* DORIN LELEA *
DORIN.LELEA@UPT.RO
LOCAL: 27.05.2025 13:11
20.01.2025 20:28 - 20.01.2028 20:28
UNIVERSITATEA POLITEHNICA DIN TIMISOARA
Angajat UPT
20110420940401bd89332de2924a2697

UNIVERSITATEA POLITEHNICA TIMIȘOARA

FACULTATEA DE MECANICĂ

DEPARTAMENTUL INGINERIA MATERIALELOR ȘI FABRICAȚIEI

Microstructura și rezistența la eroziune prin cavitație a unor straturi depuse prin sudare pe oțeluri inoxidabile Duplex

Doctorand:

Ing.Daniel Paul MUTAȘCU

Conducători științifici:

Prof. univ. dr. ing. Ion MITELEA

Prof. univ. dr. ing. Ilare BORDEAȘU

Timişoara, 2024

BUPT

CUVÂNT ÎNAINTE

Prezenta teză de doctorat intitulată **„Microstructura și rezistența la eroziune prin cavitație a unor straturi depuse prin sudare pe oțeluri inoxidabile Duplex”** reprezintă o sinteză a activității de cercetare teoretică și experimentală efectuată de autor în domeniul interdisciplinar **Ingineria materialelor – Inginerie mecanică.**

Îmbunătățirea rezistenței la eroziune prin cavitație a oțelurilor inoxidabile Duplex depinde în mare măsură de modul în care sunt dirijate transformările fazice şi structurale intervenite în straturile de suprafață înnobilate prin diverse tehnologii de acoperire.

Testele experimentale de cavitație au fost conduse pe probe din oțel inoxidabil Duplex, X2CrNiMoN22-5-3, încărcate prin sudare WIG în curent pulsat și sudare manuală cu arcul electric în curent pulsat, folosind trei materiale de adaos: aliaj “Stellite – 21”, aliaj Corodur 65 și aliaj austenitic manganos, Citomangan. Efectele benefice ale acestor procese de încărcare sunt: aportul de căldură scăzut, distorsiunile reduse, volumul controlat al cordonului de sudură, tendința scăzută de fisurare la cald, absorbția redusă a gazelor de către baia topită și un control mai bun al zonei de fuziune.

Cercetările cavitaționale au fost efectuate în Laboratorul de Cercetare a Eroziunii prin Cavitație al Universității Politehnica Timișoara, pe aparatul vibrator standard de 20 KHz, cu cristale piezoceramice. Întregul proces experimental a fost condus printr-un calculator, în care este implementat un soft ce permite controlul automat și riguros al parametrilor funcționali ce determină hidrodinamica cavitației. Întreaga aparatură şi tehnica utilizată respectă cerinţele precizate în normele ASTM G32-2016.

Investigaţiile micrografice, măsurătorile de duritate, analizele de dispersie în energie a razelor X și analizele de difracţie cu raze X, conduse în zone care să includă întregul sistem strat depus – 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.

Cu această ocazie, doresc să mulțumesc coordonatorilor mei științifici, domnului Prof. Univ. Dr. Ing. Ion Mitelea și Prof. Univ. Dr. Ing. Ilare Bordeașu, care m-au acceptat ca student doctorand, sprijinit, ajutat și îndrumat, cu un profesionalism excepțional și un deosebit simț pedagogic, de la începutul studiilor doctorale până la finalizarea tezei. Datorită colaborării cu dânșii, am reușit să public un număr de 9 lucrări științifice, din care 5 în jurnale internaționale din

BUPT

categoria ISI şi 4 în volume ISI Proceedings. Profundă recunoștiință pentru ambii conducători de doctorat care și-au lăsat o amprentă adâncă asupra mea prin modul în care mi-au insuflat cunoștiintele în domeniul Stiinței materialelor și a Cavitației acestora, prin felul în care mi-au fost aproape la finalizarea și redactarea tezei.

Mulțumesc cadrelor didactice, personalului tehnic și colegilor din Departamentul de Ingineria materialelor şi fabricaţiei, respectiv Colectivului de Mașini hidraulice din Facultatea de Mecanică a Universității Politehnica Timișoara care m-au ajutat în anii petrecuți aici.

De asemenea, îmi exprim mulțumiri și profundă recunoștiință familiei mele care, pe tot parcursul elaborării tezei, m-a susținut și încurajat.

Timișoara, 2024 **Autorul**

BUPT

Cuprins

Cap. 1 Stadiul actual al cercetărilor ……7

1.1 Introducere ……7

1.2 Microstructura și proprietățile oțelurilor inoxidabile Duplex……8

1.3 Mecanismul degradării prin cavitație ……13

1.3.1 Mecanisme ale ruperii prin eroziune cavitaţională ……14

1.3.1.1 Influenţa perioadei de incubaţie şi a vitezei de deformare.....15

1.3.1.2 Influenţa structurii de cristalizare……16

1.3.1.3 Mecanismul ruperii prin oboseală.....17

1.3.2 Observaţii în Laboratorul de Maşini Hidraulice din Timişoara……...17

1.3.3 Manifestarea mecanismului de distrugere prin cavitație, funcție de hidrodinamica cavitației.....…… …….....19

1.3.3.1 Elicele navale.....19

1.3.3.2 Rotoarele de turbine hidraulice…….19

1.3.3.3 Rotor de pompă centrifugă… ……...21

1.4 Tehnici de durificare a suprafeței pentru îmbunătățirea rezistenței la cavitație….21

1.4.1 Tratamente termice volumice şi rezistenţa la eroziune prin cavitaţie.....22

1.4.2 Rezistența la cavitație a suprafeţelor durificate prin tratamente de nitrurare.....27

1.4.2.1.1 Nitrurarea în gaz.....28

1.4.2.1.2 Nitrurarea cu fascicul laser.....31

1.5 Obiectivele tezei de doctorat……..34

Cap. 2 Eroziunea prin cavitație a straturilor din aliaje ”Stellite 21” depuse prin sudare WIG pe suprafața oțelurilor inoxidabile Duplex……..36

2.1 Introducere..…… ……36

2.2 Particularitățile procesului de depunere prin sudare WIG în curent pulsat.....38

2.2.1 Bazele procesului de sudare WIG ……...38

2.2.2 Parametrii de proces ai depunerii prin sudare WIG în curent pulsat ……..39

BUPT

2.3 Investigații microscopice asupra sistemului strat – substrat....……46
2.4 Evaluarea diluției. Analize macrografice și de dispersie în energie a razelor X……51
2.5 Încercări de duritate…… ……...59
2.6 Analize de difracţie cu raze X…… ……59
2.7 Rezistența la cavitație a straturilor depuse din aliaje “Stellite 21”…….…....62
2.7.1 Procedura experimentală ……..62
2.7.2 Curbele de cavitaţie …….. ……64
2.8 Concluzii……..…….……..……...69

Cap. 3 Rezistența la cavitație a straturilor din aliaje Corodur 65 depuse prin sudare WIG pe oțeluri inoxidabile Duplex……71

3.1 Introducere……71
3.2 Procedura experimentală…….……..72
3.3 Evaluarea datelor experimentale……78
3.3.1 Eterogenități chimice și gradul de diluție.....…….78
3.3.2 Microstructura sistemului strat - substrat ……..86
3.3.3 Analize de difracție cu raze X……89
3.3.4 Măsurători de duritate ……...91
3.3.5 Rezultatele încercărilor de cavitație……...92
3.3.6 Examinări macrografice asupra suprafețelor testate la cavitație……94
3.3.7 Măsurători de rugozitate a suprafețelor cavitate……...95
3.3.8 Topografia suprafetelor erodate prin cavitatie ……100
3.4 Concluzii……105

Cap. 4 Caracteristicile structurale și rezistența la cavitație a straturilor din aliaje austenitice manganoase depuse prin sudare pe oțeluri inoxidabile Duplex……...107

4.1 Introducere……..107
4.2 Materiale, procedura experimentală……109
4.3 Evaluarea rezultatelor experimentale……...110

BUPT

4.3.1 Examinări macrografice……110

4.3.2 Examinări micrografice……..111

4.4 Analize EDX. Gradul de diluție……..117

4.5 Difracția cu raze X……..121

4.6 Incercări de duritate……123
4.7 Evaluarea testelor de cavitație……125
4.8 Topografia suprafețelor cavitate……132

4.9 Concluzii……133

Cap. 5 Concluzii finale și contribuții originale. Direcții viitoare de cercetare……135

Lista publicaţiilor rezultate în urma cercetării doctorale, publicate sau acceptate spre publicare, sub afiliere UPT……139

BIBLIOGRAFIE……140

BUPT

Cap. 1 Stadiul actual al cercetărilor

1.1 Introducere

Eroziunea cavitațională, cunoscută ca fiind cancerul mașinilor hidraulice, datorită distrugerilor, de tip burete spongios, realizate în suprafețele frontierelor ce definesc domeniul de curgere, este unul dintre cele trei efecte ale cavitației care apare în funcționarea mașinilor și echipamentelor hidraulice. Identificarea acestor distrugeri, în anul 1848, la o verificare obișnuită a palelor elicei din oțel a navei proiectată de Isambard Kingdom Brunel și construită de Great Britain, lansată la apă în 1843 [55], a fost semnalul care a convins exploatatorii și cercetătorii că o asemenea distrugere nu este doar efect al coroziunii chimice și eroziunii abrazive, ci al hidrodinamicii vârtejului creat de elice în timpul marșului. Continuarea observațiilor a certificat acest efect al cavitației în anul 1875, de către italianul Bartellor, la verificarea elicele navelor Mauritania și Luisitania [55]. Aprecierile acestor eroziuni, ca efect al cavitației, a fost întărită în anul 1893 de către Parson [12], în urma experimentelor, legate de performanța unei elice de vapor, derulate în primul tunel de cavitație, construit în acest scop.

Cu trecerea timpului, s-a constatat că distrugeri, specifice cavitației, apar în toate echipamentele și instalațiile ce lucrează cu lichide (turbine și pompe hidraulice, aparate de comandă și control din instalațiile hidraulice de acționare, vane, fitinguri și pompe ale rețelelor de alimentări cu apă și irigații, etc), în care apar variații importante ale presiunii, prin scădere sub valoarea celei de vaporizare și creștere bruscă. Din acest motiv, multe piese ce funcționează în condiții de cavitație sunt fabricate din materiale care să aibă proprietăți fizico-mecanice și microstructuri care să reziste solicitărilor de oboseală produse de impacturile cu microjeturile și undele de șoc generate de hidrodinamica cavitației. Cercetările derulate pe rotoarele de mașini hidraulice și elicele vapoarelor [2],[11],[12], arată că oțelurile inoxidabile au o bună rezistență la eroziunea cavitației, care poate fi îmbunătățită prin diverse tratamente termice sau tehnologii de durificare a suprafeței solicitate. Dintre acestea, cele cu structură martensitică au o rezistență ceva mai mare. Insă, dificultatea prelucrăriii mecanice a determinat oamenii de știință să caute soluții de utilizare și a oțelurilor cu structură din austenită sau combinată, cum sunt cele duplex (austenită-

BUPT

ferită) [62],[71]. Așa se face că, în multe cazuri, oțelurile inoxidabile austenitice clasice și cele care conțin Mo pot fi înlocuite cu succes de către oțelurile austenito-feritice (duplex). Acestea au tenacitate la încovoiere prin şoc, până la temperaturi de – 50 ^{0}C [67],[72], conducând la reducerea costurilor de fabricaţie. Datorită acestor avantaje, azi, oţelurile inoxidabile Duplex sunt tot mai des folosite în fabricarea pieselor solicitate intens la eroziunea cavitaţională (rotoare de maşini hidraulice, elice navale, sertare ale aparatelor de comandă, distribuţie şi reglare din sistemele hidraulice de acţionare) [55]. Pentru creșterea duratei de viață a unor astfel de echipamente, în cadrul Laboratorului de Cavitație al Universității Politehnica din Timișoara, de peste 80 de ani sunt realizate cercetări pe diverse clase de oțeluri supuse celor mai noi tehnici de îmbunătățire a caracteristicilor ce măresc rezistența la eroziunea cavitației [20], [21], [43], [44], [60], [85], [98]. Pe această linie a cercetării sunt derulate și studiile din cadrul prezentului program de cercetare, care urmăresc îmbunătăţirea rezistenţei la cavitaţie a oţelului inoxidabil austenito–feritic (Duplex - X2CrNiMnN22-5-3) prin depunerea, prin sudare, de straturi rezistente la solicitările cavitației. Scopul acestei tehnici de acoperire a suprafeţei este obținerea unui sistem compus strat – substrat care să răspundă favorabil exploatării la solicitări oligociclice în medii cavitaţionale.

1.2 Microstructura și proprietățile oțelurilor inoxidabile Duplex

Oţelurile inoxidabile Duplex, în stare de echilibru, conform [33], [68], [71], [72], [102] au structura ferito-austenitică sau austenito-feritică (cca 50% ferită şi 50% austenită) și sunt caracterizate prin:

- stabilitate la coroziune sub tensiune în fluide apoase ce conţin ioni de clor şi o excelentă stabilitate la coroziune în puncte;
- valori mari ale caracteristicilor de rezistenţă mecanică (limită de curgere şi rezistenţă la rupere);
- proprietăţi superioare oţelurilor inoxidabile austenitice clasice (X5CrNi18-10 şi X2CrNiMo17-12-2) [4], [41].
- conţinutul în Ni (element scump), mai mic decât cel din oţelurile inoxidabile austenitice, care justifică economic folosirea la piese ce lucrează în curenți cavitaționali.

BUPT

În tabelul 1.1 sunt prezentate caracteristicile mecanice şi de rezistenţă la coroziune ale unor mărci de oţeluri inoxidabile duplex şi super duplex, comparativ cu ale unor oţeluri inoxidabile standard care conţin Mo.

Tab. 1.1 Câteva caracteristici ale unor oţeluri inoxidabile [72],[102],[120]

Tipul	**Oţel inoxidabil standard**	**Oţel inoxidabil duplex**	**Oţel inoxidabil standard**	**Oţel inoxidabil duplex**
	316L	**2304 (1.4362)**	**317L, 316LN, 317LN**	**2205 (1.4462)**
Elemente de aliere	17Cr, 11Ni, 2Mo	23Cr, 4Ni, 0,12Mo	18Cr, 15Ni ,3,5Mo 18Cr, 13Ni, 2,7Mo, 0,15N 17Cr, 13Ni 4,5Mo, 0,15N	22Cr 5Ni 3Mo 0,15N
PRE_N	24	26	28 - 31	32 - 35
$R_{p0,2}$ min.	210 MPa	400 MPa	210 - 290	450 MPa
$R_{m,}$ min.	515 MPa	650 MPa	515 - 590 MPa	680 MPa

Din punct de vedere al alierii, are ca elemente importante Cr, Ni, Mo şi N [67], [72]. Cromul şi molibdenul conduc la formarea feritei, stabilizând reţeaua cristalină cubică cu volum centrat (c.v.c), în timp ce nichelul şi azotul au caracter gamagen, stabilizând reţeaua cristalină cubică cu feţe centrate (c.f.c) a austenitei (fig. 1.1 şi fig. 1.2). Totodată, Cr, Mo şi Ni provoacă creşterea rezistenţei la coroziune, în mod deosebit a rezistenţei la coroziune în puncte şi tenso-fisurantă în medii de ioni de Cl [63],[68]. De asemenea, azotul are un rol important în creşterea caracteristicilor de rezistenţă mecanică, măreşte temperatura la care austenita începe să se formeze din ferită şi favorizează precipitarea nitrurilor de crom pe interfeţele grăunţilor de ferită – ferită şi ferită – austenită.

În ultima perioadă, cromul din compoziția chimică a oţelurilor inoxidabile duplex este în concentraţii de peste 22% [11], [102]. Problema acestei creşteri este că prin mărirea conţinutului

BUPT

în crom, rezistenţa la coroziune devine mai bună, dar, în același timp, creşte și riscul de formare a unor faze intermetalice cu rol fragilizant [62].

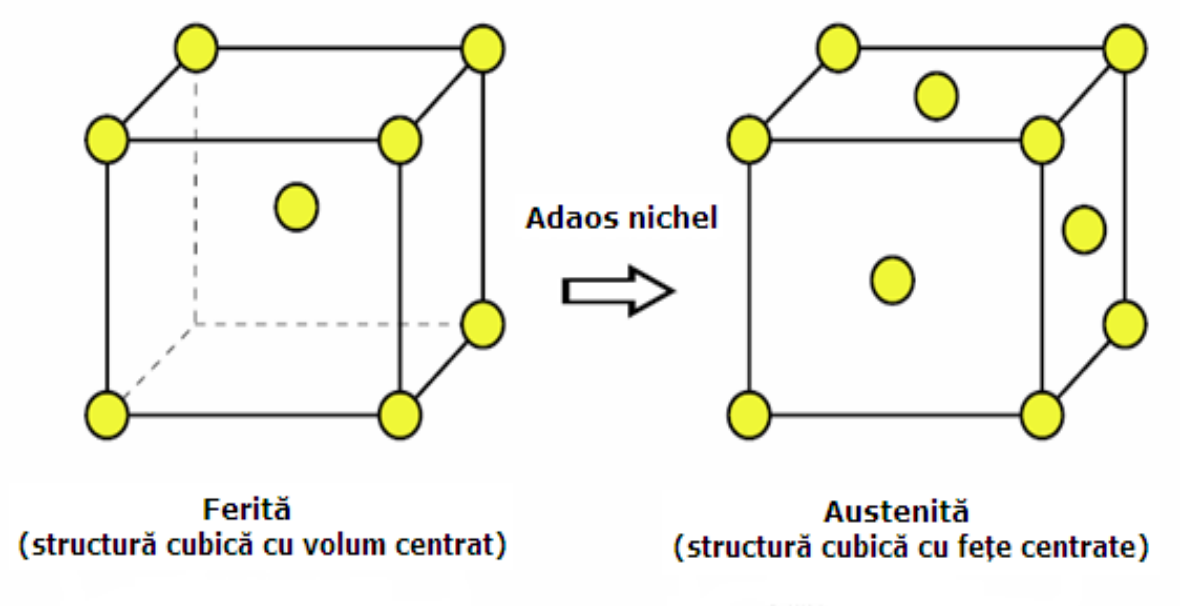


Fig. 1.1 Transformarea tipului de reţea cristalină prin aliere cu nichel [67]

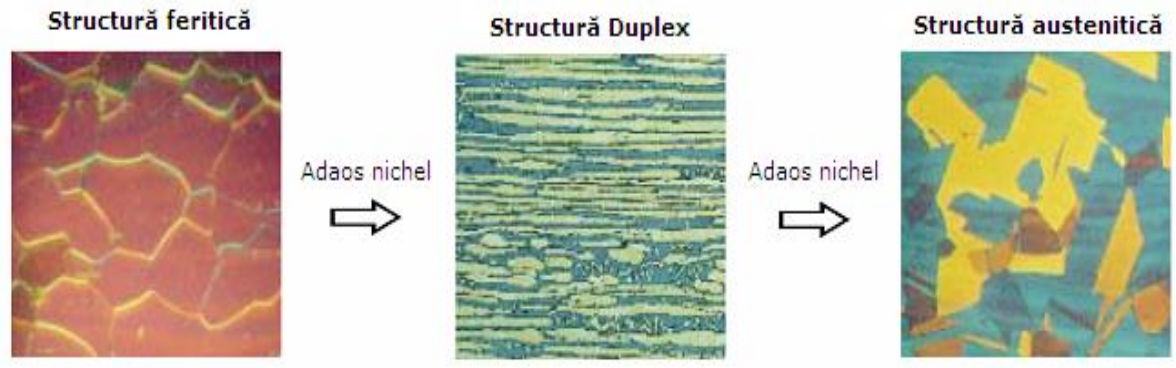


Fig. 1.2 Modificarea structurii microscopice prin aliere cu nichel [72]

Proporţia celor două faze (austenita (A) şi ferita (F)), poate fi modificată în limite largi, în funcţie de:

- conţinutul în elemente de aliere;
- temperatura de încălzire pentru punere în soluție a fazelor intermetalice.

BUPT

Totodată, aplicarea unor tratamente termice provoacă declanşarea următoarelor fenomene cu consecinţe asupra schimbării microstructurii [72]:

- precipitarea carburilor de tipul $M_{23}C_6$ şi a nitrurilor de tipul Cr_2N pe interfaţa grăunţilor de ferită – austenită, fără consecinţe privind coroziunea intercristalină;
- precipitarea uşoară a fazei σ (din ferită) în cursul încălzirii;
- durificarea prin recoacere la temperaturi cuprinse între 400 şi 900˚C.

În multe cazuri, oţelurile inoxidabile austenitice care conţin Mo pot fi înlocuite cu succes de către oţelurile austenito - feritice (duplex) [72].

Aceste materiale constituie alternativă deoarece au excelentă rezistenţă la coroziune, caracteristici mecanice mai ridicate, tenacitate la încovoiere prin şoc până la temperaturi de - 50^0C [62], conducând la reducerea costurilor de fabricaţie.

Activitatea de selecţie a unui anumit tip de oţel inoxidabil pentru realizarea unei piese, trebuie să aibă în vedere: destinaţia, rezistenţa la uzare (chimică, abrazivă și de cavitație), rezistenţa la temperaturi scăzute sau la temperaturi ridicate, conductivitatea termică, magnetismul, rezistenţa la oxidare, proprietăţile tehnologice etc [40],[72],[102]. Obișnuit, oţelurile inoxidabile duplex formează o familie de mărci individuale cu anumite proprietăţi, grupate pe baza PRE_N care indică rezistenţa la coroziune în puncte şi pe baza compoziţiei chimice, astfel:

1. oţel inoxidabil duplex - cu 23% Cr - fără Mo şi - PRE_N = ~ 25;
2. oţel inoxidabil duplex standard - cu 22% Cr şi - PRE_N = 30-36;
3. oţel inoxidabil duplex - cu 25% Cr şi 0 ÷ 2,5% Cu şi - PRE_N = 32-40 ;
4. oţel inoxidabil super duplex - cu 25% Cr și - PRE_N >40.

O valoare PRE_N mai mare de 40 defineşte în mod uzual un oţel inoxidabil super duplex. În tabelul 1.2 sunt exemplificate cele mai uzuale mărci de oţeluri inoxidabile duplex după [120], iar în tabelul 1.3 sunt prezentate compoziţiile chimice ale acestora, după [62].

Tab. 1.2 Mărci de oţeluri inoxidabile duplex şi superduplex [120]

Standarde	**Simbolizarea oţelului (Mărci)**
ASME - ASTM SA 240	- UNS S 32304 / S 39230 - UNS S 31803 / S 39205 - UNS S 32550 / S 39253

BUPT

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

Tab. 1.3 Compoziţia chimică a unor mărci de oţeluri inoxidabile duplex şi superduplex [98]

Simbolizarea oţelului		**%**										
Alfanumerică	**Numerică**	**C max**	**Si max**	**Mn max**	**P max**	**S max**	**N**	**Cr**	**Cu**	**Mo**	**Ni**	**W**
X2CrNiN23-4	1.4362	0,03	1,00	2,00	0,035	0,015	0,05...0,20	22,00...24,00	0,10...0,60	0,10...0,60	3,50...5,50	
X2CrNiMoN22-5-3	1.4462	0,03	1,00	2,00	0,035	0,015	0,10..0,22	21,00..23,00		2,50 …3,50	4,50...6,50	
X2CrNiMoCuN25-6-3	1.4507	0,03	0,70	2,00	0,035	0,015	0,15..0,30	24,00...26,00	1,00...2,50	2,70...4,00	5,50...7,50	
X2CrNiMoN25-7-4	1.4410	0,03	1,00	2,00	0,035	0,015	0,20..0,35	24,00...26,00		3,00...4,50	6,00...8,00	
X2CrNiMoCuWN25-7-4	1.4501	0,03	1,00	1,00	0,035	0,015	0,20..0,30	24,00...26,00	0,50...1,00	3,00...4,00	6,00...8,00	0,50..1,00

BUPT

1.3 Mecanismul degradării prin cavitație

Datorită aspectului suprafețelor erodate prin cavitație, elucidarea mecanismului eroziunii nu este completă. Analizând literatura de specialitate [11], [12] am constatat că majoritatea cercetătorilor sunt de acord că degradarea suprafețelor prin eroziunea cavitației depinde de hidrodinamica cavitației, ale cărei complexitate și intensitate distructivă sunt dependente de tipul instalației de laborator (tunel hidrodinamic, aparat cu disc rotitor, aparat vibrator) și de al mașinii sau echipamentului industrial (turbine, pompe, motoare termice, elice de bărci și vapoare, ogive și aripi de avion, etc). De asemenea, toți specialiștii în cavitație au ajuns la concluzia că eroziunea cavitației este dependentă nu doar de hidrodinamica cavitației ci și de natura materialului suprafeței supusă cavitației. Din punct de vedere al hidrodinamicii, se acceptă că aceasta include nu doar acțiunea hidraulică a lichidului ci și pe cea chimică, elctrochimică și termică. Din punct de vedere al naturii materialului, specialiștii sunt de acord că aceasta include microstructura suprafeței atacate de cavitație, proprietățile mecanice (rezistența la rupere, limita de curgere, duritatea, reziliența și alungirea), tehnologia de elaborare a semifabricatului (laminat sau turnat), gradul de aliere și elementele chimice principale de aliere, tehnologiile de tratament (termic, termochimic) și de durificare a stratului solicitat (cu fascicul laser, prin retopire WIG, depuneri de straturi dure din alte materiale, etc).

Parametrii hidrodinamici, caracteristici fenomenului cavitaţional, depind de tipul maşinii industriale şi instalaţiei de laborator. Astfel [11], [12]:

- la pompe şi turbine hidraulice sunt: viteza, presiunea şi temperatura lichidului;
- la elici navale sunt: viteza de înaintare, presiunea pe paletă, conţinutul de gaz, temperatura şi natura apei;
- la aparatele cu curent şi cameră de lucru strangulată sunt: viteza lichidului, presiunea, conţinutul de gaz, temperatura şi natura lichidului;
- la aparatele cu disc rotitor imersat în lichid sunt: viteza curentului, presiunea din camera de lucru, conţinutul de aer, temperatura şi natura lichidului, diametrul de aşezare a orificiilor sau probelor, dimensiunile orificiilor şi probelor;
- la aparatele vibratorii sunt: amplitudinea şi frecvenţa vibraţiilor, temperatura şi natura lichidului, diametrul probei, puterea acustică.

Parametrii caracteristici materialului, cu influenţă puternică asupra caracterului fizico-mecanic al eroziunii cavitaţionale, sunt [11],[12]:

BUPT

- $R_{p0,2}$ - limita tehnică de curgere;
- R_m- rezistenţa la rupere;
- E - modulul de elasticitate longitudinal;
- A_5- alungirea la rupere;
- HB - duritatea Brinell;
- UR - rezilienţa finală ($UR = (R_m^2)/(2E)$);
- KCU sau KV – rezilienţa sau energia de rupere.

Rezilienţa finală UR este o mărime nestandardizată, determinată analitic pe baza masurătorilor experimentale [2], [11], [33].

1.3.1. Mecanisme ale ruperii prin eroziune cavitaţională

Mecanica distrugerii structurii suprafețelor prin eroziunea cavitației este aceeași, indiferent de echipamentul de laborator folosit pentru experimente [2], [11], [13], sau de cel industrial (turbine, pompe, elice de vapoare, etc), diferența fiind dată de intensitatea cu care se realizează.

Cercetările hidrodinamicii cavitației, vechi și noi, realizate cu echipamente de laborator performante, arată că gradul de distrugere a suprafețelor, prin eroziunea cavitației, este dependent de:

- presiunile, de ordinul $10^4...10^5$ MPa [2], [3], [21], produse la impactul acestora cu undele de șoc și microjeturile;

- timpul foarte mic [20] (de 2...5 microsecunde) în care apar primele elemente specifice eroziunii cavitației (deformații, fisuri, microcaverne);

- vitezele foarte mari ale microjeturilor cavitaționale dezvoltate prin implozia bulelor. De exemplu la implozia bulelor de hidrogen în apă viteza este de 100...200 m/s, iar la implozia bulelor umplute cu vapori vitezele pot ajunge și la 500 m/s [20].

Literatura menționează [20] trei mecanisme principale care stau la baza ruperilor inter și transgranulare, specifice eroziunii cavitației: ductilă, fragilă şi prin oboseală. În funcţie de caracteristicile materialului (natura materialului, tipul microstructurii, valorile proprietăților fizico-mecanice, eroziunea se poate realiza doar prin unul din cele trei mecanisme, sau prin acțiunea simultană a două sau a tuturor. Sugestive sunt imaginile din fig.1.3, ale eroziunilor

BUPT

cavitației produse pe paleta rotorică, realizată din oțel inoxidabil cu structură preponderent martensitică și pe blindajul camerei turbinei, realizat din oțel carbon nealiat [11].



Eroziune la periferie paletă extrados (Oţel inoxidabil OH12NDL)

Eroziune la camera turbinei (Oţel OL370-3k)

Fig. 1.3 Efecte ale eroziunii cavitaţionale asupra componentelor unei turbine hidraulice -Porţile de Fier I [11]

1.3.1.1 Influenţa perioadei de incubaţie şi a vitezei de deformare

Studiile realizate de oamenii de știință, cu privire la durata de incubație a eroziunii cavitației și a vitezei de deformare asupra mecanismului generării fisurilor și a cavernelor, s-au realizat pe diverse clase de materiale și diferite structuri de cristalizare (CVC, HC, CFC). Dintre acestea semnificative sunt cele realizate de Heathcock ş.a., Binder şi Spendelow [20] pe: fierul pur, oţeluri inoxidabile feritice, cobalt, aliaje de nichel şi câţiva polimeri.

Studiile lui Heathckoc sunt cele mai dezvoltate și relevante, deoarece s-au derulat pe aliaje ale fierului, ale nichelului și pe polimeri. Prin aceste studii se arată că, indiferent de tipul materialului, structura sa în perioada de incubație eroziunii cavitației, mai lunga sau mai scurtă, sub solicitările ciclice ale microjeturilor și udelor de șoc, este dominată de deformări elasto-plastice și generarea de microfisuri. Practic, această perioadă nu poate fi caracterizată ca fiind una în care apar microcaverne, dar poate constitui reper de apreciere a rezistenței la solicitările cavitației. De asemenea, ei constată că vitezele de deformare sunt dependente de proprietățile mecanice ale structurii suprafeței și de forța produsă la impactul cu microjeturile, respectiv cu undele de șoc. După această perioadă, prin mecanismul solicitării de oboseală al hidrodinamicii cavitației, se generează rupere ductilă sau fragilă și apar mcirocavernele rezultate după expulzarea de material.

BUPT

Din studiile lui Heathcock și colaboratorii, efectuate pe două oțeluri inoxidabile austenitice (AISI 409 și AISI 430) și oțelul 3Cr12, rezultă că rezistența structurii (mai ridicată sau mai slabă) la atacul cavitației depinde de sensibilitatea acesteia la viteza de deformare [20]. Astfel, valori mari ale vitezei de deformare și conținutul ridicat de crom conduc la o rupere fragilă. Din cercetările realizate pe 3Cr12 (cu structură feritică) Heathcock și colaboratorii au ajuns la concluzia că ruperea este predominant fragilă. De asemnea, studiile lor arată că o structură este mai rezistentă la eroziunea prin cavitație dacă gradul de finețe este ridicat și dacă crește fracțiunea volumică de martensită, mecanismul de formare a cavernelor fiind determinat de formarea și ruperea ductilă.

Cercetările derulate de Binder şi Spendelow [20] confirmă concluziile lui Heathcock și colaboratorii și, în plus, aduc elemente noi privind efectul sinergic al prezenței cromului în proproții de 15÷18 %, combinat cu concentraţiile critice de carbon şi azot, accentuând sensibiltatea la viteza de deformare pentru metale care au rețea cristalină c.v.c.

1.3.1.2 Influenţa structurii de cristalizare

Deoarece, materialele supuse atacurilor cavitaţionale sunt, în general, aliaje cu diverse structuri de cristalizare (cubică cu volum centrat (CVC), cubică cu feţe centrate (CFC) sau hexagonal compactă (HC)) este foarte important să se cunoască cum se corelează eroziunea cavitaţională cu aceste tipuri de reţele de cristalizare.

Trebuie precizat că în timpul atacului cavitaţional, indiferent de moment (incubaţie, acumulare, decelerare, etc), pe lângă deformaţiile plastice sau formarea fisurilor apar şi deformaţii elastice datorită forţelor de legătură intercristalină (Frank ş.a, [2], [3], Bordeaşu [20]) dar care nu au putut fi sesizate nici de Heathcock [20] şi nici de Erdmann-Jesnitzer [24].

Pentru materialele ce cristalizează în reţeaua (HC), Preece [20] consideră că gradul de anizotropie şi sensibilitatea la viteza de deformaţie depind, într-o anumită măsură, de raportul c/a. Astfel, el arată că zincul care are c/a = 1,856 ≠ c/a = 1,633 (raportul ideal) [20], sub atacul cavitaţional, prezintă o distrugere fragilă. De asemenea, Preece observă că cobaltul nu posedă tranziţia ductil-fragil, că este foarte rezistent la eroziune cavitaţională şi că degradarea sa are loc numai printr-un mecanism de rupere ductilă. Tot Preece și colaboratori, în același studiu, cercetează modul de distrugere prin solicitări cavitaționale a fierului (care cristalizează în reţeaua C.V.C-Feα) și constată că formarea cavernelor, în stratul impactat de undele de șoc și microjeturi,

BUPT

are loc prin clivaj, urmare a deformării plastice (prin maclare) și ruperii inițiată simultan în macle și la granițele dintre grăunții structurali. Însă, Matsumura, în baza rezultatelor cercetărilor realizate tot pe fier [20], consideră că acest mecanism de erodare prin cavitație se datorează atât structurii C.V.C cât și creşterii durităţii şi fragilităţii materialului prin imapctul cu undele de șoc și microjeturile cavitaționale.

Vaidya ş.a. [20] realizează studii pe probe de cobalt și observă striațiuni pe suprafața atacată de cavitație, dispuse la baza craterelor, ceea ce indică o intermitenţă avansată a fisurilor, specifică ruperii prin oboseală.

1.3.1.3 Mecanismul ruperii prin oboseală

Mecanismul ruperii prin oboseală este evidențiat în studiile lui Vaidya şi Preece [20], derulate pe diferite tipuri de aliaje ale aluminiului, care sub solicitările ciclice la undelor de șoc și ale microjeturilor cavitaționale se durifică mecanic, arată că mecanismul ruperii este tipic de oboseală locală. De asemenea studiile lor arată mecanismul ruperii prin cavitație, la aliajele cu bază de aluminiu, cu conținut scăzut de elemnete de aliere (cum sunt cele cu 0.1 % Cu), este de tip ductil, asemănător metalelor pure care cristalizează în rețea CFC. Tot din aceste studii se constată că ruperea ductilă, generează pierderi de masă cu viteză constantă, iar creșterea duratei atacului, ca urmare a durificării stratului solicitat, adâncimea cavernelor se diminuează. Cei doi autori, Vaidya şi Preece [20], prin analizele microscopice ale cavernelor, apreciază că durificarea structurală, cu creșterea duratei atacului cavitației, schimbă mecanismul din rupere ductilă în fisurare prin oboseală locală.

1.3.2 Observaţii în Laboratorul de Maşini Hidraulice din Timişoara

Mecanismul inițierii eroziunii prin cavitație a fost minuțios studiat de Bordeașu și colaboratorii [11], în programul de cercetare experimentală derulat în cadrul Laboratorului de Cercetare a Eroziunii prin Cavitație, al Universității Politehnica Timișoara, pe oțelul inoxidabil cu structură martensitică G-X5CrNi13.4, folosit pentru turnarea paletelor turbinelor bulb de la CHE Porțile de Fier II. Imaginile fotografice, din fig.1.4 și 1.5 [11], realizate în faza de incipiență a cavitației vibratoare (din primele minute), produsă în apă distilată de un aparat de tip magnetostrictiv (500 W puterea generatorului electronic de ultrasunete, 7000 Hz frecvența vibrațiilor, 94 μm amplitudinea vibrațiilor, 14 mm diametrul suprafeței atacate de cavitație), prin

BUPT

forma ciupiturilor și a curgerii materialului (deformarea plastică), specifice solicitărilor de oboseală locală, arată forța de distrugere a microjeturilor dezvoltate de implozia bulelor din norul cavitațional.

