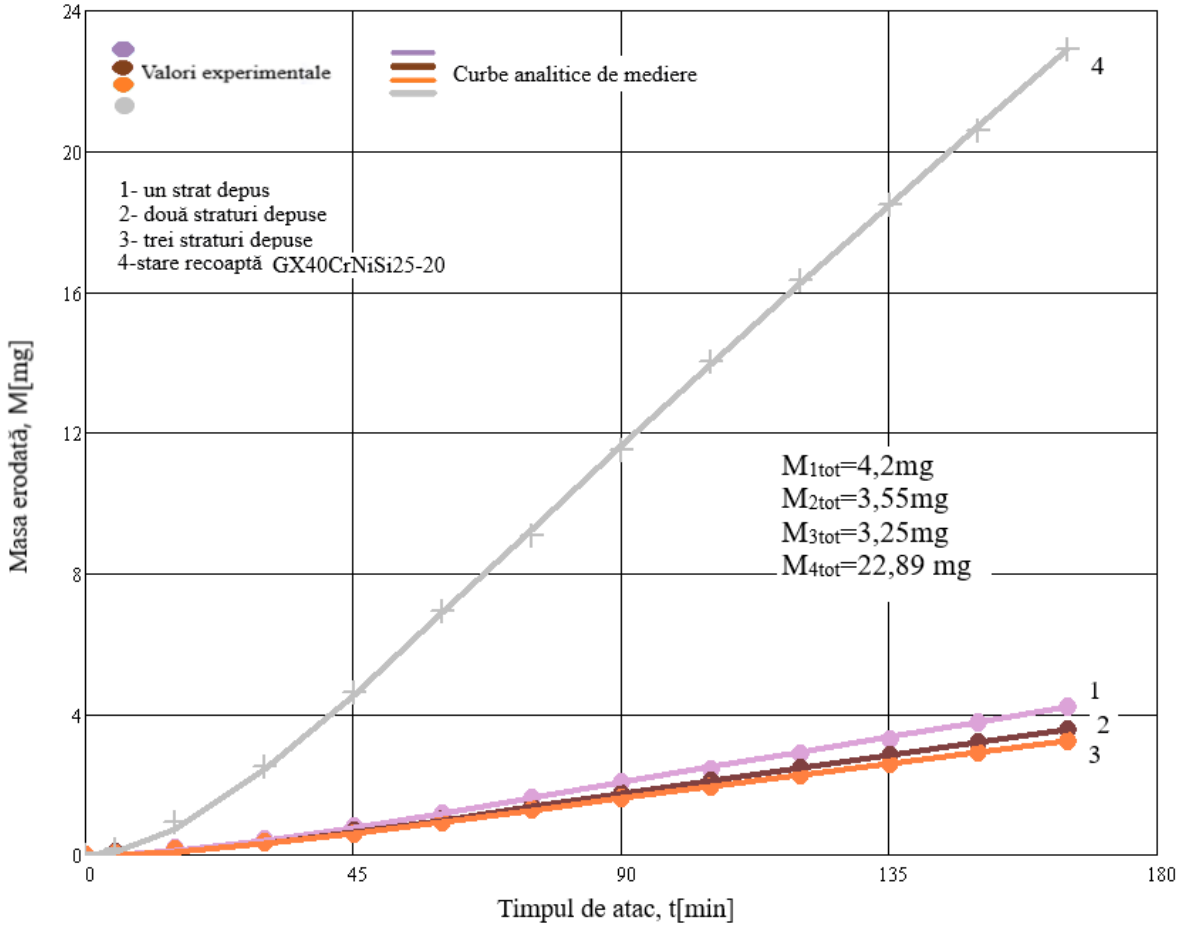


Figura 5.31 Evoluția pierderilor masice M, cu timpul de atac, pentru materialul de referință și pentru cele trei seturi de probe cu metal depus

BUPT

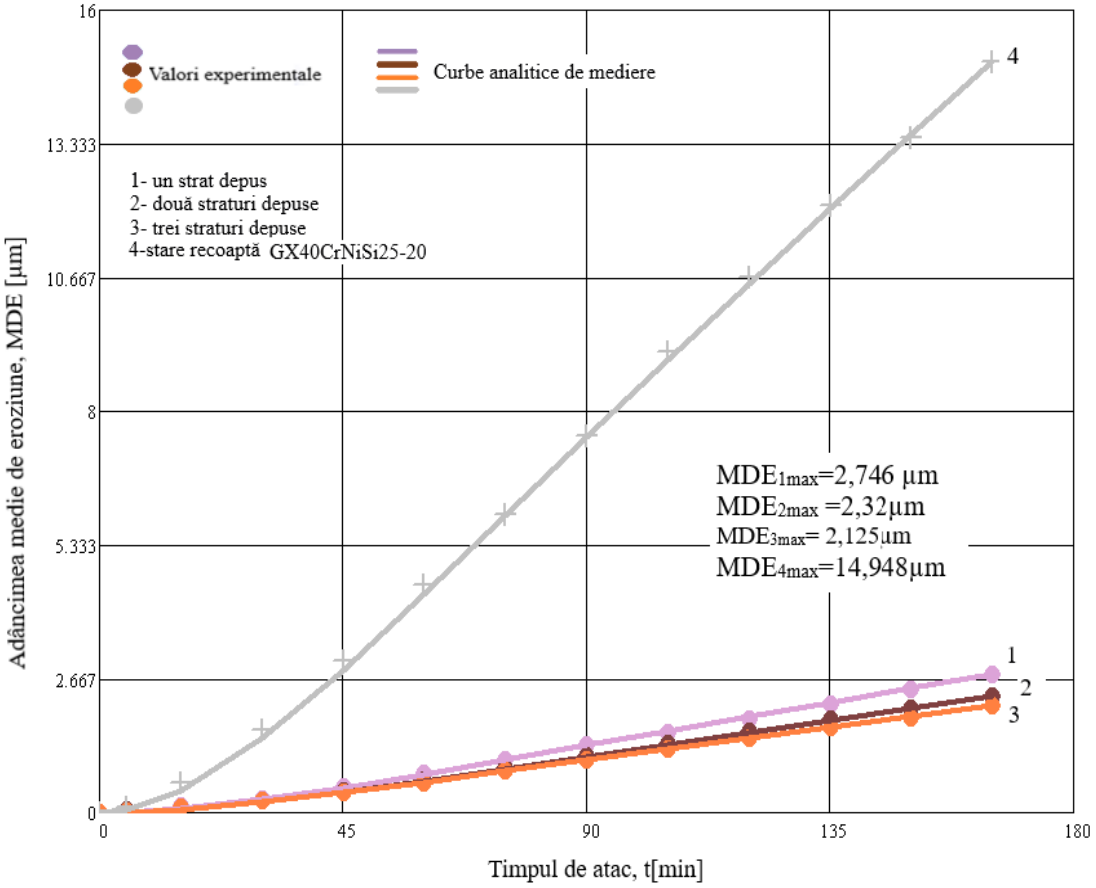


Figura 5.32 Variația adâncimii medii de eroziune, MDE , cu durata atacului cavitațional pentru materialul de referință și pentru cele trei seturi de probe cu metal depus

Datele din diagramele prezentate în Figura 5.31 și Figura 5.32 arată că, comportarea și rezistența la cavitație a suprafețelor cu unul două sau trei straturi depuse prin sudare WIG sunt superioare structurii metalului de bază, obținută prin recoacere.

Dispersia punctelor sugerează că microstructurile celor trei tipuri de probe sunt mai fine, mai omogene și cu proprietăți mecanice (în special duritate) superioare stării recoapte.

Sporul de rezistență, realizat față de starea recoaptă, folosind valorile parametrilor M_{max} și MDE_{max}, este de circa 5,4 ori pentru probele cu un strat depus, de circa 6,4 ori pentru probele cu două straturi depuse și de circa 7 ori pentru probele cu trei straturi depuse.:

BUPT

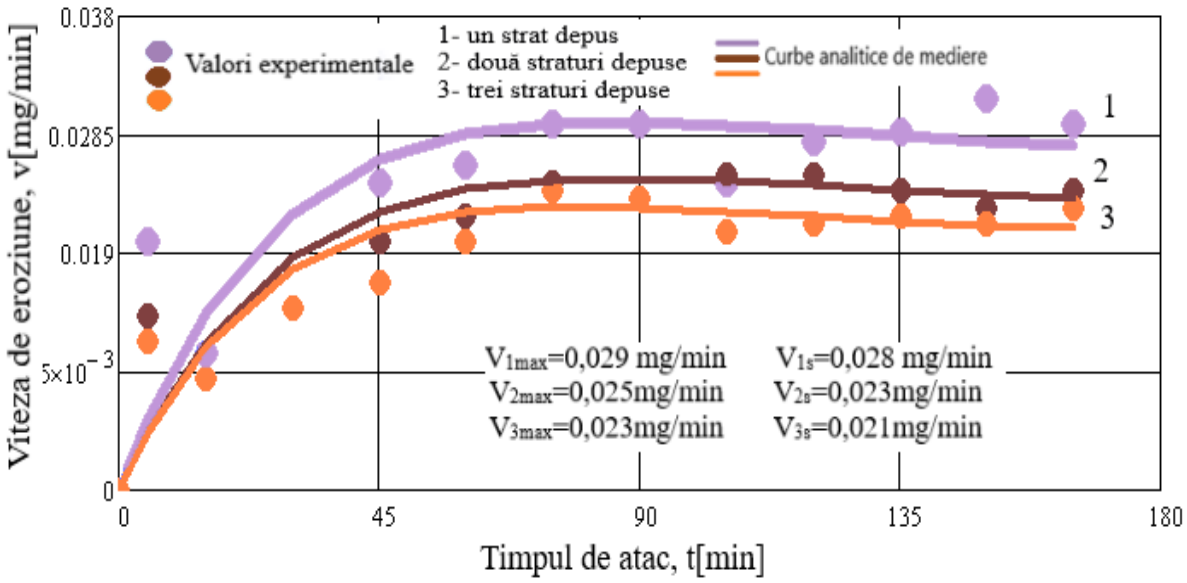


Figura 5.33 Evoluția vitezei de eroziune v cu timpul de atac, pentru cele trei seturi de probe acoperite cu oțel austenitic manganos

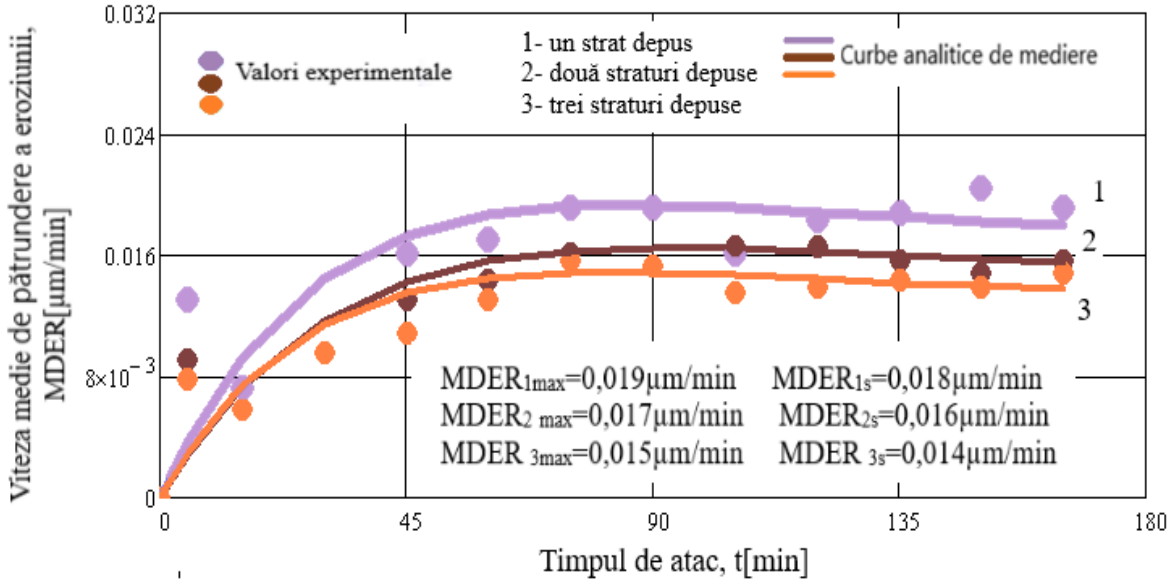


Figura 5.34 Evoluția vitezei medii de pătrundere a eroziunii MDER cu timpul de atac, pentru cele trei seturi de probe acoperite cu oțel austenitic manganos

Datele din diagramele prezentate în Figura 5.33 și Figura 5.34 susțin afirmațiile făcute la analiza diagramelor din Figura 5.29 și Figura 5.30, atât din punct de vedere al comportării cât și al diferențelor de rezistență la solicitările cavitației vibratoare. Și aceste diagrame arată că cea mai bună comportare, respectiv cea mai mare rezistență la atacul cavitației o au probele cu trei straturi depuse.

