

**Microstructura Și Rezistența La Eroziune Prin Cavitație A Unor
Oțeluri Înalt Aliate, Turnate În Piese**

Teză de doctorat –
Rezumat pentru obținerea
titlului științific de doctor
la Universitatea
Politehnica Timișoara în
domeniul de doctorat
Ingineria Materialelor

Autor ing. Cosma (Alexa) Daniela

Conducători științifici: Prof.univ.dr.ing.**Ion MITELEA**
Prof.univ.dr.ing **Ilare BORDEAȘU**

Timișoara

2024

CUPRINS

Cap.1 Stadiul actual al cercetărilor

- 1.1 *Importanța oțelurilor inoxidabile*
- 1.2 *Clasificarea oțelurilor inoxidabile*
 - 1.2.1 *Oțeluri inoxidabile austenitice*
 - 1.2.2 *Oțeluri inoxidabile feritice*
 - 1.2.3 *Oțeluri inoxidabile martensitice*
 - 1.2.4 *Oțeluri inoxidabile duplex*
 - 1.2.5 *Oțeluri inoxidabile durificabile prin precipitare*
- 1.3 *Efectul elementelor de aliere din oțelurile inoxidabile*
- 1.4 *Oțeluri inoxidabile turnate în piese*
 - 1.4.1 *Tipuri de oțel inoxidabil turnat*
 - 1.4.1.1 *Turnare din oțel inoxidabil austenitic*
 - 1.4.1.2 *Turnare din oțel inoxidabil feritic*
 - 1.4.1.3 *Turnare din oțel inoxidabil martensitic*
 - 1.4.1.4 *Turnare din oțel inoxidabil duplex*
 - 1.4.2 *Procesul turnării oțelului inoxidabil*
 - 1.4.3 *Avantajele turnării oțelului inoxidabil*
- 1.5 *Coroziunea prin cavitație*
 - 1.5.1 *Descrierea fenomenului de coroziune cavitațională*
 - 1.5.2 *Studii anterioare privind îmbunătățirea rezistenței la coroziune cavitațională a unor oțeluri inoxidabile turnate*
- 1.6 *Obiectivele tezei de doctorat*
- 1.7 *Concluzii*

Cap.2 Efectul recoacerii pentru omogenizare asupra rezistenței la cavitație a oțelului GX40CrNiSi25-20

- 2.1 *Introducere*
- 2.2 *Compoziția chimică microstructura și proprietățile mecanice ale oțelului cercetat*
- 2.3 *Curbele de cavitație*
- 2.4 *Examinări microscopice*
- 2.5 *Concluzii*

Cap.3 Parametrii de proces, microstructura și comportarea la eroziune prin cavitație a straturilor de suprafață retopite WIG din oțel GX40CrNiSi25-20

- 3.1 *Introducere*
- 3.2 *Principiul metodei. Parametrii de proces*
- 3.3 *Încercări de duritate*
- 3.4 *Microstructura sistemului compus strat retopit – substrat*
- 3.5 *Curbele de cavitație*
- 3.6 *Macro și micrografia secțiunilor prin straturile retopite, testate la cavitație*
- 3.7 *Analiza de difracție cu raze X*
- 3.8 *Topografia suprafețelor erodate prin cavitație*
- 3.9 *Concluzii*

Cap.4 Parametrii de proces, microstructura și comportarea la eroziune prin cavitație a straturilor de suprafață, retopite laser din oțel GX40CrNiSi25-20

- 4.1 *Introducere*
- 4.2 *Materiale și procedura experimentală*
- 4.3 *Evaluarea și interpretarea rezultatelor experimentale*
 - 4.3.1 *Încercări de duritate*
 - 4.3.2 *Curbele specifice și parametrii caracteristici ai eroziunii prin cavitație*
 - 4.3.3 *Modificări structurale*
- 4.4 *Analize de difracție cu raze X*
- 4.5 *Concluzii*

Cap.5 Microstructura și rezistența la cavitație a straturilor depuse prin sudare din aliaj austenitic manganos

- 5.1 *Introducere*
- 5.2 *Materiale, procedura experimentală*
- 5.3 *Analize structurale*
- 5.4 *Curbele de cavitație*
- 5.5 *Comparație între cele 3 probe acoperite cu oțel austenitic manganos și comparație cu oțelul inițial GX40CrNiSi25-20 în stare recoaptă*
- 5.6 *Concluzii*

Cap.6 Concluzii finale și contribuții originale. Noi direcții de cercetare

- 6.1 *Concluzii finale și contribuții originale*
- 6.2 *Noi direcții de cercetare*

BIBLIOGRAFIE

Introducere

Eroziunea prin cavitație reprezintă unul dintre cele trei efecte ale cavitației. Ea apare ca urmare a impactului suprafeței cu undele de șoc și microjeturile generate de implozia rapidă a bulelor umplute cu gaze și/sau vapori la presiuni mari.

Acest fenomen de eroziune determină modificări de geometrie, modificarea structurii suprafețelor, acest lucru conducând la schimbarea totală sau parțială a componentelor deteriorate.

În România, cele mai cunoscute laborator de studiere/cercetare a eroziunii prin cavitație este Laboratorul de Cercetare a Eroziunii prin Cavitație din Universitatea Politehnica Timișoara, ce are o activitate de cercetare de peste 60 de ani. Prin scop și obiective, teza de doctorat pune în evidență comportarea și rezistența la cavitație oțelului inoxidabil turnat în piese GX40CrNiSi25-20. Conținutul tezei, este structurat pe 6 capitole astfel: primul este destinat prezentării, succinte, a stadiului domeniilor de folosire a oțelurilor inox; cel de-al doilea este destinat prezentării efectului recoacerii pentru omogenizare asupra rezistenței la cavitație a oțelului GX40CrNiSi25-20, cel de-al treilea este destinat prezentării modului în care se comportă la eroziune prin cavitație straturile de suprafață retopite Wig ale mărcii de oțel GX40CrNiSi25-20.

Cel de-al patrulea este destinat prezentării modului în care se comportă la eroziune prin cavitație straturile de suprafață retopite laser, ale mărcii de oțel GX40CrNiSi25-20. Capitolul cinci cuprinde microstructura și rezistența la cavitație a straturilor depuse prin sudare din aliaj austenitic manganos peste suprafața oțelului analizat

Ultimul capitol este destinat sintezei concluziilor generale, a contribuțiilor personale cât și a descrierii direcțiilor viitoare de cercetare.

Rezultatele din prezenta teză sunt o continuare a celor realizate în Laboratorul de Cercetare a Eroziunii prin Cavitație din Universitatea Politehnica Timișoara, sunt pe valul actualelor cercetări privind crearea de structuri de suprafețe din oțel inoxidabil turnat în piese, ce pot satisface cerințele funcționării în condiții de cavitație cu intensitate slabă și medie și constituie bază pentru viitoare cercetări, pe alte categorii oțel inox turnat în piese.

Cap.1 Stadiul actual al cercetărilor privind oțelurile 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. Piese 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 300⁰ C.

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].

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

În interiorul lichidului în mișcare apare tendința de formare a unor bule umplute cu vapori de gaze. Bulele formate în lichidul în mișcare se dezvoltă, devin aproape sferice și pot fi transportate într-o regiune cu presiune mai mare decât presiunea de vaporizare. Se constată atunci o surpare bruscă a pereților bulelor spre interiorul acestora, proces numit implozie și care este însoțit de un complex de fenomene fizice și chimice ce conduc la eroziunea prin cavitație a materialului componentelor care sunt exploatate în astfel de mediu [126].