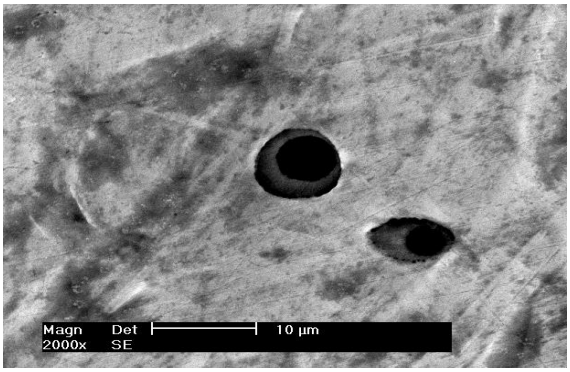


Fig. 1.4 Oţelul G-X5CrNi13.4, după 5 secunde de atac cavitaţional (2000x)

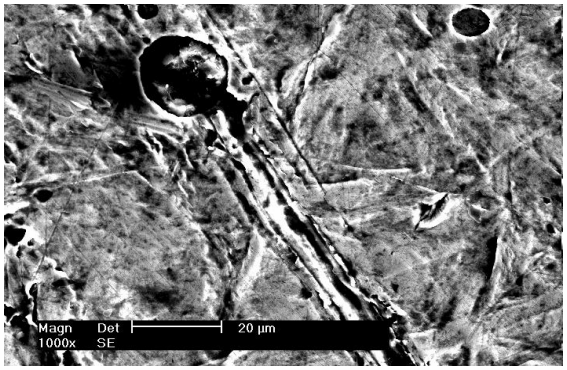


Fig. 1.5 Oţelul G-X5CrNi13.4, după 15 secunde de atac cavitaţional (1000x)

Cercetările realizate de Bordeaşu [11] pe materiale din diverse clase de metale (oțeluri, fonte, bronzuri și alame navale, oțeluri carbon slab și înalte aliate) au dus la următoarele constatări:

a. în cazul aliajelor din gama fier-carbon distrugerea prin eroziune debutează prin ruperea legăturilor carburilor cu metalul de bază, urmate de expulzarea lor, ca urmare a fragilității ridicate pe care acestea o au. Drept urmare se formează niste ciupituri, de tip microcaverne, care constituie amorse de fisuri ce favorizează dezvoltarea de caverne prin eliminarea grăunților de metalul de bază;
b. funcție de forțele de legătură inter și transcristaline, din punct de vedere al mecanismului de creare a eroziunilor, creșterea duratei atacului cavitației face ca fisurile produse în primele faze ale atacului să se dezvolte atât în planul suprafeței cât și în profunzimea structurală, datorită expulzării grăunților individuali sau chiar a grupurilor de grăunți;
c. cu creșterea timpului de solicitare cavitațională, impactul cu microjeturile cavitaționale, sau undele de șoc, generează forțe de presiune care produc o durificare a suprafeței, de dimensiune redusă, dar suficientă pentru a spori rezistența la cavitație, față de cea inițială;

BUPT

d. materialele cu microstructuri fine, cu omogenitate structurală și cu proprietăți mecanice ridicate, în special duritate, în primele faze ale atacului cavitației, mai întâi, suferă deformări elasto-plastice urmate de formarea rețelei de fisuri și apoi au loc ruperile cu expulzări de material (formarea pittingurilor/microcavernelor).

1.3.3 Manifestarea mecanismului de distrugere prin cavitație, funcție de hidrodinamica cavitației

1.3.3.1 Elicele navale

În timpul deplasării vaporului, elicea este supusă unor solicitări ciclice foarte mari, generate de vârtejul cavitațional atașat pe periferia (vărful) palei, fig.1.6a. Din punct de vedere hidrodinamic, complexitatea acestui vârtej crește odată cu creșterea turației, generând-ui distrugere, prin eroziune, în timpi tot mai mici de exploatare. În cazul vapoarelor maritime și oceanice, datorită salinității, care produce și efect de coroziune chimică, distrugerea palei se produce indiferent de material (oțel inoxidabil, bronz înalt aliat de foarte mare rezistență) și este mai accentuată, datorită cavernelor create care devin amorse de fisuri pentru solicitările ciclice ale undelor de șoc și microjeturilor dezvoltate prin implozia bulelor de cavitație. Așadar, eroziunea generată de cavitația de vârtej, după cum se poate vedea in fig.1.6b, afectează cu preponderență vârfurile palelor elicei [115],[118].



a) Elice în vârtej cavitațional **b)** Detaliu al periferiei palei erodat de cavitație

Fig. 1.6 Imagini ale elicelor de vapoare, realizate din aliaje de cupru [115],[118]

1.3.3.2 Rotoarele de turbine hidraulice

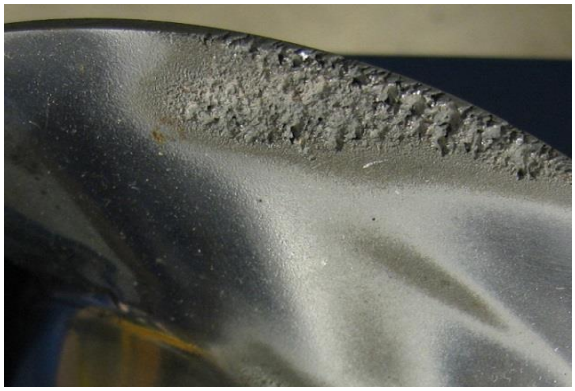
Organul de mașină care prezintă cea mai mare degradare prin eroziune cavitațională, după o perioadă de exploatare de 20.000 – 30.000 ore de funcționare a unei turbine hidraulice, este

BUPT

rotorul. Degradarea acestuia se realizează indiferent de materialul din care este executat sau de profilul paletei.

În fig. 1.7 a,b și fig. 1.8 a,b se prezintă un rotor de turbină Kaplan, respectiv de turbină Francis, ambele înainte și după degradarea prin eroziunea cavitațională [55]. Se observă modul diferit de distrugere și mult mai accentuat la rotorul de turbină Francis.





a) **b)**

Fig. 1.7 Rotor de turbină Kaplan (din oțel inoxidabil martensitic) [55]:

a - înainte de exploatare;

b – zona erodată de cavitație periferie (periferia paletei-extrados)





a) **b)**

Fig. 1.8 Rotor de turbină Francis (din oțel inoxidabil martensitic) [11]:

a – înainte de exploatare;

b – după funcționarea în cavitație (paletă distrusă prin eroziunea cavitației).

BUPT

1.3.3.3 Rotor de pompă centrifugă

Imaginea din fig. 1.9 arată distrugerea unui rotor de pompă centrifugă din oțel inoxidabil austenitic, după circa un an de exploatare, fără rotor impulsor la intrare care să reducă cavitația (prin creșterea presiunii) la intrarea în pompă. Se observă distrugerea paletelor atât la intrare cât și la ieșire. Modul de distrugere a coroanei (ieșirea din rotor), arată că acesta a funcționat într-o cavitație puternic dezvoltată.



Fig. 1.9 Pompă centrifugă folosită la pomparea apei de mare
(Rotor de pompă centrifugă realizat din oțel inoxidabil, distrus prin eroziunea cavitației, după circa 4000 ore de funcționare în apă de mare- după [11],[27])

1.4 Tehnici de durificare a suprafeței pentru îmbunătățirea rezistenței la cavitație

Literatura de specialitate [1], [20], [21], [24], [33], [40], [41], [115] arată că îmbunătățirea rezistenței la cavitație, a materialelor din care se fabrică piesele ce lucrează în condiții hidrodinamice grele, se poate realiza atât prin tratamente termice volumice sau de suprafață, prin realizarea de straturi depuse prin sudare din materiale cu proprietăți mecanice adecvate, dar și prin folosirea noilor tehnologii de acoperirere a suprafețelor cu diverse straturi din materiale compozite, depuse cu ajutorul fasciculului laser sau HVOF [48], [55], [62], [82].

BUPT

1.4.1 Tratamente termice volumice şi rezistenţa la eroziune prin cavitaţie

Rezultate interesante au fost obținute de Micu [62] prin cercetările de rezistență la eroziunea cavitației vibratoare, realizate pe aparatul vibrator standard din cadrul Laboratorului de Cercetare a Eroziunii Cavitației al Universității Politehnica Timișoara, pe oțelul duplex X2CrNiMoN22-5-3, în cadrul tezei sale de doctorat. Astfel, în fig. 1.10 se prezintă ciclograma tratamentului termic, iar în fig. 1.11 și 1.12 sunt redate diagramele specifice comportării și rezistenței la eroziunea cavitației, exprimate de variațiile adâncimii medii de pătrundere a eroziunii MDE(t) și a vitezei de pătrundere a eroziunii MDER(t) [62].

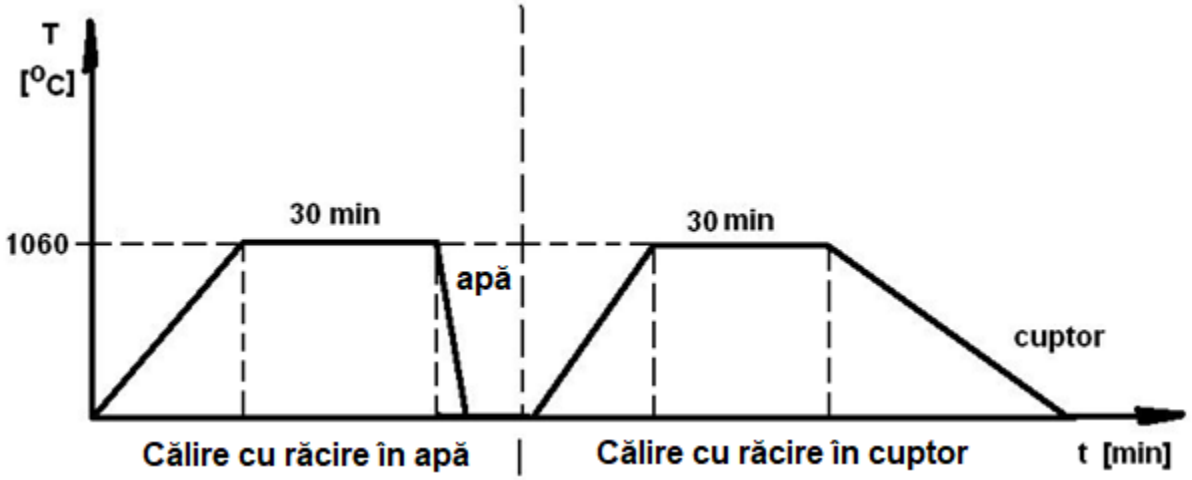


Fig. 1.10 Ciclograma tratamentului termic de călire pentru punere în soluție [62]

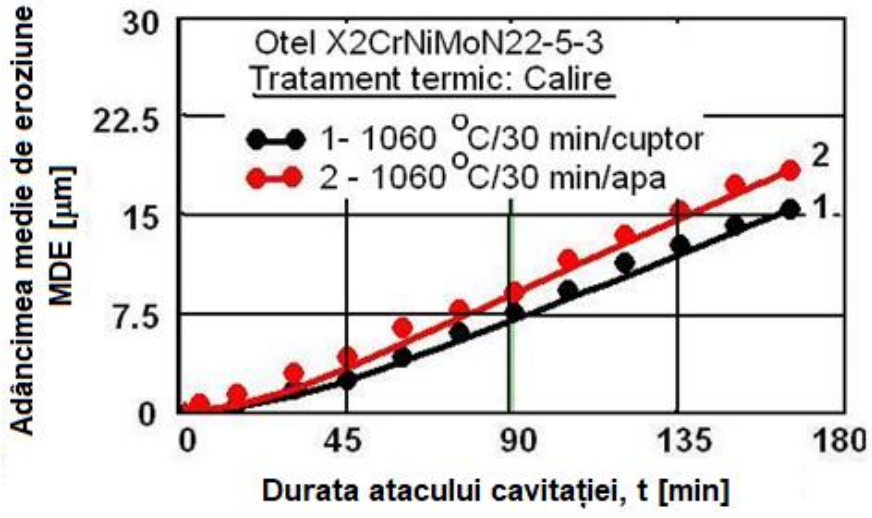


Fig.1.11 Variația adâncimii de eroziune cu durata atacului cavitației [62]

BUPT

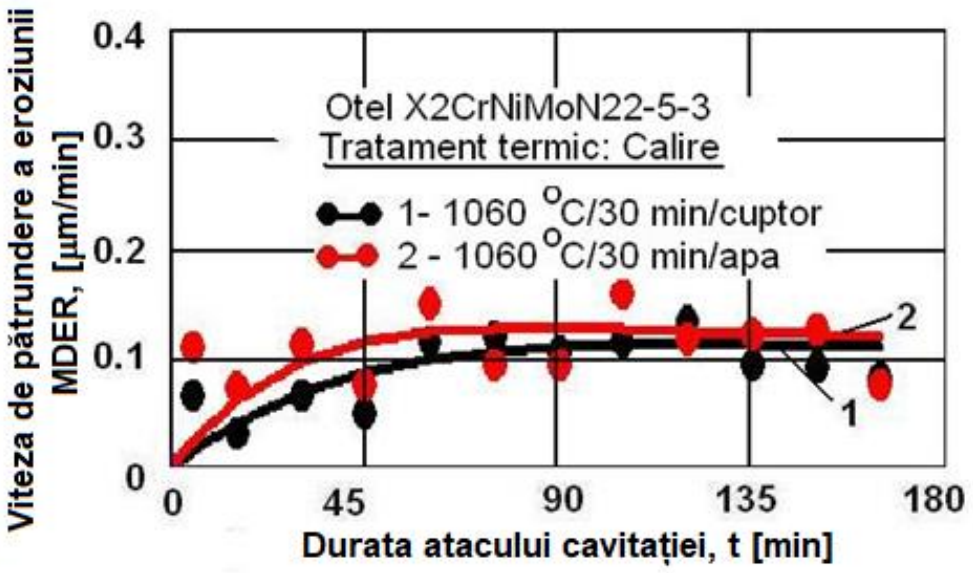


Fig. 1.12 Variația vitezei de pătrundere a eroziunii cu durata atacului cavitației [62]

Din aceste diagrame se poate observa efectul mediului de răcire în cadrul tratamentului termic de călire: prin răcire în apă, rezistența la cavitație este ușor mai mică decât cea obținută prin răcirea în cuptor.

În fig. 1.13 și 1.14 sunt redate imagini microscopice ale structurii erodate după 165 minute de atac al cavitației vibratoare, doar pentru proba călită cu racire în apă [62].

BUPT

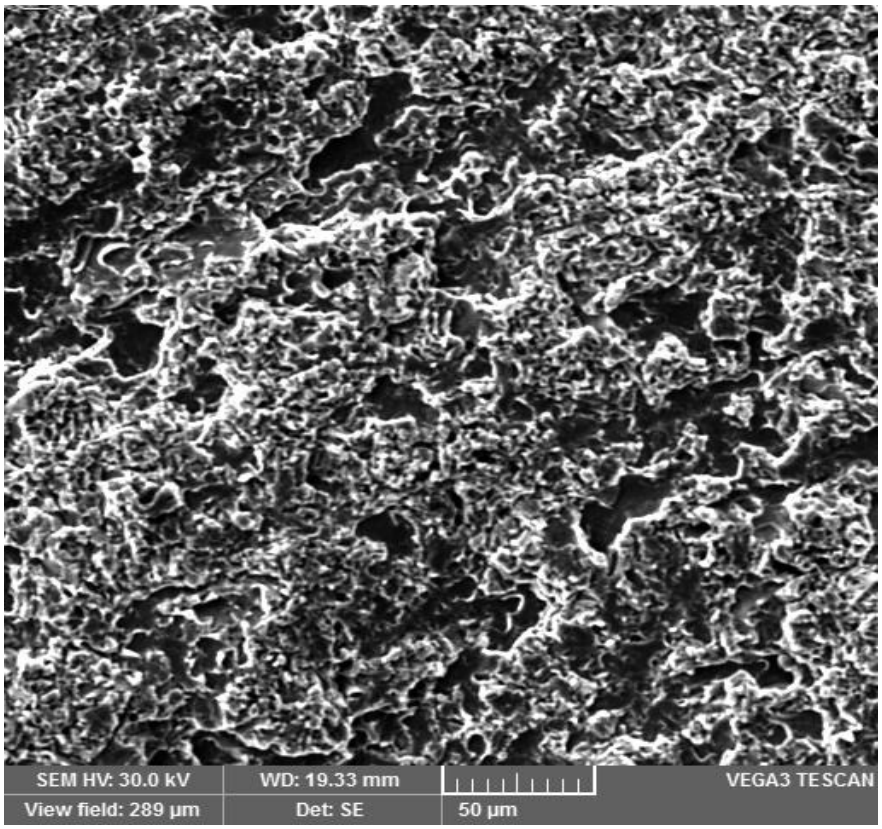


Fig. 1.13 Micrografia SEM a suprafeței cavitate - călire 1060 °C/apă (x 500) [62]

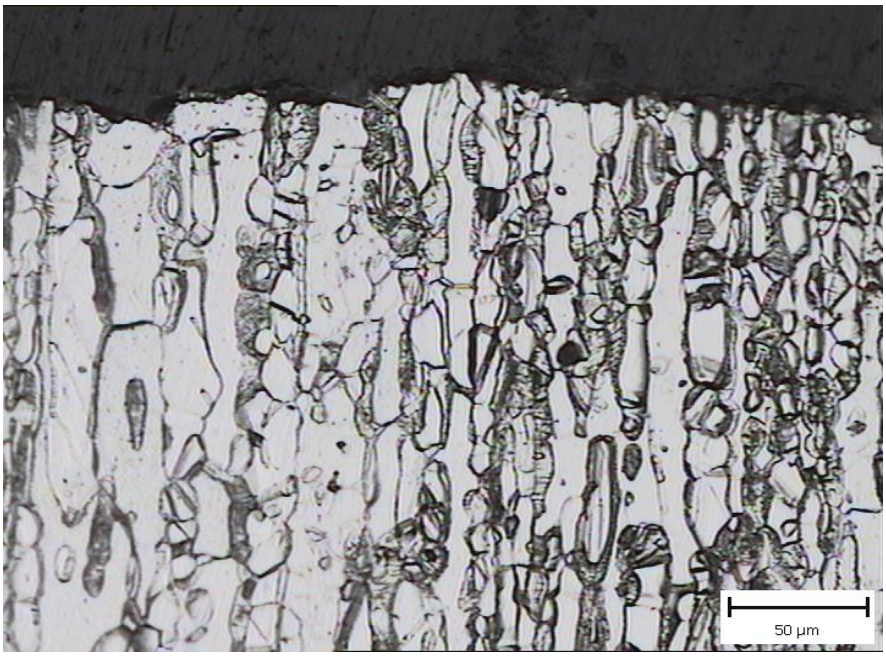


Fig. 1.14 Microstructura oţelului tratat termic prin călire de la 1060 ºC/apă - sectiune prin suprafata erodata (x 200) [62]

BUPT

În fig. 1.15 este prezentată histograma în care sunt comparate valorile parametrului de referință MDE (după 165 minute de cavitație), ce caracterizează rezistența la eroziunea cavitației, conferită prin trei tratamente termice volumice, comparativ cu cea a oțelului etalon 41Cr4 [62].

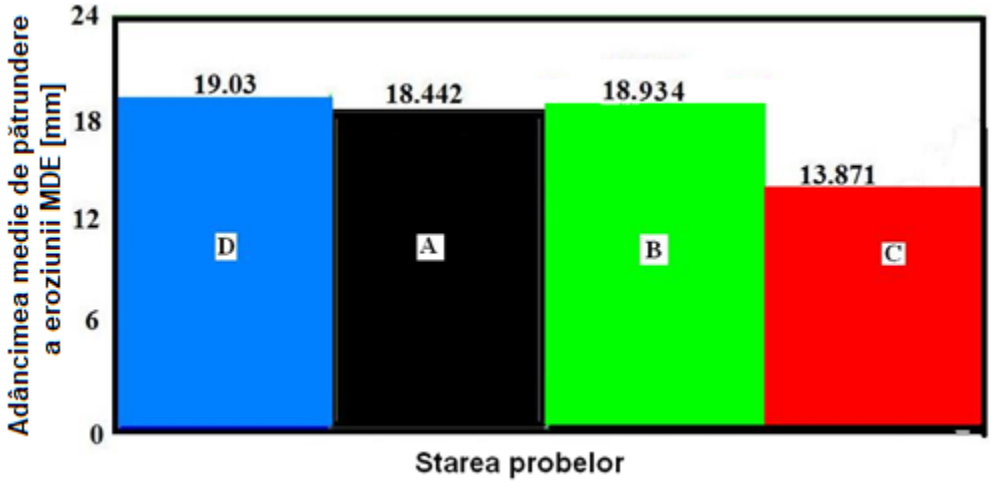


Fig. 1.15 Evaluarea rezistenței la eroziunea cavitației pe baza adâncimii medii de pătrundere a eroziunii, cumulată în 165 minute de atac:[62]

A – Oțel inoxidabil Duplex X2CrNiMoN22-5-3 călit 1060°C /30 min/apă; **B** – Oțel inoxidabil Duplex X2CrNiMoN22-5-3 călit 1060°C /30 min/apă + sensibilizare 475°C/4 h/ aer; **C** – Oțel inoxidabil Duplex X2CrNiMoN22-5-3 călit 1060°C /30 min/apă + sensibilizare 850°C/2 h/ aer; **D** – Oțel aliat pentru îmbunătățire, 41Cr4, considerat ca etalon.

Constatările la care Micu ajunge sunt:

- Reacțiile de transformare și de precipitare în stare solidă specifice oțelului inoxidabil Duplex analizat sunt responsabile de comportarea sa la eroziunea prin cavitație.
- Atacul cavitațional se propagă cu preponderență în faza de ferită și pe limitele grăunților de ferită – austenită, după care se declanșează și în grăunții de austenită.
- Ecruisarea stratului din suprafața cavitată, după un timp relativ scurt de atac, asigură un spor suplimentar de rezistență la cavitație.

În fig. 1.16, 1.17 și 1.18 se prezintă curbele specifice care dau diferențele de degradare prin solicitările cavitaționale între trei tipuri de oțeluri inoxidabile, funcție de tipul acestuia și natura tratamentului termic aplicat, precum și aspecte microscopice ce evidențiază morfologia degradării prin cavitație [48].

BUPT

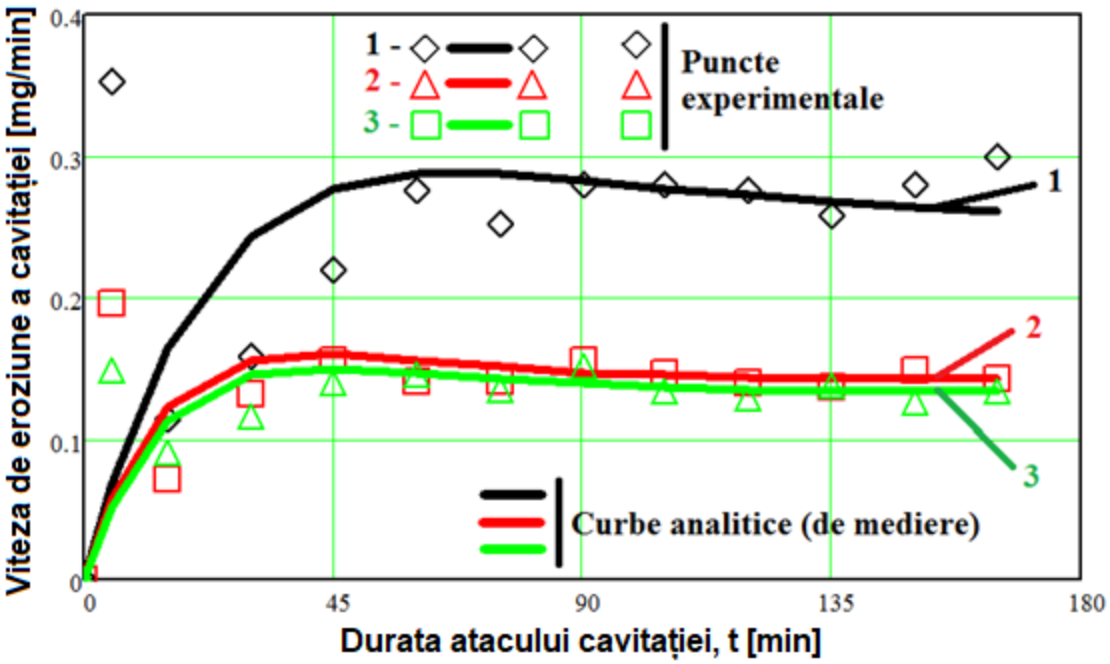


Fig. 1.16 Evoluţia vitezei de eroziune cu durata atacului cavitaţional pentru oțelul inoxidabil cu transformare martensitică indirectă 17– 4 PH [48]:

1 – Oțel etalon OH12NDL; 2 – Oțel 17– 4 PH călit de la 950 °C/aer; 3 – Oțel 17– 4 PH călit de la 1050 °C/aer

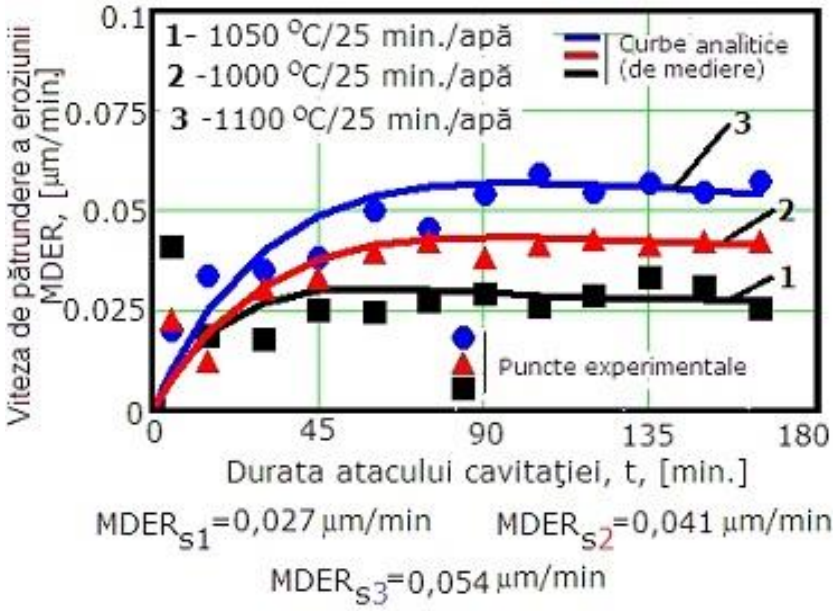


Fig. 1.17 Curbele specifice de variație a vitezei de eroziune pentru oțelul inoxidabil austenitic X5CrNi18-10 [93]

BUPT

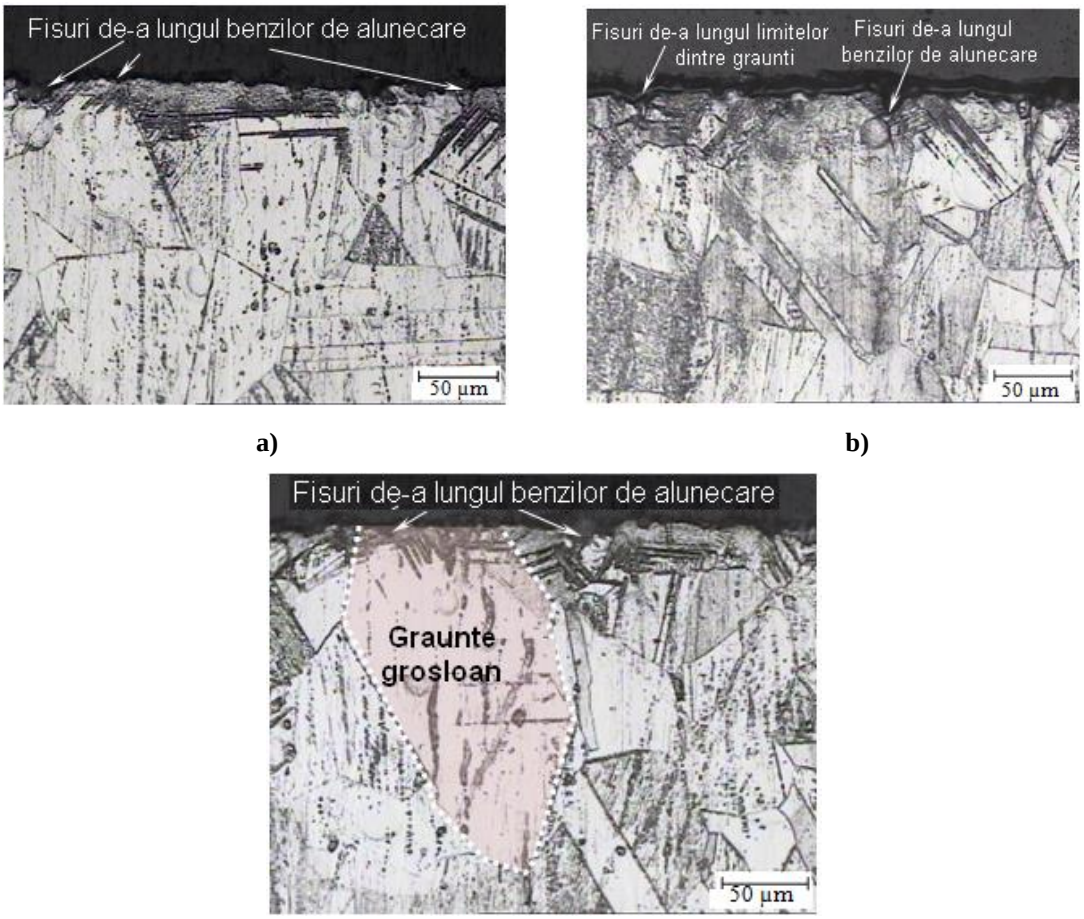


Fig. 1.18 Imagini microscopice ale degradării structurii oțelului inoxidabil austenitic X5CrNi18-10 - secțiune transversală [93]

a) (x 200; Călire 1000 °C/25 min/apă); b) (x 200; Călire 1050 °C/25 min/apă); c) (x200; Călire 1100 °C/25 min/apă)

Din fig. 1.16, comparativ cu materialul etalon se observă că unul și același oțel poate avea rezistențe la eroziunea cavitației foarte apropiate, chiar dacă temperaturile de călire sunt diferite (curbele 2 și 3).

Imaginile de evoluție a curbelor MDER(t), fig. 1.17 și cele microstructurale, fig. 1.18 arată efectul temperaturii asupra gradului de austenitizare, dar și a modului de distrugere, complet diferit, dovadă a rezistențelor diferite la solicitările microjeturilor cavitaționale.

1.4.2 Rezistența la cavitație a suprafețelor durificate prin tratamente de nitrurare

Tratamentele termochimice aplicate unui material metalic au drept scop creșterea durității stratului de suprafață și a rezistenței la coroziune a acestuia, fără a modifica tenacitatea miezului.

BUPT

Nitrurarea este un tratament termochimic ce se aplică oțelurilor și fontelor pentru a se obține un strat îmbogățit în azot la suprafața piesei, în vederea îmbunătățirii proprietăților de întrebuințare și anume: creșterea durității, a rezistenței la uzare, coroziune și oboseală [11],[20], [48].

1.4.2.1 Nitrurarea în gaz

În fig. 1.19 se prezintă variația vitezei de eroziune cu durata cavitației și arată efectul benefic al nitrurării în gaz, aplicată oțelului duplex X2CrNiMnN22-5-3, comparativ cu cea obținută prin tratamentul termic volumic de călire pentru punere în soluție la 1060 ^{0}C cu răcire în apă [48].

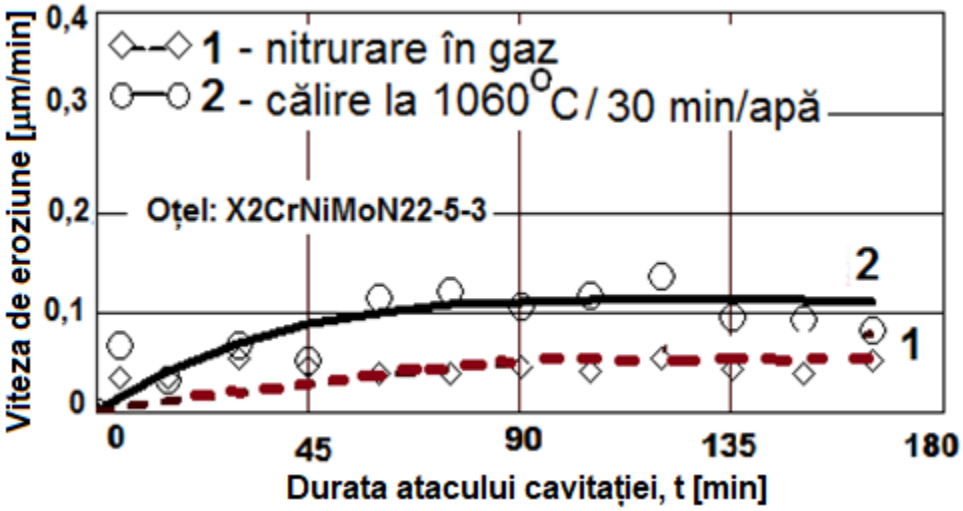


Fig. 1.19 Variația vitezei de pătrundere a eroziunii cu durata atacului cavitației [62]

Din analiza comparativă a celor două curbe se observă că, nitrurarea în gaz conferă suprafeței atacate de cavitație o rezistență mult superioară (de circa 2 ori) celei obținute prin aplicarea tratamentului termic de călire pentru punere în soluție. Diferențe se observă și între dispersiile valorilor experimentale (mai omogene la proba nitrurată) față de curbele de mediere, care sunt indicator al modului de absobție a energiei de impact dintre suprafața atacată și undele de șoc, respectiv și microjeturile cavitaționale.

Imaginile din fig. 1.20 și 1.21 arată microstructura stratului nitrurat, erodat prin cavitația vibratoare [62].