BUPT

Ca urmare a diferențelor dintre valorile de maxim și stabilizare, calculele statistice arată că rezistența la cavitație a probelor cu 3 straturi:

- față de a probelor cu un strat depus este mai mare cu circa 26%, după valoarea oricăruia dintre parametrii (v_{max} sau $MDER_{max}$), cu circa 28% după valoarea lui $MDER_s$ și cu circa 33% după valoarea lui v_s;

- față de a probelor cu două straturi depuse este mai mare cu circa 13 %, după valoarea lui $MDER_{max}$, cu circa 9 % după valoarea lui v_{max}, cu circa 14 % după valoarea lui $MDER_s$ și cu circa 9,5 % după valoarea lui v_s;

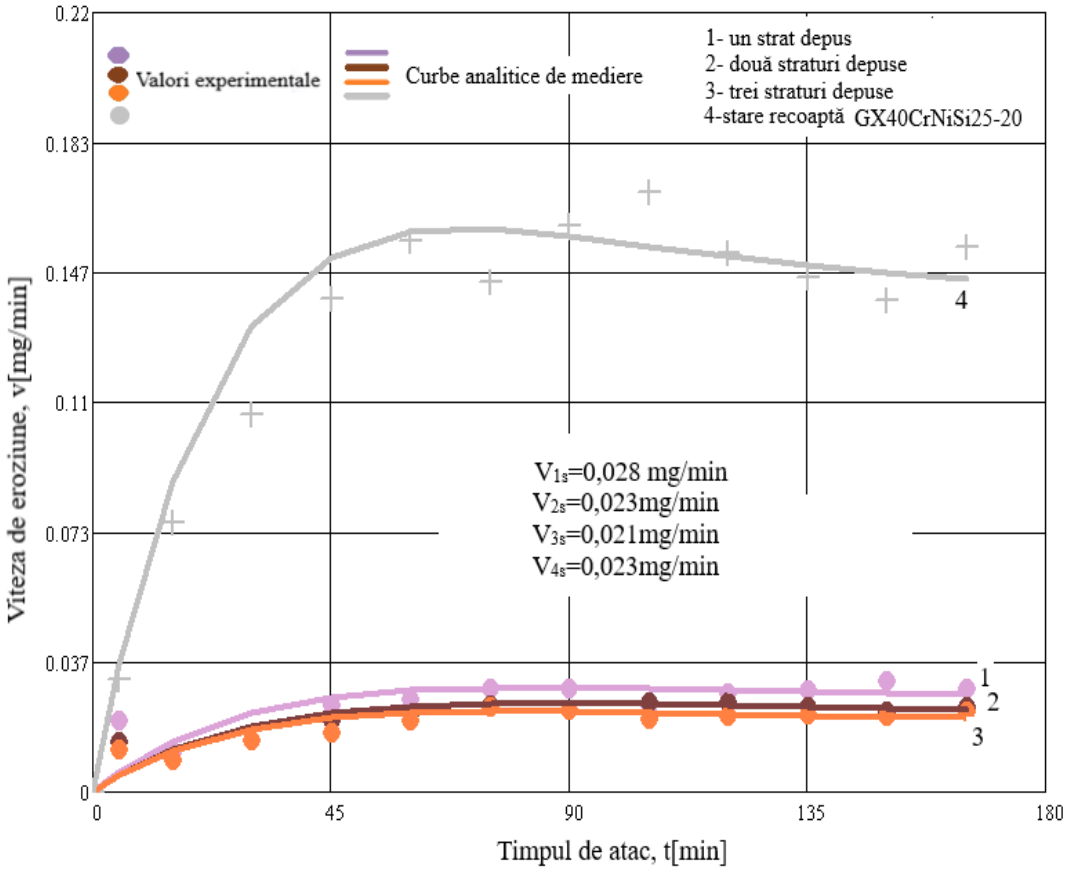


Figura 5.35 Evoluția vitezei de eroziune v, cu timpul de atac pentru materialul de referință și pentru cele trei seturi de probe cu metal depus

BUPT

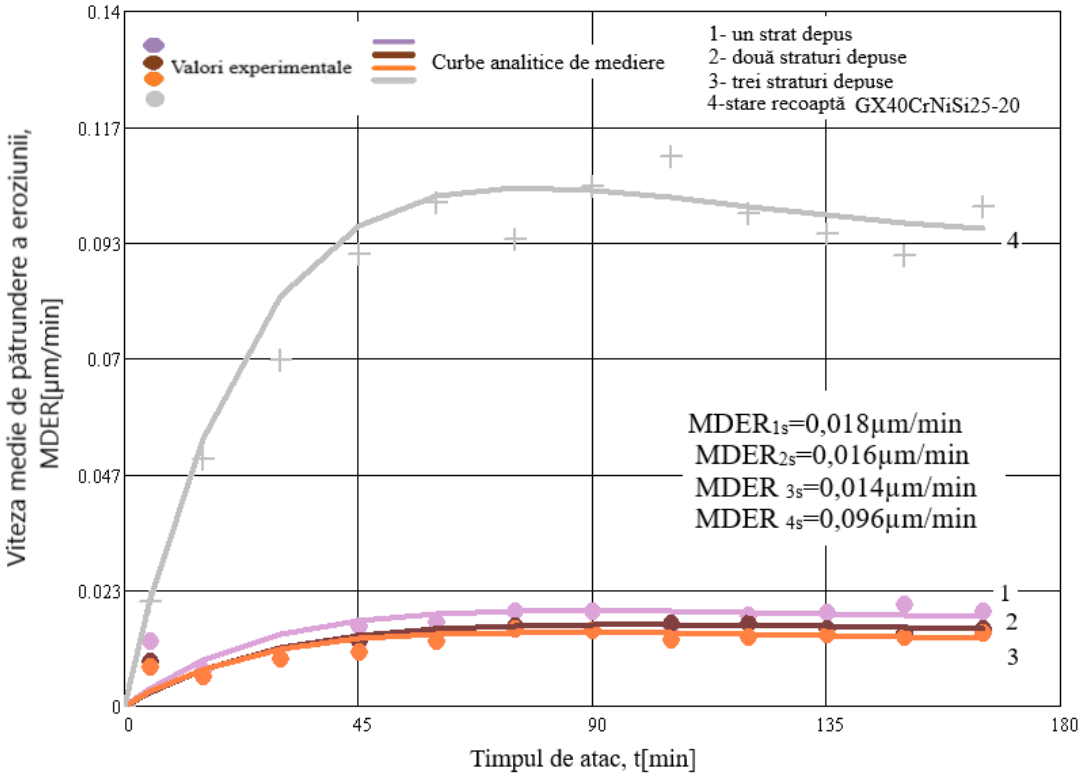


Figura 5.36 Variația vitezei medii de pătrundere a eroziunii, MDER, cu durata atacului cavitațional pentru materialul de referință și pentru cele trei seturi de probe cu metal depus

Datele din diagramele prezentate în Figura 5.35 și Figura 5.36 arată că atât variațiile vitezelor cu durata expunerii la cavitație, cât și valorile parametrilor menționați în legendele diagramelor, arată clar comportarea și rezistența superioare la solicitările cavitației, a structurilor suprafețelor cu straturi depuse prin sudare în curent pulsat, față de a structurii metalului de bază obținută prin recoacere.

Creșterile de rezistență la cavitație, a structurilor celor trei probe cu straturi depuse, față de a structurii metalului de bază, obținută prin tratament termic de recoacere, după valorile vitezelor v_s și $MDER_s$, sunt: de circa 5 ori penntru probele cu un strat depus, de circa 6 ori pentru probele cu două straturi depuse și de circa 7 ori pentru probele cu trei straturi depuse.

5.6 Concluzii

Procesul de încărcare prin sudare manuală cu electrod învelit în curent pulsat folosind ca material de adaos un aliaj austenitic manganos asigură o bună legătură metalurgică strat – substrat deoarece permite o dozare foarte precisă a energiei introduse în cele două componente ale sistemului.

BUPT

Întrucât metalul depus are o capacitate mare de ecruisare mecanică, tehnologia stabilită este recomandată pentru aplicare la componentele structurale supuse uzurii cauzate de impacturi și șocuri puternice.

Rezultatele analizei macrografice atestă o geometrie corespunzătoare a depunerilor şi absența defectelor de tipul lipsei de pătrundere sau lipsei de topire între treceri, a porilor, fisurilor şi crăpăturilor.

Urmare a gradului înalt de aliere a materialului de bază și a celui de adaos, precum și a utilizării curentului pulsat în procesul de acoperire dură, se pot justifica valorile scăzute ale diluției.

Microstructura metalului depus este alcătuita dintr-o matrice de austenită cu precipitări de carburi.

În urma durificării prin deformare la rece apare o fărâmițare a structurii dendritice cu formare de macle sau de martensită ε şi de carburi precipitate preferențial.

Rezultatele testului de cavitație arată că, dintre tipurile de probe cu straturi depuse, cele cu trei straturi au cea mai mare rezistență la cavitație, de la 9 % până la 33 %, funcție de parametrul de referință.

Raportat la starea metalului de bază, cu tratament termic de recoacere, creșterile de rezistență, obținute prin depunere de metal, indiferent de numărul de straturi sunt foarte mari, de la 5 ori până la 7 ori.

BUPT

Capitolul 6 CONCLUZII FINALE SI CONTRIBUTII ORIGINALE. NOI DIRECTII DE CERCETARE

6.1 Concluzii finale și contribuții originale

Investigațiile experimentale efectuate, alături de evaluarea și interpretarea rezultatelor obținute în cadrul tezei de doctorat au condus la următoarele concluzii și contribuții originale:

1. Eroziunea prin cavitație este un fenomen complex care cauzează degradarea componentelor mașinilor ce lucrează în medii de curgere a fluidelor datorită imploziei repetitive a bulelor de cavitație adiacente suprafeței solide. Ea include nu numai factorii hidrodinamici ai lichidului, ci și caracteristicile microstructurale și mecanice ale materialului.

2. Pentru reducerea impactului negativ al eroziunii asupra componentelor mașinilor, există numeroase metode de creștere a rezistenței la eroziunea prin cavitație, cum sunt : tratamentele termice și termochimice, aplicarea de acoperiri, retopirea locală a suprafeței, etc.

3. Răspunsul aliajelor metalice la atacul citațional este indicat să se facă atât prin măsurarea pierderii de masă în funcție de timpul de cavitație cât și prin analizarea suprafețelor deteriorate cu ajutorul microscopiei optice, microscopiei electronice cu baleiaj și difracției cu raze X.