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

Pe lângă fenomenele mecanice, care sunt predominante, în cazul imploziei, apar și fenomene termice, datorate mai ales comportării gazului din bule precum și fenomene chimice, datorate formării de substanțe chimice corozive. Au fost observate chiar și fenomene electrice. Întotdeauna cavitația este însoțită de zgomote puternice și vibrații. Suprafețele solide situate în zona de producere a imploziilor prezintă după un timp fenomene de eroziune sub forma unor caverne, de contur și adâncime neregulată. Distrugerea unei suprafețe solide din cauza cavitației se numește eroziune (coroziune) prin cavitație [29].

La început, se produc în straturile superficiale alunecări și deformări plastice, apoi la baza neregularităților se inițiază fisuri care treptat se propagă în stratul superficial al materialului. În urma cercetărilor a rezultat că mecanismul eroziunii cavitaționale și distrugerea materialului este legat și de compoziția chimică a mediului. Acești factori nemecanici pot accelera într-o mare măsură procesul de distrugere. Un rol important în intensitatea distrugerilor îl joacă reacțiile chimice și electrochimice ale metalului cu mediul de lucru. De exemplu, apa de mare, la orice metal produce o creștere a cavității față de apa dulce.

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

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 cavitației, deci întârzie apariției ei. Materialele cu structură cristalină cu fețe centrate sunt izotrope și puțin sensibile la creșterea vitezei de deformare [65][66].

Depistarea unor materiale care să aibă un preț de cost scăzut și rezistență mare la 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).

Aprecierea comportamentului materialelor, respectiv estimarea rezistenței acestora, la eroziune cavitațională se face pe baza curbelor caracteristice sau a valorilor diversilor parametri. Ordonarea și evaluarea rezistenței materialelor la eroziune cavitațională se face după unul din criteriile:

- a. panta curbelor de pierdere masică $m(t)$, volumică $V(t)$ sau gravimetrică din zona de stabilizare, $tg\alpha$, [28][65][66];
- b. valoarea spre care viteza de eroziune cavitațională tinde să se stabilizeze, v_s , [57], [58][61],
- c. valoarea maximă a vitezei de eroziune la cavitație, v_{max} [57][58],
- d. rezistența normalizată la cavitație R_n [57],
- e. viteza adâncimii medii sau maxime de pătrundere a eroziunii, MDPR respectiv MDPRmax, (sau inversul acestora $1/MDPR$, respectiv $1/MDPR_{max}$), [57][65][66],
- f. timpul de incubație, t_i , [28][47],
- g. durata necesară obținerii unei pierderi volumice sau masice date [12][28],
- h. durata necesară realizării unei anumite adâncimi de pătrundere [28][48].

În Figura 1.1 se prezintă curbele caracteristice și indicatorii sus menționați, definiți de aceste curbe. Deoarece rezultatele experimentale sunt influențate de parametri 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 1, 2, 3 și 4, 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].

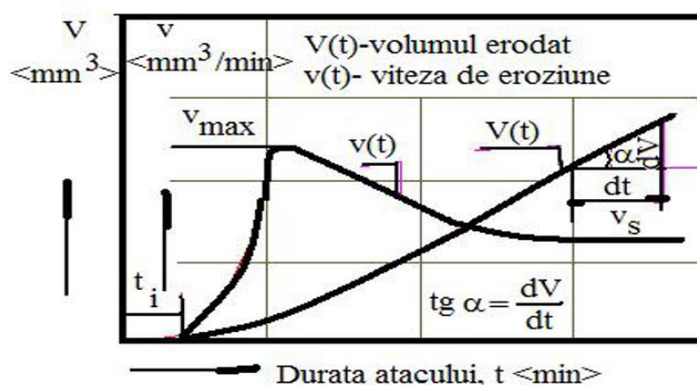


Figura 1.1 Curbele și mărimile caracteristice utilizate în estimarea comportamentului și a rezistenței la eroziune cavitațională [28]

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 ecrusare mecanică datorat colapsului de bule în stratul de suprafață 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 influențată 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 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. Astfel de echipamente pot fi utilizate pentru a evalua rezistența la eroziune prin cavitație a unui material în ceea ce privește rata de eroziune, permițând astfel o clasificare a materialelor pe baza acestei proprietăți. În scopul evaluării procesului de eroziune sunt folosite echipamente cu ultrasunete, conform standardelor, ASTM G32-2016 [13]. Ele au avantajul că se pot stabili parametri ușor controlabili, care generează vibrații longitudinale, amplificate și transmise în lichid ca unde ultrasonice. Bulele care se formează în timpul acestor vibrații provoacă implozii la suprafața probelor 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].

Cercetările realizate arată că toate materiale folosite în confecționarea supapelor ce intră în componența traseului de curgere, lucrând în aceleași condiții, sunt supuse eroziunii cavitaționale, în proporții diferite. Distrugerile erozive cele mai însemnate apar când acestea sunt confecționate din oțeluri carbon și slab aliate. În schimb, pentru condiții similare de funcționare, oțelurile inoxidabile (cu conținut în crom, crom-nichel, ș.a) au rezistența la cavitație mai ridicată.

Deoarece, materialele metalice supuse atacurilor cavitaționale sunt, în general, aliaje obținute din combinația mai multor metale cu rețele cristaline diferite (hexagonal compacta

(HC), cubică cu volum centrat (CVC), cubică cu fețe centrate (CFC), etc), pentru înțelegerea mecanismului eroziunii s-au realizat cercetări atât pe metale pure cât și pe aliaje. Pentru o mai clară înțelegere s-a urmărit procesul erozional atât în perioada de incubație cât și în perioada de eroziune avansată.

Heathcock ș.a. [74] au studiat mecanismele eroziunii mai multor tipuri de materiale ca: fierul pur, oțeluri inoxidabile feritice, cobalt, aliaje de nichel și câțiva polimeri. Studiile lor se referă la materialele care au fost solicitate cavitațional în aparate cu disc rotitor, tunel hidrodinamic și mașina industrială, unde există o perioadă de incubație a eroziunii [37]. Ei consideră că în perioada de incubație au loc doar deformări plastice și formarea rețelelor de microfisuri (fenomen constatat de toți cercetătorii), asociate cu fenomenul de oboseală datorat contracțiilor ciclice ce se manifestă în timpul atacului cavitațional. 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 oțelurile inoxidabile austenitice AISI 409, AISI 430, arată că slaba rezistență la eroziunea prin cavitație este determinată de sensibilitatea materialelor la viteza de deformare. Astfel, se demonstrează că viteza ridicată de deformare, tipică cavitației, conduce la o rupere fragilă în suprafața atacată. Totodată, s-a observat că materialul a cărui rupere la cavitație era mai puțin fragil, conținea cel mai mic procent de crom.

La concluziile lui Heathcock [74] au ajuns și Binder și Spendelow [22] care, în plus, au arătat că efectul sinergic al prezenței cromului, în particular pentru concentrații de 15-18 %, combinat cu concentrațiile critice de carbon și 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 oțelului cu structură feritică, este aproape în totalitate fragil, aliajele care au o structură fină devin tot mai ductile și tot mai rezistente la atacul cavitațional, cu creșterea procentului fracției volumice de martensită [74].

Obiectivele tezei

Programul de cercetare își propune să aprofundeze mecanismul de degradare și să stabilească modalitățile de creștere a rezistenței la eroziune prin cavitație a oțelurilor inoxidabile turnate prin aplicarea unor tehnici de înnobilare a suprafeței.