BUPT

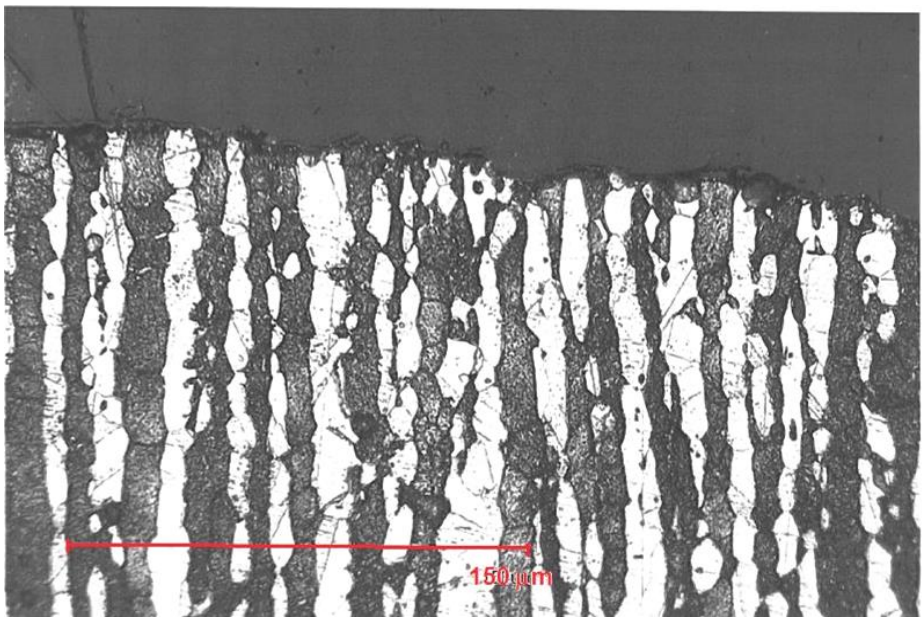
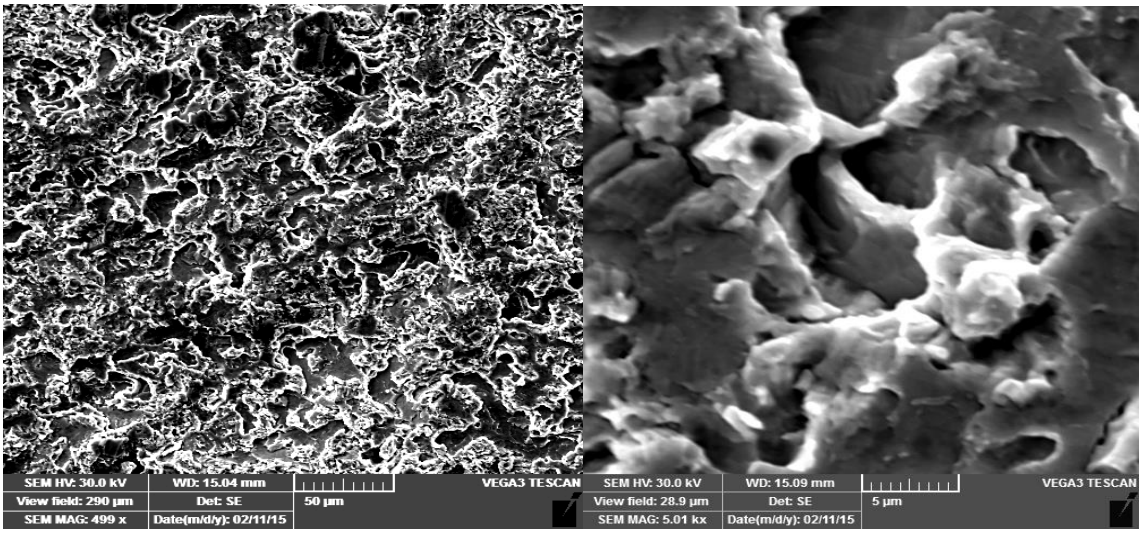


Fig. 1.20 Microstructura stratului nitrurat, secţiune longitudinală prin zona cavitată, după 165 min de expunere la cavitație [62]



a) **b)**

Fig. 1.21 Topografia suprafeţei nitrurate şi cavitate timp de 165 min (a – x 500; b – x 5000) [62]

În fig. 1.22 și 1.23 este arătat efectul nitrurării la oțelul austenitic X5CrNi18-10, în comparație cu oțelul inoxidabil etalon și cu starea obținută prin călire cu răcire în apă [93].

BUPT

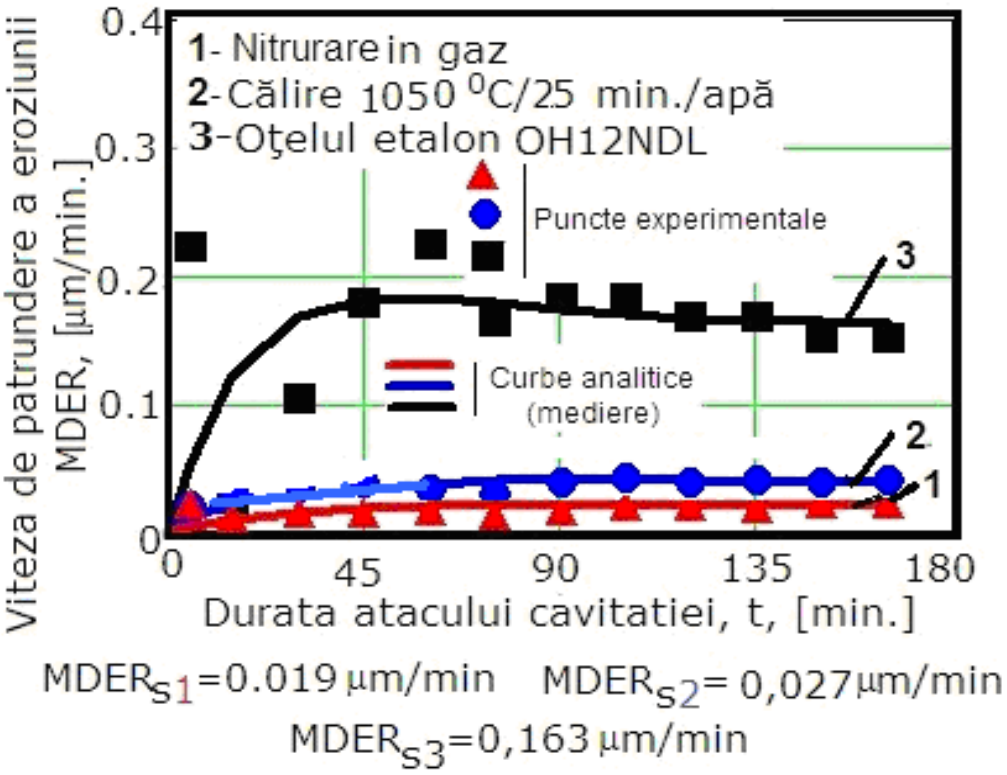
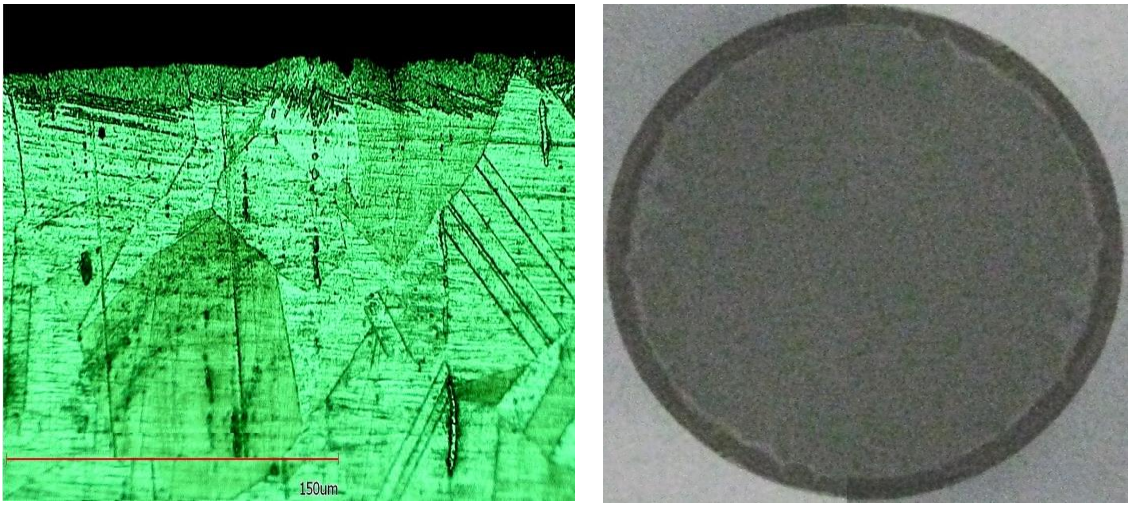


Fig. 1.22 Variația vitezei de eroziune cu durata cavitației, oțelul X5CrNi18-10 [93]



a) **b)**

Fig.1.23 Imagini micro - și macroscopice ale stratului nitrurat, erodat de cavitație X5CrNi18-10 [93] ; a) microscopie optică; b) macrografia suprafeței erodate

BUPT

1.4.2.2 Nitrurarea cu fascicul laser

Nitrurarea cu fascicul laser constituie o modalitate tehnologică atractivă de îmbunătăţire a proprietăţilor tribologice şi a rezistenţei la coroziune a diferitelor substraturi, datorită simplităţii şi posibilităţii de formare a unor straturi funcţionale cu o duritate crescută, afectând puţin materialul de bază. La viteze transversale de cca. 100 mm/s [1],[62] are loc o amplă şi rapidă dizolvare a azotului în stratul marginal topit şi în acest mod se formează o zonă de material îmbogăţit în azot. Parametrii de proces ai laserului ca: puterea, frecvenţa pulsului, diametrul spotului razei pe suprafaţa piesei de prelucrat, viteza transversală a piesei sau a radiaţiei laser, presiunea gazului folosit, cât şi puritatea gazului au un puternic efect asupra tratamentului de nitrurare.

Mai jos se prezintă rezultate obținute în cadrul Laboratorului de Cercetare a Eroziunii prin Cavitație, din cadrul Universității Politehnica Timișoara, prin programele de doctorat. Toate rezultatele ce se prezintă mai jos sunt realizate pe epruvete nitrurate cu ajutorul unui laser pulsat programabil Nd-YAG, ce dotează standul Trumpf HL 124 P LCU, de la ISIM Timișoara.

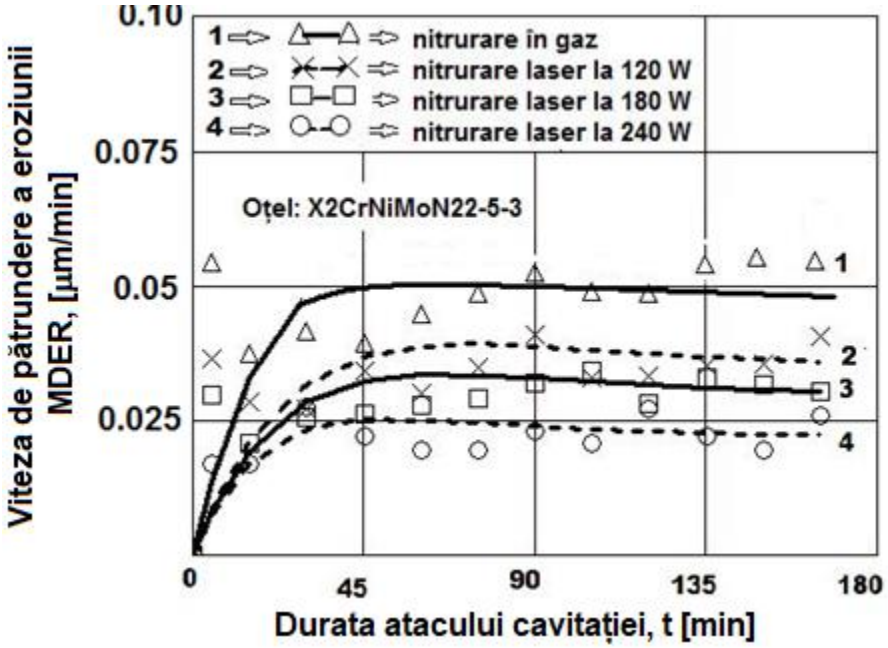


Fig. 1.24 Evoluţia vitezei de pătrundere a eroziunii cu timpul de atac [62]

Analiza datelor din figura 1.24 arată clar efectul regimului de tratament cu laser al suprafeței asupra comportării și rezistenței structurii sale la solicitările ciclice ale cavitației vibratoare.

BUPT

Luând ca parametru de comparație valoarea vitezei de pătrundere a eroziunii din zona de stabilizare ($MDER_s$) [62], indiferent de puterea razei impuls, creșterea de rezistență la cavitație față de a probei nitrurate în gaz este de la 13 % pentru regimul de 120 W (curba 2), până la 96 % pentru regimul de 240 W (curba 4).

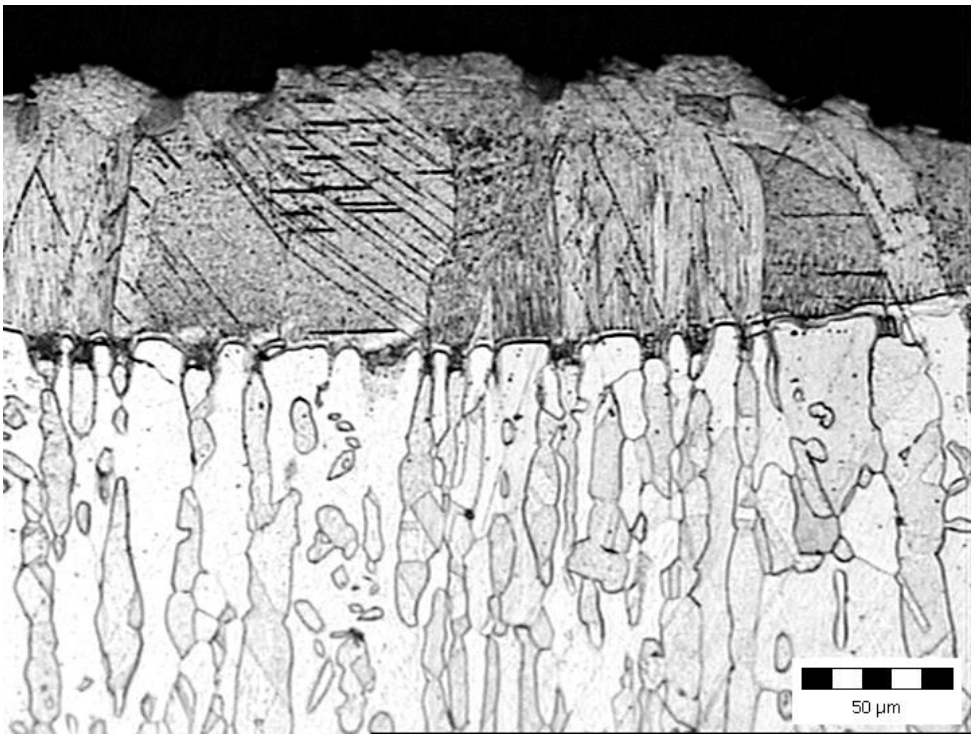


Fig. 1.25 Imaginea micrografică a unei secţiuni transversale prin proba nitrurată şi ulterior cavitată, oțelul duplex X2CrNiMoN22-5-3 [62]

Imaginea microscopică din fig. 1.25 arată că, urmare a topirii unei părţi din materialul de bază, se asigură o bună legătură metalurgică şi implicit o mare adeziune a stratului la substrat. Totodată, rezultă [62]:

- ❖ Durificarea celor două soluţii solide, F şi A, prin difuzia interstiţială a azotului în reţeaua cristalină C.V.C. a Fe α, respectiv C.F.C. a Fe γ justifică îmbunătăţirea rezistenţei la eroziune prin cavitaţie, comparativ cu starea structurală de călire pentru punere în soluţie.
- ❖ Varianta tehnologică de nitrurare cu fascicul laser, deşi nu modifică semnificativ adâncimea medie şi viteza de pătrundere a eroziunii faţă de nitrurarea în gaz, oferă avantajul reducerii semnificative a duratei procesului de tratament şi al posibilităţii de înlocuire facilă a stratului uzat.

BUPT

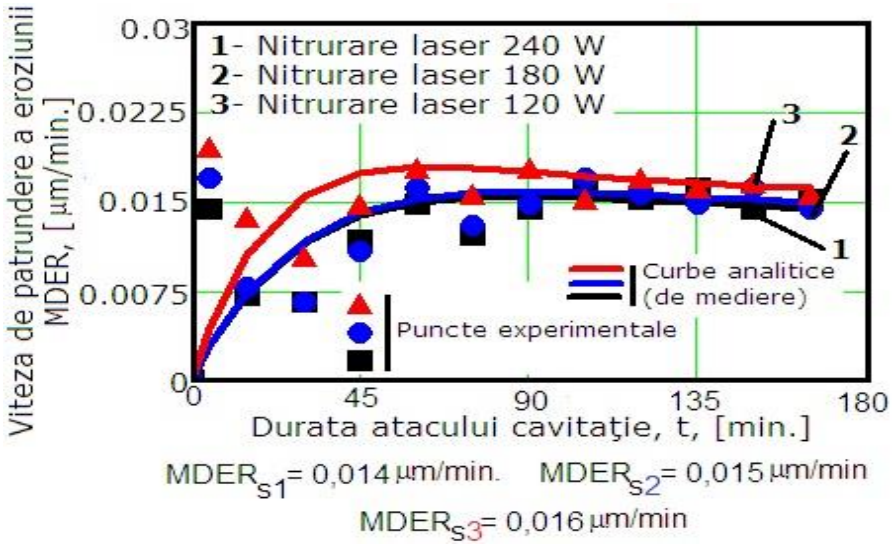
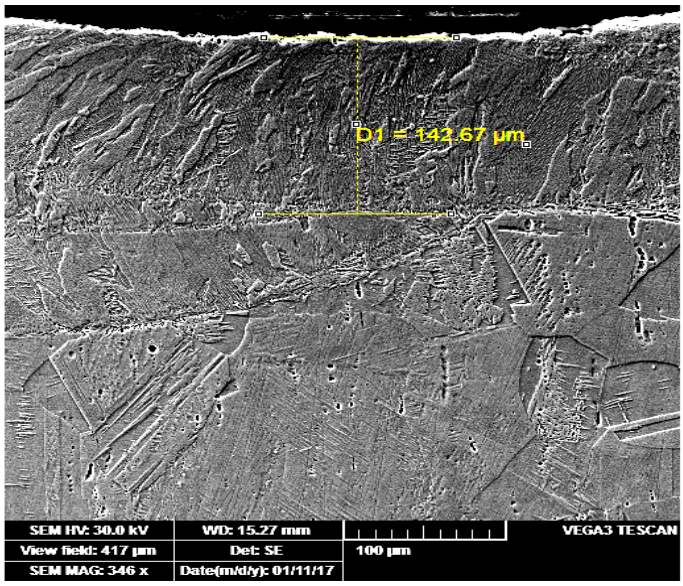
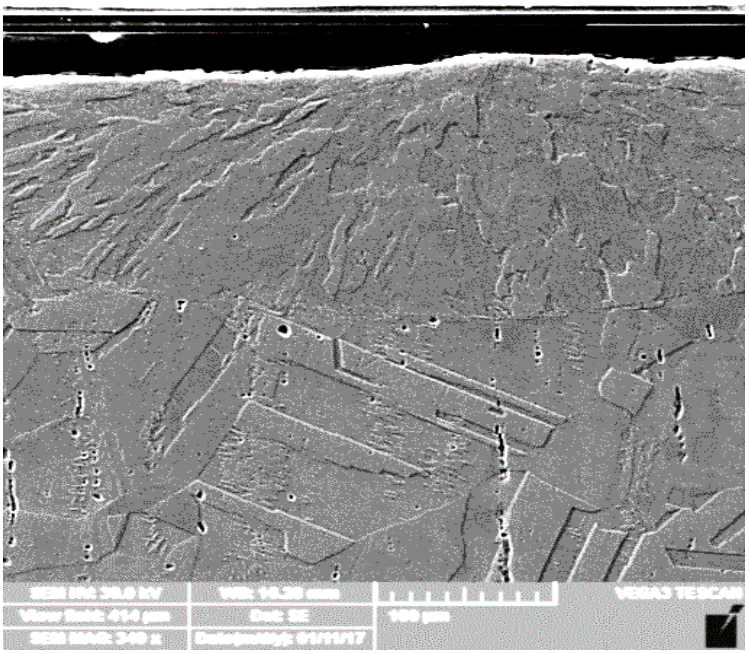


Fig. 1.26 Variația vitezei de eroziune a probelor de oțel X5CrNi18-10, nitrurate cu fascicul laser [93]



a)

BUPT



b)

Fig. 1.27 Imaginea sistemului strat – substrat şi compoziţia chimică (calitativă) a depunerii laser (P = 120 W) oțel X5CrNi18-10 [93]

Imaginile din fig. 1.26 și 1.27 sugerează că:

- puterea în impuls este parametrul de bază care determină sporul de rezistență la cavitație;
- stratul depus prin nitrurare laser are o bună aderenţă la substrat, iar adâncimea lui depinde semnificativ de puterea fasciculului.

1.5 Obiectivele tezei de doctorat

Obiectivele urmărite în cadrul tezei de doctorat sunt:

- cercetarea comportării și a rezistenței la cavitație vibratoare a ***straturilor depuse prin sudare pe oțelul inoxidabil duplex*** X2CrNiMoN22-5-3;
- aprofundarea mecanismului de degradare a straturilor de suprafață la solicitările produse prin cavitația vibratoare;
- investigarea morfologiei şi caracterizarea macro - și microstructurală a suprafeţelor solicitate la eroziunea cavitaţiei cu studierea mecanismului de generare și propagare a fisurilor și ruperilor;
- optimizarea procesului tehnologic de sudare în vederea măririi duratei de viaţă a pieselor ale căror suprafețe lucrează în condiţii de cavitație dezvoltată;

BUPT

- evaluarea rezultatelor obținute, pe baza metodei comparative, cu cele specifice materialelor de referință ale laboratorului, folosind curbele și parametrii specifici recomandați de normele ASTM G32-2010 [121], precum și imaginile microstructurii erodate, obținute prin microscopie optică și electronică.

Noutatea tezei de doctorat:

Noutatea tezei de doctorat constă în găsirea unei **corelaţii** între starea structurală a materialului stratului depus prin sudare pe probe din oțel inoxidabil duplex X2CrNiMoN22-5-3 şi parametrii degradării prin eroziune cavitaţională („1/MDER" "MDE", "Rz") precum şi optimizarea procesului tehnologic de sudare în vederea măririi duratei de viaţă a pieselor care lucrează în astfel de condiţii hidrodinamice.

BUPT

Cap. 2 Eroziunea prin cavitație a straturilor din aliaje ”Stellite 21” depuse prin sudare WIG pe suprafața oțelurilor inoxidabile Duplex

2.1 Introducere

Anterior s-a arătat că oțelurile inoxidabile Duplex au în stare de echilibru o microstructură mixtă din cca. 50% ferită şi 50% austenită. Prin urmare, ele combină proprietăţile favorabile ale celor două faze constitutive (ferita şi austenita), fiind considerate ca materiale cu înalte performanţe la solicitări mecanice şi de coroziune sub tensiune în medii cu ioni de clor [30], [70], [103]. În compoziţia lor chimică, principalele elemente de aliere sunt Cr şi Mo care sunt formatoare de ferită, respectiv Ni şi N, care sunt formatoare de austenită [78]. Principalele domenii de utilizare cuprind echipamentele hidromecanice (elice de vapoare şi nave maritime şi fluviale), platforme de foraj marin pentru petrol şi gaze, etc., de obicei în cazul în care sunt necesare caracteristici de rezistență mecanică mai mari decât cele ale oțelurilor austenitice standard (X5CrNi18-10 şi X2CrNiMo17-12-2). În plus, preţul de cost ridicat al nichelului a motivat selecţia acestor aliaje (cu conţinut mai redus în acest element de aliere) pentru noi aplicaţii în care au devenit competitive. De asemenea, ele au o rezistență mai bună la coroziunea tenso-fisurantă în medii de cloruri [78].

O serie de cercetări au arătat, totuşi, că oţelurile inoxidabile Duplex au o rezistenţă la eroziunea cavitaţiei, considerabil mai scăzută decât cea a altor oţeluri inoxidabile, fenomen datorat prezenţei feritei şi a interfeţelor α / γ (ferită / austenită) [69], [70]. Pentru reducerea fenomenelor de uzură şi coroziune, eforturile de cercetare în ingineria suprafeţelor sunt concentrate către dezvoltarea unor tehnici de acoperire cu straturi dure prin operaţii de sudare, pulverizare termică, evaporare termică, implantare ionică, etc. [30], [70], [103]. O astfel de metodă o reprezintă depunerea prin sudare WIG a aliajelor “Stellite” care provoacă o creştere a rezistenţei la eroziunea cavitaţiei [78]. Aliajele “Stellite” sunt cu bază de cobalt și sunt, foarte des folosite ca materiale de adaos livrate sub formă de baghete, sârme, pulberi și electrozi, cu excelente proprietăți de rezistență la uzură şi coroziune [70]. Alături de cobalt ele au în compoziţia chimică elemente de aliere ca: Cr, C, W și / sau Mo. Sunt rezistente la cavitație, coroziune, eroziune, abraziune și frecare [58]. Aliajele “Stellite”, cu conţinut mai mic în carbon, sunt, în general, recomandate pentru îmbunătăţirea rezistenţei la eroziunea cavitației şi la uzare prin alunecare, iar cele cu carbon mai ridicat sunt de obicei selectate pentru solicitări de abraziune şi frecare severă [94]. Apelul, în cercetarea doctorală, la aceste aliaje a fost determinat de faptul că sunt recomandate a fi folosite

BUPT

pentru încărcări dure prin sudare a supapelor, axelor și altor piese din industria de automobile, industria aerospațială, de petrol și gaze, metalurgică, echipamente de generare a puterii electrice, etc. Din punct de vedere al încărcării dure la sudare, cel mai mare dezavantaj este faptul că atunci când sunt supuse ciclului termic tipic al unui proces de sudare, ele formează foarte ușor și într-un timp scurt o varietate a fazelor fragile precum: fazele sigma (σ), chi (χ) și alfa-prim (α′). Acest lucru apare atunci când ele sunt supuse la temperaturi de 300 - 1000 °C. Fenomenul este practic inevitabil, deoarece în timpul încărcării dure prin sudare suprafața este supusă topirii și deci, chiar dacă cea mai mare parte a materialului rămâne sub 300 °C, există întotdeauna o zonă în care se vor înregistra temperaturi în intervalul de fragilizare, chiar dacă numai pentru o scurtă perioadă de timp. Acesta este motivul pentru care este recomandat minimul de preîncălzire pentru oțelurile inoxidabile Duplex. În funcție de geometria componentelor și de tipul de aliaj Stellite depus, se necesită ca temperatura între două treceri succesive să fie menţinută la 150 - 200 °C, pentru a se evita temperaturile de precipitare [55], [62], [121]. O altă abordare este de a aplica un „strat tampon” ductil, cum ar fi Nistelle® 625, ca prim strat de sudură cu puțin sau deloc preîncălzit și temperatura foarte scăzută între treceri. În timpul aplicării ulterioare a unui nou strat de Stellite, baia de sudură este protejată și suprafața oțelului atinge temperaturi mai scăzute decât ar fi altfel atinse.

Diluţia stratului depus se produce datorită amestecării cu substratul topit și reduce proprietățile sale funcţionale. E bine să se știe că diluția crește odată cu creșterea energiei liniare la sudare [119]. S-au utilizat diverse procese pentru realizarea de suprafețe dure din aliaje Stellite depuse pe materiale diverse, cum ar fi sudarea manuală cu arc electric (MMAW), sudarea WIG (GTAW) [116], sudarea MIG (GMAW) [59], încărcare cu laser [32] și sudare în plasmă cu arc transferat (PTA) [47]. Chiar dacă aceste procese de realizare a suprafețelor dure au fost realizate în condiţii diferite de operare și pe materiale diferite de substrat, se poate vedea calitativ că diluţia acoperirii scade în ordinea MMAW, GMAW, GTAW, PTA și placare cu laser. Tehnica PTA a fost raportată să fie adecvată pentru aplicații de încărcare dură, deoarece poate produce acoperiri cu niveluri de diluţie mult mai mici decât procesele convenționale de sudare cu arc electric [26]. Singh S. și colab. [96] au folosit tehnica de pulverizare (HVOF) pentru depunerea acoperirilor Stellite pe Superaliaje. În comparație cu procesele de încărcare dură bazate pe sudare, grosimea acoperirilor produse prin procesele de pulverizare termică este limitată la câteva sute de microni. Procesele de sudare pot depune acoperiri cu o grosime de câțiva milimetri într-o singură trecere

BUPT

[9]. Prasad Rao și colab..au utilizat tehnica suprafaţării prin frecare pentru depunerea aliajului Stellite 6 pe oțel cu conținut redus de carbon și a observat o omogenitate chimică îmbunătățită a învelişului [23]. Tipul procesului de încărcare dură și parametrii de proces au un efect semnificativ asupra microstructurii, diluţiei și durității și, prin urmare, asupra rezistenței la uzare prin cavitaţie a materialului depus [58].

În prezentul capitol se analizează parametrii procesului de depunere prin sudare WIG în curent pulsat a aliajelor "Stellite 21" cu conţinut mai redus în carbon pe substraturi din oţel inoxidabil Duplex, X2CrNiMoN22-5-3. Parametrii optimizați ai procesului sunt prezentați împreună cu o analiză a durităţii şi structurii stratului depus. De asemenea, se investighează rolul straturilor din aceste aliaje "Stellite 21", depuse prin procesul de sudare WIG pe oțeluri inoxidabile Duplex pentru a reduce degradarea suprafeței pieselor supuse eroziunii cavitației.

2.2 Particularitățile procesului de depunere prin sudare WIG în curent pulsat

2.2.1 Bazele procesului de sudare WIG

Procesul de sudare WIG este unul complex, dificil de manevrat, lent în comparație cu alte procese de sudare, însă este des folosit datorită obținerii unor îmbinări sudate rezistente mecanic, cu o calitate ridicată a cordoanelor de sudură [119].

Sudarea WIG diferă semnificativ de cele mai multe procese de încărcare, este dură deoarece arcul care provoacă topirea materialului de adaos este amorsat între piesă şi un electrod nefuzibil. Capul de sudare conţine un electrod de wolfram care nu trebuie să se topească în arc. Materialul de adaos este aplicat prin imersarea manuală a vergelei în baia metalică sau cu ajutorul unui dispozitiv auxiliar care introduce o sârmă în baie. Desfăşurarea manuală a procesului este redată în fig. 2.1. Zona arcului electric este protejată de un gaz care curge prin capul de sudare. Cel mai des, acest proces se aplică la sudarea oțelurilor inoxidabile și a materialelor ușoare, precum: aluminiu, magneziu, cupru și aliaje ale acestora [119].

BUPT

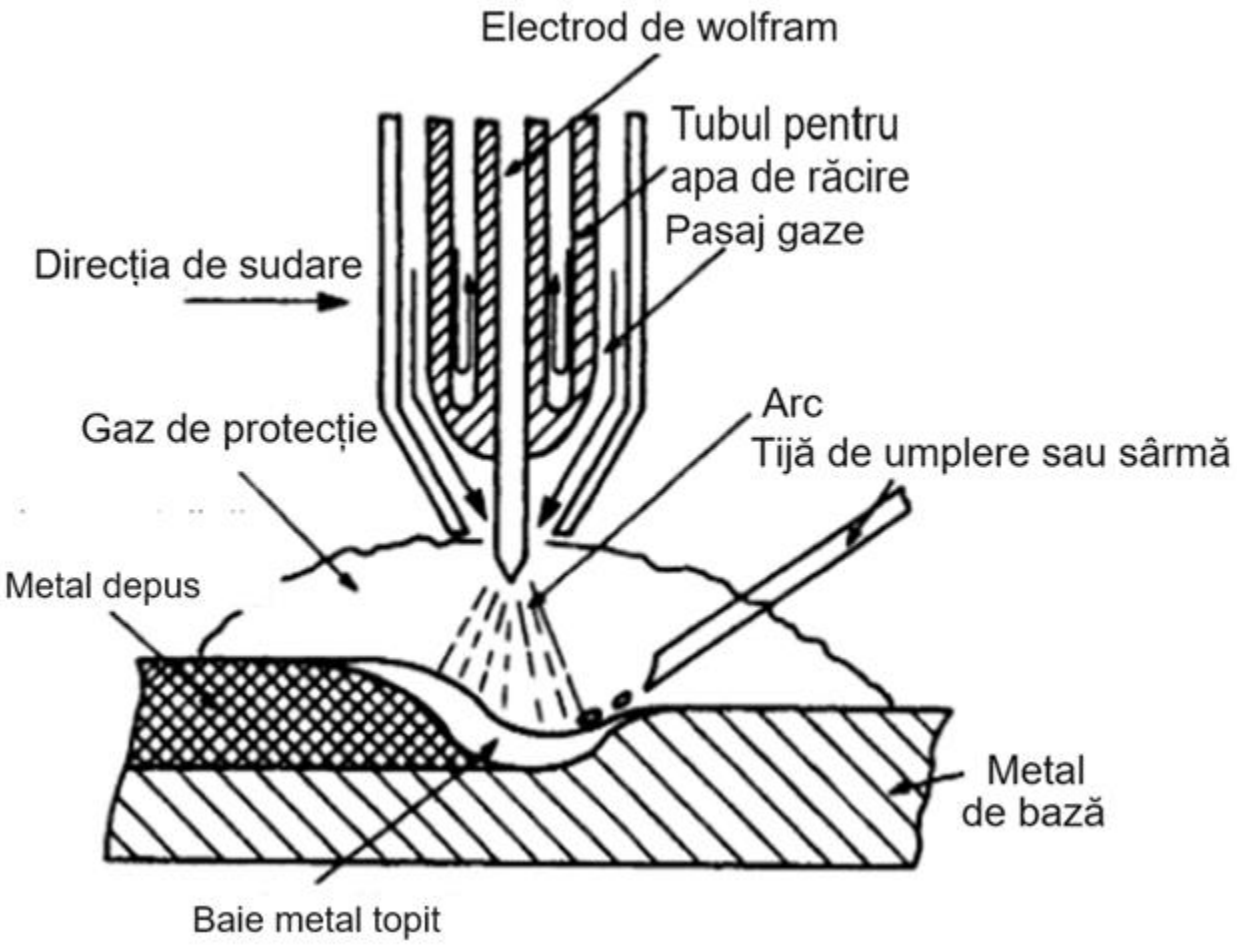


Fig. 2.1 Procesul de încărcare prin sudare WIG [94]

În cazul operării manuale, aliajele selectate pentru durificare sunt livrate sub formă de vergele metalice și sunt topite și curg pe substrat pentru a forma stratul depus. În cazul operării automate, acest proces necesită de regulă un dispozitiv de alimentare cu aliaj și dispozitive de manipulare a piesei.

2.2.2 Parametrii de proces ai depunerii prin sudare WIG în curent pulsat

Procesul de sudare WIG în curent pulsat, presupune variaţia curentului de sudare între două valori extreme care poartă denumirea de curent de puls, respectiv curent de bază, cu o anumită frecvenţă. Prin ajustarea nivelului parametrilor specifici: I_p, I_b, t_p, t_b, f, este posibilă dozarea foarte precisă a energiei introduse în componentele de sudat (fig. 2.2) [15].

BUPT

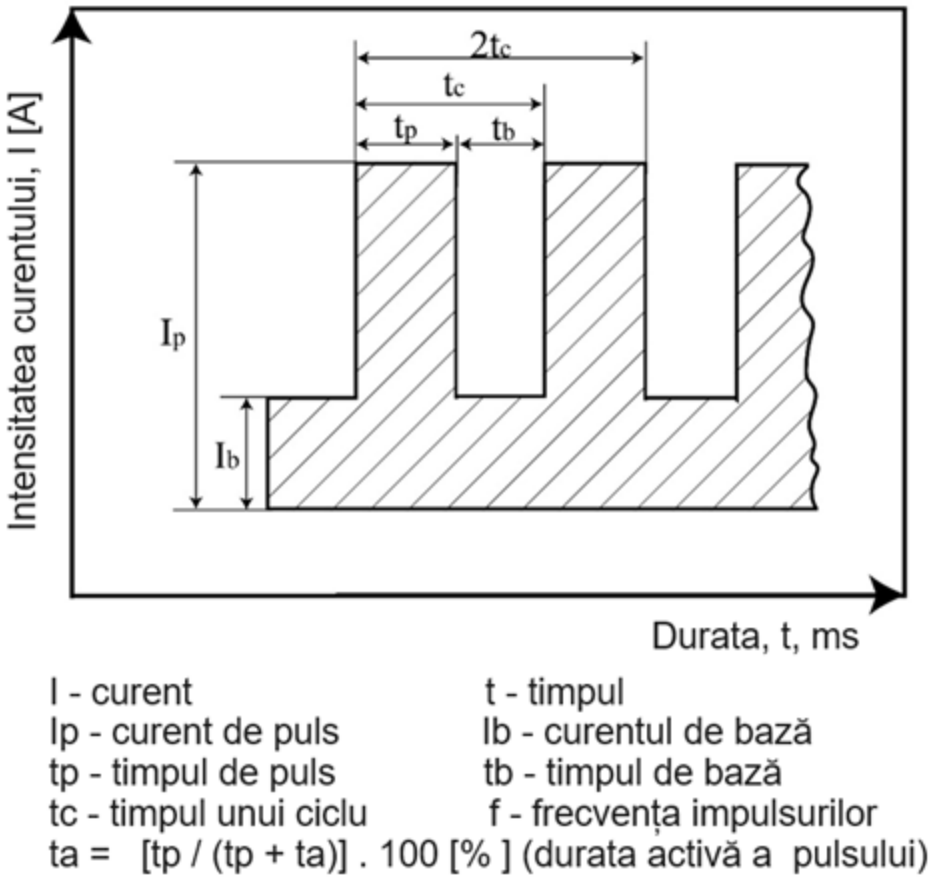


Fig. 2.2 Parametrii procesului de sudare WIG în curent pulsat [94]

Topirea materialului şi formarea băii metalice se derulează în cursul timpului de puls, iar în timpul de bază se menţine arderea stabilă a arcului electric, realizându-se o răcire cu solidificarea parţială a băii topite. La acelaşi curent mediu de sudare, pătrunderea cusăturii creşte faţă de cea specifică procesului WIG convențional, iar energia liniară este mai mică, cu consecinţe favorabile privind reducerea tensiunilor interne şi a deformaţiilor. În plus, absorbţia de gaze şi tendinţa de fisurare la cald pot fi diminuate [58].