4.Tratamentul termic de recoacere pentru omogenizare aplicat oțelului turnat GX40CrNiSi25-20 se manifestă prin creșterea rezistenței la cavitație de circa 1,8 ori după valoarea maximă a adâncimii medii cumulate a eroziunii, MDE, respectiv de circa 1,7 ori după valorile spre care se stabilizează parametrul viteză de eroziune, MDER, în comparație cu oțelul GX10Cr13 considerat ca etalon.

5.Modificarea fizică a suprafeței oțelului înalt aliat GX40CrNiSi25-20 folosind tehnica de retopire WIG la o intensitate a curentului de 150 A, respectiv o energie liniară de 6300 J/cm conduce la o creștere a durității de la valori de cca. 200 – 210 HV la valori de cca. 380 – 390 HV. Aceasta provoacă o scădere a vitezei de eroziune de aproximativ 5 ori comparativ cu starea de recoacere pentru omogenizare aplicată materialului de referință.

6. Analizele de difracție cu raze X au dovedit că atât microstructura metalului de referință cât și a stratului retopit de la suprafață este constituită din soluția solidă γ (austenită) și din carburi de tipul M_7C_3, $M_{23}C_6$.

7. Investigațiile efectuate la microscopul electronic cu baleiaj au demonstrat că în urma proceselor de oboseală și a efectelor de deformare plastică apărute, s-au inițiat și dezvoltat microfisuri în punctele de contact triplu pe limitele grăunților de soluție solidă γ. În urma

BUPT

coalescenței microfisurilor s-a produs îndepărtarea materialului în cursul eroziunii prin cavitație.

8. Pentru valori ale energiei liniare de 6300 J/cm, degradarea suprafeței este uniformă, adâncimea microcraterelor formate în urma îndepărtării fazelor de combinații chimice de pe limitele grăunților atinge valori de 15 μm, în timp ce în matricea de austenită adâncimea nu depășește 10 μm. În schimb, la valori mai mici ale energiei liniare (4080 J/cm), sau la valori prea ridicate ale acesteia (8880 J/cm), adâncimile maxime ale microcraterelor depășesc 24 μm.

9. Aplicarea tehnicii de retopire locală a suprafeței utilizând fasciculul laser constituie o altă modalitate simplă, flexibilă și cu costuri rezonabile, care modifică microstructura fără a genera un nou material și produce suprafețe dure cu o rezistență ridicată la uzare prin cavitaţie.

10. În comparație cu starea de referință a materialului, tehnica laser de modificare a suprafeței provoacă o creștere a rezistenței la solicitările prin cavitație de la 4,9 ori la 5,1 ori după valorile adâncimilor medii cumulate, MDE_{max} , respectiv de la 4,8 ori până la 5 ori, după valorile vitezei medii de pătrundere a eroziunii, $MDER_s$.

11. Investigațiile microfractografice efectuate asupra suprafețelor testate la cavitație timp de 165 min. au demonstrat că declanșarea eroziunii are loc pe limitele grăunților de austenită prin înlăturarea particulelor de carburi, după care se constată o extindere a acestui fenomen în interiorul acestor grăunți.

12. Urmare a fragilității ridicate a particulelor de carburi eutectice din metalul de referință, craterele formate în urma expulzării acestora și a smulgerilor parțiale sau integrale a unor grăunți cristalini, sunt mult mai adânci (peste 32 μm), comparativ cu cele rezultate în urma eroziunii suprafeței retopite (adâncimea maxima nu depășește 9 μm).

13. Examinarea microscopică a secțiunilor transversale prin straturile de suprafață care au fost retopite și testate la cavitație timp de 165 min. dovedește ca procesul laser se manifestă prin finisarea accentuată a granulației și a particulelor de carburi precipitate atât din faza lichidă cât și din austenită.

14. Vitezele de avans relativ mari ale fasciculului laser fac ca ciclul termic să fie mai rapid, gradul de subrăcire să fie mai ridicat, raza critică a germenelui de cristalizare, mai mică și structura microscopică obținută, mai fină. Ori, cu cât granulația este mai fină, cu atât rezistența la solicitările dinamice prin șoc generate de bulele cavitaționale este mai mare și implicit rezistența la eroziune prin cavitație este mai ridicată.

15. Procesul de încărcare prin sudare manuală cu electrod învelit în curent pulsat folosind ca material de adaos un aliaj austenitic manganos permite o dozare precisă a energiei

BUPT

introduse în cele două componente ale sistemului, cu efecte favorabile asupra finisării granulației și microstructurii stratului depus.

16. Gradul înalt de aliere al materialului de bază și al celui de adaos, precum și utilizarea curentului pulsat în procesul de acoperire dură, justifică valorile scăzute ale diluției.

17. În urma durificării prin deformare la rece apare o fărâmițare a structurii dendritice cu formare de macle sau de martensită ε şi de carburi precipitate preferențial.

18. Rezultatele testelor de cavitație arată că comparativ cu starea structurală specifică recoacerii pentru omogenizare a metalului de bază, creșterile de rezistență obținute în urma depunerii prin sudare sunt de 5 – 7 ori.

6.2 Noi direcţii de cercetare

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

1. Dezvoltarea unor noi metode de acoperire a suprafeţei de exemplu pulverizare termică, procedeele PVD –depunere fizică de vapori şi CVD- depunere chimică de vapori și a unor noi tehnologii de tratamente termice şi termochimice care să determine o îmbunătățire a rezistenței la eroziunea prin cavitație.
2. Cercetarea degradării structurale a acestor categorii de aliaje metalice în perioada de fază incipientă a cavitației.

BUPT

LISTA PUBLICAŢIILOR REZULTATE IN URMA CERCETARII DOCTORALE, PUBLICATE SAU ACCEPTATE SPRE PUBLICARE, SUB AFILIERE UPT

Ing. COSMA (ALEXA) Daniela, doctoranda

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

[1] Ion MITELEA, Ilare BORDEAȘU, Daniela COSMA (Alexa), Ion-Dragoș UȚU and Corneliu Marius CRĂCIUNESCU: Microstructure and Cavitation Damage Characteristics of GX40CrNiSi25-20 Cast Stainless Steel by TIG Surface Remelting, Materials **2023**, *16*(4),1423; **(Q1, FI = 3.1)** https://doi.org/10.3390/ma16041423

[2] Ion Mitelea, Ilare Bordeaşu, Daniela Cosma, Ion Dragos Uţu, Dragos Buzdugan, Corneliu Marius Crăciunescu, Enhanced cavitation erosion resistance of GX40CrNiSi25-20 cast stainless steels by surface TIG re-melting, Wear 530–531 (**2023**) 205058; **(Q1, FI=5.3)** https://doi.org/10.1016/j.wear.2023.205058.

[3] Daniela COSMA , Ion MITELEA, Ilare BORDEAȘU, Ion Dragoș UȚU and Corneliu Marius CRĂCIUNESCU: Ultrasonic Cavitation Erosion Behavior of GX40CrNiSi25-20 Cast Stainless Steel through Yb-YAG Surface Remelting, Materials **2024**, *17*(17), 4180; **(Q1, FI = 3.1).** https://doi.org/10.3390/ma17174180

[4] Ion MITELEA, Daniela COSMA (ALEXA), Olimpiu KARANCSI, Mircea BURCA, Corneliu Marius CRACIUNESCU, Ion Dragos UTU: Hardfacing process of GX40CrNiSi25-20 cast stainless steel with manganese austenitic steel electrode. Materials Testing, 2024, **(Q2, FI = 2.4).**https://doi.org/10.1515/mt-2024-0124

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

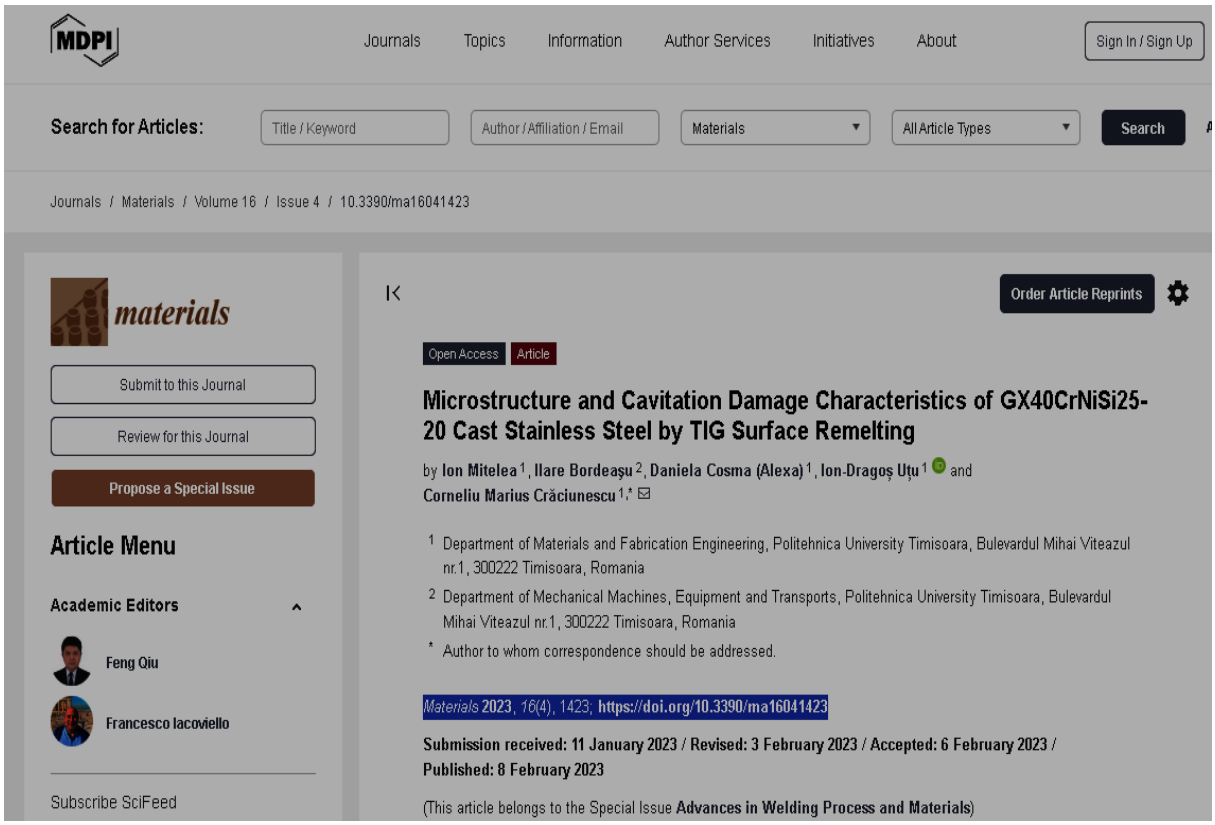
[1] Daniela COSMA (Alexa), Ion MITELEA, Ilare BORDEASU, Vasile ALEXA, Corneliu Marius CRACIUNESCU: Cavitation erosion resistance of GX40CrNiSi 25 – 20 cast stainless steel. METAL-Conference Proceedings. **DOI 10.37904/metal.2021.4136**