Experimentele urmăresc găsirea unei corelații între starea structurală a materialului și viteza de degradare prin eroziune cavitațională, precum și optimizarea procesului tehnologic de prelucrare în vederea măririi duratei de viață a componentelor ingineresti care lucrează în asemenea condiții.

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

Dezvoltarea unor metode de testare a suprafețelor degradate cavitațional va permite un control mai precis al evoluției acestui fenomen cu implicații în reducerea riscului de apariție a avariilor.

Principalele procese care se consideră că au un impact pozitiv în asigurarea unei creșteri a rezistenței la cavitație 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 WIG.

Aprecierea calității suprafeței testate cavitațional se face prin :

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

Noutatea tezei de doctorat

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

Cap.2 Efectul recoacerii pentru omogenizare asupra rezistenței la cavitație a oțelului GX40CrNiSi25-20

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

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

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).

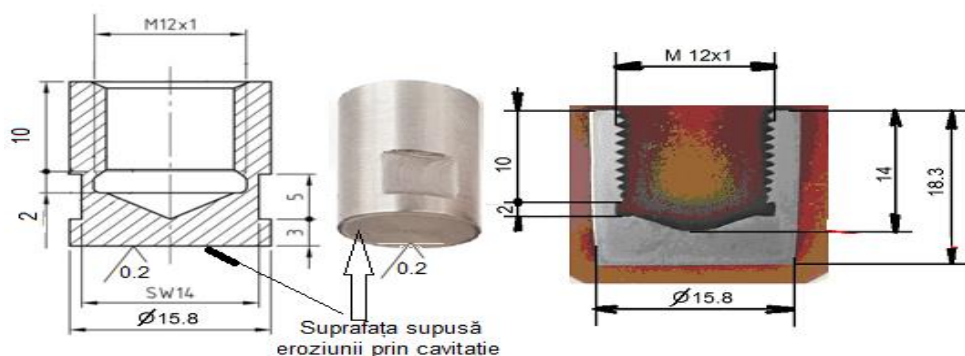


Figura. 2.1 Proba de cavitație

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 funcționali care definesc procesul hidrodinamic de cavitație.

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]).

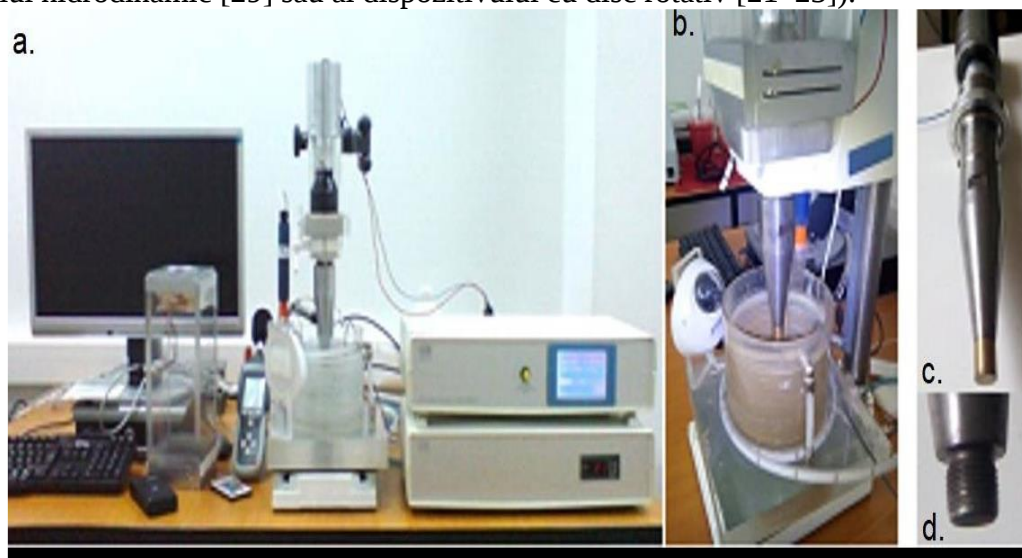


Figura 2.2 Dispozitivul vibrator cu cristale piezoceramice: a. prezentare generală a dispozitivului cu sistemul de control al computerului; b. imagine în timpul testului de cavitație (probă scufundată în apă); c. sistem de vibrații mecanice (transductor piezoceramic cu sistem de amplificare a amplitudinii (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, $20000 \pm 2\%$ Hz;
- amplitudinea vibrației, 50 μm ;
- diametrul probei: $15,9 \pm 0,05$ mm;
- alimentare: 50 Hz;
- lichid: apă distilată având o temperatură de $22 \pm 1^\circ\text{C}$

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.

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

În Figura 2.3 și 2.4 se poate observa comparativ, evoluția adâncimii medii de eroziune și a vitezei medii de eroziune, pentru cele două mărci de oțel:

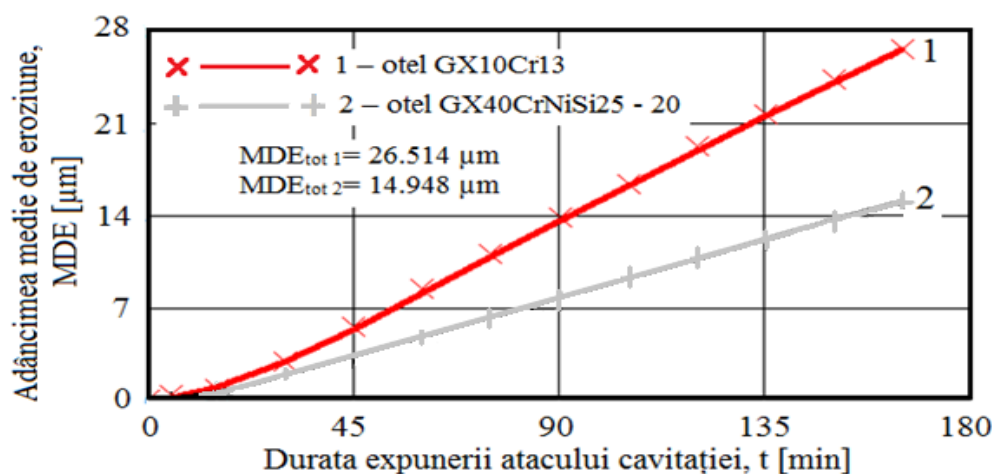


Figura 2.3 Evoluția adâncimii medii de eroziune cu durata atacului cavitației

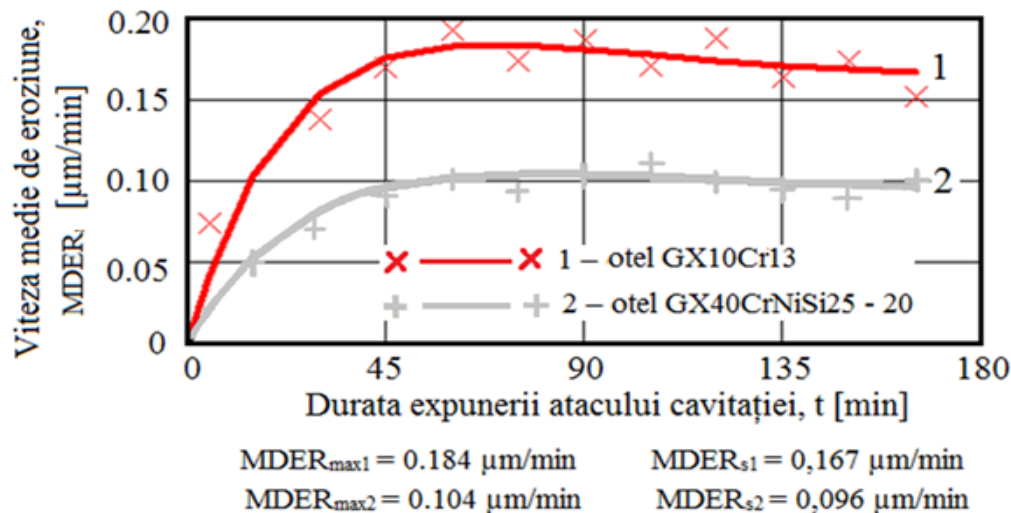


Figura 2.4 Evoluția vitezei de eroziune cu durata atacului cavitației

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 vitezei 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.