Selecţia frecvenţei impulsurilor se face în funcţie de scopul tehnologic urmărit [58], [116]:

● la sudarea manuală cu material de adaos, se folosesc frecvenţe de 0,5 – 2 Hz. În timpul de bază are loc o solidificare parţială a metalului topit, putându-se astfel controla volumul băii;

● creşterea frecvenţei la valori de zeci sau sute de Hz determină o finisare a grăunţilor la anumite materiale (titanul și aliajele sale);

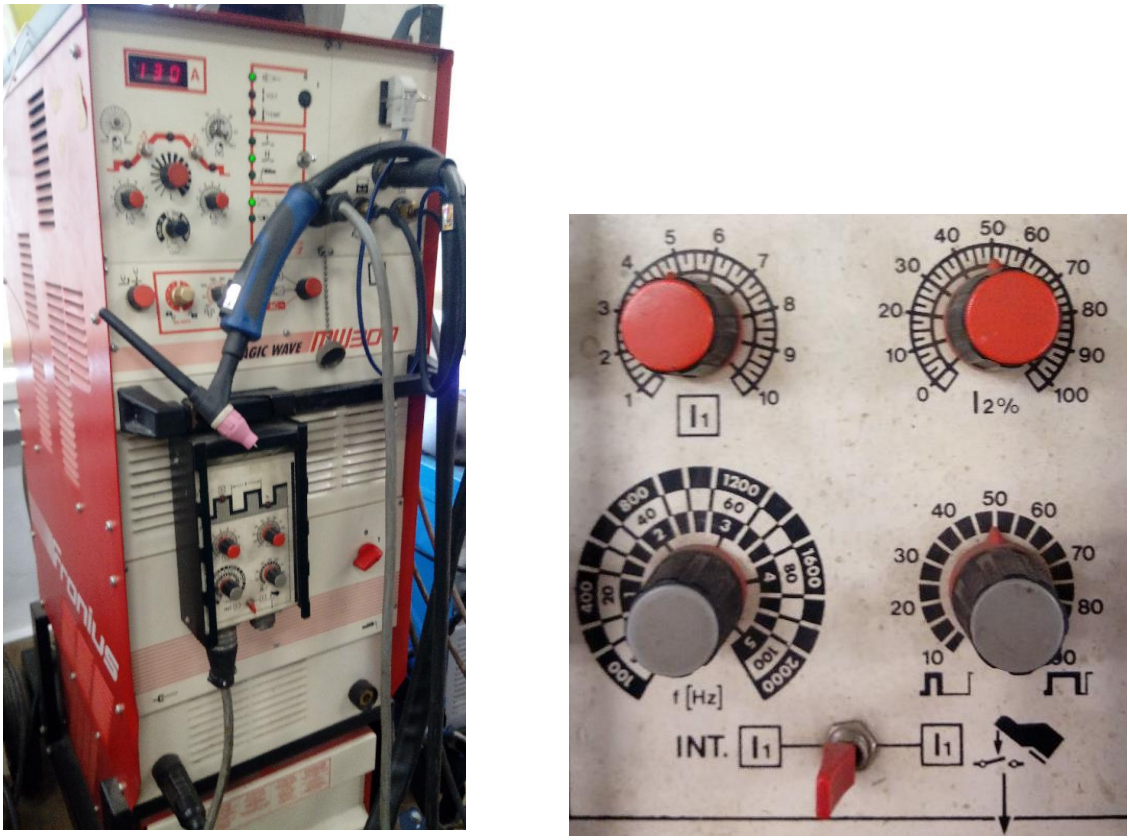
BUPT

● la sudarea cu viteze foarte ridicate, respectiv la curenţi de sudare foarte mici se folosesc frecvenţe mai mari, de 100…2000 Hz (10 000 Hz), pentru creşterea stabilităţii arcului electric şi pentru evitarea suflajului termic şi magnetic al acestuia.

Curentul de puls are valori de 1,5 ÷ 2 ori mai mari decât curentul specific sudării convenţionale. Curentul de bază se ia de obicei 25 % din curentul de impuls, iar timpul de impuls este de 0,02 ÷1 s.

Din punct de vedere operator, etapele de desfăşurare a sudării pot fi rezumate astfel: pistoletul se menţine pe loc în timpul de puls şi se retrage în timpul de bază, iar materialul de adaos se introduce în timpul de puls şi se scoate în timpul de bază.

În fig. 2.3 este prezentată instalația de sudare utilizată la sudarea probelor folosite în testele de eroziune prin cavitație vibratoare, alături de setarea parametrilor tehnologici de bază.

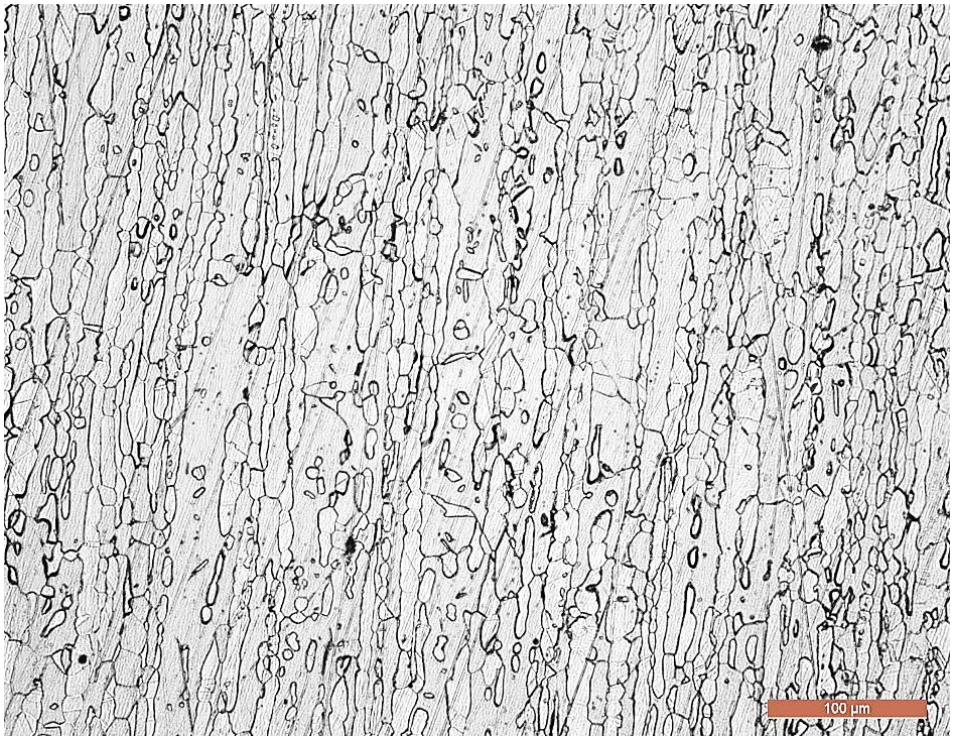


a) **b)**

Fig. 2.3 Imaginea echipamentului de sudare (a) şi a setării parametrilor tehnologici (b)

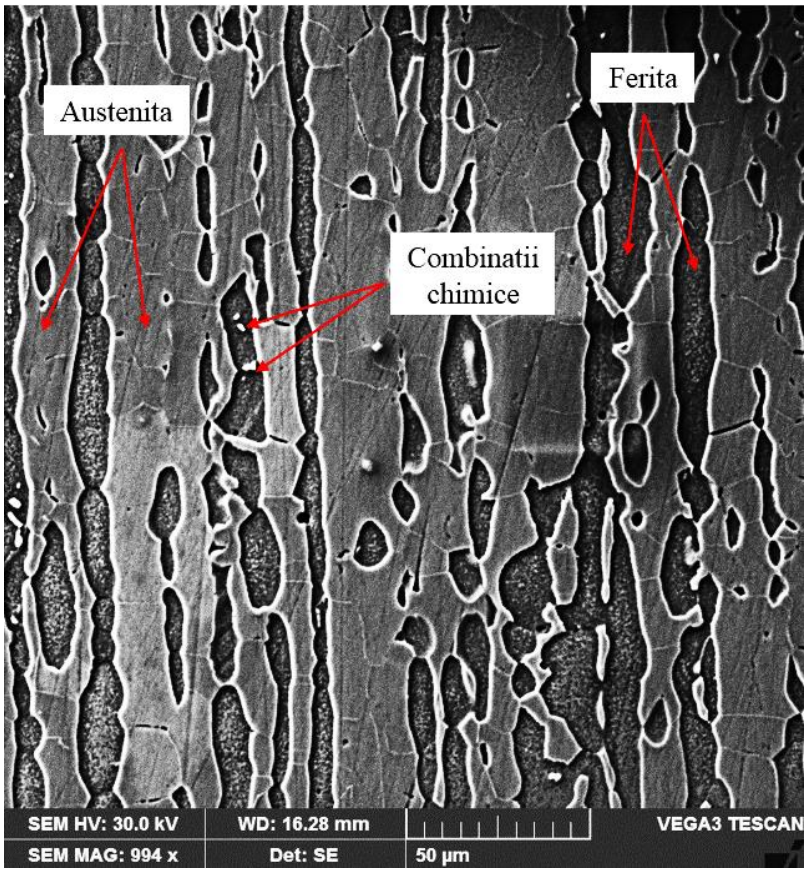
BUPT

Materialul care face obiectul cercetărilor experimentale efectuate este marca de oţel inoxidabil Duplex 2205, simbolizat X2CrNiMoN22-5-3 conform normei europene EN 10088 şi UNS S31803 după ASTM A276. El a fost supus tratamentului termic de călire pentru punere în soluţie de la temperatura de 1060 ºC cu răcire bruscă în apă. Microstructura tipică a acestui oţel tratat termic, apreciată prin determinări metalografice cantitative, folosind un feritscop Fischer, este alcătuită din cca. 48 % ferită şi 52 % austenită (fig. 2.4).



a)

BUPT



b)

Fig. 2.4 Microstructura substratului din oţel inoxidabil Duplex : a) – M.O. x 200; b) – SEM x 994

În tabelul 2.1 este redată compoziţia chimică efectivă a acestui oţel, iar în tabelul 2.2 sunt arătate valorile obţinute pentru principalele caracteristici mecanice la temperatura camerei.

Tabelul 2.1 Compoziţia chimică a oţelului utilizat ca substrat

C, %	Si, %	Mn,%	P, %	S, %	Cr, %	Ni, %	Mo, %	N, %
0,021	0,79	0,82	0,019	0,012	22,34	5,61	3,1	0,14

Tabelul 2.2 Caracteristicile mecanice pentru starea de hipercălire

Limita de curgere, $Rp_{0,2}$ [N/mm^2]	Rezistența la rupere, Rm [N/mm^2]	Alungirea la rupere, A5 [%]	Gâtuirea la rupere, Z [%]	Duritatea, HV [daN/mm^2]
545	736	28	52	275

BUPT

Bagheta din aliaj Stellite 21 (diametru de 3,2 mm) a fost utilizată ca material de adaos pentru depunerea a 1 – 3 straturi prin procesul de sudare WIG în current pulsat folosind un echipament Fronius MW 300 (International GMBH, Wels, Austria).

Alte mărimi de proces au fost:

- gazul de protecție: Ar 100% - I1 – EN 14175 (Ar 4.8 – LINDE);
- debitul gazului de protecție: 8 l /min;
- duza de gaz: 7;
- electrodul nefuzibil: EWC20 EN 26848;
- diametrul: 2,4mm;
- modul de dispunere a trecerilor: pe suprafața frontală a probei (fig. 2.5);
- temperaturile de preîncălzire și între treceri au fost menținute la 100 - 150 ° C;
- numărul de treceri: 2 pe strat, de la exterior spre interior, (fig. 2.5);
- numărul de straturi:
    - probele P1: 1 strat;
    - probele P2: 2 straturi;
    - probele P3: 3 straturi.

Pentru realizarea depunerilor (fig. 2.5) s-a ales varianta de sudare manuală WIG în curent pulsat având în vedere dimensiunile probelor (ϕ 20 x 20 mm) și materialul de adaos, sub formă de vergea.

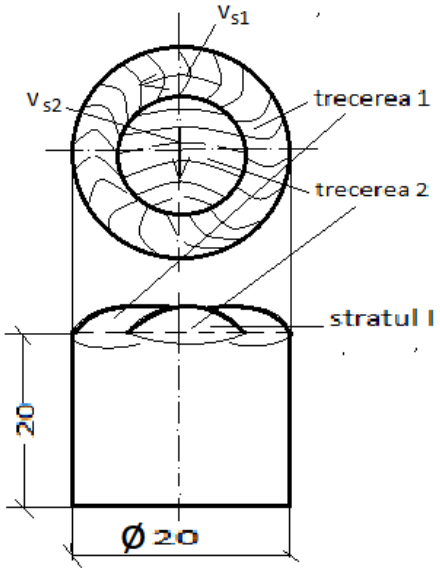


Fig. 2.5 Ordinea de realizare a depunerilor

BUPT

Parametrii tehnologici de sudare utilizați sunt:

- curentul de puls: 130 A;
- curentul de bază: 65 A (50%I_p);
- tensiunea arcului: 11 V;
- timpul de puls: 0,5 s;
- timpul de bază: 0,5 s (t_p=t_b);
- frecvența impulsurilor: f = 1 Hz;
- lungimea arcului: l_a = 2,5-3,0 mm;
    - **stratul I, trecerea 1:**
        - timpul de sudare: 33 s;
        - lungimea sudurii: 47 mm;
        - viteza de sudare: 8-9 cm/min;
        - energia liniară: 7750 J/cm.
    - **stratul I, trecerea 2:**
        - timpul de sudare: 15 s;
        - lungimea sudurii: 20 mm;
        - viteza de sudare: 8 cm/min;
        - energia liniară: 8250 J/cm.
    - **stratul II, trecerea 1:**
        - timpul de sudare: 26 s;
        - lungimea sudurii: 47 mm;
        - viteza de sudare: 10-11 cm/min;
        - energia liniară: 6280 J/cm.
    - **stratul II, trecerea 2:**
        - timpul de sudare: 10 s;
        - lungimea sudurii: 20 mm;
        - viteza de sudare: 12 cm/min;
        - energia liniară: 5500 J/cm.
    - **stratul III, trecerea 1:**
        - timpul de sudare: 18 s;

BUPT

- lungimea sudurii: 40 mm;
- viteza de sudare: 13 cm/min;
- energia liniară: 5100 J/cm.

- **stratul III, trecerea 2:**
  - timpul de sudare: 15 s;
  - lungimea sudurii: 20 mm;
  - viteza de sudare: 8 cm/min;
  - energia liniară: 8250 J/cm.

Din analiza tehnicii folosite se observă că parametrii stabiliţi au fost mentinuţi constanţi cu excepţia vitezei de sudare care a diferit de la un strat la altul, respectiv de la o trecere la alta, variație determinată de condițiile de încălzire a probelor ca efect al energiei calorice introduse.

Înainte de a depune acoperirea, suprafața substratului a fost șlefuită cu hârtie SiC de 120 gr și curățată cu acetonă. După fiecare strat depus s-a procedat la o curăţire a suprafeţei folosind o perie de sârmă.

2.3 Investigații microscopice asupra sistemului strat - substrat

Investigaţiile microstructurale asupra straturilor depuse prin sudare au fost conduse pe un microscop optic Leica DM2700M (fig. 2.6) și un microscop electronic cu baleiaj TESCAN VEGA 3LMU Bruker EDX Quantax, fig. 2.7.

BUPT



Fig. 2.6 Microscopul optic Leica DM2700M

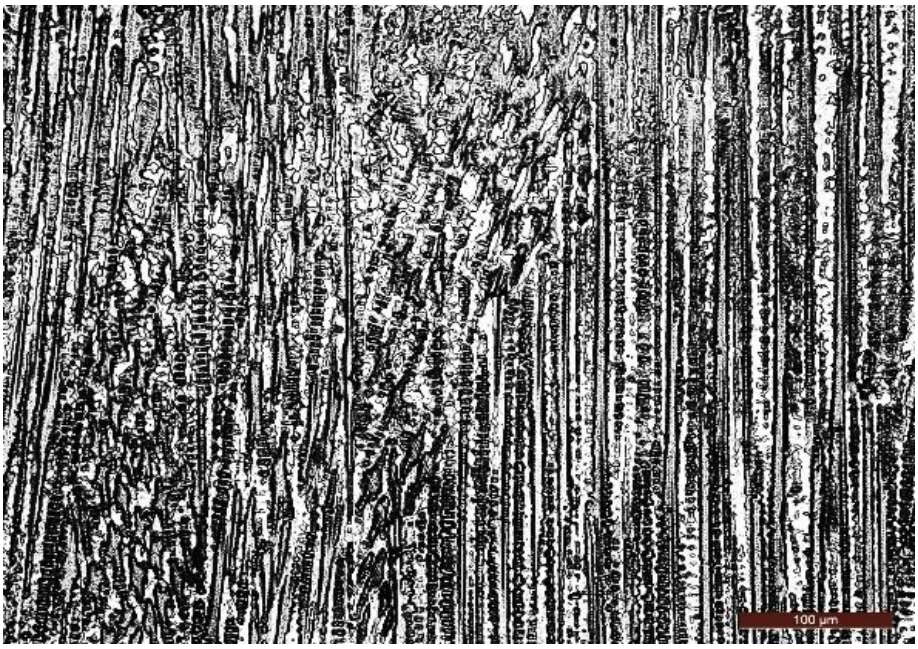


Fig. 2.7 Microscopul electronic cu baleiaj TESCAN VEGA 3,
LMU Bruker EDX Quantax

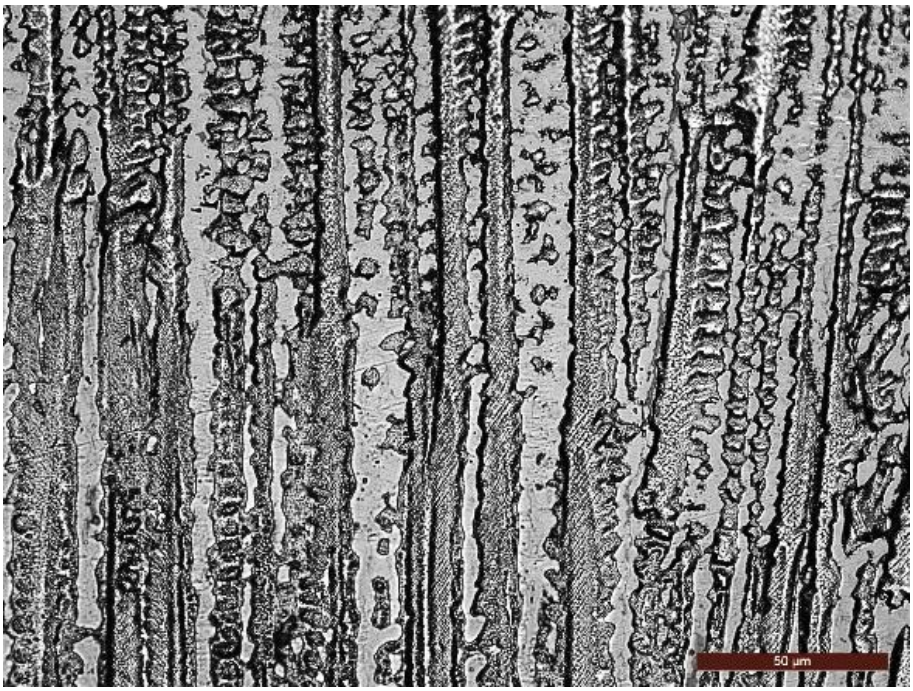
Microstructura stratului depus din aliaj Stellite 21 este arătată în fig. 2.8. Aşa cum s-a demonstrat şi în alte lucrări de cercetare [32], [59], ea este constituită dintr-o matrice bogată în Co cu aspect dendritic în care sunt distribuite particule de combinaţii chimice de tipul carburilor.

BUPT

Atât Cr ca principal element de aliere cât şi Mo, sunt elemente care reacţionează cu C pentru a forma carburi distribuite în zonele interdendritice și pe limitele grăunților cristalini. Ele au dimensiuni şi o distribuţie dependente de condiţiile de procesare.



a)



b)

Fig. 2.8 Microstructura zonei exterioare a stratului depus : a) – x 100; b) – x 300

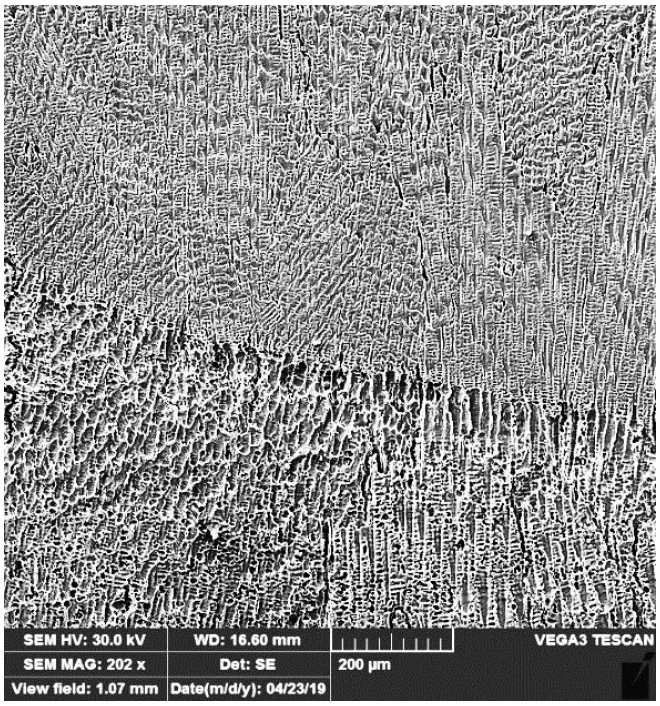
BUPT

În urma topirii materialului de adaos şi a unei mici porţiuni din materialul substratului se formează baia de sudură. După solidificarea acesteia se obţine o legătură metalurgică între strat şi substrat. În cursul fazei de răcire are loc o degajare rapidă a căldurii prin materialul substratului care acţionează ca un absorbant termic. Lichidul zonei topite atinge mai întâi temperatura de solidificare în porţiunile aflate în contact cu marginile sudurii, acolo unde se află grăunţii solizi ai materialului substratului. În consecinţă, solidul începe să crească de la aceşti grăunţi de o manieră columnară (fig. 2.9), respectiv după o direcţie perpendiculară pe linia de fuziune. Dezvoltarea grăunţilor cristalini în zona topită de la grăunţii preexistenţi este numită creştere epitaxială. Pe măsură ce solidificarea se desfășoară, partea superioară a învelişului devine zona grăunţilor fini, așa cum se arată în fig. 2.9 a. În regiunile cu grăunţi fini, apare o creștere multidirecțională. Carburile celular-dendritice sunt înconjurate de soluția solidă cu bază de Co, care se solidifică spre suprafață. Ele pot juca un rol cheie în creșterea durității și rezistenței la uzare prin cavitaţie a învelişului. Totodată, aliajul Stellite 21 având un conținut mai redus în carbon (cca. 0.25% masa) față de alte aliaje Stellite, durificarea sa este datorată nu numai carburilor, ci și efectului oferit în principal de molibden și a faptului că cea mai mare parte a cromului se află dizolvată în soluția solidă (mai degrabă decât în carburi). Dimensiunile celor mai lungi ramuri ale dendritelor care se formează în prima etapă (axe principale) variază între 5.8 μm și 10.4 μm, iar cele formate perpendicular pe acestea (axe secundare) au dimensiuni de la 2.1μm la 3.9 μm.

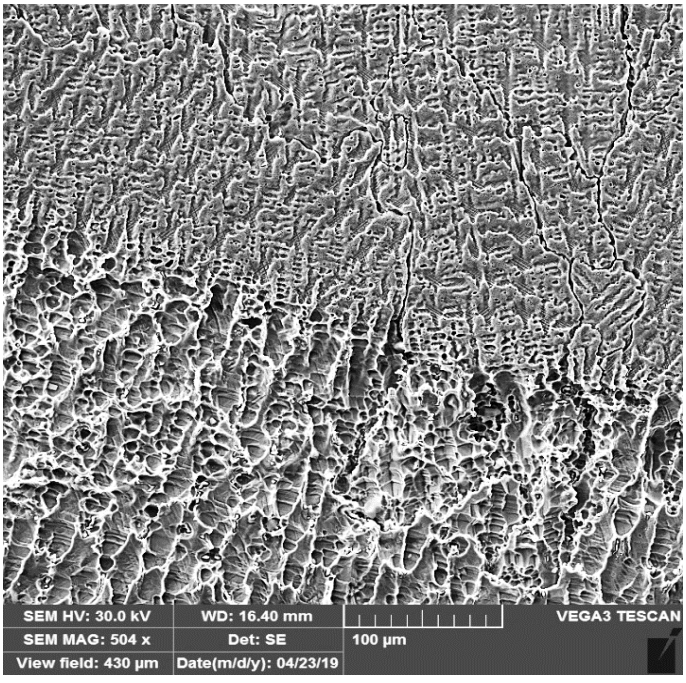
Cu toate că la temperaturi mai mici de 417° C, cobaltul pur este stabil, având o reţea cristalină hexagonală compactă, (ε), în practică, matricea din aliajul Stellite prezintă o reţea cristalină cubică cu feţe centrate, c.f.c. (γ), care este metastabilă. Transformarea alotropică a aliajelor cu bază de cobalt este de natură martensitică și poate fi indusă prin deformare la temperatură scăzută, în funcție de energia defectelor de împachetare din aliaj. Dacă această energie este relativ scăzută, transformarea martensitică indusă prin deformare crește rata de ecruisare și face mai dificilă (îngreunează) deformarea plastica. Totodată, reţeaua cristalină hexagonală compactă rezultată, are număr mai mic de sisteme de alunecare (1 x 3 = 3) decât reţeaua cristalină c.f.c. (4 x 3 = 12) și este greu de deformat. Aceste caracteristici ale aliajelor cu bază de Co justifică faptul că abilitatea aliajului Stellite 21 de a rezista la eroziune prin cavitație este în primul rând o funcție a fazei structurale de soluție solidă cu baza de cobalt. Molibdenul stabilizează faza cu reţea cristalină hexagonala compactă, în timp ce fierul și nichelul stabilizează faza cu reţea cristalină

BUPT

c.f.c. Se știe că Fe crește energia defectelor de împachetare și diminueaza rezistența la diversele forme de uzură.



a)



b)

Fig. 2.9 Imaginea SEM a unei secţiuni prin învelișul depus din Stellite 21: a) – x 200; b) – x 504

BUPT

2.4 Evaluarea diluției. Analize macrografice și de dispersie în energie a razelor X

Analizele de dispersie în energie a razelor X au pus în evidenţă fenomenul de diluție a învelișului “Stellite 21” datorat amestecării cu substratul topit. Acesta poate avea un efect semnificativ asupra proprietăților mecanice și de uzare prin cavitaţie ale învelişului. Controlul diluției, la sudarea WIG, prin aportul de material de adaos a fost posibilă datorită modului de introducere a acestuia în arcul electric, respectiv în baia metalică, independent de valorile parametrilor tehnologici principali de sudare, curentul de sudare, respectiv tensiunea arcului electric. Acest lucru nu este posibil la procesele de sudare la care arcul electric arde între sârma electrod și piesă, în acest caz reglarea procesului fiind condiționată exclusiv de asigurarea stabilităţii arcului și mai puţin de controlul diluției.

În ceea ce privește alegerea curentului de sudare, la o analiză mai atentă s-ar putea spune că valoarea curentului mediu de sudare folosit, a fost prea mare, dacă se iau în calcul dimensiunile probelor sudate, ceea ce ar conduce la o creștere a diluției lucru nedorit din punct de vedere al proprietăților funcţionale ale depunerilor. Însă, în acest caz, alegerea curentului de sudare nu s-a făcut în funcție de dimensiunile probelor, ci în funcție de diametrul vergelei metalice utilizate la încărcare, de 3,2 mm, care reclamă utilizarea unui curent de sudare mai mare [15], [58]. Menținerea diluției la valori acceptabile s-a realizat prin controlul temperaturii băii metalice, respectiv prin cantitatea de material de adaos introdus în baia topită. Un volum mai mare de material de adaos introdus în baia metalică determină reducerea temperaturii băii și implicit a diluţiei ca efect al utilizării energiei termice pentru încălzirea și topirea materialului de adaos. Această abordare se practică în cazul operațiilor de încărcare prin sudare WIG, atât la sudarea manuală, dar, mai ales, la încărcarea prin sudare semimecanizată sau mecanizată, când controlul precis al cantității de material de adaos, introdus în baia metalică, prin valoarea vitezei de avans a sârmei electrod, poate modifica în limite largi și precise diluția, chiar la valori scăzute ale acesteia, de sub 10% [15], [58]. La sudarea manuală, acest lucru este mai dificil de realizat, dar, cum se poate observa din analiza macroscopică, fig. 2.10, a probelor sudate, a dus la rezultate bune.

BUPT

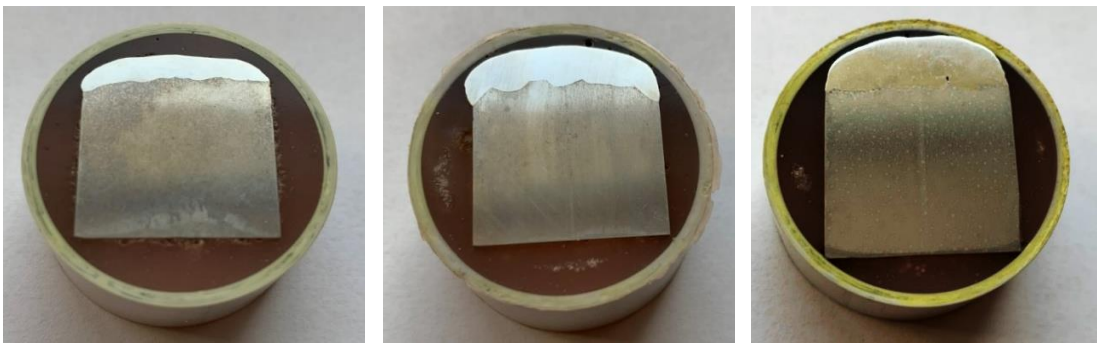


a) **b)** **c)**

Fig. 2.10 Imaginea probelor încărcate prin sudare WIG în curent pulsat: a) – 1 strat depus; b) – 2 straturi depuse; c) – 3 straturi depuse

Secțiunea transversală a straturilor depuse a fost pregătită metalografic prin șlefuire pentru analiza macroscopică, respectiv șlefuire urmată de lustruire pentru analiza microscopică. Ele au fost atacate cu o soluție de 50 ml HCl, 10 ml HNO3, 10 g FeCl3 și 100 ml etanol. Regiunile ZIT din oţelul inoxidabil au fost atacate cu reactivul Vilella (10 g clorură cuprică, 30 ml HCl și 120 ml apă distilată). Grosimea medie a tuturor acoperirilor a fost de aproximativ 2,5 - 5 mm.

Rezultatele investigaţiilor macrografice asupra secţiunilor longitudinale prin probele sudate (fig. 2.11) demonstrează că straturile depuse nu prezintă defecte de continuitate metalică de tipul lipsei de pătrundere sau lipsei de topire între treceri, a porilor, respectiv a fisurilor şi crăpăturilor.



a) **b)** **c)**

Fig. 2.11 Aspectul macroscopic al secţiunii probelor acoperite WIG pulsat: a) – 1 strat depus; b) – 2 straturi depuse; c) – 3 straturi depuse

BUPT

Diluția volumetrică a învelişului a fost calculată cu relaţia [58] :

$$D_v = [1 + \frac{\rho_s Fe_s - Fe_c}{\rho_s Fe_c - Fe_w}]$$

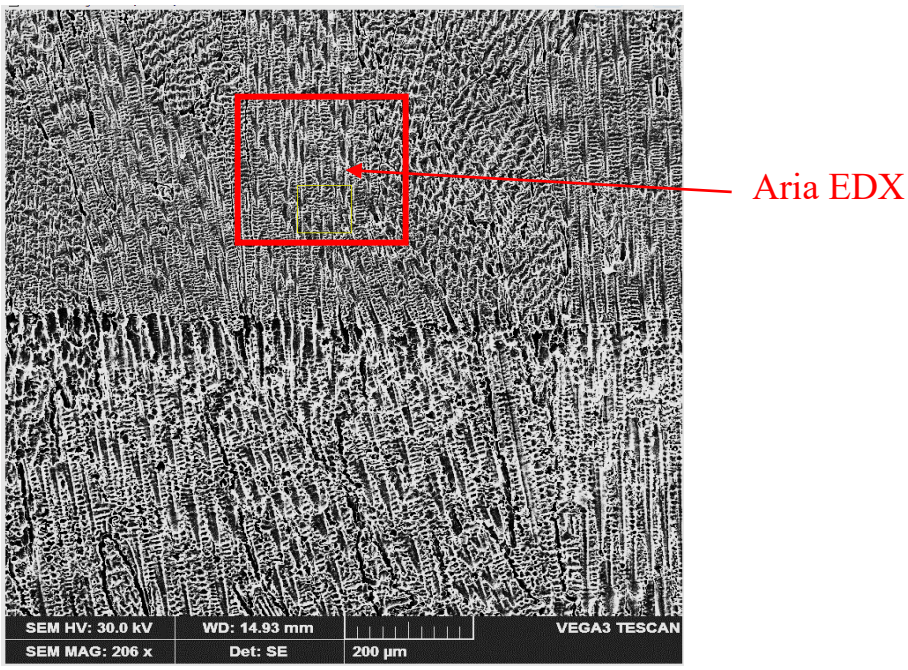
în care:

ρ_s= 7,8 g/cm^3, densitatea oțelului;

ρ_w= 8,33 g/cm^3, densitatea aliajului “Stellite 21”;

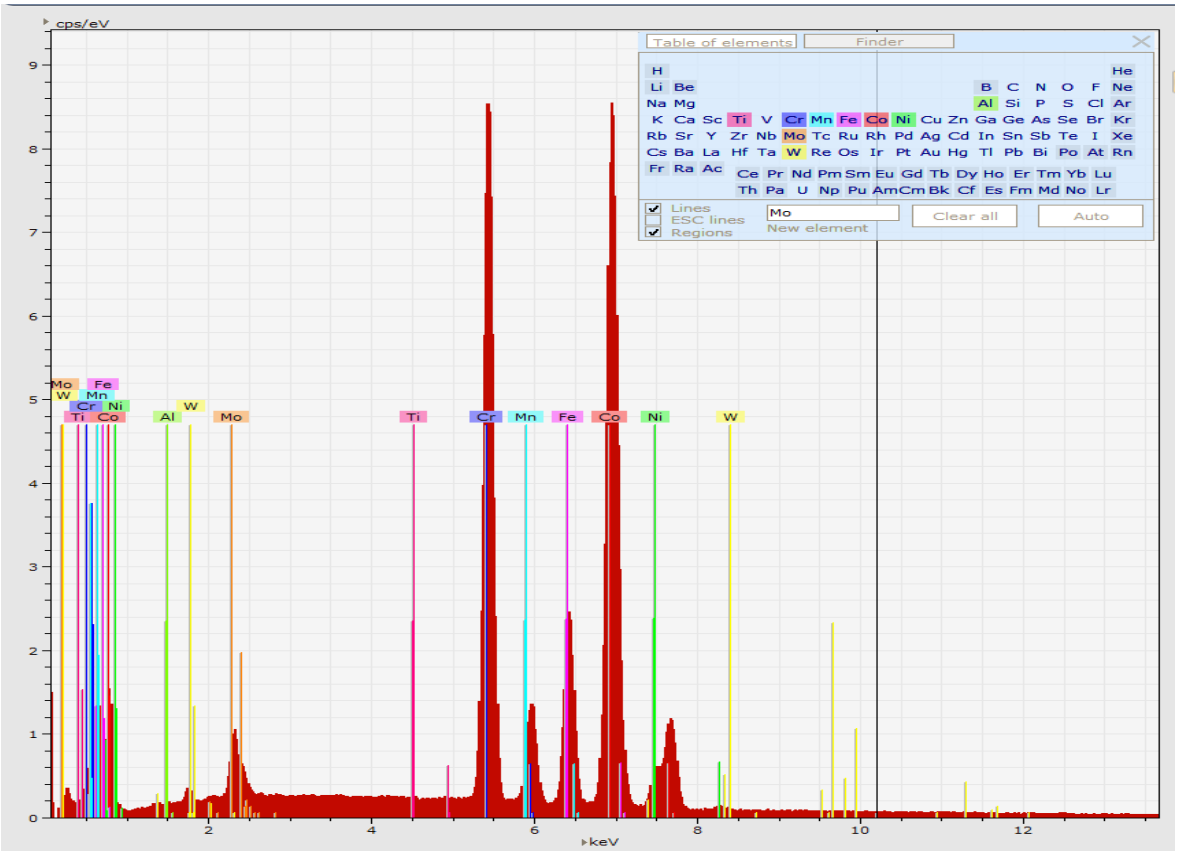
Fe_s, Fe_c, Fe_w - % masă Fe în substrat, înveliş şi baghetă “Stellite 21”.