BUPT

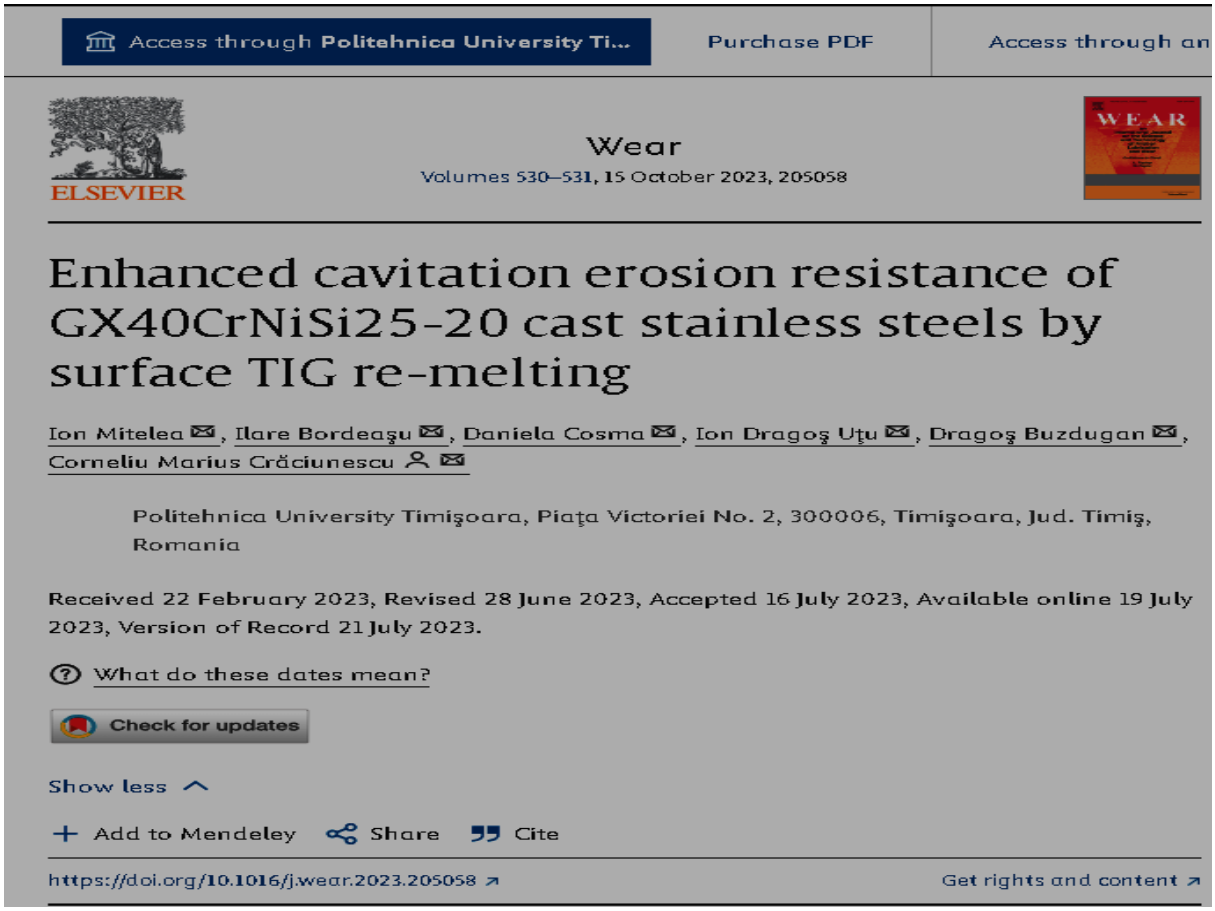
2. Lucrări ştiinţifice publicate în reviste de specialitate indexate BDI

[1] Cristian GHERA, Iosif LAZĂR, Daniela ALEXA, Ilare BORDEAŞU, Nicuşor Alin SÎRBU, Daniel OSTOIA, Mihai HLUSCU, Cornelia Laura SĂLCIANU, Daniel Cătălin STROIŢĂ, Dumitru Viorel BĂZĂVAN, Marcela Sava, Lavinia Mădălina MICU: New Results Regarding the Cavitation Destruction Behavior of Heat-Treated CuZn39Pb3 Brass with Different Parameters Advanced Materials Research Vol. 1172 pag.1-8 https://doi.org/10.4028/v-g07966

[2] Cornelia Laura SĂLCIANU, Cristian GHERA, Sebastian Titus DUMA, Daniela ALEXA, Ilare BORDEAŞU, Nicuşor Alin SÎRBU, Corneliu Eusebiu PODOLEANU, Liviu Daniel PÎRVULESCU, Dumitru Viorel BĂZĂVAN, Anton HADAR, Gabriel MĂLAIMARE, Lavinia Madalina MICU: New Results Regarding the Cavitation Destruction Behavior of Heat-Treated CuSn12-C Bronze with Different Parameters Advanced Materials Research Vol. 1172, pag. 9-14, https://doi.org/10.4028/v-g07966



BUPT



Access through Politehnica University Ti... Purchase PDF Access through an

ELSEVIER

Wear

Volumes 530–531, 15 October 2023, 205058

Enhanced cavitation erosion resistance of GX40CrNiSi25-20 cast stainless steels by surface TIG re-melting

Ion Mitelea ✉, Ilare Bordeaşu ✉, Daniela Cosma ✉, Ion Dragoş Uţu ✉, Dragoş Buzdugan ✉, Corneliu Marius Crăciunescu ✉

Politehnica University Timişoara, Piaţa Victoriei No. 2, 300006, Timişoara, Jud. Timiş, Romania

Received 22 February 2023, Revised 28 June 2023, Accepted 16 July 2023, Available online 19 July 2023, Version of Record 21 July 2023.

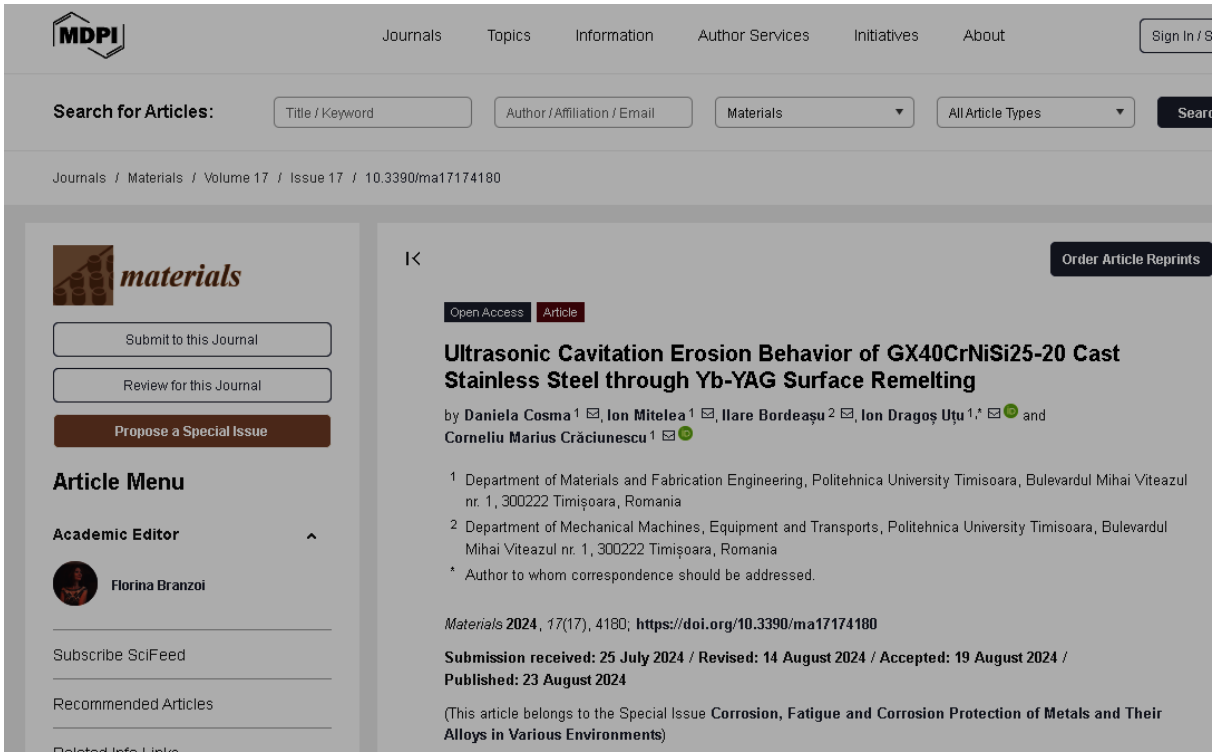
What do these dates mean?

Check for updates

Show less

Add to Mendeley Share Cite

https://doi.org/10.1016/j.wear.2023.205058 Get rights and content



MDPI Journals Topics Information Author Services Initiatives About Sign In / S

Search for Articles: Title / Keyword Author / Affiliation / Email Materials All Article Types Searc

Journals / Materials / Volume 17 / Issue 17 / 10.3390/ma17174180

materials

Submit to this Journal

Review for this Journal

Propose a Special Issue

Article Menu

Academic Editor

Florina Branzoi

Subscribe SciFeed

Recommended Articles

Order Article Reprints

Open Access Article

Ultrasonic Cavitation Erosion Behavior of GX40CrNiSi25-20 Cast Stainless Steel through Yb-YAG Surface Remelting

by Daniela Cosma [1], Ion Mitelea [1], Ilare Bordeaşu [2], Ion Dragoş Uţu [1,*] and Corneliu Marius Crăciunescu [1]

[1] Department of Materials and Fabrication Engineering, Politehnica University Timisoara, Bulevardul Mihai Viteazul nr. 1, 300222 Timişoara, Romania

[2] Department of Mechanical Machines, Equipment and Transports, Politehnica University Timisoara, Bulevardul Mihai Viteazul nr. 1, 300222 Timişoara, Romania

* Author to whom correspondence should be addressed.

Materials **2024**, *17*(17), 4180; **https://doi.org/10.3390/ma17174180**

Submission received: 25 July 2024 / Revised: 14 August 2024 / Accepted: 19 August 2024 / Published: 23 August 2024

(This article belongs to the Special Issue **Corrosion, Fatigue and Corrosion Protection of Metals and Their Alloys in Various Environments**)

BUPT



Scopus

1 of 1

Download Print Save to PDF Save to list Create bibliography

METAL 2021 - 30th Anniversary International Conference on Metallurgy and Materials, Conference Proceedings •
Open Access • Pages 514 - 519 • 2021 • 30th International Conference on Metallurgy and Materials, METAL 2021 • Brno, Virtual • 26 May 2021through 28 May 2021 • Code 176577

Document type
Conference Paper • *Hybrid Gold Open Access*

Source type
Conference Proceedings

ISBN
978-808729499-4

DOI
10.37904/metal.2021.4136

Publisher
TANGER Ltd.