Cap.3 Parametrii de proces, microstructura și comportarea la eroziune prin cavitație a straturilor de suprafață retopite WIG din oțel GX40CrNiSi25-20

Prezentul capitol vizează găsirea unei soluții de combatere a eroziunii cavitaționale prin îmbunătățirea proprietăților de suprafață ale oțelurilor înalt aliate turnate în piese, folosind tehnica WIG de modificare a suprafeței. Procesul WIG de retopire locală a suprafeței este

simplic, 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]

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 ($\varnothing 25 \times 40$ 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 $1100^{\circ}\text{C}/8\text{ore}$ cu răcire în cuptor). Ulterior, acestea au fost retopite WIG folosind trei regimuri termice diferite. Modificarea energiei liniare, $E_l = (U_a \times I_s) / v \times 60$ [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 Ei [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 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 creștături marginale).

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.

Adâncimea stratului retopit a fost cuprinsă între 1,3 și 2,7 mm, în funcție de valoarea curentului de retopire.

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 măsurărilor 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 3.1.

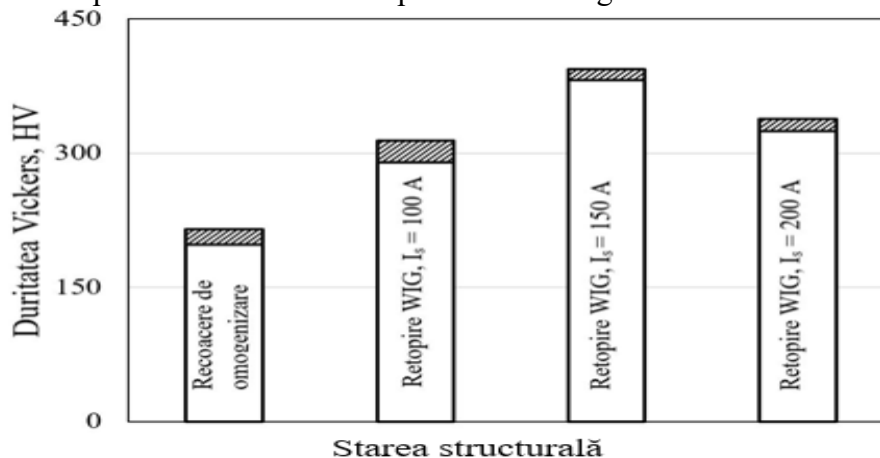


Figura 3.1 Histograma durității metalului de bază și a probelor retopite local WIG

Figura 3.2 a,b,c redă microstructura suprafeței retopite local prin tehnica WIG utilizând trei valori ale curentului, respectiv ale energiei liniare induse în material:

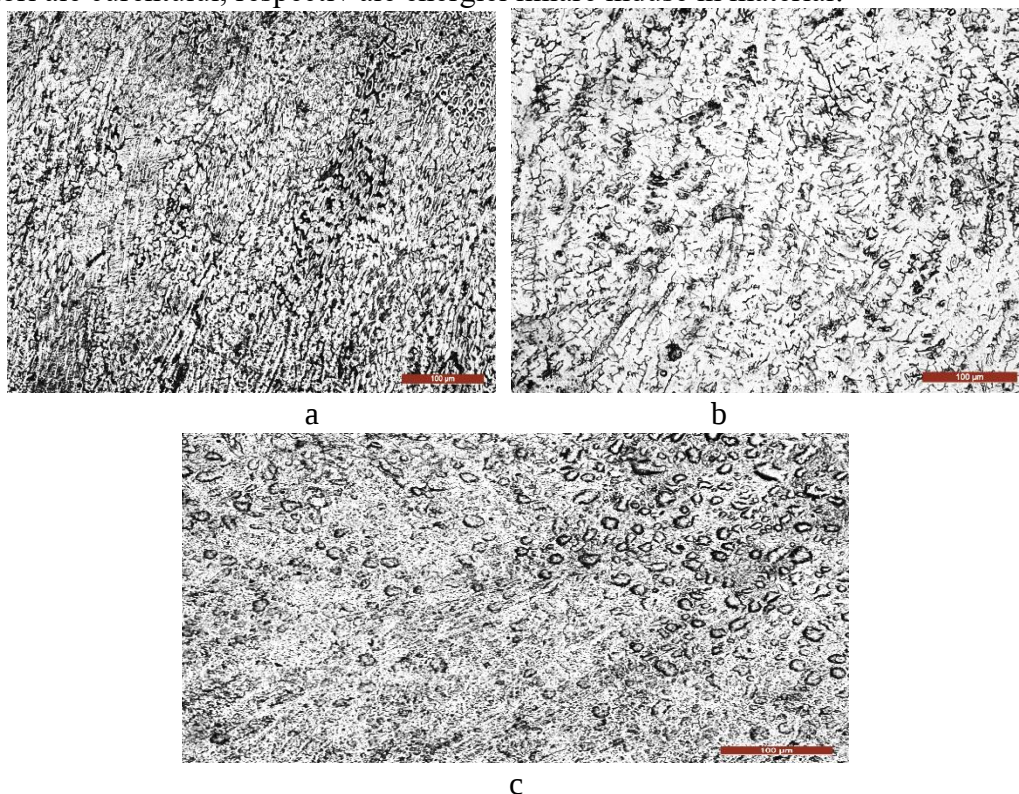


Figura 3.2 MO x 200, Microstrucura suprafeței retopite: a- $I_s = 100$ A; b- $I_s = 200$ A; c- $I_s = 150$ A

Pentru valori ale curentului de retopire de 150 A, respectiv valori ale energiei liniare de 6630 J/cm (Figura 3.2 c), apare situația cea mai favorabilă de durificare atât prin finisarea granulației cât și prin formarea de soluție solidă

În Figura 3.3 se prezintă comparativ curbele specifice MDE(t) pentru cele patru stări structurale, folosind ca valori experimentale mediile algebrice ale valorilor obținute pe seturile de câte trei probe.