Pe baza datelor oferite de fig. 2.12...2.15 şi a valorilor densităţii materialelor care concură la formarea sistemului strat – substrat, a rezultat că gradul de diluţie este de aproximativ 5,9 – 6,1%. Conţinutul de Fe scade de la cca. 67 % masă cât este în metalul de bază, la cca. 12,5 – 17,8 % masă în stratul depus din apropierea acestuia. Nivelul diluţiei este semnificativ mai mic decât cel obţinut prin metodele convenționale de încărcare dură, cum ar fi MMAW, GTAW, GMAW convențional, unde variază de la minim 10–12% la maxim 40% în primul strat [58]. Valorile de diluție obținute folosind procesul WIG în curent pulsat sunt comparabile cu cele specifice procesului PTA, unde variază de la un minim de 6% la un maxim de 70% [9], [26]. În cazul acoperirii cu fascicul laser, valorile diluției variază între 3% şi 20% [23]. Astfel, procesul WIG în curent pulsat poate fi economic şi atractiv în comparație cu alte procese de încărcare dură.



a)

BUPT



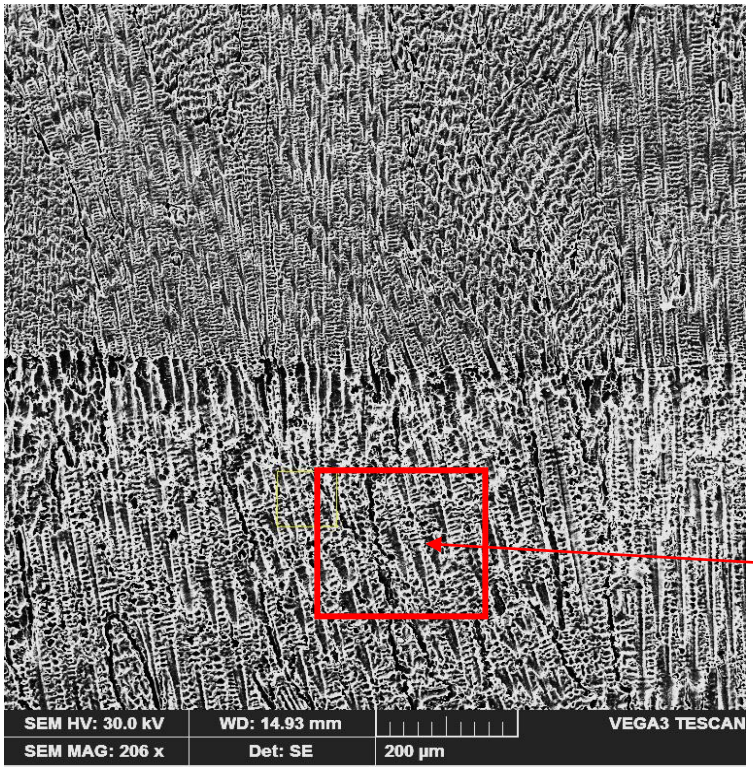
b)

	Series	unn. C [wt.%]	nor. C [wt.%]	Atom C [at.%]	Error (1 Sigma) [wt.%]
Titanium	K series	0.01	0.01	0.02	0.01
Aluminium	K series	0.00	0.00	0.00	0.00
Cobalt	K series	52.89	52.07	50.70	1.35
Nickel	K series	2.78	2.73	2.67	0.10
Chromium	K series	28.44	28.00	30.90	0.77
Manganese	K series	0.19	0.19	0.19	0.03
Iron	K series	12.67	12.47	12.81	0.35
Tungsten	L series	0.00	0.00	0.00	0.00
Molybdenum	K series	4.60	4.52	2.71	0.26
	Total	**101.57**	**100.00**	**100.00**	

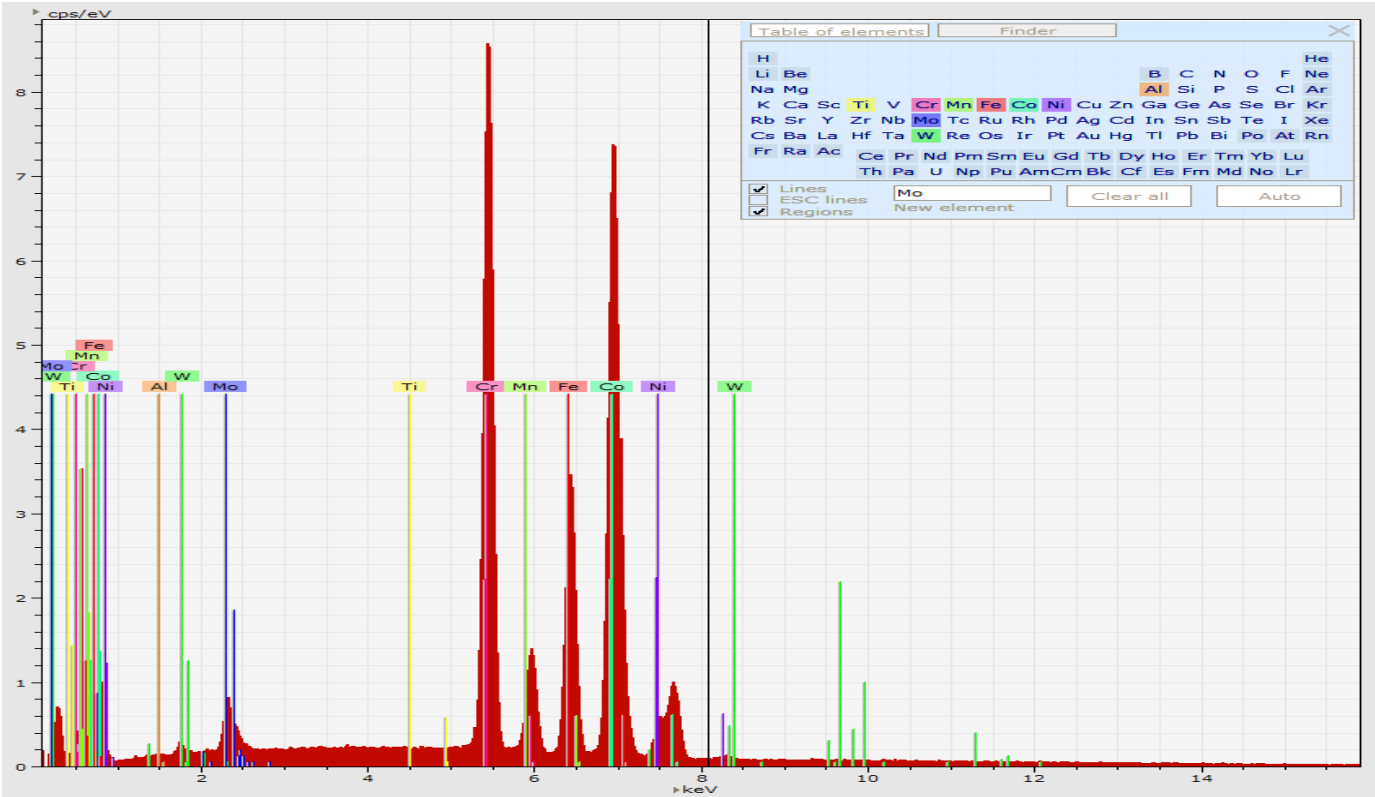
c)

Fig. 2.12 Investigaţii EDX asupra zonei exterioare a învelişului

BUPT


Aria EDX
SEM HV: 30.0 kV
WD: 14.93 mm
VEGA3 TESCAN
SEM MAG: 206 x
Det: SE
200 µm

a)

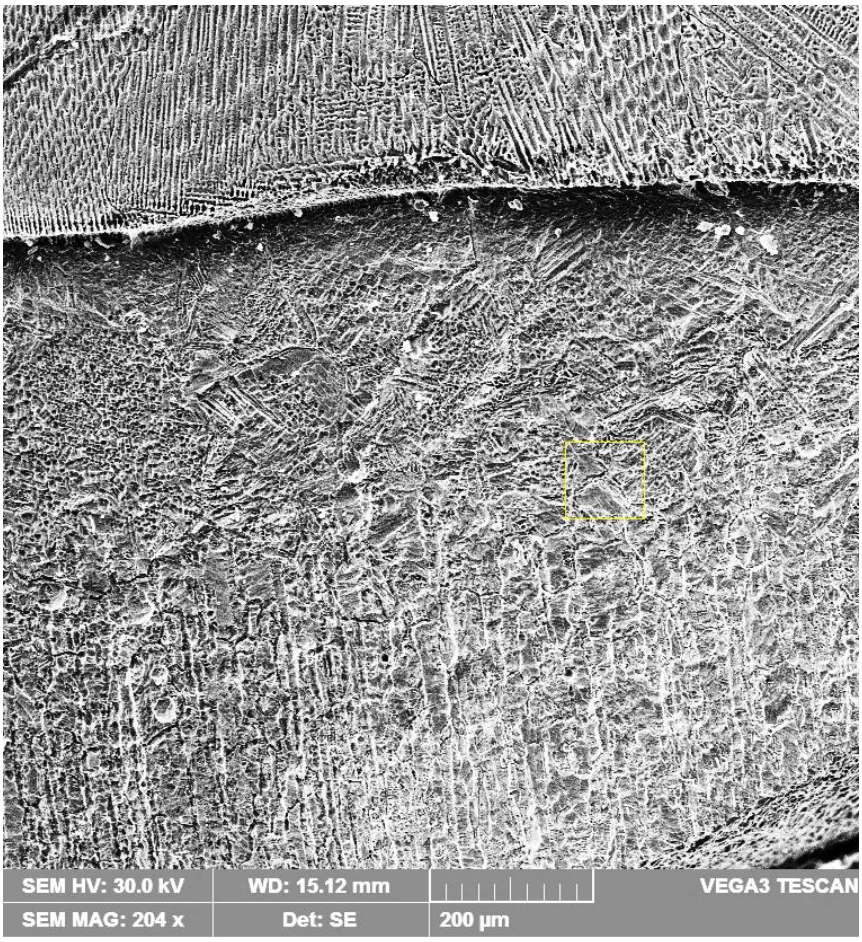

cps/eV
keV
Table of elements
Finder
Lines
ESC lines
Regions
Mo
New element
Clear all
Auto

b)

	Series	unn. C [wt.%]	nor. C [wt.%]	Atom C [at.%]	Error (1 Sigma) [wt.%]
Titanium	K series	0.01	0.01	0.02	0.01
Aluminium	K series	0.17	0.16	0.34	0.04
Cobalt	K series	47.84	44.85	43.49	1.22
Nickel	K series	2.86	2.68	2.61	0.10
Chromium	K series	30.92	28.98	31.85	0.84
Manganese	K series	0.44	0.42	0.43	0.04
Iron	K series	19.01	17.82	18.24	0.51
Tungsten	L series	0.00	0.00	0.00	0.00
Molybdenum	K series	5.41	5.07	3.02	0.28
	Total	**106.67**	**100.00**	**100.00**	

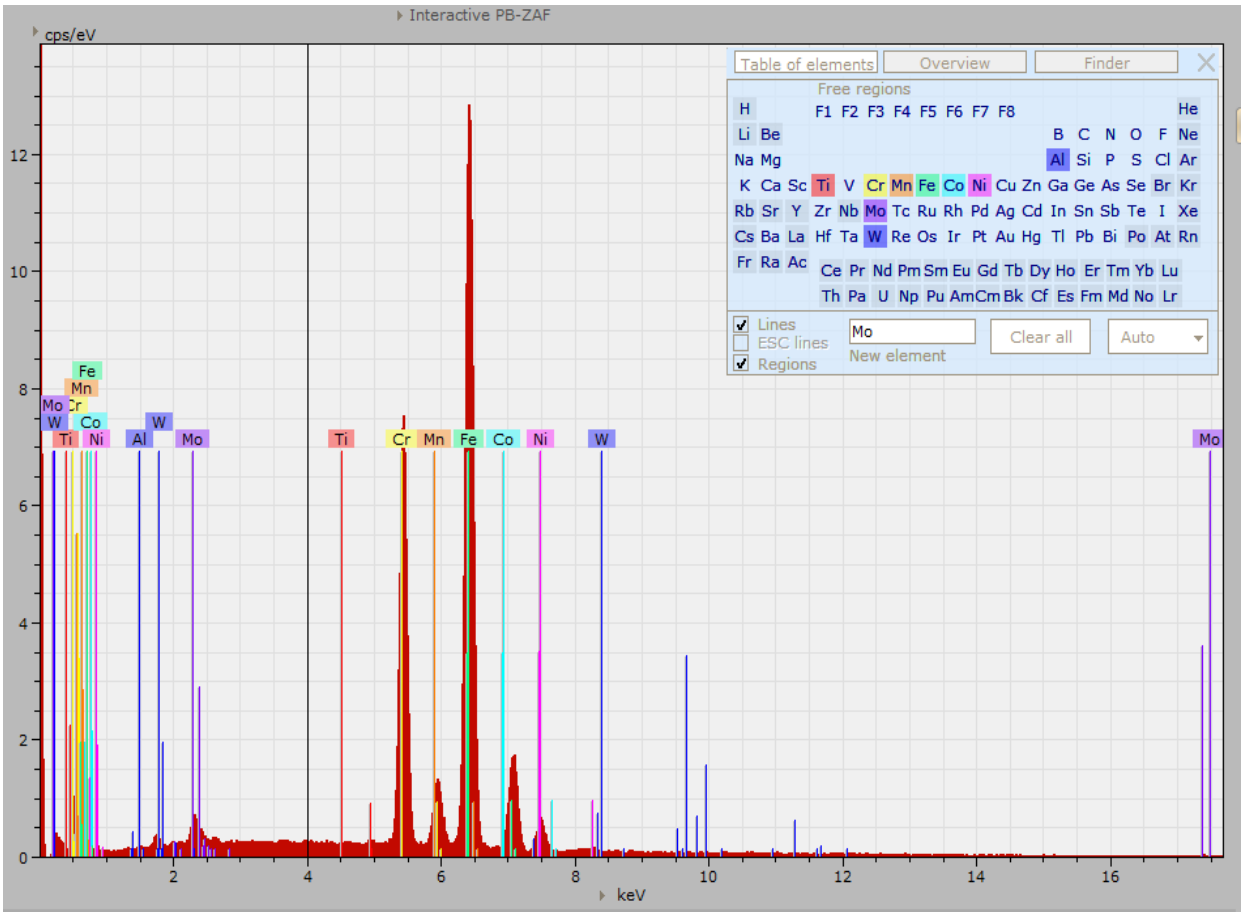
c)

Fig. 2.13 Investigaţii EDX asupra zonei interioare a învelişului



a)

BUPT



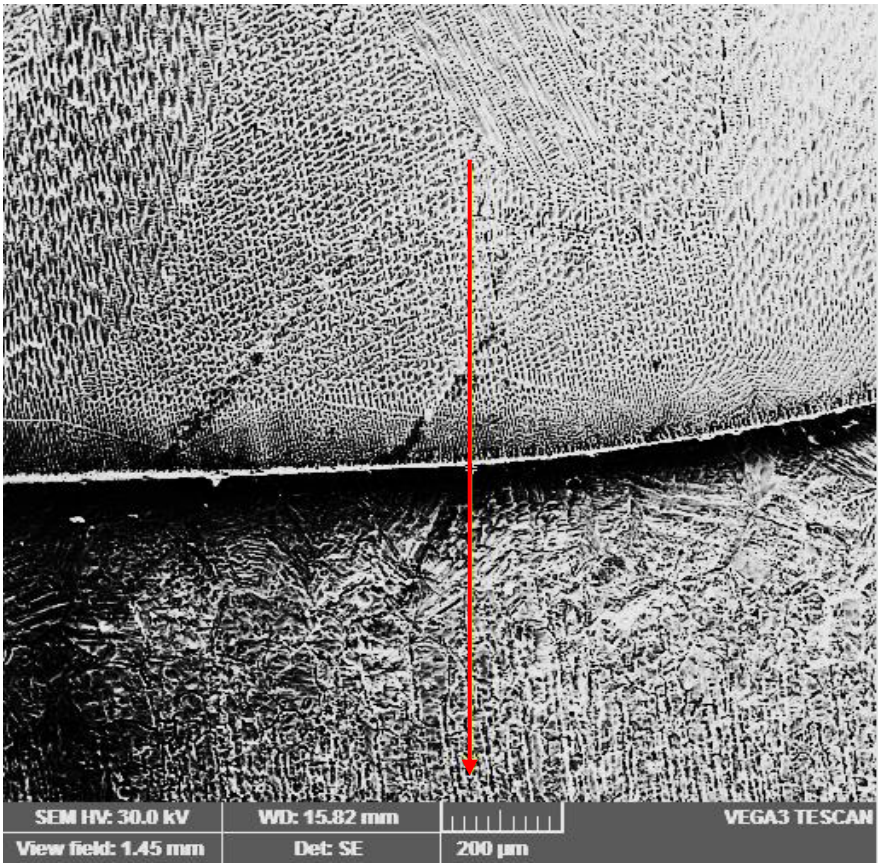
b)

	Series	unn. C [wt.%]	nor. C [wt.%]	Atom C [at.%]	Error (1 Sigma) [wt.%]
Titanium	K series	0.09	0.08	0.10	0.03
Aluminium	K series	0.22	0.22	0.45	0.04
Cobalt	K series	0.00	0.00	0.00	0.00
Nickel	K series	4.27	4.19	3.96	0.14
Chromium	K series	24.20	23.75	25.34	0.66
Manganese	K series	1.98	1.95	1.97	0.08
Iron	K series	68.33	67.07	66.63	1.75
Tungsten	L series	0.14	0.13	0.04	0.04
Molybdenum	K series	2.64	2.60	1.50	0.18
	Total	**101.87**	**100.00**	**100.00**	

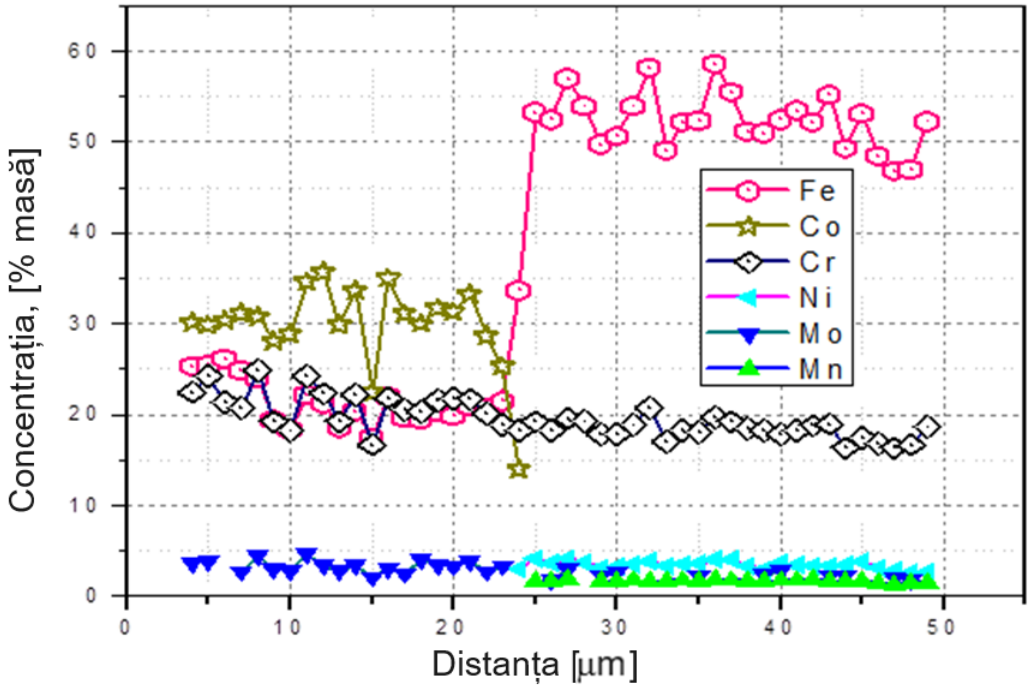
c)

Fig. 2.14 Investigaţii EDX asupra zonei de substrat din apropierea interfeţei cu primul strat depus

BUPT



a)



b)

Fig. 2.15 Imaginea interfeței (a) și variația liniară a elementelor principale pe interfața strat – substrat (b)

BUPT

2.5 Încercări de duritate

Efectul modificărilor microstructurale și de compoziție chimică la diferite adâncimi ale învelişului și substratului a fost studiat prin măsurători ale durității Vickers. Fig. 2.16 prezintă curba gradient de duritate pe secțiunea transversală lustruită, de la partea superioară a stratului la substrat. Se remarcă faptul că urmare a diluţiei, duritatea medie a învelişului variază între 358 – 401 HV5, iar pentru substratul neafectat este de aproximativ 275 ±15 HV5.

Prezența rețelei de carburi în partea superioară a învelişului nu a micşorat rezistența la fisurare deoarece nivelul de duritate atins nu este foarte ridicat.

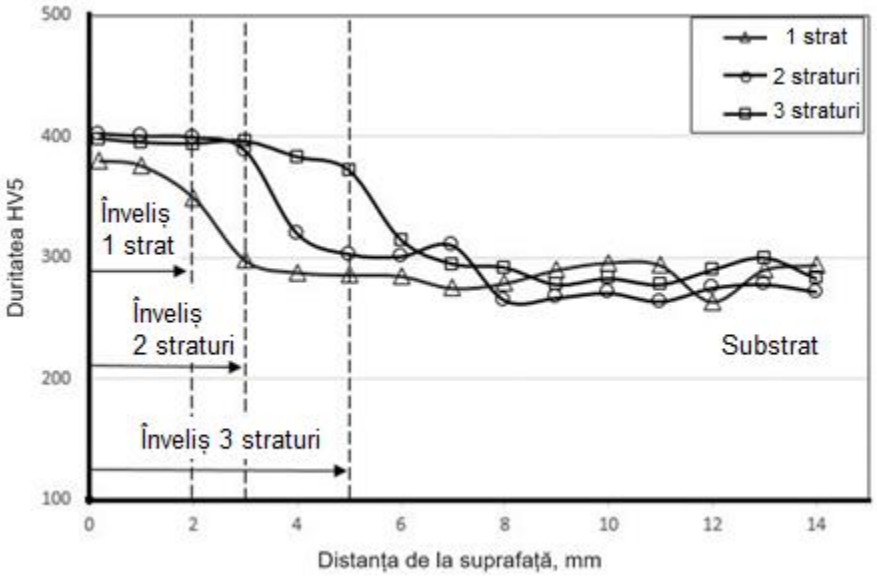


Fig. 2.16 Evoluţia durităţii Vickers pe secţiunea sistemului strat – substrat

2.6 Analize de difracţie cu raze X

Investigarea prin difracţie de raze X a probelor studiate a fost realizată cu ajutorul unui difractometru Panalytical X'Pert Powder X-Ray dotat cu un monocromator de grafit pentru radiaţia Cu-Kα (λ = 1.54 Å) la temperatura camerei.

Măsurătorile au fost realizate în geometrie 2 theta, în domeniul 20 ° - 100°, cu viteza de 1°/ 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. Difractogramele zonelor specifice îmbinărilor sudate sunt prezentate în fig. 2.17...2.20.

BUPT

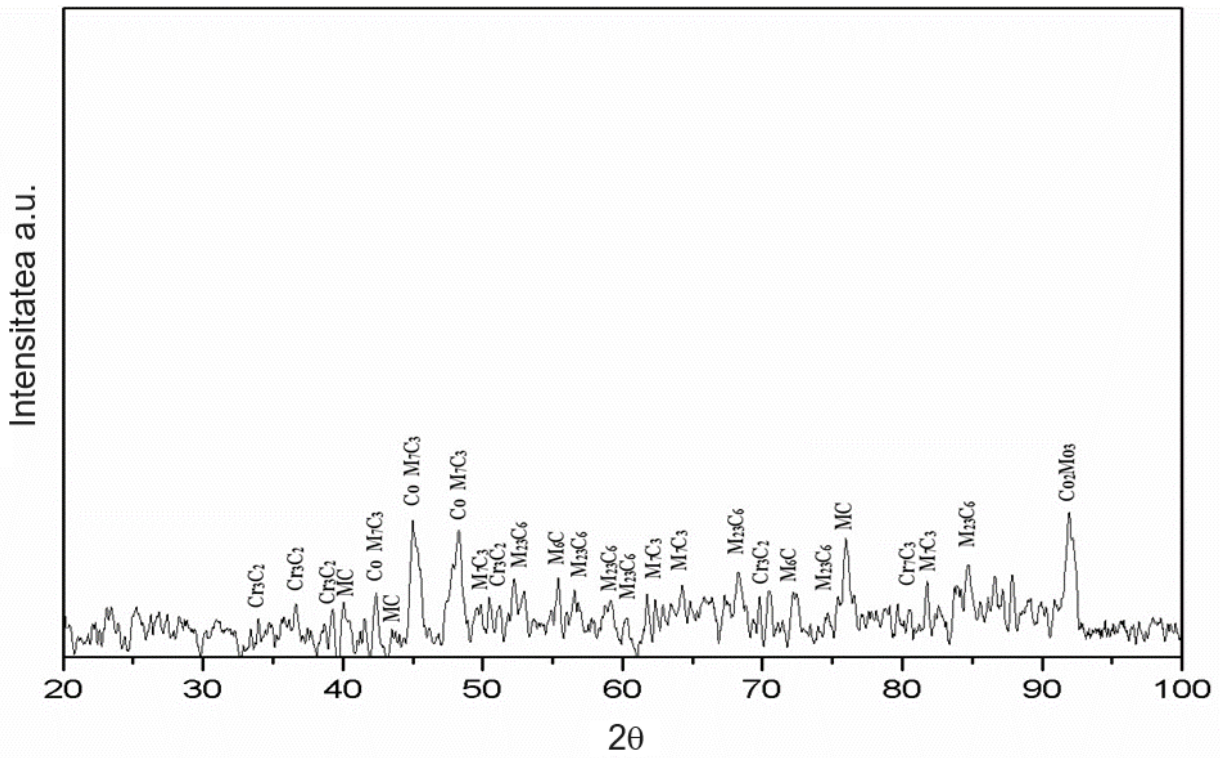


Fig. 2.17 Difractograma zonei de strat din apropierea interfeţei cu materialul substratului

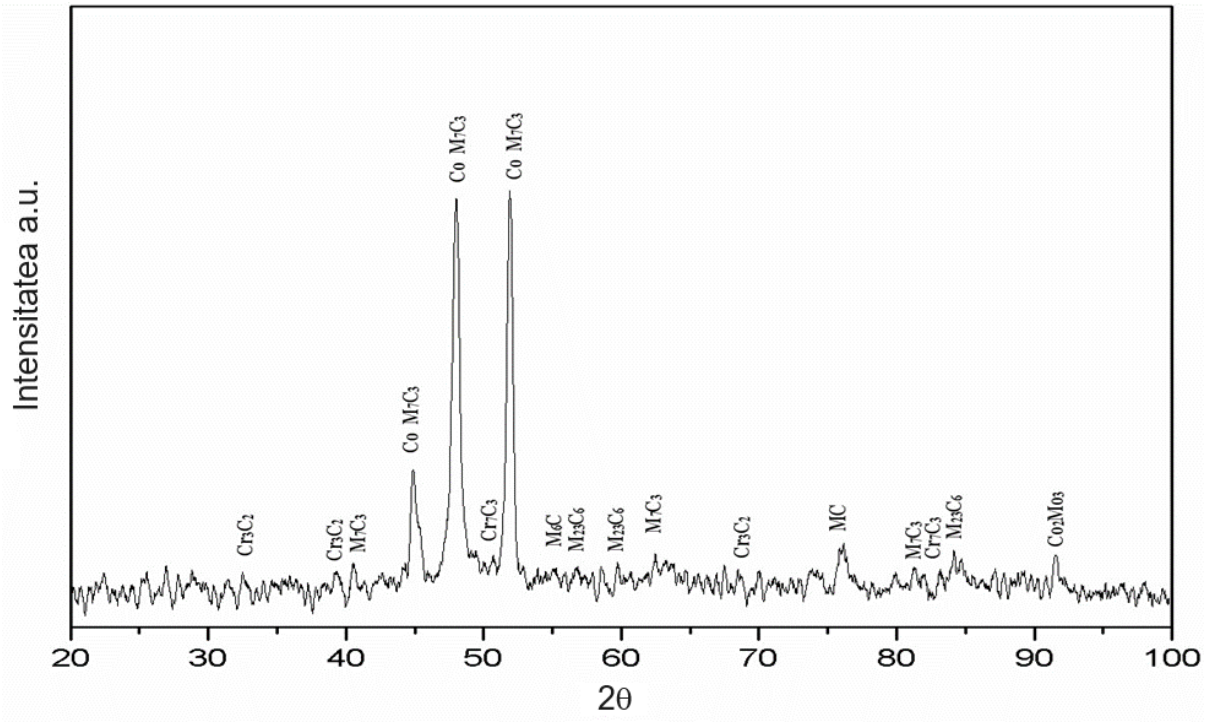


Fig. 2.18 Difractograma zonei centrale a stratului depus

BUPT

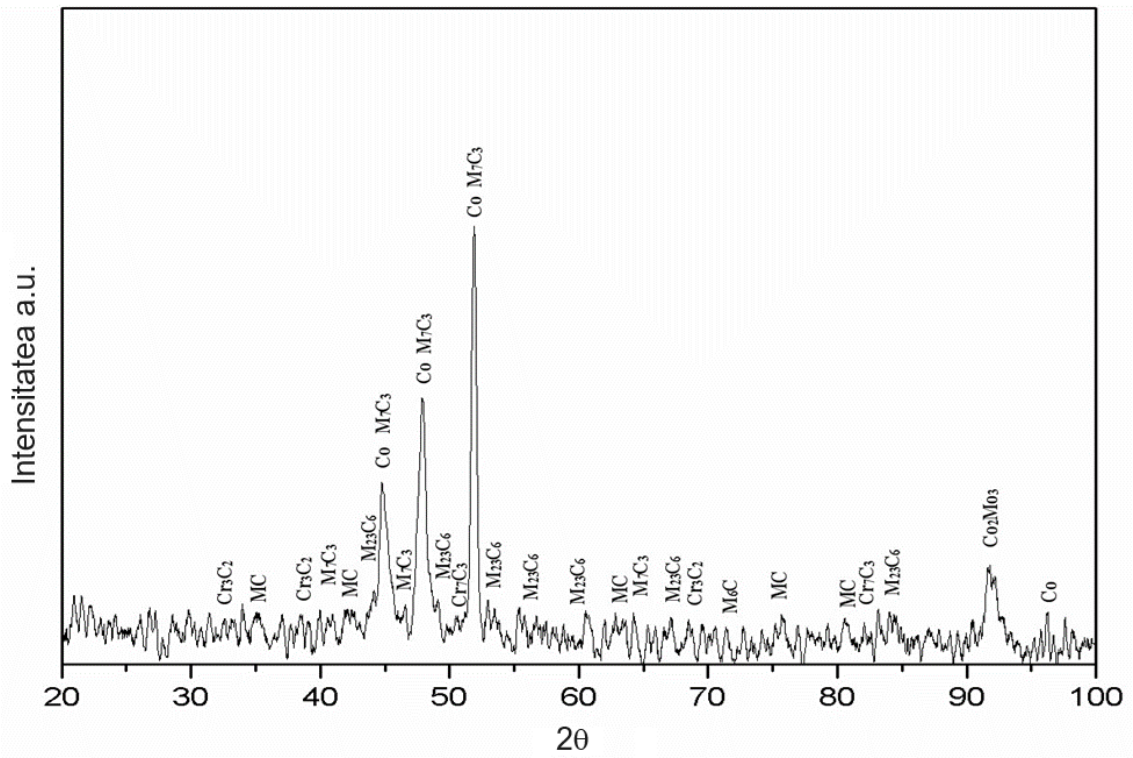


Fig. 2.19 Difractograma zonei exterioare a stratului depus

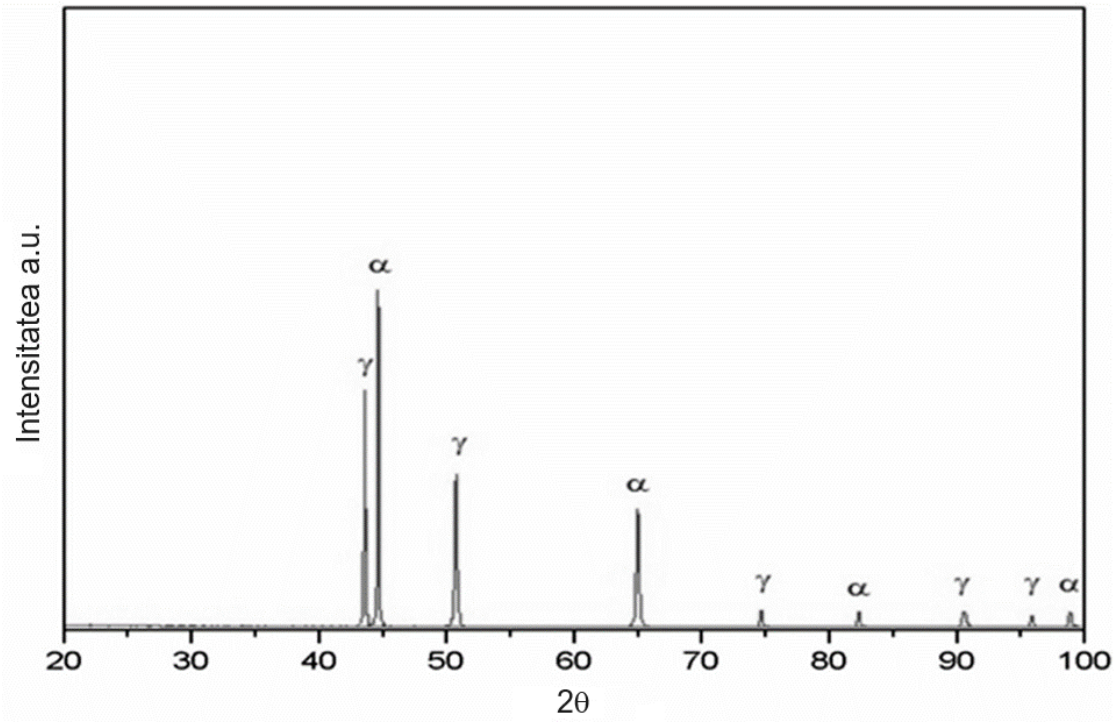


Fig. 2.20 Difractograma materialului utilizat ca substrat

În urma indexării acestora au fost obţinute următoarele rezultate:

BUPT

● ciclurile termice globale specifice depunerii de straturi din aliaj Stellite 21 au condus la formarea următoarelor faze structurale: o matrice de soluţie solidă cu bază de Co evidenţiată prin cele mai pregnante picuri de interferenţă, carburi de Cr de tipul Cr_3C_2 şi Cr_7C_3 şi carburi de Mo;

● o diminuare a picului de interferenţă specific matricei de soluţie solidă în zona interfeţei strat – substrat, fenomen datorat scăderii concentraţiei de Co ca urmare a arderii parţiale a acestuia;

● materialul utilizat ca substrat, aflat în stare de călire pentru punere în soluţie, are o microstructură alcătuită din ferită şi austenită.