Original language
English

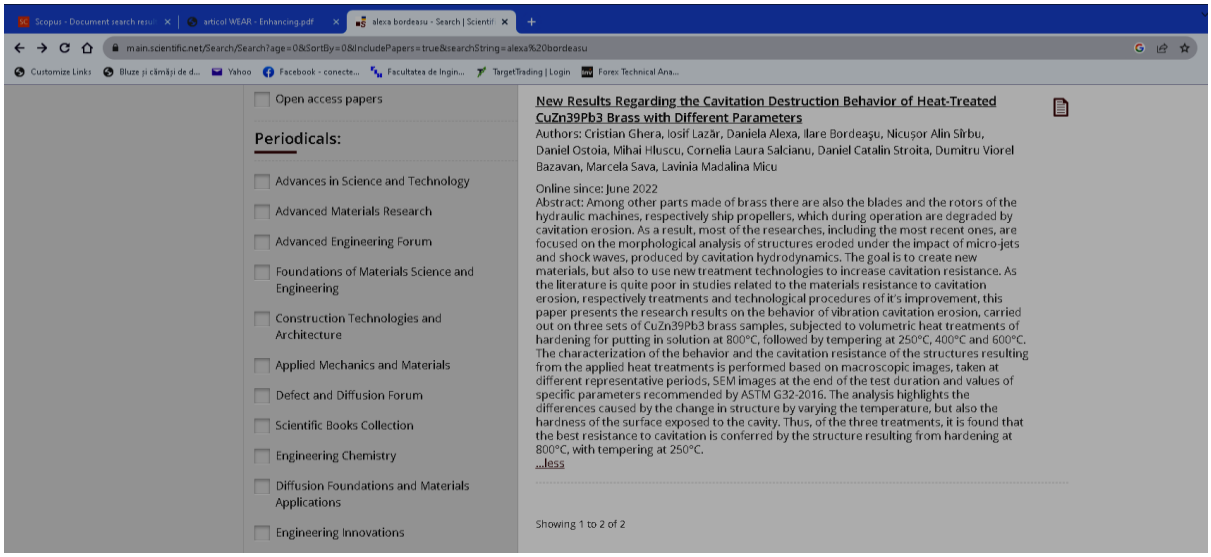
CAVITATION EROSION RESISTANCE OF GX40CrNiSi 25 - 20 CAST STAINLESS STEEL

Cosma, Daniela[a] ; Mitelea, Ion[b] ; Bordeasu, Ilare[b] ;
Alexa, Vasile[a] ; Craciunescu, Corneliu Marius[b]
Save all to author list

[a] University Politehnica Timisoara, Faculty of Engineering, Hunedoara, Romania
[b] University Politehnica Timisoara, Faculty of Mechanical Engineering, Timisoara, Romania

5
Views count

View all metrics >



main.scientific.net/Search/Search?age=0&SortBy=0&IncludePapers=true&searchString=alexa%20bordeasu

Open access papers

Periodicals:

- Advances in Science and Technology
- Advanced Materials Research
- Advanced Engineering Forum
- Foundations of Materials Science and Engineering
- Construction Technologies and Architecture
- Applied Mechanics and Materials
- Defect and Diffusion Forum
- Scientific Books Collection
- Engineering Chemistry
- Diffusion Foundations and Materials Applications
- Engineering Innovations

New Results Regarding the Cavitation Destruction Behavior of Heat-Treated CuZn39Pb3 Brass with Different Parameters

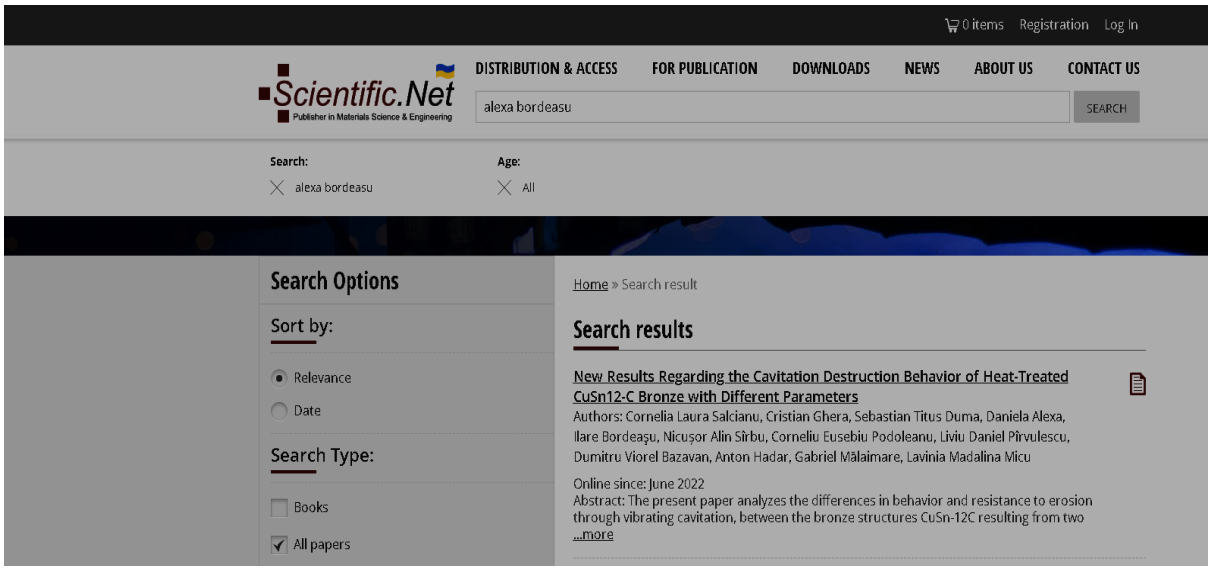
Authors: Cristian Ghera, Iosif Lazăr, Daniela Alexa, Ilare Bordeaşu, Nicuşor Alin Sîrbu, Daniel Ostoia, Mihai Hluscu, Cornelia Laura Salcianu, Daniel Catalin Stroita, Dumitru Viorel Bazavan, Marcela Sava, Lavinia Madalina Micu

Online since: June 2022

Abstract: Among other parts made of brass there are also the blades and the rotors of the hydraulic machines, respectively ship propellers, which during operation are degraded by cavitation erosion. As a result, most of the researches, including the most recent ones, are focused on the morphological analysis of structures eroded under the impact of micro-jets and shock waves, produced by cavitation hydrodynamics. The goal is to create new materials, but also to use new treatment technologies to increase cavitation resistance. As the literature is quite poor in studies related to the materials resistance to cavitation erosion, respectively treatments and technological procedures of it's improvement, this paper presents the research results on the behavior of vibration cavitation erosion, carried out on three sets of CuZn39Pb3 brass samples, subjected to volumetric heat treatments of hardening for putting in solution at 800°C, followed by tempering at 250°C, 400°C and 600°C. The characterization of the behavior and the cavitation resistance of the structures resulting from the applied heat treatments is performed based on macroscopic images, taken at different representative periods, SEM images at the end of the test duration and values of specific parameters recommended by ASTM G32-2016. The analysis highlights the differences caused by the change in structure by varying the temperature, but also the hardness of the surface exposed to the cavity. Thus, of the three treatments, it is found that the best resistance to cavitation is conferred by the structure resulting from hardening at 800°C, with tempering at 250°C.
...less

Showing 1 to 2 of 2

BUPT


0 items
Registration
Log In
Scientific.Net
Publisher in Materials Science & Engineering
DISTRIBUTION & ACCESS
FOR PUBLICATION
DOWNLOADS
NEWS
ABOUT US
CONTACT US
alexa bordeasu
SEARCH
Search:
alexa bordeasu
Age:
All
Search Options
Sort by:
Relevance
Date
Search Type:
Books
All papers
Home » Search result
Search results
New Results Regarding the Cavitation Destruction Behavior of Heat-Treated CuSn12-C Bronze with Different Parameters
Authors: Cornelia Laura Salcianu, Cristian Ghera, Sebastian Titus Duma, Daniela Alexa, Ilare Bordeaşu, Nicuşor Alin Sîrbu, Corneliu Eusebiu Podoleanu, Liviu Daniel Pîrvulescu, Dumitru Viorel Bazavan, Anton Hadar, Gabriel Mălaimare, Lavinia Madalina Micu
Online since: June 2022
Abstract: The present paper analyzes the differences in behavior and resistance to erosion through vibrating cavitation, between the bronze structures CuSn-12C resulting from two
...more

BUPT

Bibliografie

1. Al-Hashem, P.G. Caceres, W.T. Riad, H.M. Shalaby : Cavitation corrosion behavior of cast nickel-aluminum bronze in seawater. Corrosion, 51 (1995), pp. 331-342, 10.5006
2. A.Rajput, J. Ramkumar, K. Mondal : Effect of pearlitic morphology with varying fineness on the cavitation erosion behavior of eutectoid rail steel. Ultrason. Sonochem., 71 (2021), pp. 105399
3. A.N. Allenstein, C.M. Lepienski, A.J.A. Buschinelli, S.F. Brunatto : Improvement of the cavitation erosion resistance for low-temperature plasma nitrided Ca-6NM martensitic stainless steel. Wear, 309 (2014), pp. 159-165
4. A.S.C.M. D'Oliveira, R.S.C. Paredes, R.L.C. Santos.: Pulsed current plasma transferred arc hardfacing. Journal Mater. Process. Technol. 171 (2006) pp.167–174
5. Abbasi, M., Vahdatnia, M., Navaei, A.: Solidification microstructure of HK heat resistant steel. International Journal of Metalcasting, 2015, Vol. 9, Issue 4, pp 19–26
6. 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
7. Adler P., Olson G., Owen W. : Strain hardening of Haedfield Manganese Steel. Metallurgical Transactions A, vol. 17, October 1986, pp. 1725 – 1737
8. Alabeedi K. F. a.o.,: Microstructure and erosion resistance enhancement of nodular cast iron by laser melting. Wear, 266, (9-10), 925-933, 2009
9. Alexandru A.,- Metalurgie fizică; Ed. Tehnopress Iași, 2005
10. Al-Hashem, A. and W. Riad : The role of microstructure of nickel–aluminium–bronze alloy on its cavitation corrosion behavior in natural seawater. Materials Characterization, 48: pp. 37 – 41, 2002
11. Allenstein A. N., Lepienski C. M., Buschinelli A. J. A., Brunatto S. F.: Improvement of the cavitation erosion resistance for low-temperature plasma nitrided Ca-6NM martensitic stainless steel. Wear 309 (2014), pp. 159-165
12. Annual Book of ASTM Standards (2010) Section 3: metals test methods and analytical procedures, vol 03.02. Annual Book of ASTM Standards, West Conshohocken, pp 94–109
13. ASTM G32—2016. Standard test method for cavitation erosion using vibratory apparatus
14. ASTM G5—2014. Standard test method for making potentiodynamic anodic polarization measurements.
15. Azeez Lawan Rominiyi, Peter Madindwa Mashinini: A critical review of microstructure and mechanical properties of laser welded similar and dissimilar titanium alloy joints. Journal of Advanced Joining Processes, Vol.9, June 2024, 100191
16. B.G. Pollet : Ultrasonics - Sonochemistry Does power ultrasound affect heterogeneous electron transfer kinetics ? Ultrason. - Sonochem., 52 (2019), pp. 6-12, 10.1016
17. B.K. Sreedhar, S.K. Albert, A.B. Pandit: Cavitation damage: theory and measurements – a review. Wear, 372–373 (2017), pp. 177-196
18. B.S. Cao, C.L. Wu, L. Wang, S. Zhang, C.H. Zhang, X.Y. Sun : Effect of residual stress and phase constituents on corrosion-cavitation erosion behavior of 304 stainless steel by iso-material manufacturing of laser surface melting. Journal of Materials Research and Technology, Vol. 26, September–October 2023, pp. 6532-6551
19. Balaguru S., Mohammad Abid, M. Gupta: Investigations on different hardfacing processes for High temperature applications of Ni-Cr-B-Si alloy hardfaced on austenitic stainless steel components. Journal of Materials Research and Technology, Vol. 9, Iss. 5, September–October 2020, pp. 10062-10072