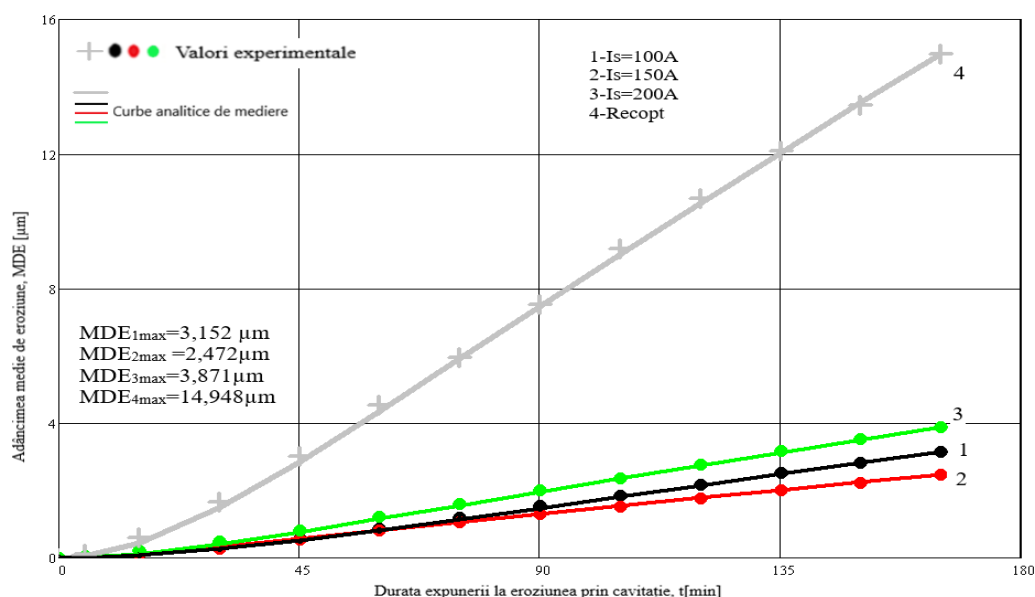


Figura 3.3 Variația adâncimii medii de eroziune, MDE, cu durata atacului cavitațional 1 – retopire cu $I_s = 100$ A; 2 – retopire cu $I_s = 150$ A; 3 – retopire cu $I_s = 200$ A, 4 – stare recoaptă;

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 ($M_{tot} = 3,78$ mg) scade de peste 6 ori comparativ cu starea inițială (fără topire, $M_{tot} = 22,89$ mg), iar viteza de eroziune, conform valorii spre care curba $v(t)$ tinde să se stabilizeze, scade de aproximativ 5 ori. Astfel, viteza de eroziune, $v_s = 0,145$ mg/min. pentru suprafața inițială netopită și $v_s = 0,023$ mg/min. pentru suprafața topită WIG la $I_s = 150$ 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.

Comparativ cu starea de recoacere pentru omogenizare, tehnica WIG de modificare a suprafeței provoacă o creștere a rezistenței 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, $MDER_s$.

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 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 .

Cap.4 Parametrii de proces, microstructura și comportarea la eroziune prin cavitație a straturilor de suprafață, retopite laser din oțel GX40CrNiSi25-20

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 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 și 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].

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].

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 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/mm².

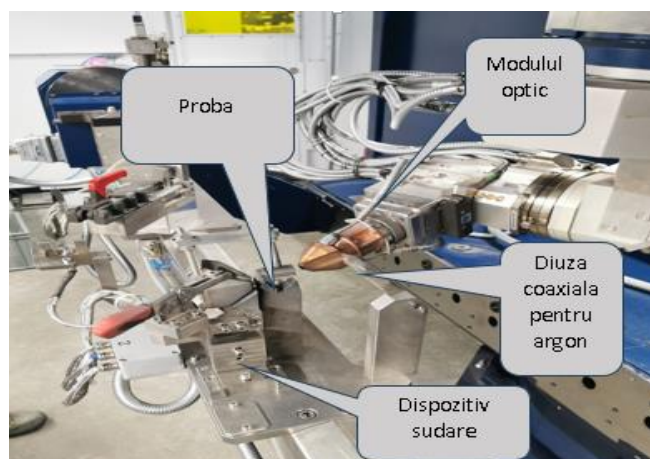


Figura 4.1 Echipamentul de retopire cu fascicul laser

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.

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 4.2.

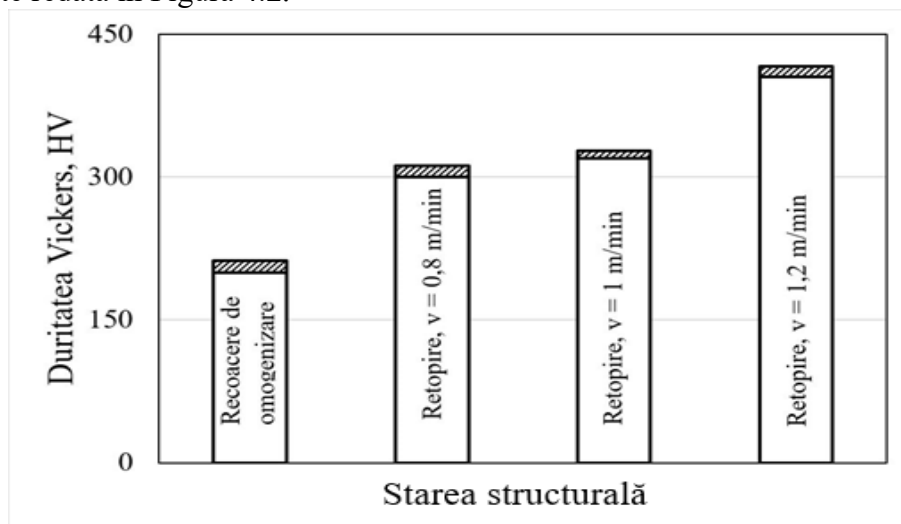
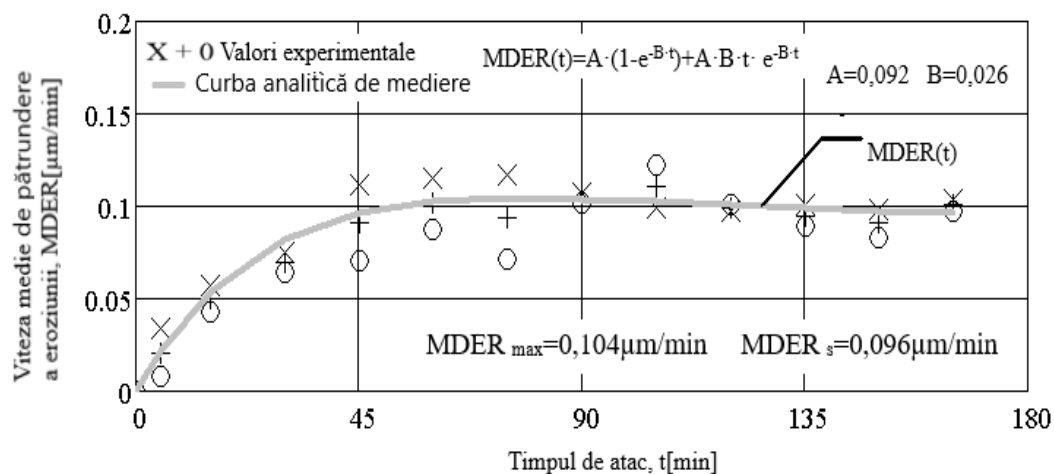


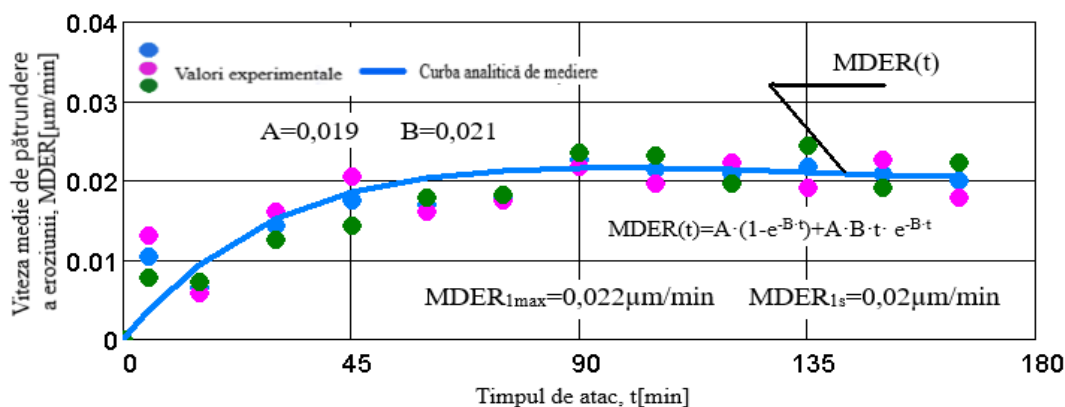
Figura 4.2 Histograma durității materialului de bază și a probelor retopite local Yb -YAG