2.7 Rezistența la cavitație a straturilor depuse din aliaje "Stellite 21"

2.7.1 Procedura experimentală

Suprafaţa frontală a fiecărei probe de metal depus, fig. 2.21, din setul de câte 3 probe a fost pregătită plan prin operaţii de şlefuire – lustruire.

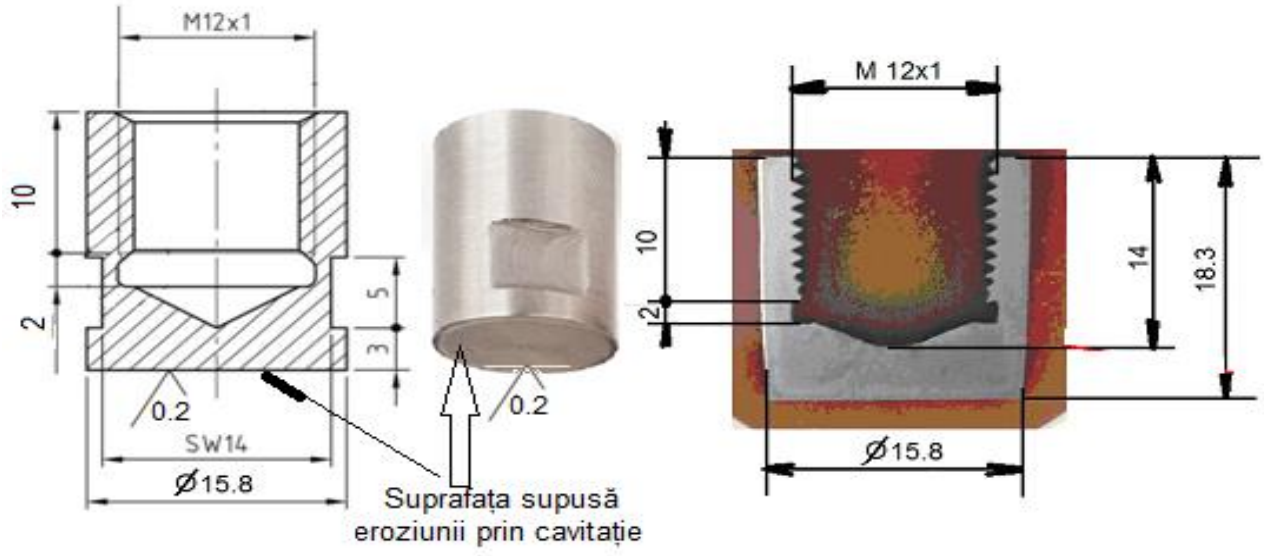
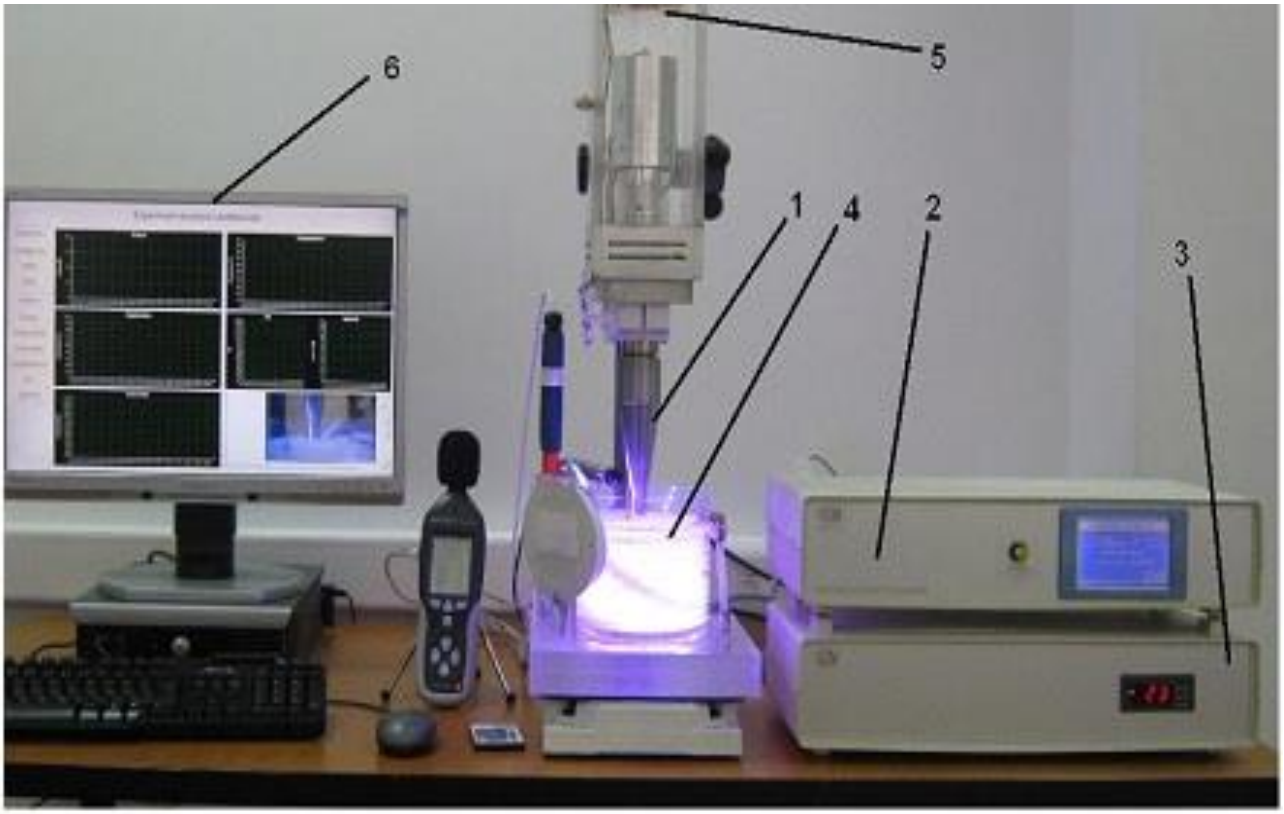


Fig. 2.21 Proba de cavitaţie

Testele de cavitaţie au fost realizate pe aparatul vibrator standard, fig. 2.22 cu cristale piezoceramice, care respectă cerinţele standard ASTM G32 – 2010 [121], aflat în Laboratorul de Cercetare a Eroziunii prin Cavitație, al Universității Politehnica Timișoara. Parametrii funcționali, care determină intensitatea eroziunii cavitației sunt: amplitudinea dublă a vibraţiilor de 50 μm, frecvenţa de 20000 ± 2% Hz, puterea electrică de alimentare a generatorului electronic de ultrasunete de 500 W şi temperatura lichidului cavitant (apă dublu distilată) de 22 ± 1ºC. Pentru

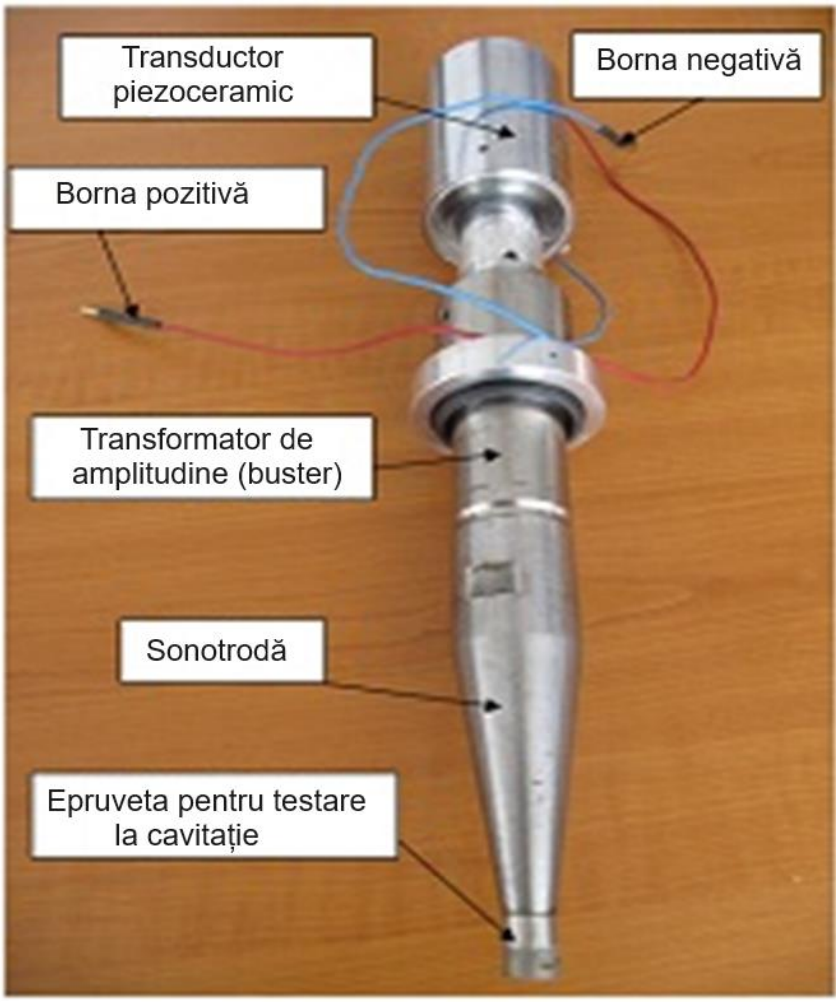
BUPT

determinarea vitezei de uzare prin eroziunea cavitaţiei, conform cutumei laboratorului [12], [55], [62] și prevederilor ASTM G32-2010, testul a fost întrerupt la intervale regulate de timp (câte una de 5 și 10 minute și 10 de 15 minute), probele au fost spălate în acetonă, uscate în curent de aer cald şi cântărite cu o balanţă analitică ce poate cântări mase cu o precizie de 10^{-5} grame. Conform cunoștințelor noastre, nu există rapoarte disponibile despre utilizarea procesului WIG în curent pulsat pentru depunerea de straturi din aliaj “Stellite 21” cu scopul îmbunătăţirii rezistenţei la eroziune prin cavitaţie.



a)

BUPT



b)

Fig. 2.22 Aparatul vibrator cu cristale piezoceramice

a) Imagine de ansamblu (1 – sonotroda; 2 – sistemul electronic de generare a frecvenței de vibrație și puterii necesare transductorului piezoceramic de 20 kHz / 500 W; 3 – regulatorul de temperatură a apei; 4 – vasul cu lichid şi serpentină de răcire; 5 – sistemul de ventilaţie / răcire a transductorului piezoceramic; 6 – calculatorul prin care se conduc și se controlează parametrii aparatului vibrator)

b) Sistemul mecanic vibrator

2.7.2 Curbele de cavitaţie

Pe baza pierderilor masice, determinate cu balanța analitică, s-au construit diagramele care arată variația masei cumulate cu durata expunerii la cavitație, respectiv a vitezelor aferente, corespunzător celor trei suprafețe (cu un strat, două straturi și trei straturi). Valorile experimentale din aceste diagrame sunt medii aritmetice ale rezultatelor obținute pe cele trei probe din fiecare

BUPT

set. Curbele de mediere a valorilor experimentale sunt construite cu relații stabilite în laborator, de colectivul condus de prof. Bordeașu [12], [121], a căror formă este:

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

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

Valorile determinate experimental pentru masa cumulată și viteza de eroziune, pentru fiecare probă, din setul de trei, s-a făcut conform relațiilor:

$$M_i = \sum_{i=1}^{12} \Delta m_i \tag{2}$$

$$v_i = \frac{\Delta m_i}{\Delta t_i}$$

unde:

Δm_i – masa pierdută într-o perioadă de testare, în grame;

Δt_i – durata cavitaţiei corespunzătoare perioade “i” (5 minute, 10 minute sau 15 minute);

În figurile 2.23 şi 2.24 se redau curbele de variaţie a pierderilor de masă şi ale vitezei de eroziune în funcţie de timpul de atac al cavitaţiei, pentru cele trei stări (cu un strat, cu două straturi și cu trei straturi din aliaj de “Stellite”), iar în fig. 2.25 și 2.26 sunt comparate cu cele ale materialului de bază utilizat, ca substrat [62].

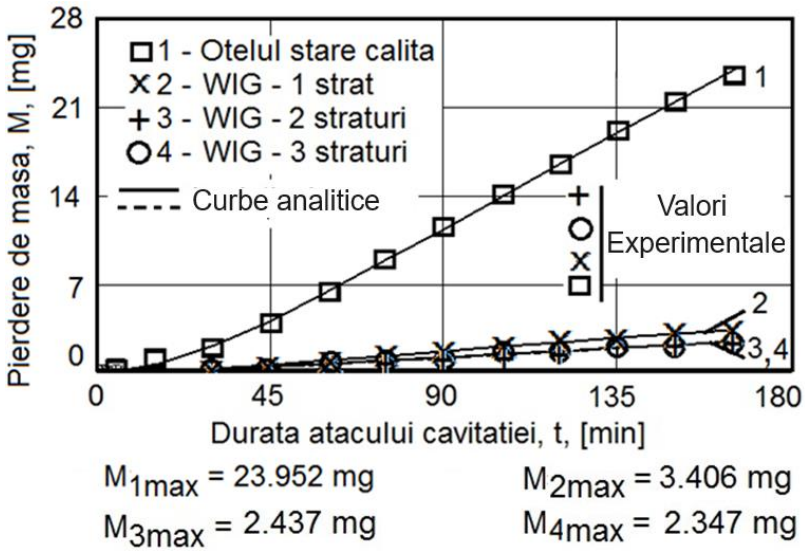


Fig. 2.23 Variația pierderilor de masă cumulată cu durata atacului cavitației

BUPT

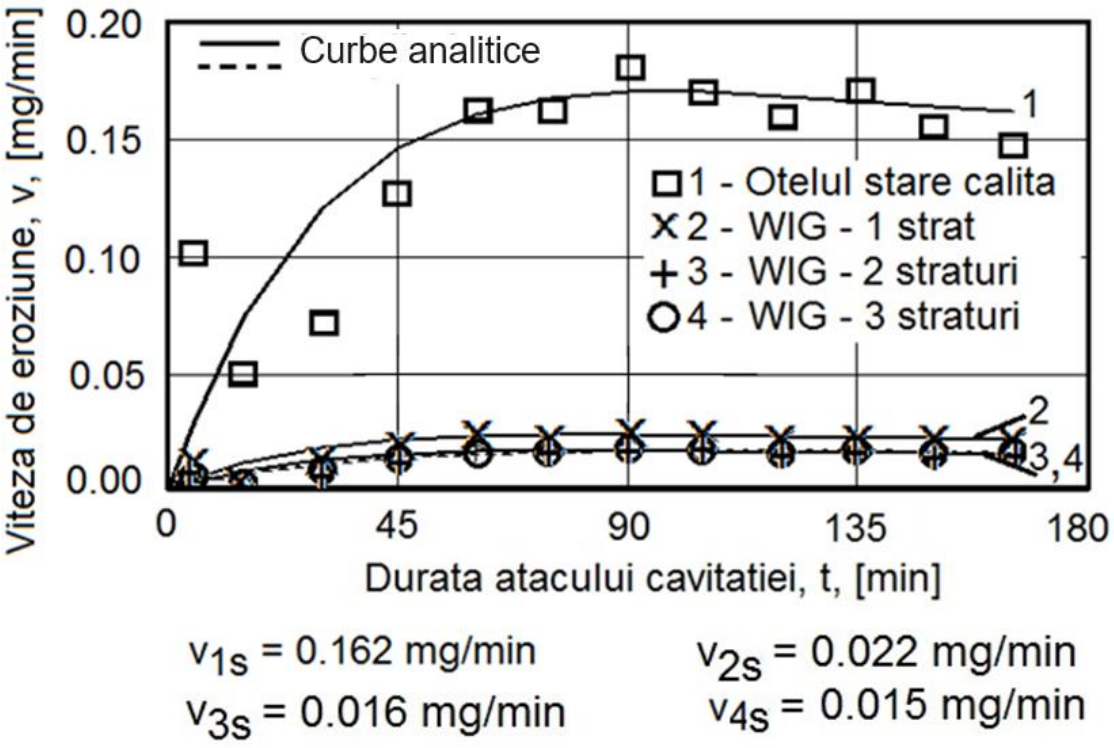


Fig. 2.24 Variația vitezei de eroziune cu durata atacului cavitației

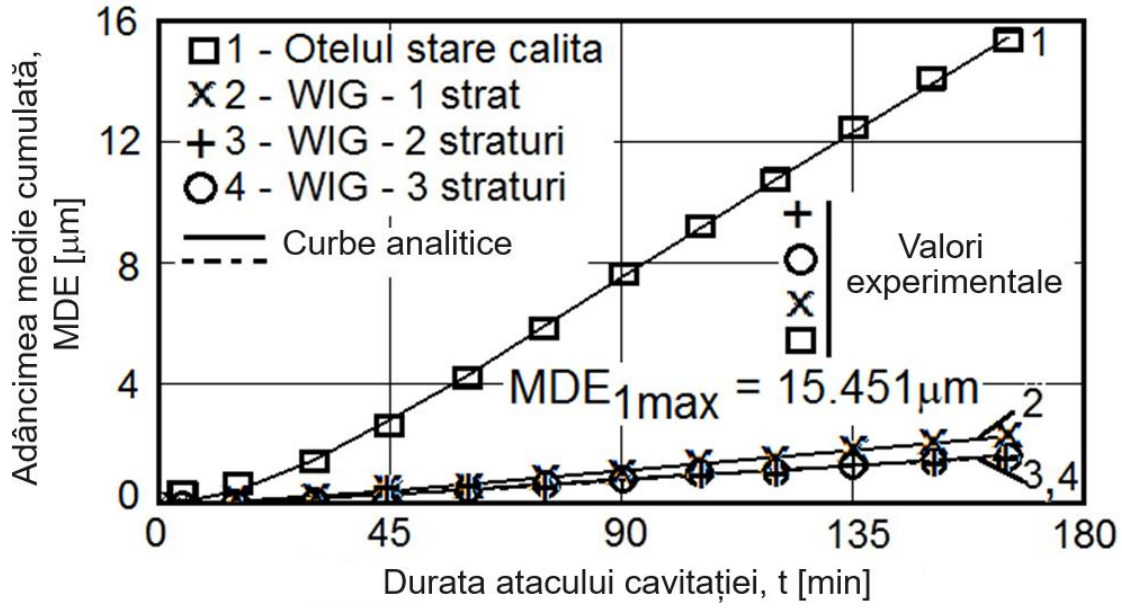


Fig. 2.25 Evoluția adâncimii de pătrundere a eroziunii cu durata atacului cavitaţiei

BUPT

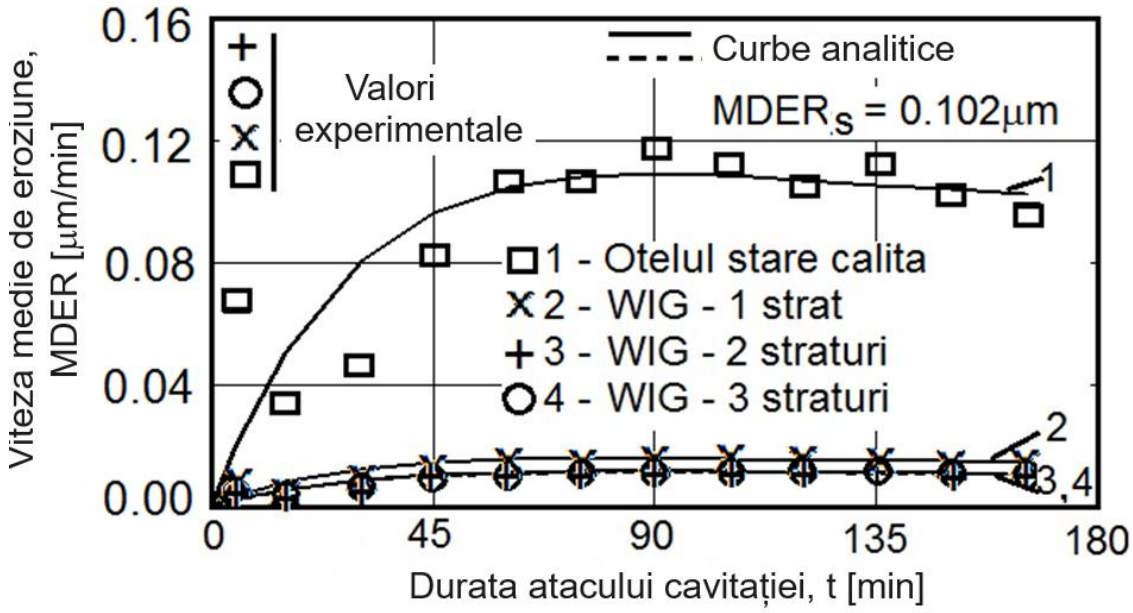


Fig. 2.26 Variaţia vitezei de eroziune cu durata atacului cavitaţiei

Din analiza datelor din fig. 2.25 și 2.26 se desprind următoarele observaţii:

● după 165 min. de atac cavitaţional, pierderea de masă suferită de oţelul inoxidabil Duplex este de cca. 24 mg, iar viteza de eroziune prin cavitaţie este de cca. 0,16 mg/min.;

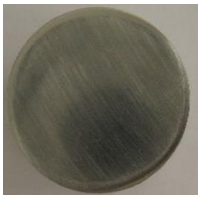
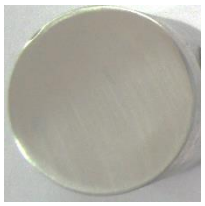
● comparativ cu materialul de bază, straturile depuse prin sudare WIG prezintă o micşorare a pierderilor de masă de (7÷10) ori şi a vitezei de eroziune de (7÷11) ori;

● independent de numărul straturilor depuse WIG, rezistenţa la eroziunea cavitaţiei a aliajului "Stelite 21" este excelentă.

În tabelul 2.3 sunt date imagini macrografice obținute prin fotografiere, cu un aparat CANON de mare rezoluție. Pozele suprafețelor arată clar rezistența deosebit de mare la eroziunea prin cavitație a straturilor de "Stellite". Acest fenomen, reflectat, prin deformații, pittinguri și caverne este greu de evidențiat în aceste poze, singura modalitate fiind cea de la microscopul optic.

BUPT

Tabelul 2.3 Imagini ale suprafețelor erodate, la timpi caracteristici, pentru câte o probă din fiecare set

Proba	**Durata atacului cavitației, min**			
	0	30	90	165
1 strat de aliaj "Stellite"				
2 straturi de aliaj "Stellite"				
3 straturi de aliaj "Stellite"				

Examinarea la microscopul electronic cu baleiaj a secțiunilor transversale prin suprafețele cavitate timp de 165 min. (fig. 2.27) permite următoarele observații:

- declanșarea atacului cavitațional se inițiază la limitele dintre faze, după care urmează îndepărtarea particulelor de carburi, iar ulterior se produce atacul matricei de soluție solidă cu baza de cobalt;
- valorile reduse ale energiei liniare caracteristice procesului WIG în curent pulsat conduc la o finisare a microstructurii. Cu cât dimensiunile grăunților sunt mai mici, cu atât suprafețele limitelor de separare dintre aceștia sunt mai mari și efectul de blocare a degradării prin cavitație va fi mai accentuat;

BUPT

- o ecruisare mecanică și fazică a stratului de suprafață, cu o grosime de 280....410 μm, determinată de acțiunea mecanică a imploziei bulelor cavitaționale, respectiv de inducerea unei transformări martensitice.

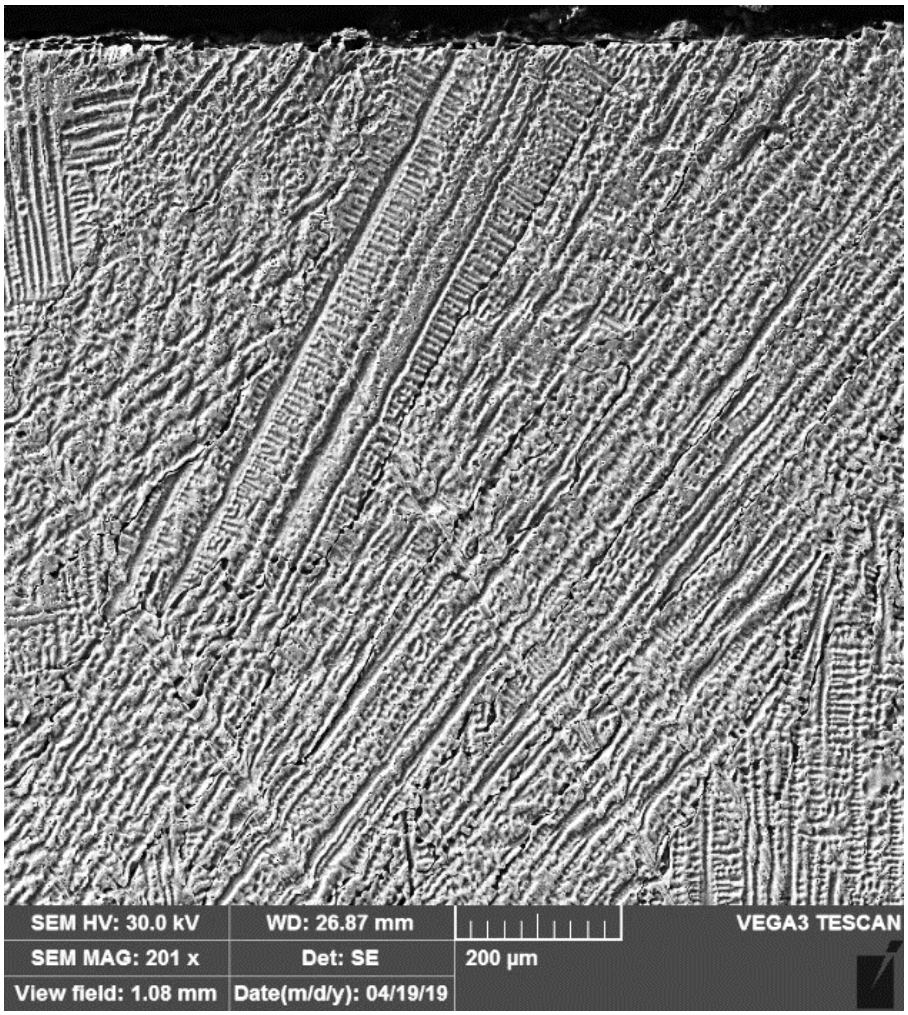


Fig.2.27 Imaginea SEM a unei secțiuni prin probele testate la cavitație

2.8 Concluzii

Straturile din aliaj "Stellite 21" cu o grosime de aproximativ 2 - 5 mm pot fi depuse prin procesul de sudare WIG în curent pulsat.

Dozarea precisă a energiei introduse în cele două componente ale sistemului oferită de acest proces asigură o bună legătură metalurgică strat – substrat.

Microstructura învelișului este constituită dintr-o matrice cu baza de Co și din carburi de Cr de tipul Cr_3C_2 şi Cr_7C_3 şi carburi de Mo;

BUPT

În primul strat depus, diluția materialului de adaos cu materialul substratului este foarte scăzută de cca. 5.9 – 6.1% fapt care se justifică prin aportul scăzut de căldură caracteristic acestui proces și dovedește fezabilitatea sa pentru aplicații în care procesele convenționale de sudare cu arcul electric precum MMAW, GTAW și GMAW convenționale nu pot fi utilizate.

Duritatea învelișului din aliaj Stellite 21 a fost de 358 – 401 HV5, iar cea a substratului selectat este de aproximativ 275 ±15 HV5.

Comparativ cu materialul substratului, rezistența la eroziunea cavitației crește de 7 – 11 ori chiar și în primul strat durificat prin procesul WIG pulsat.

Conținutul în Fe mai mare în primul strat depus nu reduce semnificativ duritatea acestuia și nici rezistența la uzare prin eroziune cavitațională.

BUPT

Cap. 3 Rezistența la cavitație a straturilor din aliaje Corodur 65 depuse prin sudare WIG pe oțeluri inoxidabile Duplex

3.1 Introducere

În majoritatea cazurilor, scoaterea din exploatare a unei piese mecanice este cauzată în principal de acţiunea următoarelor trei fenomene: uzarea, coroziunea şi oboseala [58] [61] [87]. Ele se manifestă în construcţii mecanice, în industria de automobile şi aeronautică, în industria feroviară şi de armament, etc. Estimările ultimilor 20 de ani făcute în S.U.A., Germania, Franţa şi Canada arată că cheltuielile directe aferente înlocuirii pieselor degradate prin aceste trei fenomene reprezintă cca. 5 % din cifra de afaceri a industriilor naţionale [61].

Urmare a înţelegerii rolului deosebit pe care îl au straturile de suprafaţă în comportarea pieselor mecanice, în ultimele decenii asistăm la o adevărată revoluţie în domeniul tehnicilor specifice ingineriei suprafeţelor [25].

Pentru limitarea efectelor dăunătoare ale uzurii mecanice și ale eroziunii prin cavitaţie au fost sugerate un număr de soluţii posibile fără însă a fi obţinute succese semnificative [50], [101]. Astfel, unele cercetări au vizat depunerea unor straturi protectoare prin pulverizare termică, sudare cu arcul electric, prin procedeele PVD şi CVD, tratamente termochimice, etc. [25], [50], [101].

Panadda Niranatlumpong et al. [81] au studiat microstructura și rezistența la uzare a învelișurilor NiCrBSi–WC si NiBSi–WC depuse pe substratul 304 SS prin pulverizare cu arc electric. S-a reliefat că microstructura învelișului NiCrBSi-WC constă predominant din fazele WC/W_2C împreună cu soluțiile solide de NiCr și NiCrW. Microstructura stratului de acoperire NiBSi-WC a constat din fazele WC/W_2C împreună cu soluțiile solide de Ni și NiW. Absența precipitatelor dure de carbură de crom a contribuit la o duritate mai mică a învelișului NiBSi-WC în comparație cu învelișul NiCrBSi -WC.

Procesele de pulverizare termică sunt, de regulă, uşor de condus, se realizează într-un timp scurt, iar prin şocul termic redus, permit obţinerea de straturi cu modificarea minoră a proprietăţilor substratului. Totuşi, aceste straturi manifestă o serie de inconveniente legate de prezenţa porozităţilor, adeziunea scăzută la substrat şi microstructura neomogenă.

În schimb, procesele de depunere prin sudare cu arcul electric, asigură o bună aderenţă a stratului la substrat, dar şocul termic indus în material poate provoca schimbări microstructurale

BUPT

nefavorabile. Suplimentar, gradul de diluţie a materialului de adaos cu cel de bază poate înrăutăţi proprietăţile de întrebuinţare ale stratului depus [83], [97], [100].

Tehnicile de încărcare dur recomandate a fi realizate prin sudare sunt: sudarea în plasmă cu arc transferat (PTA), sudarea WIG, sudarea în mediu de gaz protector (SMA) și sudarea cu fascicul laser [6], [7], [57], [64], [89], [96].

În general, aliajele cu bază de Fe, Ni și Co sunt selectate și utilizate pentru încărcări dure. Gurumoorthy et al. [37] au analizat aliajul NiCrB depus pe substratul 316 LN SS prin procesul PTA pentru aplicații nucleare. Studiile de îmbătrânire au fost efectuate la 650 °C timp de 250 h pe stratul depus pentru a estima stabilitatea microstructurală a acestuia. S-a observat că microstructura stratului depus după o îmbătrânire artificială la 650 °C timp de 250 h a constat dintr-o soluție solidă γ cu baza de Ni avand formă dendritică și din carburi și boruri de Cr care au asigurat o bună rezistență la uzare.

Hemmati et al. [39] au explicat rolul conținutului de Fe în modificarea microstructurii straturilor din colmonoy 69 depuse prin placare cu laser pe oțel S355. S-a observat că, pe măsură ce conținutul de Fe din substratul de oțel crește până la 25%, se formează boruri de crom cu fracții mai mari de Fe. Precipitarea borurilor primare de crom este suprimată prin creșterea conținutului de Fe la peste 40%. Eutecticele Ni-B-Si au condus la o diluție mai mare. Datorită acestor modificări, duritatea a scăzut de la 800 HV la 500 HV.

În capitolul de faţă se analizează parametrii procesului de depunere prin sudare WIG a sârmei electrod Corodur 65 (EN 14700 DIN 8555) pe substraturi din oţel inoxidabil Duplex, X2CrNiMoN22-5-3 având aplicaţii potenţiale la remanierea sistemelor mecanice care lucrează în condiții de uzare mecanică și de eroziune prin cavitație. Parametrii optimizați ai procesului sunt prezentați împreună cu o analiză a difuziei elementelor de aliere din metalul de bază în metalul depus, a gradientului de duritate, a macro- şi microstructurii sistemului strat – substrat și a performanțelor de rezistență la eroziunea prin cavitație.

3.2 Procedura experimentală

Metalul de adaos selectat pentru experimente a fost Corodur 65, (Corthal 65), - DIN EN 14700, care are următoarea compoziție chimică : C = 5.08 %, Si = 0.94 %, Mn = 0.42 %, Cr = 21.1 %, Mo = 6.94 %, Nb = 6.72 %, V = 1.02 %, W = 1.88 %, Fe = Rest.

Acest aliaj a fost ales deoarece are caracteristici speciale în ceea ce privește rezistența ridicată la uzare abrazivă, datorită compoziției sale chimice care combină conținutul ridicat de C

BUPT

cu cel de Cr, Mo, Nb, W si V, menținând un conținut mai scăzut în Fe. Metalul de bază utilizat a fost oțelul inoxidabil X2CrNiMoN22-5-3 (AISI 2205).

În capitolul anterior s-a arătat că procesul WIG de modificare a suprafeței asigura obținerea unei suduri de calitate și o bună legatură metalurgică între stratul depus și substrat [61]. Căldura intensă a arcului electric topește progresiv metalul de bază și metalul de adaos.