BUPT

20. Benyounis K.Y., Fakron, O.M.A., Abboud J.H., Olabi A.G., Hashmi M.J.S.: Surface melting of nodular cast iron by Nd-YAG laser and TIG. Journal of Materials Processing Technology, Vol. 170, Iss. 1-2, pp. 127-132, 2005
21. Berchiche, N. A.; Franc, J. - P. and Michel, J. M.: 2002, A cavitation erosion model for ductile materials. Journal of Fluids Engineering, 124(3), pp. 601–606 between cavitation erosion and corrosion of Monel K500 alloy in 3.5 wt% NaCl solution. Materials Characterization, Vol. 205, November 2023, 113340
22. Binder, W. O. Şi Spendelow, H. R., Trans. Am. Soc. Met., vol. 43, 1951, p. 759
23. Bordeasu I. : Monografia Laboratorului de Cercetare a Eroziunii prin Cavitatie al Universitatii Politehnica Timisoara (1960-2020). Editura Politehnica, Timişoara, Romania, 2020
24. Bordeaşu I., - Eroziunea cavitaţională asupra materialelor utilizate în construcţia maşinilor hidraulice şi elicelor navale,. Efecte de scară, Teză de doctorat, Timişoara, 1997
25. Bordeaşu I., Popoviciu M.O., Patrascoiu C-tin, Bălăsoiu V.: An Analytical Model for the Cavitation Erosion Characteristic Curves. Scientific Buletin Politehnica University of Timisoara, Transaction of Mechanics 2004, Tom 49(63), pp. 253-258
26. Bordeaşu I., C. Patrascoiu, R. Badarau, L. Sucitu, M.O. Popoviciu, V. Balasoiu : New contributions to cavitation erosion curves modeling. FME Trans., 34 (1) (2006), pp. 39-43
27. Bordeaşu I.: Eroziunea cavitaţională a materialelor. Editura Politehnica, Timişoara, 2006
28. Bordeașu, I., Distrugeri cavitaționale, Editura MicroSOFT, Timişoara, 1998.
29. Bordeașu, I.; Patrascoiu, C.; Badarau, R.; Sucitu, L.; Popoviciu, M.; Balasoiu, V. New contributions in cavitation erosion curves modeling. FME Trans. 2006, 34, 39–43.
30. Bregliozzi, G., A.D. Schino, S.I.U. Ahmed, J.M. Kenny and H. Haefke, 2005. Cavitation wear behavior of austenitic stainless steels with different grain sizes. Wear, 258(1-4), pp. 503 – 510
31. Buytoz S.: Microstructural properties of SiC based hardfacing on low alloy steel. Surface & Coating Technology 200, 2006, pp. 3734-3742
32. T Kwok, H. C Man, F. T Cheng : Cavitation erosion and pitting corrosion behaviour of laser surface-melted martensitic stainless steel UNS S42000. Surface and Coatings Technology, Vol. 126, Iss. 2–3, 24 April 2000, pp. 238-255
33. T. Kwok, H. C. Man, F. T. Cheng : Cavitation erosion and pitting corrosion of laser surface melted stainless steels. Surface and Coatings Technology, Vol. 99, Iss. 3, 23 February 1998, pp. 295-304
34. Hardes, F. Pohl, A. Rottger, M. Thiele, W. Theisen, C. Esen: Cavitation erosion resistance of 316 L austenitic steel processed by selective laser melting (SLM). Addit. Manuf., 29 (2019), Article 100786
35. C.T. Kwok, H.C. Man, F.T. Cheng, K.H. Lo: Developments in laser-based surface engineering processes: with particular reference to protection against cavitation erosion. Surf. Coat. Technol., 291 (2016), pp. 189-204
36. C.T. Kwok, K.H. Lo, F.T. Cheng, H.C. Man : Effect of processing conditions on the corrosion performance of laser surface-melted AISI 440C martensitic stainless steel. Surface and Coatings Technology, Vol. 166, Iss. 2–3, 24 March 2003, pp. 221-230
37. Chahine, G. L., Franc, J.-P. and Karimi, A., "Laboratory Testing Methods of CavitationErosion", 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
38. Chang J.T., Yeh C.H., He J.J., Chen K.C.: „Cavitation erosion and corrosion behavior of Ni–Al intermetallic coatings", Wear, 255, pp. 162–169, 2003 components in centrifugal pumps. Wear, Vol. 265, 2008, pp. 1870 – 1874

BUPT

39. Chen, F.; Jianhua Du, J.; Zhou, S. Cavitation erosion behaviour of incoloy alloy 865 in NaCl solution using ultrasonic vibration. J. Alloy. Compd. 2020, 831, 1547832.
40. Chen, J.H.;Wu,W. Cavitation erosion behavior of Inconel 690 alloy. Mater. Sci. Eng. A 2008, 489, 451–456.
41. Choi, J.-K., Jayaprakash, A. and Chahine, G. L.: 2012, Scaling of Cavitation Erosion Progression with Cavitation Intensity and Cavitation. Wear, pp. 278–279, 53–61
42. Cottam R, Luzin V, Moody H, Edwards D, Majumdar A, Wong Y C, Wang J, Brandt M. The role of microstructural characteristics in the cavitation erosion behavior of laser melted and laser processed nickel− aluminium bronze. Wear, 2014, 317, pp. 56−63
43. Cosma (Alexa), I. Mitelea, I. Bordeasu, V. Alexa, C.M. Craciunescu : Cavitation erosion resistance of GX40CrNiSi 25 – 20 cast stainless steel. Proceedings International Conference on Metallurgy and Materials, Brno Czech Republic, ISBN 978-80-87294-99-4,ISSN2694-9296. Metal.2021.4136, 514-519
44. D. Dube, M. Fiset, R. Laliberte, R. Simoneau: Cavitation resistance improvement of IRECA steel via laser processing. Material Letters, Vol. 28, September 1996, pp. 93-99
45. D. Kesavan, M. Kamaraj: The microstructure and high temperature wear performance of a nickel base hardfaced coating. Surface and Coatings Technology, Vol. 204, Iss. 24, 15 Sept. 2010, pp. 4034-4043
46. D.H. Mesa, C.M. Garzón, A.P. Tschiptschin : Influence of cold-work on the cavitation erosion resistance and on the damage mechanisms in high-nitrogen austenitic stainless steels. Wear, 271 (9-10) (2011), pp. 1372-1377
47. Da Silva F.J., a.o.: Cavitation erosion behavior of ion – nitrided 34CrAlNi7 steel with different microstructures. Wear, Vol.304, Iss.1-2, 2013, pp. 183 – 190
48. Di Vernieri Cupparia, M.G., Wischnowski, F., Tanaka, D.K., Sinatora, A.: Correlation between microstructure and cavitation–erosion resistance of high–chromium cast steel – Preliminary results. Wear, 1999, Vol. 225–229, Part.1, pp. 517–522
49. Dong-sheng Wu, Jiu-ling Huang, Liang Kong, Xue-ming Hua, Min Wang, Hua LI, Shou-tian Liu: Numerical analysis of arc and molten pool behaviors in high speed tandem TIG welding of titanium tubes. Transactions of Nonferrous Metals Society of China Vol. 33, Iss. 6, June 2023, pp.1768-1778
50. Dular M, O.C. Delgosha, M. Petkovsek: Observations of cavitation erosion pit formation. Ultra son. Sonochem. 20 (2013) pp.1113–1120
51. E.A. Abramyan, A.E. Ligachev: Applications of intense electron beam for the processing of materials. International Journal of Radiation Applications and Instrumentation. Part C. Radiation Physics and Chemistry, Vol. 31, Iss. 4–6, 1988, pp.829-841
52. Espitia A.L., Toro A.: „Cavitation resistance, microstructure and surface topography of materials used for hydraulic components", Tribology International, Vol. 43, pp. 2037–2045, 2010
53. F.T. Cheng, C.T. Kwok, H.C. Man: Laser surfacing of S31603 stainless steel with engineering ceramics for cavitation erosion resistance. Surf. Coat. Technol., 139 (2001), pp. 14-24
54. Franc J.-P. and Michel J.M.: Fundamentals of cavitation. Kluwer Academic Publishers-Dordrecht/Boston/London, 2004
55. Franc J.P., Riondet M., Karimi A., Chahine G.L.: „Material and velocity effects on cavitation erosion pitting", Wear, vol. 274-275, pp. 248-259, 2012
56. Franc, J.P.,ș.a., La Cavitation, Mecanismes phisiques et aspects industriels, Press Universitaires de Grenoble, 1995
57. Franc, J.-P.: 2009, Incubation Time and Cavitation Erosion Rate of Work-Hardening Materials. Journal of Fluids Engineering, 131(2), 021303-021317

BUPT

58. Garcia, R., Hammitt, F.G., Nystrom, R.E., Corelation of cavitation damagewith other material and fluid properties, Erosion by Cavitation or Impingement, ASTM, STP 408 Atlantic City, 1960
59. Godoy C., Mancosu R.D., Lima M.M., Brandão D., Housden J., Avelar-Batista J.C.: Influence of plasma nitriding and PAPVD $Cr_{1-x}N_x$ coating on the cavitation erosion resistance of an AISI 1045 steel. Surface and Coatings Technology, 200 (2006), pp. 5370–5378
60. Gopa Chakraborty, N. Kumar, C.R. Das, S.K. Albert, A.K. Bhaduri, S. Dash, A.K. Tyagi: Study on microstructure and wear properties of different nickel base hardfacing alloys deposited on austenitic stainless steel. Surface and Coatings Technology, Vol. 244, 15 April 2014, pp.180-188
61. Guiyan Gao, Zheng Zhang : Cavitation erosion mechanism of 2Cr13 stainless steel. Wear, Vol. 488–489, 15 January 2022, 204137
62. Guoqiang Yu, Jinkang Du, Xuecan Zhao, Chuyang Xie, Xiguang Gao, Yingdong Song, Fang Wang: Morphology and microstructure of SiC/SiC composites ablated by oxyacetylene torch at 1800°C. Journal of the European Ceramic Society, Vol. 41, Iss. 14, November 2021, pp. 6894-6904
63. H. Kashani,M. Sadeghi Laridjani, A. Amadeh, M. Khodagholi, S. Ahmadzadeh: The
64. H.R. Bakhshandeh, S.R. Allahkaram, A.H. Zabihi : An investigation on cavitation-corrosion behavior of Ni/β-SiC nanocomposite coatings under ultrasonic field. Ultrason. – Sonochem. (2019), 10.1016
65. Hammitt, F.G., Cavitation and Multiphase Flow Phenomena, McGraw Hill International Book Company, 1980.
66. Hammitt, F.G., De M., He, J, Okada, T., Sun, B.H., Scale effects of cavitation including damage scale effects, Report No. UMICH, 014456 - 75 - I, Conf. Cavitation, Michigan, 1980http://go.microsoft.com/fwlink/p/?LinkId=255141, pp.187
67. Han S., Lin J.H., Kuo J.J., He J.L., Shih H.C.: „The cavitation-erosion phenomenon of chromium nitride coatings deposited using cathodic arc plasma deposition on steel", Surface and coatings technology, 161, pp. 20–25, 2002
68. Hardes C, Pöhl F, Röttger A, Thiele M, Theisen W, Esen C. Cavitation erosion resistance of 316L austenitic steel processed by selective laser melting (SLM). Additive Manufacturing, 2019, 29, 100786
69. Haro S., Lopez D., Wong A., Martinez L., Velasco A., Viramontes R. : Aging of a Heat Resistant Alloy. 19th ASM Heat Treating Society Conference Proceedings Including Steel Heat Treating in the New Millennium, 2000, pp. 1 – 7
70. 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, Issues 5-6, pp. 443-448, 19 July 2010
71. Hattori S., Mikami N.: „Cavitation erosion resistance of satellite alloy weld overlays", Wear, vol. 267, Issue 11, pp. 1954-1960, 2009
72. Hattori, S., Kishimoto, M.: Prediction of cavitation erosion on stainless steel components in centrifugal pumps. Wear, 2008, Vol. 265, pp. 1870–1874
73. Heathcock şi alţii, Proc. Of the 5th int. Conf. on Erosion by Solid and Liquid Impact, 1979, p. 63
74. Heathcoock şi alţii, Wear, vol. 81, 1982, p. 311
75. Hein Zaw Oo, Prapas Muangjunburee: Wear behaviour of hardfacing on 3.5% chromium cast steel by submerged arc welding. Materialstoday Proceedings, Vol. 5, Iss.3, Part 2, 2018, pp. 9281-9289
76. http://magnum.engineering.upm.ro/~gabriela.strnad/CURS.pdf