Astfel, dacă în stare recoaptă valorile durității sunt de cca. 210 HV, după retopirea laser se ating valori de până la cca. 400 HV

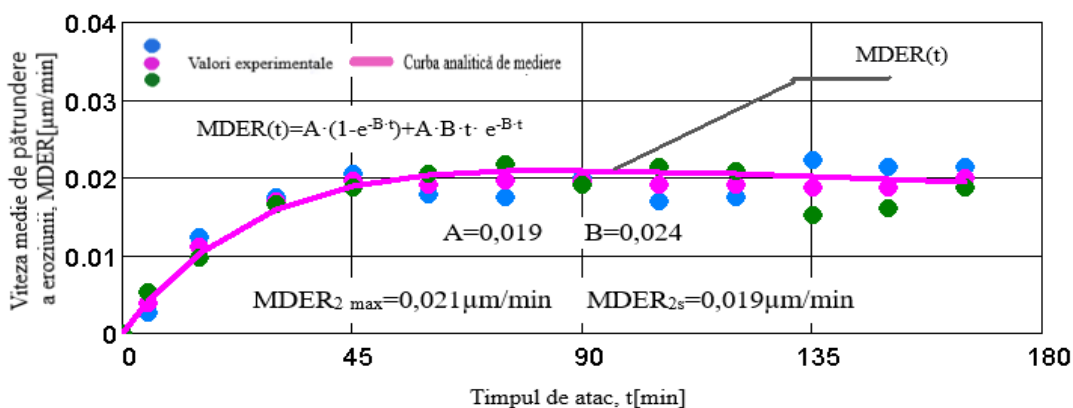
Diagramele redată în Figura 4.3 prezintă valorile experimentale ale vitezelor medii de pătrundere a eroziunii, aferente intervalelor intermediare de cavitație și curbele de mediere MDER(t).



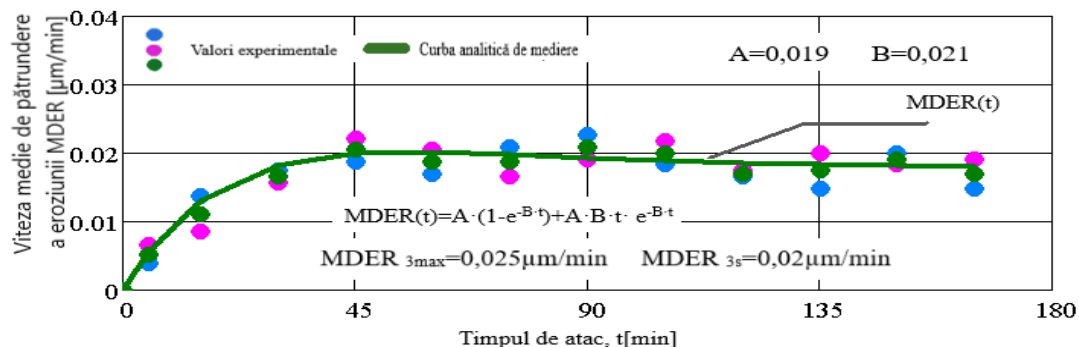
-a- stare recoaptă



-b- stare retopită laser cu viteza $v = 0,8 \text{ m/min}$



-c- stare retopită laser cu viteza $v = 1 \text{ m/min}$



-d- stare retopită laser cu viteza $v = 1,2 \text{ m/min}$

Figura 4.3 Variația vitezei medii de pătrundere a eroziunii cu durata solicitării la cavitație

În graficele din Figura 4.4 și Figura 4.5, se prezintă comparativ curbele specifice MDE(t) și MDER(t), pentru cele patru stări structurale.

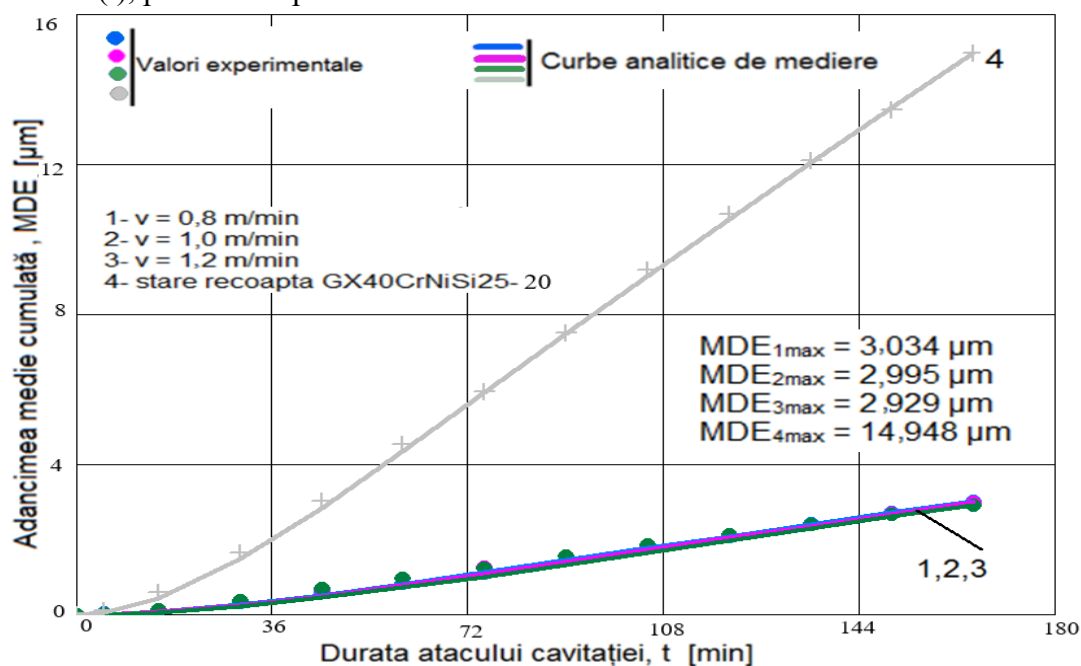


Figura 4.4 Variația adâncimii medii de eroziune, MDE, cu durata atacului cavitațional: 1 – retopire cu $v = 0,8\text{m/min}$, 2- retopire cu $v = 1\text{m/min}$, 3- retopire cu $v = 1,2\text{m/min}$, 4 – stare recoaptă