Dozarea energiei liniare introdusă în piesă se realizează prin reglarea parametrilor tehnologici Ip, Ib, tp, tb, respectiv a frecvenței f. La aceeași valoare a curentului mediu de sudare, pătrunderea cusăturii este mai mare decât la sudarea WIG clasică, iar energia liniară este mai mică, fapt care conduce la micșorarea tensiunilor şi deformaţiilor la sudare. Ca recomandări generale, curentul de puls are valori de 1,5 – 2 ori mai mari decât curentul constant clasic. În practică, se folosește frecvent așa numita „one third rule” - regula treimii în curent pulsat după care, pentru obținerea unei valori medii a curentului pulsat, echivalent unui curent de referință constant, se recomandă următoarele valori ale acestuia:

$$Ip = 1{,}8\ Iref.$$

$$Ib = Ip/3 \quad \text{(regula treimii)}$$

$$t_p = 0{,}2...0{,}3\ s$$

$$t_b = 2 \times t_p$$

În acest caz se obține:

$$Iref. = (Ip \times t_p + Ib \times t_b)/(t_p + t_b)$$

Exemplu:

$$\text{pentru: } Iref. = 50\ A,$$

rezultă:

$$Ip = 90\ A$$

$$Ib = Ip/3 = 30\ A$$

$$t_p = 0{,}3\ s$$

$$t_b = 2 \times t_p = 0{,}6\ s$$

$Im = Iref. = (Ip \times t_p + Ib \times t_b) / (t_p + t_b) = (90 \times 0{,}3 + 30 \times 0{,}6) / (0{,}3+0{,}6) = (27 + 18) / 0{,}9 = 45 / 0{,}9 = 50A$

BUPT

Se face precizarea că în timpul de puls pistoletul se menține pe loc și se introduce materialul de adaos, iar în timpul de bază pistoletul este retras și se scoate materialul de adaos.

Încercările experimentale s-au desfășurat în următoarele condiții de sudare:

- metalul de bază: X2CrNiMoN22-5-3 (AISI 2205);
- dimensiunile probei: ø 20 x 20 mm;
- materialul de adaos: Corodur 65 (Corthal 65) - DIN EN 14700;
- tipul materialului de adaos: sârmă tubulară cu autoprotecție;
- diametrul sârmei: 1,6 mm;
- gazul de protecție: Ar 100% - I1 – EN 14175 (Ar 4.8 – LINDE);
- debitul gazului de protecție: 10 l/min;
- duza de gaz: nr. 7 (diametrul interior 11.2 mm);
- electrodul nefuzibil: EWC20 EN 26848;
- diametrul electrodului: 2,4 mm;
- modul de dispunere a trecerilor: pe suprafața frontală a probei;
- numărul de treceri: 2 pe strat, de la exterior spre interior, fig.2.5 capitolul 2;
- numărul de straturi:
    - probele 1: 1 strat;
    - probele 2: 2 straturi;
    - probele 3: 3 straturi.

Sârma selectată este destinată pentru depunerea prin sudare folosind procedeul de sudare cu sârmă tubulară cu autoprotecție. Din această sârma au fost prelevate vergele având dimensiunile ø1,6 x 200 mm. Caracteristic acestei sârme este că depune un material fără zgură, deci se pretează, din acest punct de vedere, și pentru sudarea WIG.

Parametrii procesului au fost selectați pe baza rezultatelor mai multor experimente preliminare și a datelor obținute din literatura de specialitate. Aceștia au următoarele valori:

- curentul de impuls: 130 A;
- curentul de bază: 45 A;
- curentul mediu de sudare: 49 A; [Im = (Ip x tp + Ib x tb)/(tp+tb)] – undă rectangulară;
- tensiunea arcului: 11V;
- timpul de puls: 0.3 s;

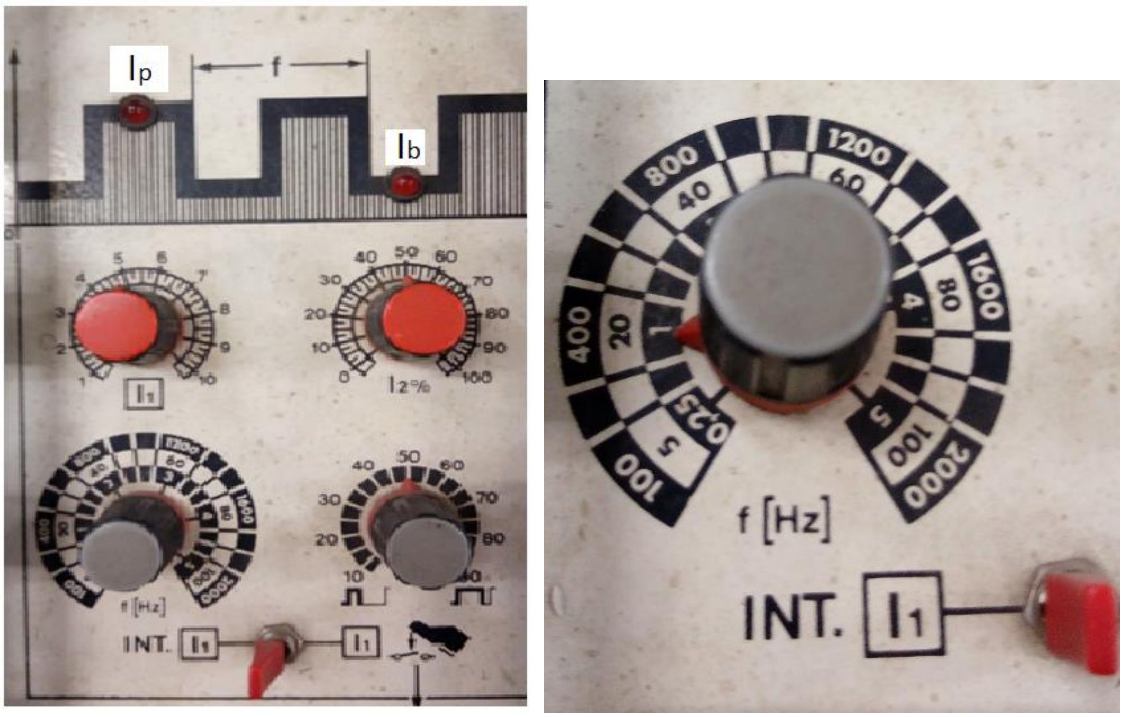
BUPT

- timpul de bază: 0.6 s ($t_b = 2\ t_p$);
- frecvența impulsurilor: f = 1Hz;
- lungimea arcului: l arc = 2.0 – 2.5 mm;
    - Stratul I, trecerea 1:
        - timpul de sudare: 10 s;
        - lungimea sudurii: 43 mm;
        - viteza de sudare: 26 cm/min;
        - energia liniară: 2540 J/cm.
    - Stratul I, trecerea 2:
        - timpul de sudare: 5 s;
        - lungimea sudurii: 10 mm;
        - viteza de sudare: 12 cm/min;
        - energia liniară: 5500 J/cm.
    - stratul II, trecerea 1:
        - timpul de sudare: 8 s;
        - lungimea sudurii: 40 mm;
        - viteza de sudare: 30 cm/min;
        - energia liniară: 2200 J/cm.
    - stratul II, trecerea 2:
        - timpul de sudare: 4 s;
        - lungimea sudurii: 10 mm;
        - viteza de sudare: 15 cm/min;
        - energia liniară: 4400 J/cm.
    - stratul III, trecerea 1:
        - timpul de sudare: 8 s;
        - lungimea sudurii: 40 mm;
        - viteza de sudare: 30 cm/min;
        - energia liniară: 2420 J/cm.
    - stratul III, trecerea 2:
        - timpul de sudare: 3 s;

BUPT

- lungimea sudurii: 10 mm;
- viteza de sudare: 20 cm/min;
- energia liniară: 3300 J/cm.

În fig. 3.1 sunt prezentate setările echipamentului de sudare utilizat și anume sursa cu invertor MW – 300 a firmei Fronius.



a) $t_p = t_b = 50\%$ (potențiometru dreapta jos) **b)** f = 1Hz

Fig. 3.1 Setările standului experimental utilizat

Se observă că parametrii de sudare au fost menținuți constanti, excepție făcând viteza de sudare a cărei valoare s-a modificat de la un strat la altul respectiv de la o trecere la alta, modificare datorată condițiilor de încălzire a probelor. Se precizează faptul că între straturi, fiecare probă a fost lăsată să se răcească până la o temperatură de 100 – 150°C pentru a limita supraîncălzirea acesteia și a avea un control bun asupra băii metalice.

Alegerea curentului de puls (Ip = 130 A) s-a făcut în funcție de energia necesară pentru topirea stabilă a vergelei având în vedere compoziția chimică a miezului, caracterizată prin elemente chimice cu temperatura ridicată de topire. Acestea implică necesitatea unei călduri mai mari livrate de arcul electric, respectiv utilizarea unui curent de sudare mai înalt decât cel reclamat

BUPT

de diametrul vergelei de 1,6 mm. Distanța dintre vârful electrodului și probele de prelucrat a fost de 10 mm.

Deși această valoare este neobișnuită pentru sudarea WIG convențională, în cazul realizării de suduri multistrat, un studiu anterior [95] a arătat că această distanță asigură cea mai mică topire posibilă a metalului de bază, fără a compromite legătura puternică dintre acesta și metalul depus. Distanța de la vârful sârmei la probele de prelucrat a fost stabilită la 3 mm, pentru a se obține o bună corelație între geometria îmbinării sudate și diluție [66].

Menținerea diluției la valori acceptabile a fost realizată prin modificarea volumului de material de adaos introdus în baia de metal topit care permite reglarea temperaturii băii și deci a diluției cu metalul de bază. Concret, la realizarea primului strat, de exemplu, s-au depus aprox. 90 mm de material de adaos cu 6 impulsuri de curent ceea ce corespunde la 15 mm de vergea topită pentru fiecare impuls, relativ mult pentru o vergea de 1,6 mm în condiții normale de sudare.

Aspectul exterior al depunerilor realizate se prezintă în fig.3.2, iar imaginea macrografică a unei secțiuni transversale a acestora se arată în fig.3.3.



a) **b)** **c)**

Fig.3.2 Imaginea probelor încărcate prin sudare WIG în curent pulsat: a) – 1 strat depus; b) – 2 straturi depuse; c) – 3 straturi depuse

BUPT



Fig.3.3 Macrografia probelor cu fețe transversale, 2 straturi depuse

Din analiza macroscopică rezultă că depunerile nu prezintă defecte de sudare de tipul lipsei de pătrundere sau lipsei de topire între treceri, a porilor respectiv a fisurilor pe secțiunea acestora.

3.3 Evaluarea datelor experimentale

3.3.1 Eterogenități chimice și gradul de diluție

Pentru analize chimice și metalografice s-a procedat la secționarea transversală a probelor urmată de pregătirea acestora prin tehnici metalografice convenționale; astfel, după debitare ele au fost șlefuite cu hârtie abrazivă cu carbură de siliciu și lustruite cu pastă de diamant, iar în final au fost atacate chimic cu reactivul V_2A.

Fenomenul de diluție este cauzat de diferența dintre punctele de topire ale metalului de bază și aliajului de acoperire dură. Procesul de încărcare dură a unui substrat este însoțit de o pătrundere a elementelor componente ale acestuia în metalul depus, afectând într-o anumită măsură proprietățile aliajului de acoperire dură. În consecință, proprietățile aliajului se diluează până la o anumită regiune de la interfață cunoscută sub numele de regiune de diluție. Evaluarea gradului de diluție s-a făcut pe baza compoziției chimice a celor trei zone distincte (metal de bază, metal depus și metal de adaos) folosind analiza de dispersie în energie a razelor X. Relația de calcul este [61]:

Gd = (Fewm – Fefm) / (Febm + Fefm) x 100 = (65.02 – 55.90) / (67.27 + 55.90) x 100 = 7.4 %

BUPT

în care Fewm, Fefm și Febm reprezintă conținuturile de fier în procente de greutate ale metalului sudat, metalului de adaos și metalului de bază.

Este cunoscut faptul că în primele momente ale formării sale, baia de metal topit este sediul unor mișcări importante ce se datorează acțiunii termice și dinamice a sursei de caldură. Lichidul supraîncălzit suferă o mișcare periferică complexă pornind de la frontul de topire către zona din spate a băii, prin intermediul căreia se produce imediat un transfer de materie. Durata de menținere a atomilor în faza lichidă este variabilă. O parte dintre ei sunt blocați de către înaintarea frontului de solidificare, iar alții ating acest front mai târziu, în funcție de traiectoria care le este impusă. Restul atomilor părăsesc mediul în care se află, prin volatilizare sau prin reacții chimice. În consecință, compoziția chimică a zonei topite variază de o manieră atât continuă cât și discontinuă. Evoluția continuă a acesteia este cauzată de:

● procese fizice : volatilizarea elementelor de aliere;

● reacții chimice între componentele aliajului;

● reacții între metalul topit și mediul înconjurător;

● diluția;

● fluctuația vitezei de solidificare.

Evoluția discontinuă este cauzată de:

● subrăcirea constituțională;

● segregația dendritică;

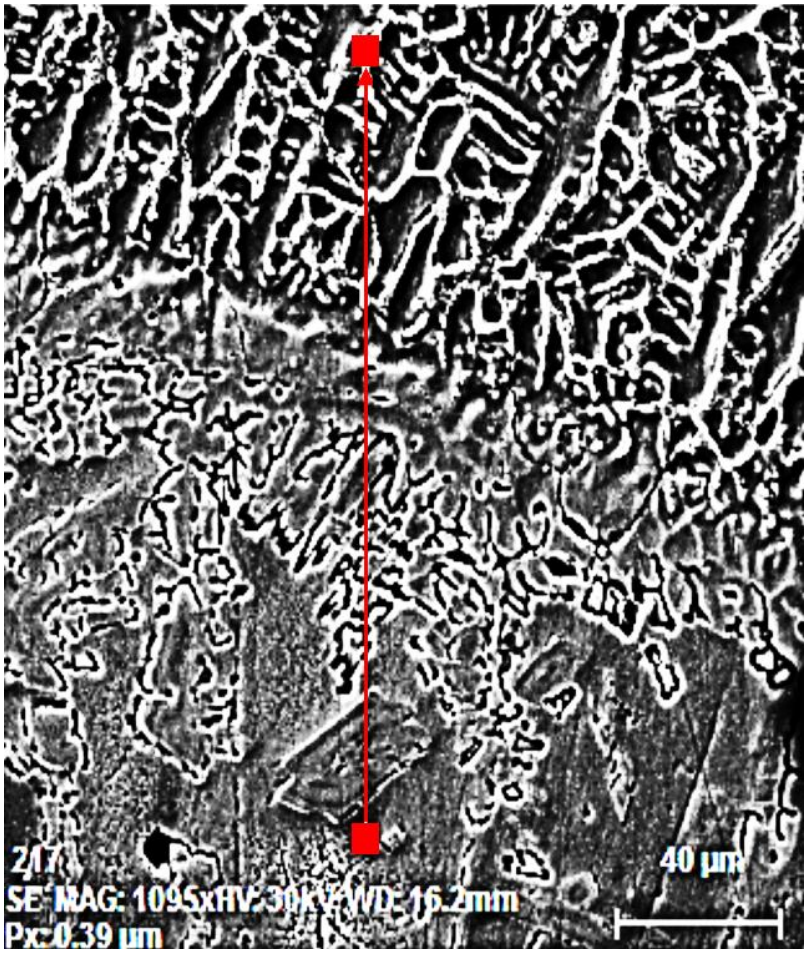
● poluarea;

● protecția neregulată a gazelor.

Aceste aspecte justifică modificările de compoziție chimică în straturile de metal depus din aliajul Corodur 65. În fig.3.4 *a* este marcată direcția de măsurare a concentrației principalelor elemente de aliere în metalul de bază și în prima porțiune a regiunii de diluție, iar în fig 3.4 *b* se arată variația liniară a acestora. Dacă în metalul de bază apar variații limitate ale concentrațiilor în Fe, Cr, Ni și Mo, în metalul depus se constată variații în limite largi ale Fe (de la cca. 40 % în greutate la cca. 70 % în greutate), ale Cr (de la cca. 20 în greutate la cca. 54 % în greutate), ale Mo

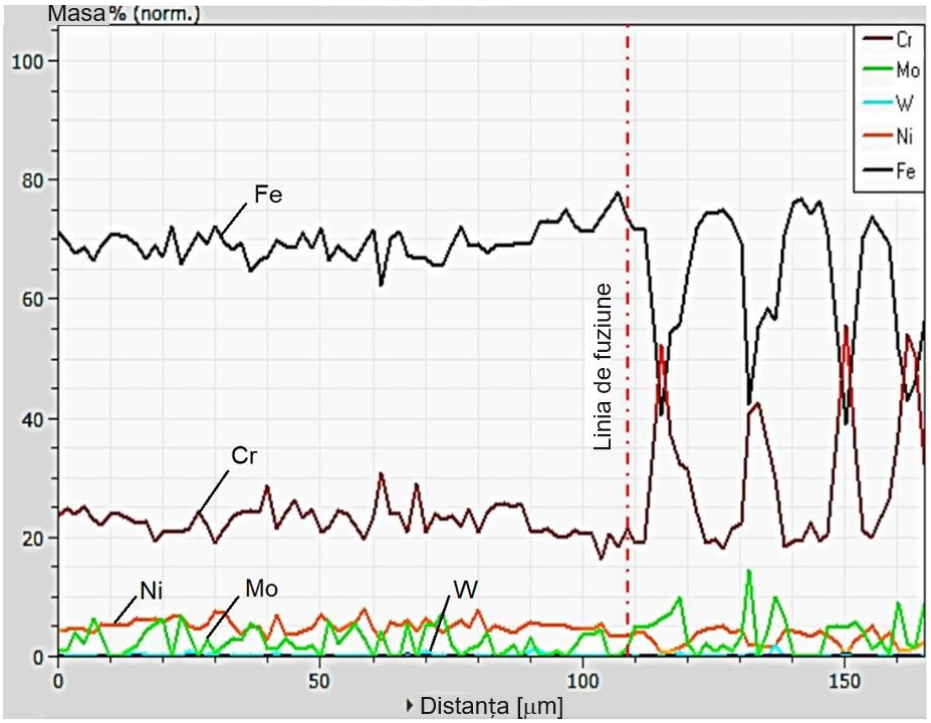
BUPT

(de la cca. 1 % în greutate, până la cca. 14.5 % în greutate) și ale Ni (de la 1 - 5 % în greutate) (fig.3.4 *b*).



a)

BUPT

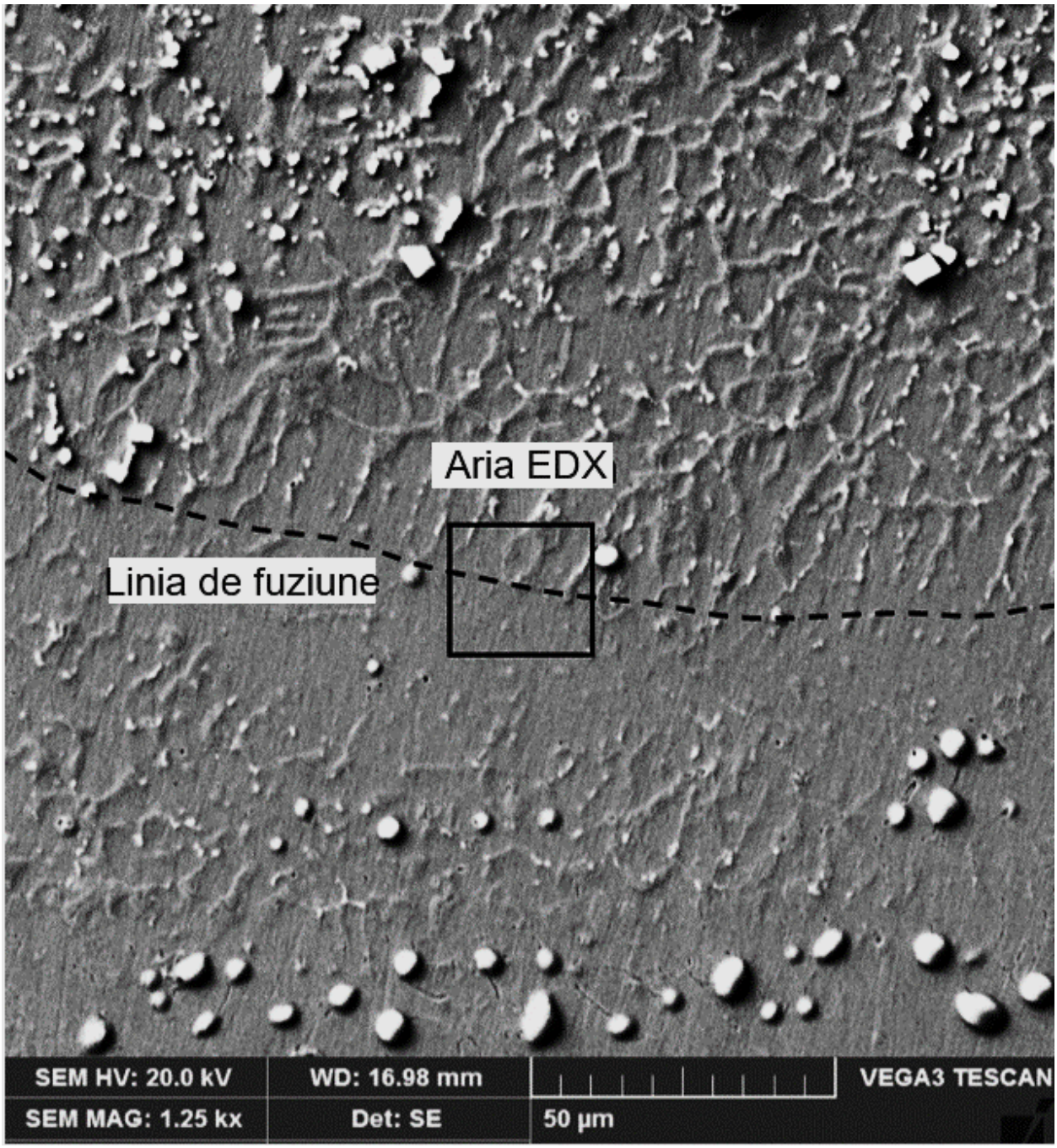


b)

Fig.3.4 Variația liniară a concentrației elementelor de aliere în regiunea interfeței metal de bază – metal depus (strat 1): a) – direcția de măsurare; b) – curbele de evoluție

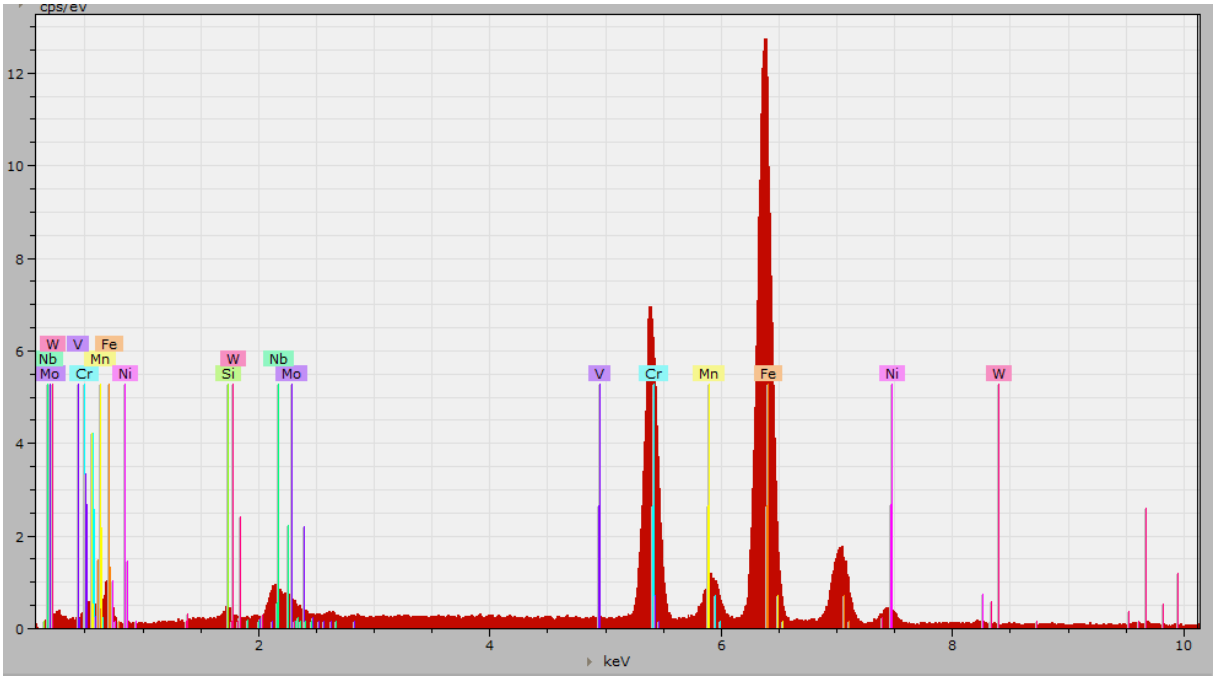
Analizele de dispersie în energie a razelor X efectuate asupra zonelor de metal depus din imediata vecinătate a liniei de fuziune cu metalul de bază (fig.3.5) evidențiază schimbări importante ale compoziției chimice determinate de fenomenele de volatilizare a elementelor chimice, de reacțiile chimice precizate anterior, de diluție, etc.

BUPT


Aria EDX
Linia de fuziune
SEM HV: 20.0 kV
WD: 16.98 mm
VEGA3 TESCAN
SEM MAG: 1.25 kx
Det: SE
50 µm

a)

BUPT



b)

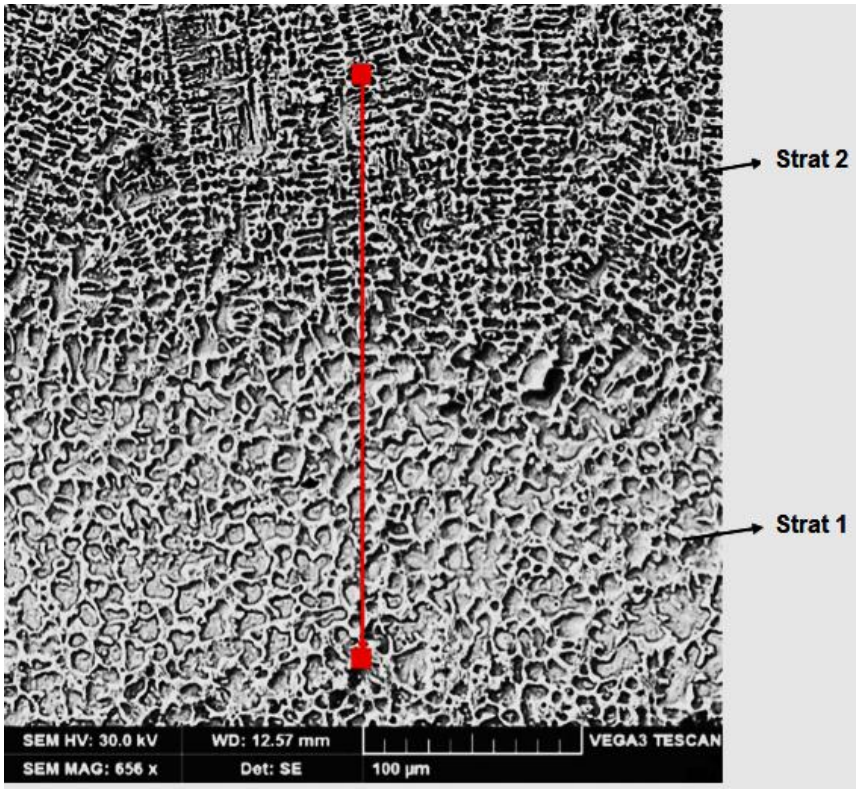
Element	Series	Mass C. [wt.%]	norm. C. [wt.%]	Atom C. [at.%]	Error (1 Sigma) [wt.%]
Si	K series	0.75	0.80	1.60	0.07
Cr	K series	21.01	22.41	24.05	0.58
Mn	K series	0.97	1.03	1.05	0.06
Fe	K series	63.44	67.68	67.61	1.64
Mo	K series	1.75	1.86	1.08	0.24
Ni	K series	2.49	2.66	2.53	0.11
Nb	K series	3.11	3.32	1.99	0.27
V	K series	0.02	0.02	0.02	0.03
W	L series	0.20	0.21	0.06	0.04
	Total	**93.74**	**100.00**	**100.00**	

c)

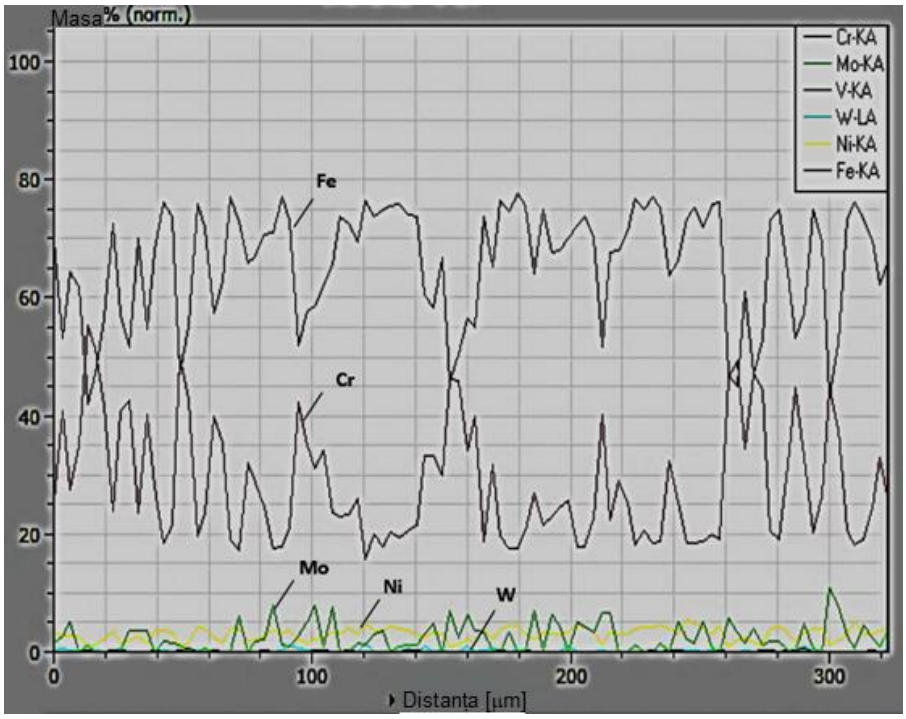
Fig.3.5 Imaginea SEM (a), spectrul de dispersie în energie a razelor X (b) și compoziția chimică a unei microregiuni din interfața metal de bază – metal depus (c)

În cursul solidificării băii de metal topit, vitezele de răcire specifice sudării cu arcul electric WIG sunt așa de mari încât provoacă o segregare a elementelor de aliere. Întrucât aliajul depus prin sudare are un conținut ridicat de Cr, care are un potențial puternic de segregare și este, totodată, un element care formează carburi complexe $(FeCr)_{23}C_6$, atunci se poate aștepta la variații în limite largi ale concentrațiilor de Fe și de Cr în întregul volum de metal depus (fig.3.6).

BUPT



a)

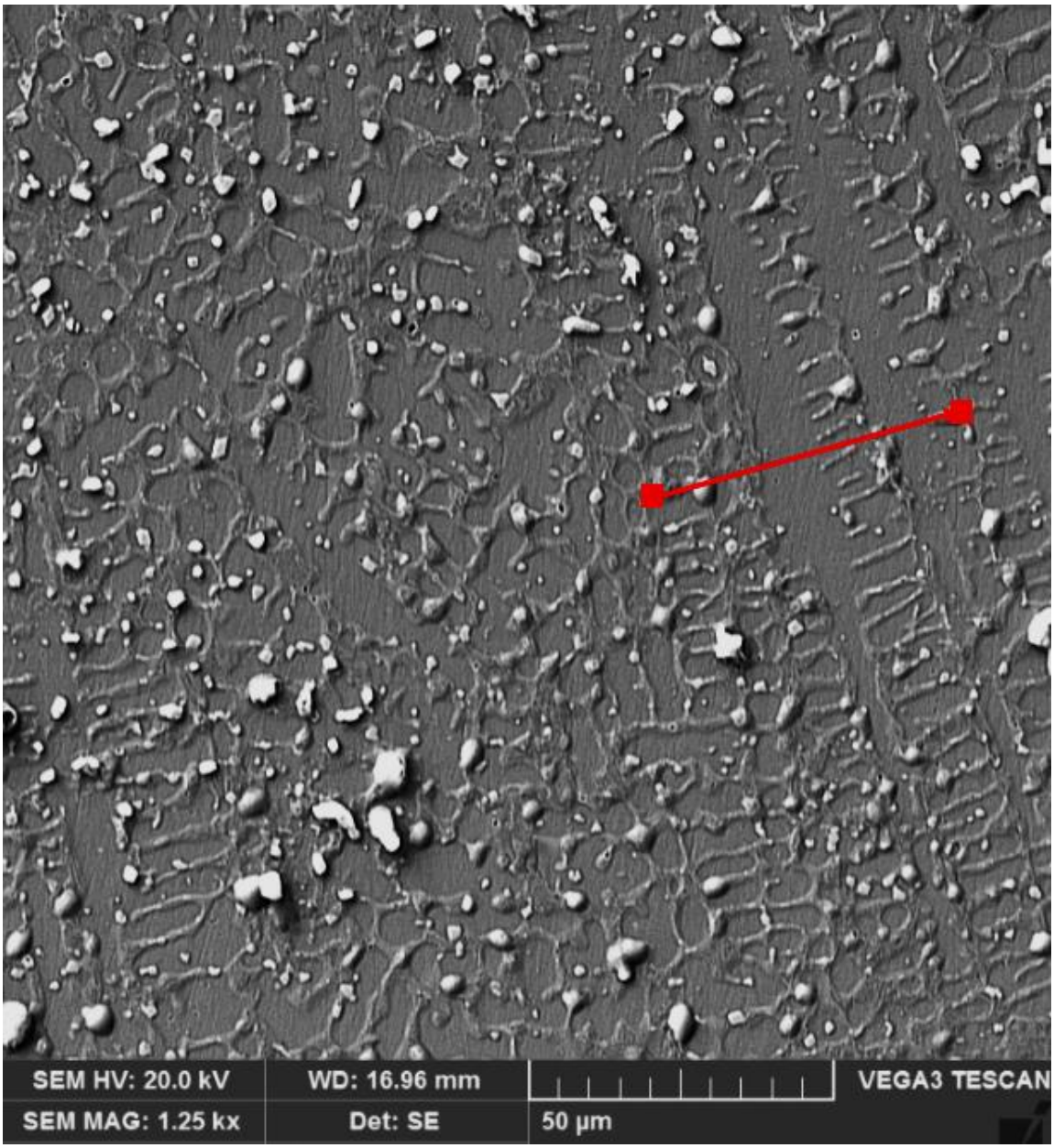


b)

Fig.3.6 Microstructura (a) și variația liniară a concentrației elementelor de aliere (b) în regiunea interfeței dintre stratul 1 și stratul 2 de metal depus

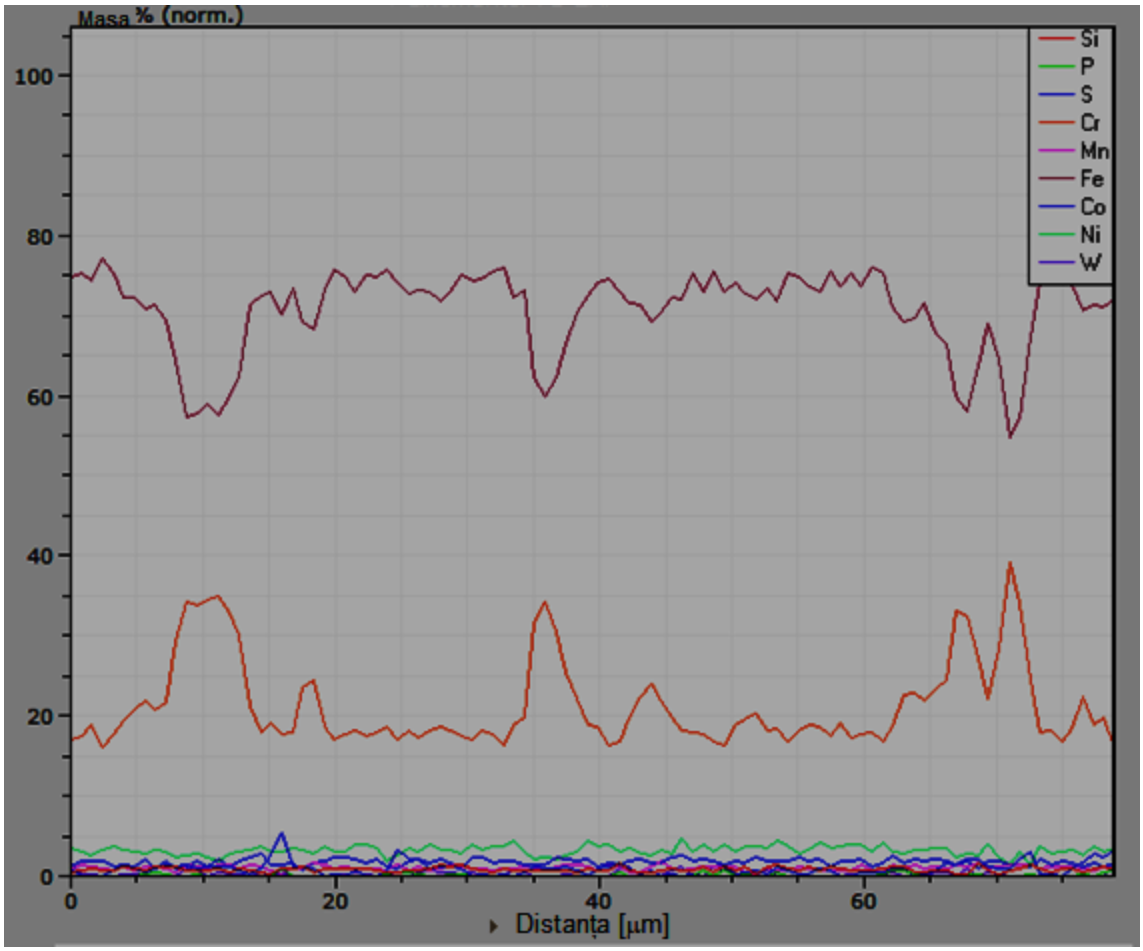
BUPT

Fig.3.7 exemplifică microstructura și profilul compoziției chimice pe o direcție transversală față de cea de creștere celulară și dendritică. Aceasta arată o creștere a concentrației în Cr în regiunea intercelulară, iar pentru aceeași regiune există o sărăcire a concentratiei în Fe.



a)

BUPT



b)

Fig. 3.7 Microstructura (a) și variația liniară a concentrației elementelor de aliere (b) într-o regiune celular-dendritică

3.3.2 Microstructura sistemului strat - substrat

Analiza microscopică mijlocește cunoștințe care permit aprecierea calității straturilor depuse. Examinările microstructurale au fost conduse pe un microscop optic Leica DM 2700 M și un microscop electronic cu baleiaj TESCAN VEGA 3 LMU Bruker, echipat cu un sistem de analize de dispersie în energie a razelor X, (EDX).