BUPT

77. http://users.utcluj.ro/~hvermesan/doctorat/cap1-1.html
78. http://www.foundry-attr.ro/revista/art1_tendinte2001.htm
79. http://www.intertubi.ro/ro/Produsele/Tipuri-de-o%C5%A3el.html
80. http://www.investmentcastchina.com/stainless-steel-casting-types-and-grades/
81. https://pdfslide.tips/documents/130802922-inox-austenitic.html
82. https://www.totalmateria.com/page.aspx?ID=CheckArticle&site=kts&NM=67
83. GTAW processed Co–Cr–Mo alloy. Mater. Sci. Eng. A 478 (2008) pp.38–42 influence of volumetric dilution on the strain induced ϒ → ε martensitic transformation
84. J., Schüller E., Hamed O.A., Heßing C, Pohl M., Sover D.: Cavitation erosion of plasma-sprayed NiTi coatings. Wear May 2006, Vol. 260(9-10), pp.1020-1027
85. J.L. DeMol Van Otterloo, J.Th.M. De Hosson: Microstructural features and mechanical properties of a cobalt-based laser coating. Acta Mater. 45 (3) (1997) pp.1225–1236
86. J.-P. Franc, J.M. Michel: Fundamentals of Cavitation. Kluwer Academic Publishers-Dordrecht/Boston/London (2004)
87. Jaafar Hadi Abboud : Microstructure and erosion characteristic of nodular cast iron surface modified by tungsten inert gas. Materials & Design, Volume 35, March 2012, pp. 677-684
88. Jaworski, A., Krawczyk Ł., Kubiak, K.: Turbine Housing Failure Due to Sigma Phase Precipitation and Embrittlement of Niobium–Stabilized Austenitic Steel Casting. Journal of Materials Engineering and Performance, 2020, Vol. 29, pp. 1535–1543
89. Jie-Hao Chen, Weite Wu : Cavitation erosion behavior of Inconel 690 alloy. Materials Science and Engineering: A, Vol. 489, Issues 1–2, 20 August 2008, pp. 451-456
90. K.H. Lo, F.T. Cheng, C.T. Kwok, H.C. Man : Improvement of cavitation erosion resistance of AISI 316 stainless steel by laser surface alloying using fine WC powder. Surface and Coatings Technology, Vol. 165, Iss.3, 17 February 2003, pp. 258-267
91. K.Y. Chiu, F.T. Cheng, H.C. Man : Cavitation erosion resistance of AISI 316L stainless steel laser surface-modified with NiTi. Materials Science and Engineering: A, Vol. 392, Issues 1–2, 15 February 2005, pp. 348-358
92. Karimi A., Martin J.L.: Cavitation erosion of materials. International metal rewiews, Vol.31, Issue 1, (1986), pp. 1 – 26
93. Karrab A.S. a. o.: Investigation of the ring area formed around cavitation erosion pits on the surface of carbon steel. Tribology Letters, Vol. 45, 2011, pp. 437 – 444
94. Kathuria K.: „Laser-cladding process: a study using stationary and scanning CO2 laser beams", Surface and coatings technology, vol. 97, pp. 442-447, 1997
95. Krella A.: „An experimental parameter of cavitation erosion resistance for TiN coatings", Wear, Vol. 270, pp. 252 – 257, 2011
96. Krella A.K., Krupa A.: Effect of cavitation intensity on degradation of X6CrNiTi18-10 stainless steel. Wear 408–409 (2018), pp. 180–189
97. Kwok C.T, H.C. Man, F.T. Cheng, K.H. Lo: Developments in laser-based surface engineering processes: with particular reference to protection against cavitation erosion. Surf. Coat. Technol. 291 (2016) pp.189–204
98. Kwok T.C.: „Cavitation erosion and pitting corrosion behaviour of laser surface – melted martensitic stainless steel UNS S42000", Surface and Coating Technology, vol. 126, Iss. 2 – 3, pp. 238–255, 2000
99. Kwok, C.T., F.T. Cheng and H.C. Man : Synergistic effect of cavitation erosion and corrosion of various engineering alloys in 3.5% NaCl solution. Materials Science and Engineering A, 290(1-2): pp. 145 – 154, 2000
100. Kwook C., Man H., Cheng F.: Cavitation erosion and pitting corrosion of laser surface melted stainless steels. Surface and Coatings Technology, 99 (1998), pp. 295-304

BUPT

101. Kwook C. T., Man H. C., Cheng F. T.: Cavitation erosion and damage mechanisms of alloys with duplex structures. Materials Science and Engineering A242 (1998), pp. 108-120
102. Kwook C.T., Cheng F.T., Man H.C.: Synergetic effect of cavitation erosion and corrosion of various engineering alloys in 3,5%NaCl solution. Materials Science Eng., A290, (2000), pp. 145 – 154
103. L.A. Espitia, L. Varela, C.E. Pinedo, A.P. Tschiptschin :Cavitation erosion resistance of low temperature plasma nitrided martensitic stainless steel. WearVol. 301, Iss. 1–2, April–May 2013, Pages 449-456
104. L.L. Silveira, A.G.M. Pukasiewicz, D.J.M. de Aguiar, A.J. Zara, S. Björklund : Study of the corrosion and cavitation resistance of HVOF and HVAF FeCrMnSiNi and FeCrMnSiB coatings. Surface and Coatings Technology, Vol. 374, 25 September 2019, pp. 910-922
105. Lamana M. S. Pukasiewicz A. G. M., Sampath S.: Influence of kobalt kontent and HVOF deposition process on the cavitation erosion resistance of WC-Co coatings. Wear 398-399 (2017), pp. 209-219
106. Leunda J., Soriano C., Sanz and Navas V G.: Laser cladding of WC tool steels for die repair. Physics Procedia 261, 2006, pp. 592-599
107. Li, Z.; Han, J.; Lu, J.; Zhou, J.; Chen, J. Vibratory cavitation erosion behaviour of AISI 304 stainless steel in water at elevated temperatures. Wear 2014, 321, 33–37.
108. Lo K.H., Cheng F.T., Kwok C.T., Man H.C. : Effects of laser treatments on cavitation erosion and corrosion of AISI 440C martensitic stainless steel. Materials Letters, Vol. 58, Iss. 1–2, January 2004, pp 88-93
109. M.C.Romero, A.P.Tschiptschin, C.Scandian : Low temperature plasma nitriding of a Co30Cr19Fe alloy for improving cavitation erosion resistance. Wear, Vol. 426–427, Part A, 30 April 2019, pp. 581-588
110. M.R.daSilva,P.Gargarella,T.Gustmann,W.J.BottaFilho, C.S. Kiminami, J. Eckert, S. Pa uly, C. Bolfarini: Laser surface remelting of a Cu-Al-Ni-Mn shape memory alloy. Mater. Sci. Eng. A, 661 (2016), pp. 61-67
111. Madadi F., Ashrafizadeh F., Shamanian M.: Optimization of pulsed TIG cladding process of stellite alloy on carbon steel using RSM. Journal of Alloys and Compounds 2012, Vol. 510, pp. 71 – 77
112. Magaon J.,- Studii și cercetări privind comportarea la prelucrare plastic a oțelurilor inoxidabile termostabile, Ed. Politehnica 2010
113. Majid Abbasi, Mahdieh Vahdatnia, Ali Navaei : Solidification Microstructure of HK Heat Resistant Steel. International Journal of Metalcasting/Volume 9, Issue 4, 2015, pp. 14 – 26
114. Maleque M. A., Bello K. A., Idriss A. N. M.,Mridha S.: Processing of TiC-CNT hybrid composite coating on low alloy steel using tig torch technique. Applied Mechanics and Materials 378, 2013, pp. 259-264
115. Marcio Gustavo Di Vernieri Cupparia, Frank Wischnowski, Deniol K, Tanaka, Amilton Sinatora : Correlation between microstructure and cavitation–erosion resistance of highchromium cast steel—preliminary results. Wear, Vol. 225 – 229, Part.1, 1999, pp. 517 – 522
116. Mesa D.H., Pinedo C.E., Tschiptschin A.P. : Improvement of the cavitation erosion resistance of UNS S31803 stainless steel by duplex treatment. Surface and Coatings Technology, 205 (2010), pp. 1552–1556
117. Micu L.M., Bordeaşu I., Mitelea I.: „Cavitation erosion behavior for some stainless steels with constant nickel and variable chromium content”, MP Material Testing, Issue 01, ISSN: 0025-5300, pp. 53-58, 2012

BUPT

118. Mihai L., Pisu T., - Elemente de tehnologia materialelor, Ed.Luxlibris 2001
119. Mitelea I., Bordeasu I., Riemschneider E., Utu I.D., Craciunescu C.M. : Cavitation erosion improvement following TIG surface-remelting of gray cast iron, Wear 2022, Volumes 496–497, 204282
120. Mitelea I., Dimian E., Bordeaşu I., Craciunescu C.M.: „Ultrasonic cavitation erosion of gas nitrided Ti – 6Al – 4V alloys", Ultrasonics Sonochemistry, 21, pp. 1544 – 1548, 2014
121. Mitelea I., Lugscheider E., Tillmann W., „Ştiinta Materialelor în construcţia de maşini", Editura Sudura, Timişoara, România, pp. 430-431, 1999
122. Mitelea, I.; Bena, T.; Bordeasu, I.; Utu, I.D.; Craciunescu, C.M. Enhancement of Cavitation Erosion Resistance of Cast Iron with TIG Remelted Surface. Metall. Mater. Trans. A 2019, 50A, 3767–3775.
123. Mitelea, I.; Bordeasu, I.; Belin, C.; Utu Craciunescu, C.M. TIG processing of Nimonic 80A alloy for enhanced cavitation erosion resistance, Metal 2019. In Proceedings of the 28th International Conference on Metallurgy and Materials, Brno, Czech Republic, 22–24 May 2019; pp. 1399–1404
124. Mitelea, I.; Bordeasu, I.; Belin, C.; Utu, I.D.; Craciunescu, C.M. Cavitation Resistance, Microstructure, and Surface Topography of Plasma Nitrided Nimonic 80 A Alloy. Materials 2022, 15, 6654.
125. Momeni S., Tillmann W., Pohl M.: Composite cavitation resistant PVD coatings based on NiTi thin films. Materials and Design 110 (2016), pp. 830-838
126. Morteza Abedini, Fabian Reuter, Stefanie Hanke : Corrosion and material alterations of a CuZn38Pb3 brass under acoustic cavitation. Ultrasonics Sonochemistry, Vol. 58, November 2019, 104628
127. Mridha S.,Dyuti S.: Effect of processing parameters on microstructure and properties TIG melted surface layer of steel. Advanced Materials Research 264-265, 2011, pp. 1421-1426
128. Nair R. B., Arora H.S., Mukherjee S., Singh S., Grewal H. S.: Exceptionally high cavitation erosion and corrosion resistance of a high entropy alloy. Ultrasonics Sonochemistry 41 (2018), pp. 252-260
129. Navneet K.Singh, Gidla Vinay, Andrew S.M.Ang, Dhiraj K.Mahajan, Harpreet Singh Cavitation erosion mechanisms of HVOF-sprayed Ni-based cermet coatings in 3.5% NaCl environment. Surface and Coatings Technology, Vol. 434, 25 March 2022, 128194
130. Niederhofer, P. and S. Huth : Cavitation erosion resistance of high interstitial CrMnCN austenitic stainless steels. Wear, 301(1-2) pp. 457 – 466, 2013
131. Niederhofer, P., Huth, S., Theisen, W.: Cavitation erosion and hydroabrasion resistance of cold work tool steels produced by powder metallurgy. *Wear*, Vol. 332–333, 2015, pp. 1059–1069
132. P.C. Machado, J.I. Pereira, A. Sinatora : Abrasion wear of austenitic manganese steels via jaw crusher test. Wear, Vol. 476, 15 July 2021, 203726
133. Pai R. and Hargreaves, D.J. : Performance of environment-friendly hydraulic fluids and material wear in cavitating conditions. Wear, 252, pp. 970–978, 2002
134. Peng K., Kang C., Li G., Matsuda K., Soyama H.: Effect of heat treatment on the cavitation erosion resistance of stainless steel. Materials and Corrosion (2017), pp. 1-9
135. Peng K, Qin FGF, Jiang R, Kang S. Interpreting the influence of liquid temperature on cavitation collapse intensity
136. Pengjie Wang, Jiakuan Ren, Qiyuan Chen, Jun Chen, Zhenyu Liu : Effect of secondary twins on strain hardening behavior of a high manganese austenitic steel at 77 K by quasi in situ EBSD. Materials Characterization, Vol. 180, October 2021, 111428