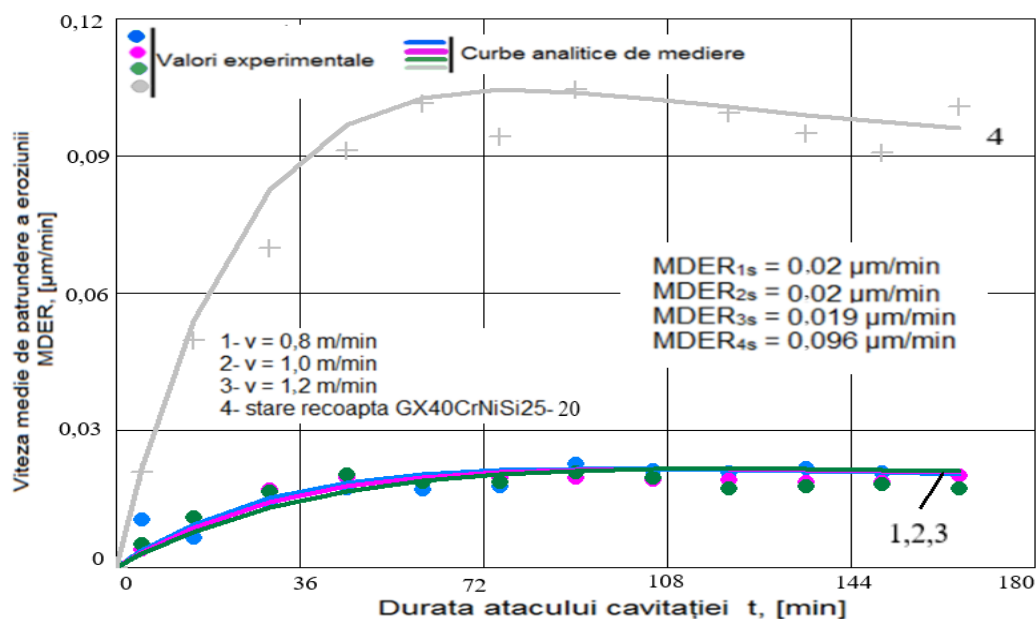


Figura 4.5 Variația vitezei medii a adâncimii de pătrundere a eroziunii, MDER, cu durata atacului cavitațional , 1- retopire cu $v = 0,8\text{m/min}$., 2 - retopire cu $v = 1\text{m/min}$., 3 - retopire cu $v = 1,2\text{m/min}$., 4 – stare recoaptă

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 $v = 1,2\text{m/min}$. Sporul de rezistență, comparativ cu celelalte două regimuri, este:

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

Cap. 5 Microstructura și rezistența la cavitație a straturilor depuse prin sudare din aliaj austenitic manganos

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].

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 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.

Materialul de bază care face obiectul cercetărilor experimentale este marca de oțel 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

Cercetările experimentale și-au propus realizarea unor depuneri prin sudare cu electrod învelit în unul, două, respectiv în trei straturi pe suprafață frontală a unor probe cilindrice $\Phi 20 \times 25\text{mm}$. 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.

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. Acest fapt constituie un mare avantaj când se pune problema stabilității arcului electric respectiv a controlului energiei liniare introduse în piesă.



Figura 5.1 Instalația de sudare MAGIC WAVE 300

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

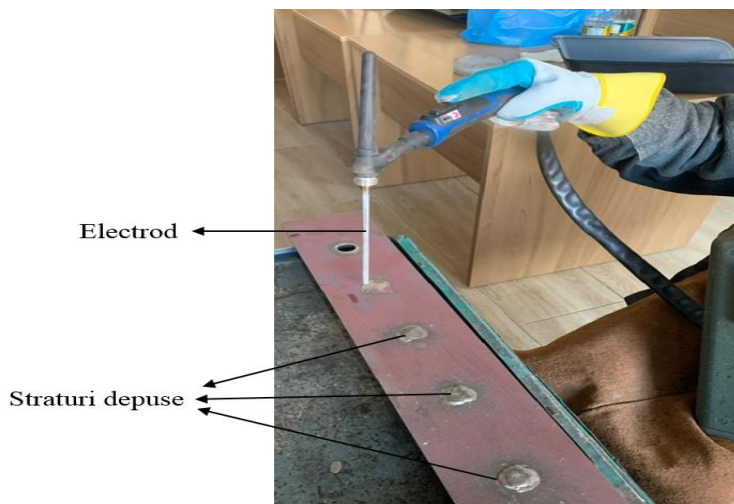


Figura 5.2 Capul de sudare WIG cu electrod învelit

Tot în acest sens probele au fost fixate (înglobate) într-o platbandă de oțel carbon cu dimensiunile $L \times b \times h = 400 \times 70 \times 10$ 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.

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 sudării, evitând la maxim încălzirea acestora, deziderat de bază în abordarea cercetării. Pentru menținerea constantă a temperaturii apei, în cursul sudării s-a procedat la reîmprospătarea continuă a ei printr-un sistem de curgere în circuit deschis.

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 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 ciocănilile aferente și de controlul vizual al suprafețelor.

În Figura 5.3 se prezintă aspectul suprafeței probelor încărcate și deformat plastic după sudare.



Figura 5.3 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. 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 aşchiere. 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 condițiile experimentale folosite se obțin valori de 186 - 219 HV5 în stratul depus necruisat mecanic și de 468 – 492 HV5 în urma ecruisării mecanice.

Rezultatele investigațiilor macro-grafice efectuate asupra probelor prelevate perpendicular pe axa longitudinală a straturilor depuse 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 și crăpăturilor.

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

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

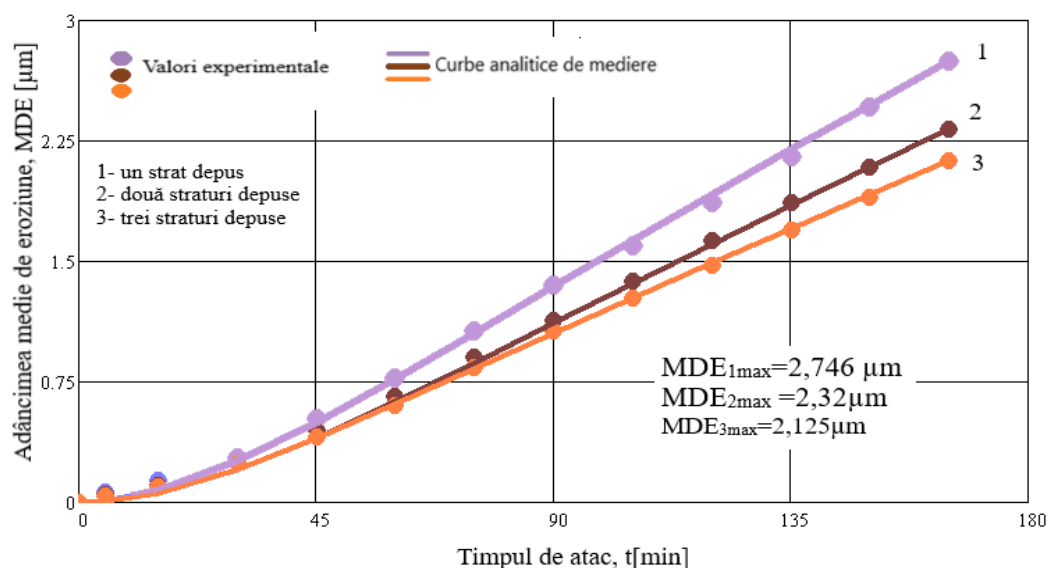


Figura 5.4 Evoluția adâncimii medii de eroziune MDE cu timpul de atac, pentru cele trei seturi de probe acoperite cu oțel austenitic manganos

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 ce au mici diferențe dimensionale și de masă între ei;