BUPT

137. process parameters for deposition of Stellite on X45CrSi93 steel by plasma transferred arc technique. Mater. Des. 29 (2008) pp.1725–1731
138. Q.i. Liu, Z. Li, S. Du, Z. He, J. Han, Y. Zhang : Cavitation erosion behavior of GH 4738 nickel-based superalloy. Tribology International, 156 (2021), 106833
139. R. Ravi Bharath, R. Ramanathan, B. Sundararajan, P. Bala Srinivasan: Optimization of
140. R. Zenker, Anja Buchwalder, K. Rüthrich, W. Griesbach :First results of a new duplex surface treatment for cast iron: Electron beam remelting and plasma nitriding. Surface Coating. Technol.(2013), Vol. 236, pp. 58 - 62
141. Rajeev G.P., Kamaraj M., Srinivasa R. Bakshi: Hardfacing of AISI H13 tool steel with Stellite 21 alloy using cold metal transfer welding process. Surface & Coatings Technology 326 (2017) pp.63–71
142. Renshi Zheng, Xiaoyu Zhao, Leilei Dong, Gang Liu, Yi Huang, Yunze Xu : On the cavitation erosion-corrosion of pipeline steel at different locations of Venturi pipe. Engineering Failure Analysis, Vol. 138, August 2022
143. Romero, M.C.; Tschiptschin, A.P.; Scandian, C. Low temperature plasma nitriding of a Co30Cr19Fe alloy for improving cavitation erosion resistance. Wear 2019, 426–427, 581–588.
144. Rudra Pratap Singh, Subodh Kumar, Somil Dubey, Aman Singh: A review on working and applications of oxy-acetylene gas welding. Materials Today, Vol. 38, Part 1, 2021, pp. 34-39
145. Rui Yang, Nengliang Huang, Ye Tian, Jiahao Qin, Pengfei Lu, Hao Chen, Hua Li, Xiuy ong Chen:Insights into the exceptional cavitation erosion resistance of laser surface melted Ni-WC composites: The effects of WC morphology and distribution. Surface and Coatings Technology Vol. 444, 2022, 128685
146. S. P. Gadag, M. N. Srinivasan: Cavitation erosion of laser melted ductile iron. Journal of Material Processing Technology Vol. 51, no 1-4, 1995, pp. 150-163
147. S. Zhang, S. Wang, C.L. Wu, C.H. Zhang, M. Guan, J.Z. Tan : Cavitation erosion and erosion-corrosion resistance of austenitic stainless steel by plasma transferred arc welding. Engineering Failure Analysis, Vol. 76, June 2017, pp. 115-124
148. S.A. Civjan, T. Guihan, K. Peterman: Testing of oxyacetylene weld strength. Journal of Constructional Steel Research, Vol. 168, May 2020, 105921
149. S.Haro, D. Lopez, A. Wong, L. Martinez, A. Velasco, R. Viramontes : Aging of a Heat Resistant Alloy. 19th ASM Heat Treating Society Conference Proceedings Including Steel Heat Treating in the New MillenniumHeat Treating, 2000, pp 1-7
150. Santa J.F., Blanco J.A., Giraldo J.E., Toro A.: Cavitation erosion of martensitic and austenitic stainless steel welded coatings. Wear, 271 (2011), pp. 1445 – 1453
151. Shuji Hattori, Morio Kishimoto : Prediction of cavitation erosion on stainless steel
152. Shuji Hattori, Ryohei Ishikura: Revision of cavitation erosion database and analysis of stainless steel data.Wear Volume 268, Issues1-2,4 January 2010,pp.109-116
153. Shuji Hattori, Tetsuo Kitagawa: Analysis of cavitation erosion resistance of cast iron and nonferrous metals based on database and comparison with carbon steel data. Wear Volume 269, Issues 5–6, 19 July 2010, pp. 443-448
154. Si, C.; Sun, W.; Tian, Y.; Cai, J. Cavitation erosion resistance enhancement of the surface modified 2024T351 Al alloy by ultrasonic shot peening. Surf. Coat. Technol. 2023, 452, 129122.
155. Singh, N.K.; Vinay, G.; Ang, A.S.M.; Mahajan, D.K.; Singh, H. Cavitation erosion mechanisms of HVOF-sprayed Ni-based cermet coatings in 3.5% NaCl environment. Surf. Coat. Technol. 2022, 434, 128194.

BUPT

156. Si-qi ZENG, Jing-jing TIAN, Shu-bing HU, Ming XIAO, Bo PENG : Effect of laser surface melting on microstructure evolution and cavitation behavior of nickel aluminum bronze. Trans. Nonferrous Met. Soc. China 33(2023) pp. 2090−2109
157. Stella J., Schüller E., Heßing C., Hamed O. A., Pohl M., Stöver D.: Cavitation erosion of plasma-sprayed NiTi coating. Wear 260 (2006), pp. 1020-1027
158. Steller, J.; Giren, B.G. International Cavitation Erosion Test; Final Report; Gdansk: Gdansk, Poland, 2015.
159. Steller, J.K. International Cavitation Erosion Test-Test Facilities and Experimental Results; 2-émés Journées Cavitation: Paris, France, 1992.
160. Szkodo M., Giren B.G.: „Cavitation erosion of steels processed by CO2 laser beams of various parameters", Journal of Materials Processing Technology, vol. 157-158, pp. 446-450, 2004
161. Tang C. H, Cheng F.T, Man H.C. : Improvement in cavitation erosion resistance of a copper-based propeller alloy by laser surface melting. Surface and Coatings Technology, 2004, 182, pp. 300−307
162. Tang C. H., Cheng F. T., Man H. C.: Effect of laser surface melting on the corrosion and cavitation erosion behaviors of a manganese–nickel–aluminum bronze. Materials Science and Engineering A, 2004, 373, pp. 195−203
163. Tang C. H., Cheng F. T., Man H. C.: Improvement in cavitation erosion resistance of a copper-based propeller alloy by laser surface melting. Surface and Coatings Technology, 2004, 182, pp. 300−307
164. Thapliyal S., Dwivedi D. K. : On cavitation erosion behavior of friction stir processed surface of cast nickel aluminum bronze.Wear, 2017, 376/377 p.1030−1042
165. Thiruvengadam, A., Cavitation erosion, Applaid Mechanic, Vol 24, Nr. 3, 1971
166. Tomlinson W.J., Talks M.G.: „Laser surface processing and the cavitation erosion of a 16% Cr white cast iron", Wear,vol. 139 , pp. 269–284, 1990
167. Trușculescu M., Ieremia A.,- Oțeluri inoxidabile și refractare, Ed.Facla 1983
168. Verhaagen B, Fernández Rivas D. Measuring cavitation and its cleaning effect. Ultrason sonochem. 2016;29:619-28
169. Verma S., Dubey P., Selokar A. W., Dwivedi D. K., Chandra R.: Cavitation erosion behaviour of nitrogen ion implanted 13Cr4Ni steel. Transaction of the Indian Institute of Metals 70 (2017), pp. 957-965
170. Wang J, Tian W, Zhao J, Wang Y, Si Q. A review of research development of cavitation erosion in hydraulic machinery. Journal of Ship Mechanics. 2020-01-01;24(4):536-42
171. Wang Jiewen, Yang Rui, Tian Ye Zhou Ping, Huang Jing, Li Hua, Chen Xiuyong : Effect of Annealing on the Cavitation Erosion Resistance of HVOF-Sprayed Fe-Based Amorphous Composite Coatings. Journal of Thermal Spray Technology, vol. 32, issue 6, pp. 1758-1771
172. Wang, Y.; Anp, Y.; Hou, G.; Zhao, X.; Zhou, H.; Chen, J. Effect of cooling rate during annealing on microstructure and ultrasonic cavitation behaviors of Ti6Al4V alloy. Wear 2023, 512–513, 204529.
173. Warren, D.A.; Griffiths, I.J.; Harniman, R.L.; Flewitt, P.E.J.; Scott, T.B. The role of ferrite in Type 316H austenitic stainless steels on the susceptibility to creep cavitation. Mater. Sci. Eng. A 2015, 635, 59–69
174. Weifeng Xie, Hao Tu, Keyu Nian, Dongdong Zhang, Xiaobin Zhang:Microstructure and mechanical properties of Flexible Ring Mode laser welded 304 stainless steel. Optics & Laser Technology, Vol. 174, July 2024, 110563

BUPT

175. Weimin Zhao, Chun Wang, Timing Zhang, Min Yang, Bin Han, Anne Nevilleu : Effects of laser surface melting on erosion–corrosion of X65 steel in liquid–solid jet impingement conditions. Wear, Vol. 362–363, 15 September 2016, pp. 39-52
176. X. Ding, Y. Huang, C. Yuan, Z. Ding: Deposition and cavitation erosion behavior of multimodal WC-10Co4Cr coatings sprayed by HVOF. Surf. Coat. Technol., 392 (2020), Article 125757
177. Xia, D.; Deng, C.; Chen, Z.; Li, T.; Hu, W. Modeling Localized Corrosion Propagation of Metallic Materials by Peridynamics:Progresses and Challenges. Acta Metall Sin 2022, 58, 1093–1107
178. Xiaoyun Yuan, Liqing Chen, Yang Zhao, Hongshuang Di, Fuxian Zhu: Influence of annealing temperature on mechanical properties and microstructures of a high manganese austenitic steel. Journal of Materials Processing Technology. Vol. 217, March 2015, pp. 278-285
179. Yucheng, L.; Chang, H.; Guo, X.; Li, T.; Xiao, L. Ultrasonic cavitation erosion of 316L steel weld joint in liquid Pb-Bi eutectic alloy at 550 _C. Ultrason. Sonochem. 2017, 39, 77–86.
180. Z. Wang, B. Zhang : Cavitation erosion mechanism and microstructural design of pure titanium. Wear, 490-491 (2022), 204189
181. Z. Wang, B. Zhang : In-situ study on cavitation erosion behavior of super ferritic stainless steel. Wear, 482-483 (2021), 203986
182. Z.D Cui, H.C Man, F.T Cheng, T.M Yue : Cavitation erosion–corrosion characteristics of laser surface modified NiTi shape memory alloy. Surface and Coatings Technology, Vol. 162, Iss. 2–3, 2003, Pages 147-153
183. Zebang He, Zhenbo Qin, Zhiming Gao, Zhong Wu, Wenbin Hu : Synergistic effect
184. Zhang S., Wu C. L., Zhang C. H., Guan M., Tan J. Z..: Laser surface alloying of FeCoCrAlNi high-entropy alloy on 304 stainless steel to enhance corrosion and cavitation erosion resistance. Optics & Laser Technology, 2016, 84, pp. 23−31
185. Zhenhua Wang, Yuefeng Wang : Cavitation erosion and its effect on corrosion resistance of nuclear-grade Z3CN20–09M stainless steel. Materials & Design, Vol. 221, September 2022
186. Zhou M, Liu H, Kang C, Wei X. Resistance of curved surfaces to the cavitation erosion produced through high-pressure submerged waterjet. WEAR. 2019;440-441:203091
187. Zhuotao Hu, Dabin Zhang, Dongsheng Wu, Xiaoqiang Zheng, Jie Sun, Peihao Geng, Nin shu Ma.: Enhanced mechanical properties of Fe-based hardfacing alloy with Al additions fabricated by laser cladding. Surface and Coatings Technology, Vol. 478, 29 February 2024, 130447

BUPT