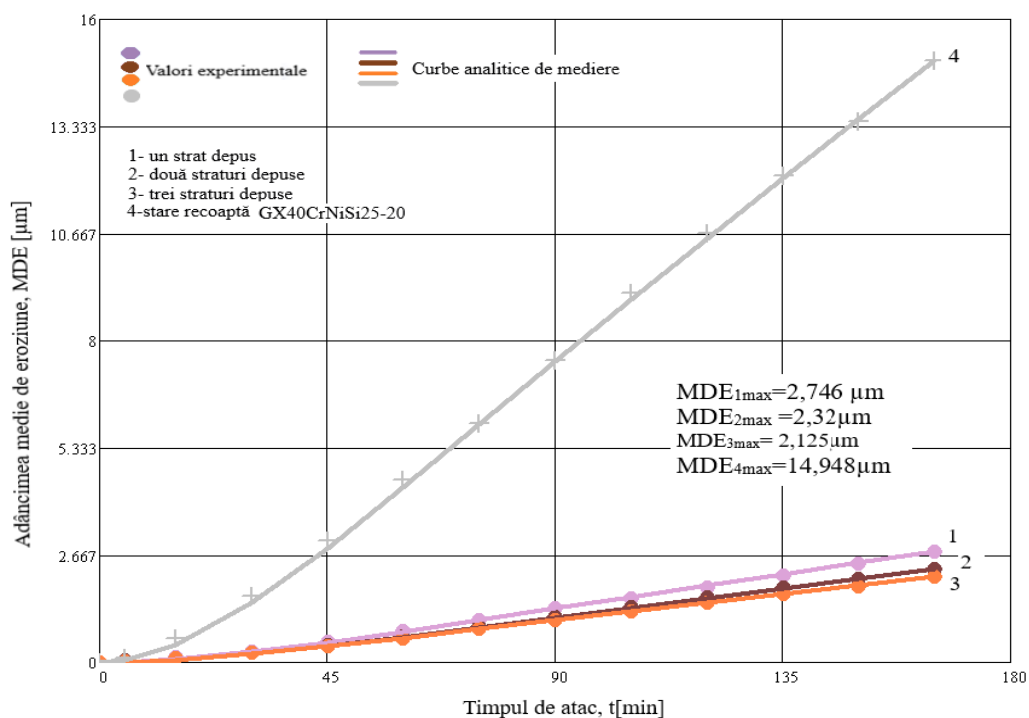


Figura 5.5 Variația adâncimii medii de eroziune, MDE, cu durata atacului cavitațional pentru materialul de referință și pentru cele trei seturi de probe cu metal depus

Datele din diagramele prezentate în Figura 5.4 și Figura 5.5 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_{tot} 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.

Concluzii

Procesul de încărcare prin sudare manuală cu electrod învelit, în curent pulsant, 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.

Microstructura metalului depus este alcătuită 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 și 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.

Cap. 6 Concluzii finale și contribuții originale. Noi direcții de cercetare

Concluzii finale și contribuții originale

1. 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.

2. Răspunsul aliajelor metalice la atacul cavitațional 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.
3. Tratatamentul 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 vitezei de eroziune, MDER, în comparație cu oțelul GX10Cr13 considerat ca etalon.
4. 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 este de 6300 J/cm conduce la o creștere a durtății 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.
5. 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 , $M_{23}C_6$.
6. Pentru valori ale energiei liniare de 6300 J/cm, degradarea suprafeței este uniformă, adâncimea micro-craterelor 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 micro-craterelor depășesc 24 μm .
7. 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, $MDER_s$.
8. Investigațiile micro- fractografice 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.
9. 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 maximă nu depășește 9 μm).
10. Examinarea microscopică a secțiunilor transversale prin straturile de suprafață care au fost retopite și testate la cavitație timp de 165 min. 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.
11. 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 germenului 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.

12. Procesul de încărcare prin sudare manuală cu electrod învelit în curent pulsant folosind ca material de adaos un aliaj austenitic manganos permite o dozare precisă a energiei introduse în cele două componente ale sistemului, cu efecte favorabile asupra finisării granulației și microstructurii stratului depus.
13. Gradul înalt de aliere al materialului de bază și al celui de adaos, precum și utilizarea curentului pulsant în procesul de acoperire dură, justifică valorile scăzute ale diluției.
14. În urma durificării prin deformare la rece apare o fărâmițare a structurii dendritice cu formare de macle sau de martensită ϵ și de carburi precipitate preferențial.
15. 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.

Noi direcții 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 suprafeței de exemplu pulverizare termică, procedeele PVD –depunere fizică de vapori și CVD- depunere chimică de vapori și a unor noi tehnologii de tratamente termice și 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.

Bibliografie (selectivă)

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
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
17. B.K. Sreedhar, S.K. Albert, A.B. Pandit: Cavitation damage: theory and measurements – a review. *Wear*, 372–373 (2017), pp. 177-196
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. Și Spendelow, H. R., *Trans. Am. Soc. Met.*, vol. 43, 1951, p. 759
23. Bordeasu I. : Monografia Laboratorului de Cercetare a Eroziunii prin Cavitație al Universitatii Politehnica Timisoara (1960-2020). Editura Politehnica, Timișoara, Romania, 2020
27. Bordeasu I.: Eroziunea cavitațională a materialelor. Editura Politehnica, Timișoara, 2006
28. Bordeasu, I., Distrugeri cavitaționale, Editura MicroSOFT, Timișoara, 1998.
29. Bordeasu, I.; Patrascoiu, C.; Badarau, R.; Sucitu, L.; Popoviciu, M.; Balasoiu, V. New contributions in cavitation erosion curves modeling. *FME Trans.* 2006, 34, 39–43.
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
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
- 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
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
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
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
54. Franc J.-P. and Michel J.M.: *Fundamentals of cavitation*. Kluwer Academic Publishers-Dordrecht/Boston/London, 2004
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

58. Garcia, R., Hammitt, F.G., Nystrom, R.E., Correlation of cavitation damage with other material and fluid properties, Erosion by Cavitation or Impingement, ASTM, STP 408 Atlantic City, 1960
61. Guiyan Gao, Zheng Zhang : Cavitation erosion mechanism of 2Cr13 stainless steel. Wear, Vol. 488–489, 15 January 2022, 204137
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, 1980 <http://go.microsoft.com/fwlink/p/?LinkId=255141>, pp.187
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
74. Heathcock și alții, Wear, vol. 81, 1982, p. 311
90. 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
97. Krella A.K., Krupa A.: Effect of cavitation intensity on degradation of X6CrNiTi18-10 stainless steel. Wear 408–409 (2018), pp. 180–189
98. 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
99. 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
100. 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
101. Kwok 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
- 102 .Kwok 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
114. Majid Abbasi, Mahdiah Vahdatnia, Ali Navaei : Solidification Microstructure of HK Heat Resistant Steel. International Journal of Metalcasting/Volume 9, Issue 4, 2015, pp. 14 – 26
116. 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
122. Mitelea I., Lugscheider E., Tillmann W., „Știința Materialelor în construcția de mașini”, Editura Sudura, Timișoara, România, pp. 430-431, 1999
126. Momeni S., Tillmann W., Pohl M.: Composite cavitation resistant PVD coatings based on NiTi thin films. Materials and Design 110 (2016), pp. 830-838
134. Pai R. and Hargreaves, D.J. : Performance of environment-friendly hydraulic fluids and material wear in cavitating conditions. Wear, 252, pp. 970–978, 2002
137. 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
147. 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
152. Shuji Hattori, Morio Kishimoto : Prediction of cavitation erosion on stainless steel
153. Shuji Hattori, Ryohei Ishikura: Revision of cavitation erosion database and analysis of stainless steel data. Wear Volume 268, Issues 1-2, 4 January 2010, pp. 109-116
166. Thiruvengadam, A., Cavitation erosion, Applied Mechanics, Vol 24, Nr. 3, 1971

179. 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