În fig. 3.8…3.12 se analizează domeniile structurale prezente în metalul depus (MD), în metalul de bază (MB) și în zona influențată termic (ZIT) a MB. Astfel, în metalul depus apare o microstructură alcatuită din carburi primare și eutectice de Cr plus carburi de Nb-Mo-W-V încorporate într-o matrice de austenită (fig. 3.8). Aceste rezultate sunt în concordanță cu datele existente în alte lucrări din literatura de specialitate [49], [117].

BUPT

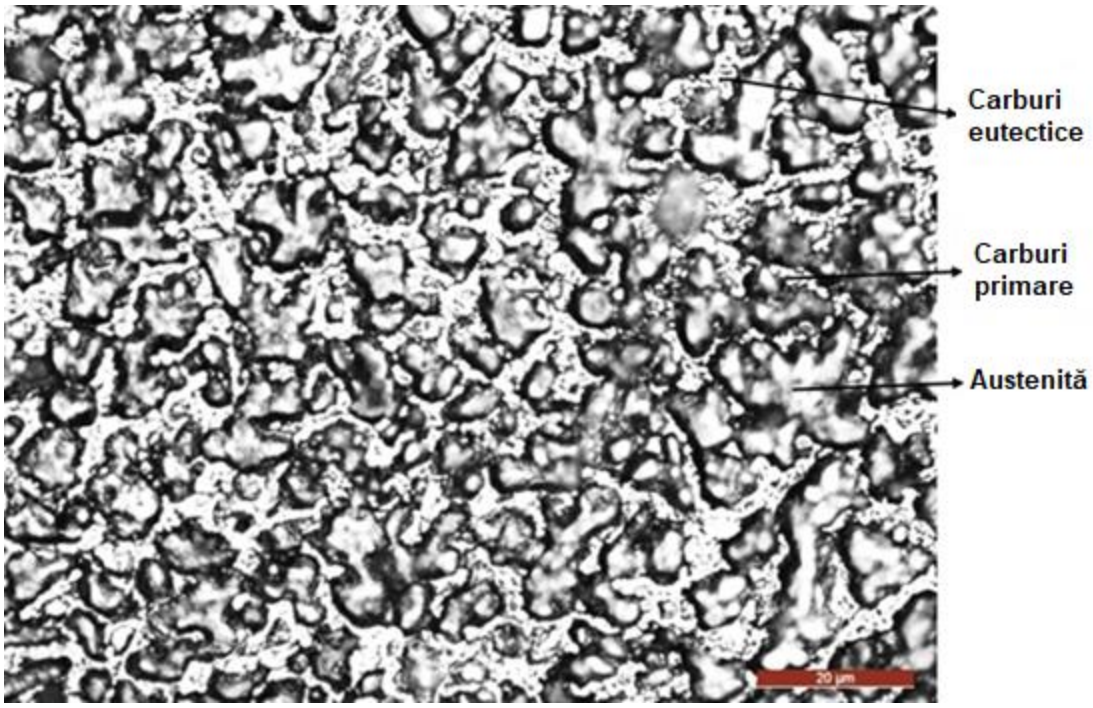


Fig.3.8 Microscopie optica x 500 – microstructura metalului depus

Pe interfața dintre metalul depus și metalul de bază se observă o creștere epitaxiala a granulelor cristalini (fig.3.9).

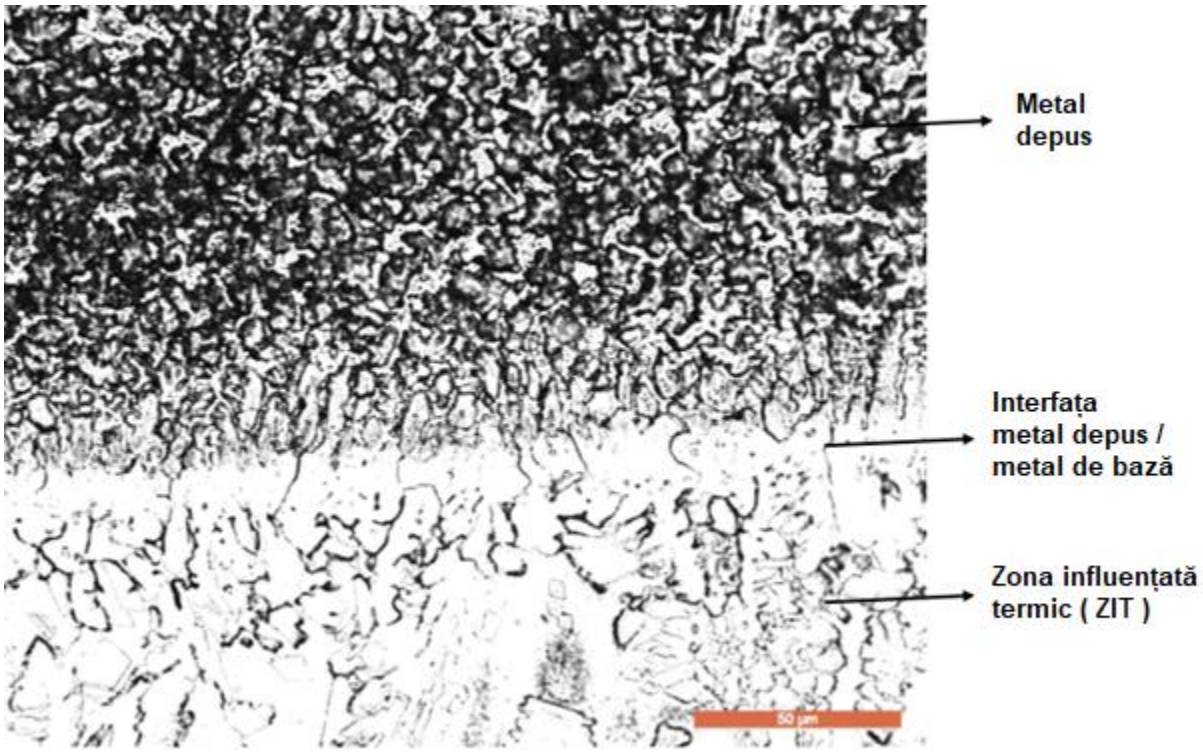


Fig.3.9 Microscopie optică, x 500 - microstructura interfeței dintre metalul depus și metalul de bază

BUPT

Investigațiile efectuate la microscopul electronic cu baleiaj reliefează faptul că fazele secundare sunt precipitate atât în regiunile intercelulare cât și în cele interdendritice. Structurile celulare și celular-dendritice sunt situate în partea de jos a zonei de fuziune, imediat după linia interfeței acesteia cu metalul de bază (fig.3.10).

Interfața dintre primul strat de metal depus și zona influențată termic (ZIT) a metalului de bază conține o fâșie cu o microstructură predominant feritică (fig.3.9) fără apariția unor fenomene de fisurare sau a altor defecte de continuitate metalică, de tipul lipsei de de topire, a porilor respectiv a fisurilor și crăpăturilor. Este cunoscut faptul că otelurile inoxidabile Duplex pot tolera energii liniare relativ ridicate și că structura lor de solidificare este mult mai rezistentă la fisurare la cald decât cea a sudurilor din oțeluri inoxidabile austenitice. Însă, dacă energia liniară este prea mare, crește pericolul de formare a unei proporții ridicate de faze intermetalice în ZIT [61]. Pentru a evita problemele din ZIT, procesul de sudare trebuie să permită o răcire cu viteză ridicată a acestei regiuni în urma sudării. Din aceste motive, temperatura maximă între două treceri succesive a fost limitată la 150 °C, aceasta având cel mai mare efect asupra răcirii ZIT.

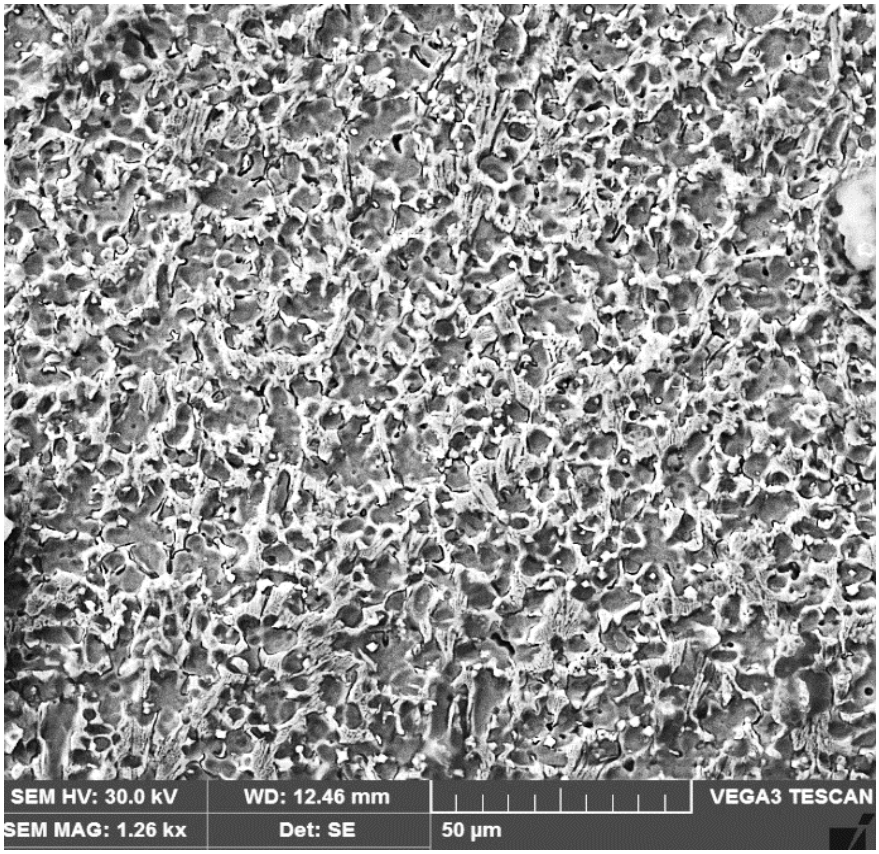


Fig.3.10 SEM x 1260 Microstructura primului strat depus

BUPT

Creșterea zonei dendritice, cuprinde cea mai mare parte a volumului de metal depus. În partea superioară a zonei de fuziune s-a observat, de asemenea, o structură dendritică cu o anumită proporție de faze secundare care au precipitat de-a lungul tuturor limitelor interdendritice (fig. 3.11).

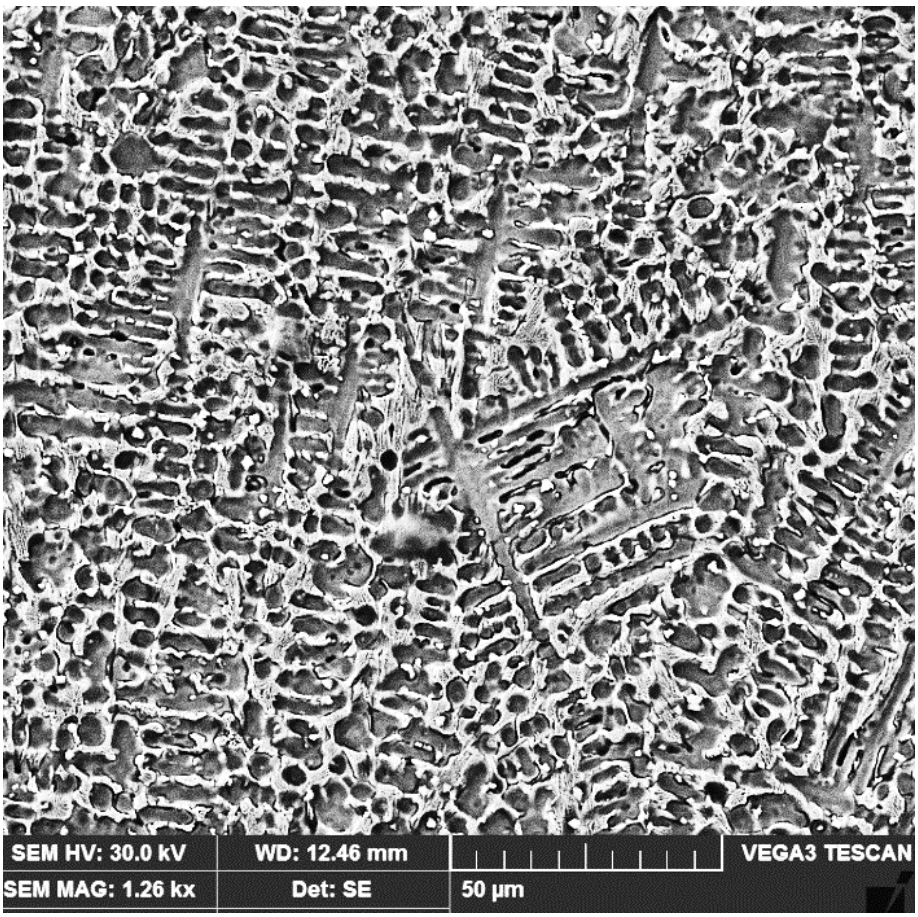


Fig.3.11 SEM x 1260 Microstructura ultimului strat depus

3.3.3 Analize de difracție cu raze X

Investigațiile de difracție a razelor X au fost utilizate pentru caracterizarea fazelor secundare precipitate în timpul solidificării și/sau al transformărilor intervenite în stare solidă. Echipamentul folosit este spectrometrul X Panalytical XPert Pro MPD, iar pentru postprocesare și indexarea vârfurilor de interferență s-a utilizat software-ul X'Pert HighScore și baza de date a acestuia. Detaliile de scanare aplicate în aceste analize au fost: Intervalul 2Theta de la 20 la 100 de grade, cu o dimensiune a pasului de aproximativ 0,02 grade și numărare la fiecare pas timp de 4 s. S-a utilizat radiația Cu Ka, iar puterea generatorului de raze X a fost setată la 45 kV și 30 mA.

BUPT

În fig. 3.12…3.13 se exemplifică difractogramele metalului depus și ale zonei influențate termic a metalului de bază. Analiza acestora confirmă rezultatele examinărilor microstructurale, punând în evidență următoarele aspecte:

● fazele structurale detectate în metalul depus sunt particulele de carburi complexe dispersate în soluția solidă γ cu rețea cristalină c.f.c;

● temperaturile înalte atinse în zona adiacentă liniei de fuziune promovează în ZIT a metalului de bază o microstructură predominant feritică, cu o proporţie redusă de austenită rezultată în urma transformării în stare solidă, iniţiată în etapa de răcire a băii de metal depus;

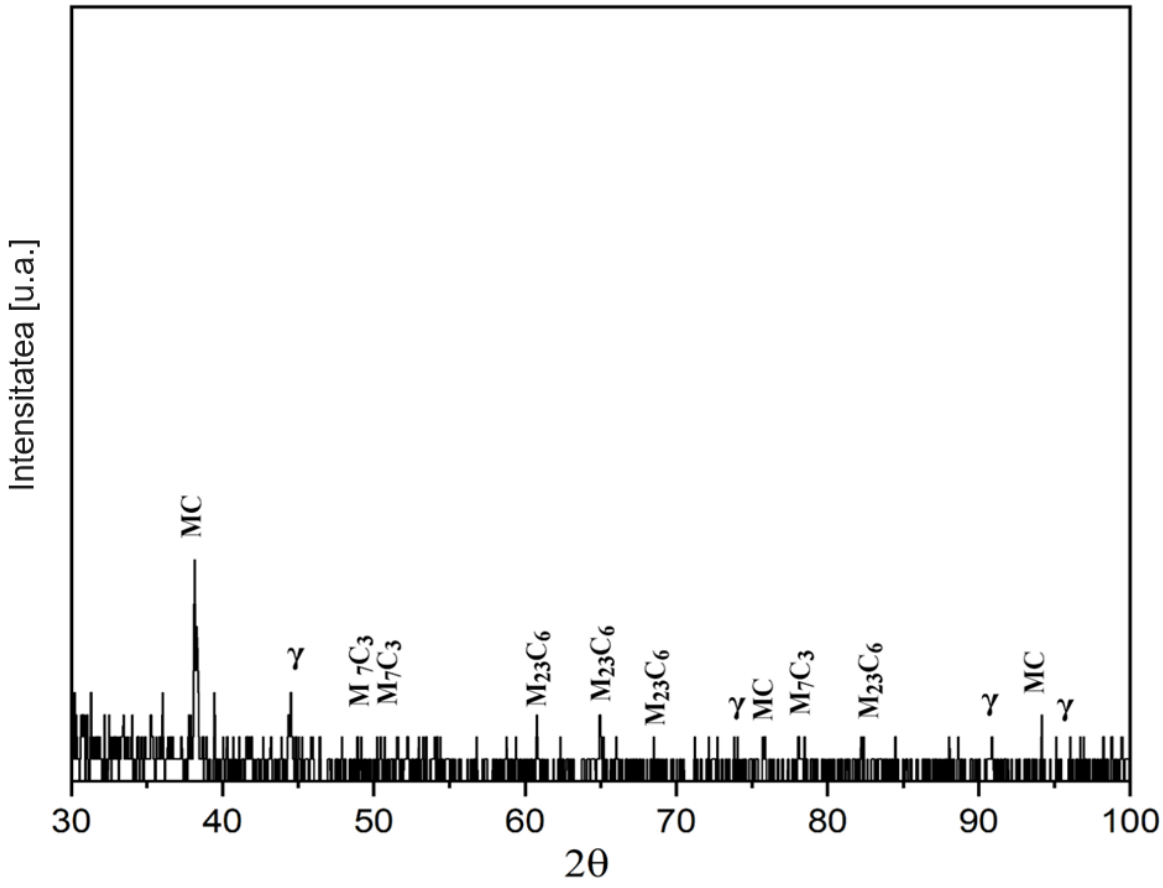


Fig.3.12 Difractograma metalului depus Corodur 65

BUPT

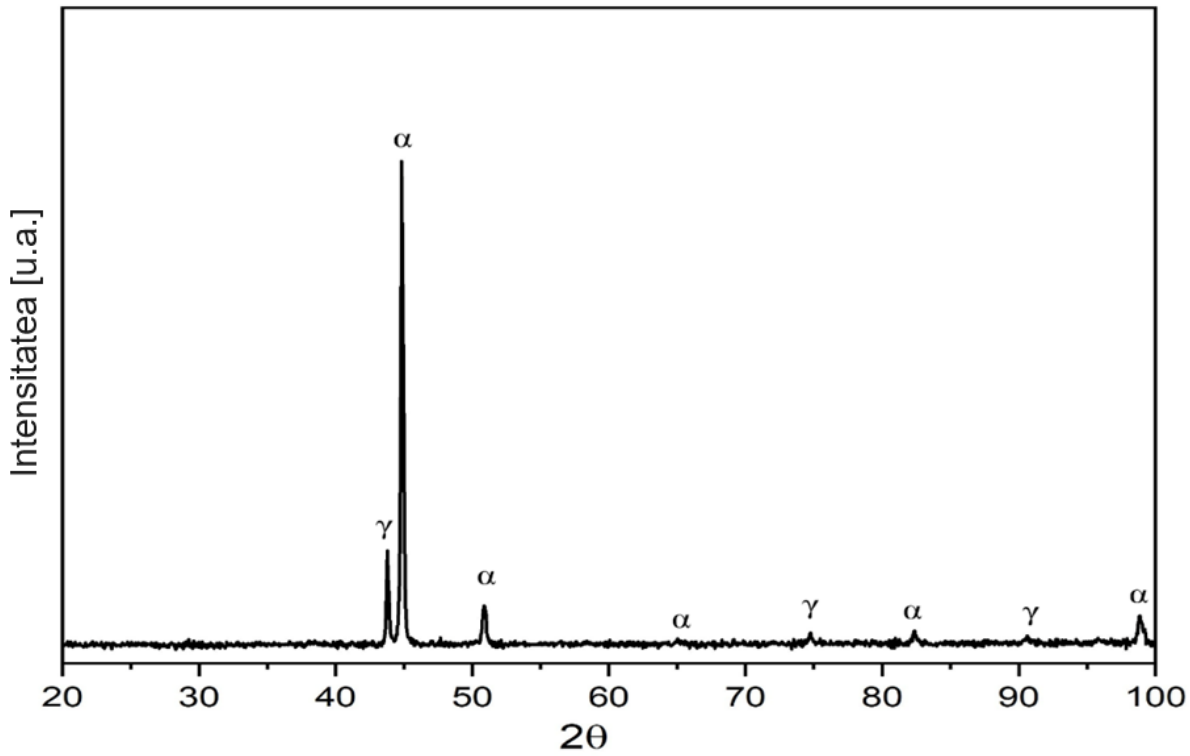


Fig.3.13 Difractograma Z.I.T. a metalului de bază, X2CrNiMo22-5-3

3.3.4 Măsurători de duritate

Deoarece duritatea este cea mai sensibilă proprietate mecanică la modificările structurale ale unui material metalic, probele acoperite cu aliajul Corodur 65 și cele din metalul de bază, tratat termic prin călire pentru punere în soluție, au fost supuse unor astfel de examinări. Pe suprafața frontală a acestor eșantioane, s-au efectuat 7 măsurători de duritate Vickers cu o sarcină de 50 N/mm^2 cu ajutorul aparatului Zwick/Roell YHV-S, Ulm, Germania. Pe baza valorilor obținute, s-a trasat histograma prezentată în fig. 3.14. Datele prezentate demonstrează că există o concordanță deplină între duritatea și microstructura sistemului strat-substrat. Cele mai mici valori ale durității sunt specifice oțelului inoxidabil Duplex, (274 - 282 HV5). În schimb, procesul de acoperire folosind aliajul Corodur 65 asigură o duritate ridicată (798 - 825 HV5) care favorizează o scădere a ratei de uzură. Valorile ridicate ale durității sunt atribuite particulelor complexe de carbură din stratul depus pe suprafață.

BUPT

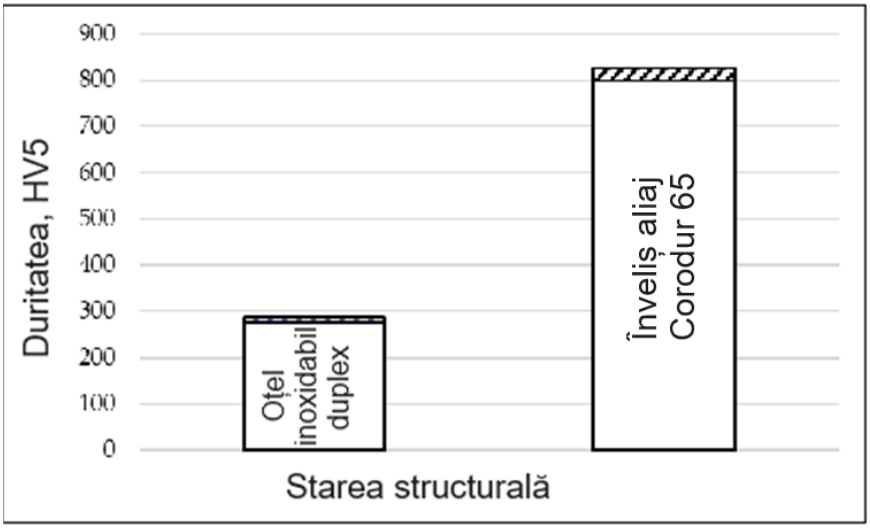


Fig. 3.14 Histograma valorilor de duritate a suprafeței materialelor investigate

3.3.5 Rezultatele încercărilor de cavitație

În figurile 3.15 şi 3.16 se prezintă diagramele cu valorile experimentale și curbele analitice de aproximare pentru pierderile de masă cumulată (fig.3.15) și pentru viteza aferentă acestor pierderi (fig.3.16), caracteristice straturilor de Corodur 65 depuse prin sudare WIG.

Precizare: valorile experimentale (marcate prin puncte de forme diferite, pentru diferențierea numărului de straturi depuse prin sudare WIG) sunt medii algebrice ale celor obținute pe cele trei probe din fiecare set.

Pentru evidențierea comportamentului și rezistenței la cavitație a straturilor de Corodur 65, în cele două diagrame sunt redate valorile experimentale și curba de mediere a materialului substratului (oțelul inoxidabil Duplex X2CrNiMoN22-5-3 călit de la 1060 °C cu răcire în apă).

BUPT

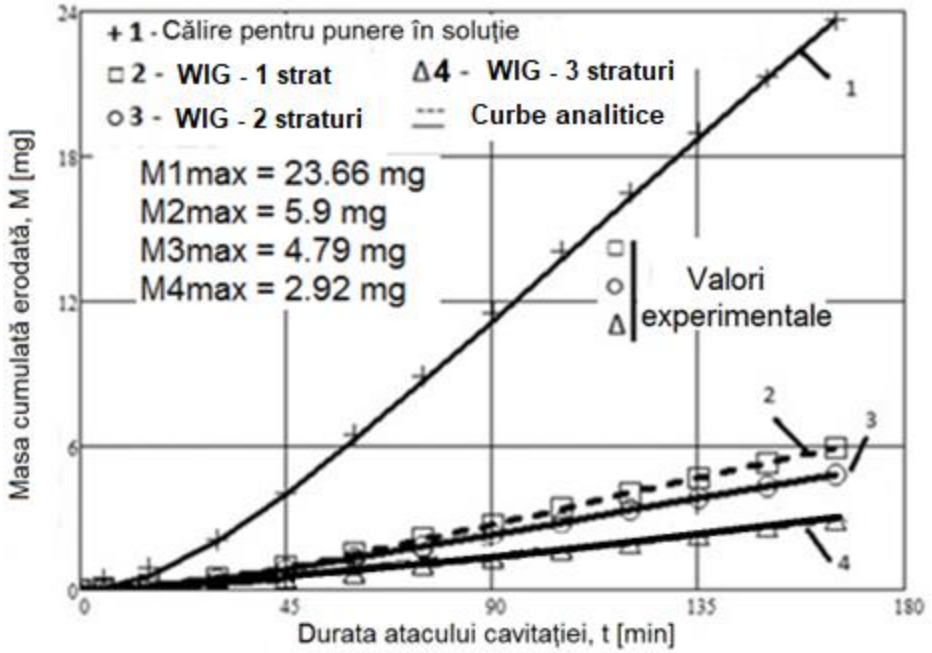


Fig. 3.15 Evoluţia pierderilor masice cu durata atacului cavitaţiei

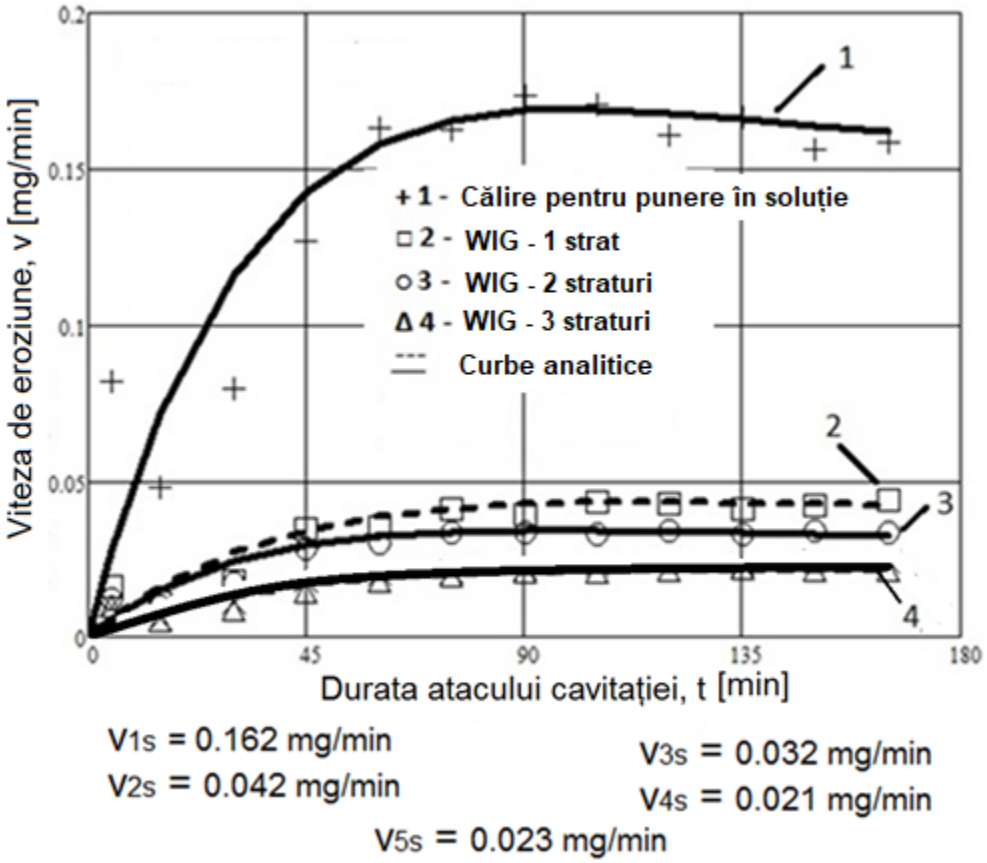


Fig.3.16 Variaţia vitezei de eroziune cu durata atacului cavitaţiei

Constatările rezultate din diagramele redate în fig.3.15 și 3.16 sunt:

BUPT

1- evoluțiile curbelor de pierdere de masă (fig.3.15), cu variație liniară începând cu minutul 75, cât și ale vitezelor de eroziune, cu tendință de stabilizare la valoarea maximă, după aceeași durată de expunere, sugerează, conform precizărilor din [50], [64], [101] că rezistența straturlior este una ridicată, specifică suprafețelor cu duritate mare, structură relativ fină și dispersie omogenă a proprietăților mecanice în volumul stratului depus;
2- dispersia valorilor experimentale ale vitezelor de eroziune față de curba de mediere (fig.3.16) este expresia unei structuri cu granulație fină [58], care determină o rezistență sporită la eroziunea cavitației;
3- comparația cu materialul substratului, curbele marcate cu 1, arată că:
    a. sporul de rezistență exprimat prin valoarea masei toatale (M_{max}, după 165 minute) variază de la 4.01 la 8.1 ori, funcție de numărul de straturi;
    b. sporul de rezistență, funcție de numărul de straturi depuse prin sudare WIG, exprimat prin valoarea spre care tinde viteza de eroziune să se stabilizeze (v_s) după 165 minute de atac al cavitației, variază de la 3.9 la 7.7 ori;

1. creșterea numărului de straturi depuse prin sudare WIG conduce la creșterea rezistenței la cavitație. Suprafațele cu 3 și 4 straturi au comportamente și rezistențe aproximativ identice, mai mari cu (80...100)%, față de suprafața cu un strat depus și mai mare cu (39...50)% față de suprafața cu două straturi.
2. Faptul că între suprafețele cu 3 și 4 straturi diferențele de comportare și rezistență la eroziunea cavitației este nesemnificativă arată că orice creștere de număr de straturi peste 3 este neeconomică.

3.3.6 Examinări macrografice asupra suprafețelor testate la cavitație

În figura 3.17 sunt redate imaginile macrografice, obținute cu aparatul foto Panasonic A 450, ale suprafeței probelor după duratele semnificative de expunere la eroziunea prin cavitație, care arată evoluția degradării suprafeței, în concordanță cu evoluțiile curbelor din figurile 3.13 și 3.14.

BUPT

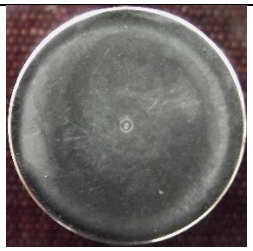
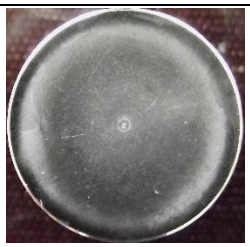
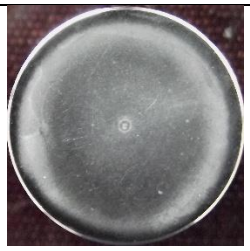
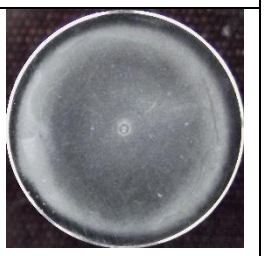
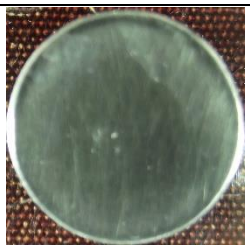
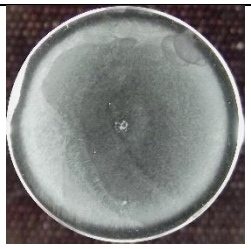
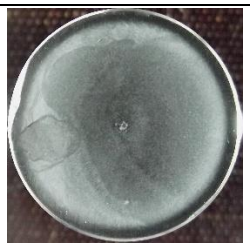
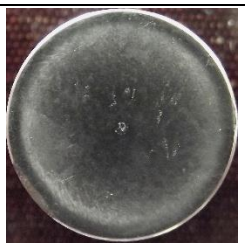
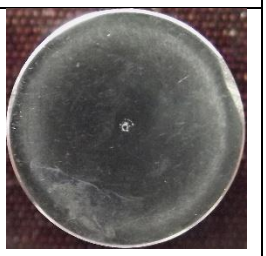
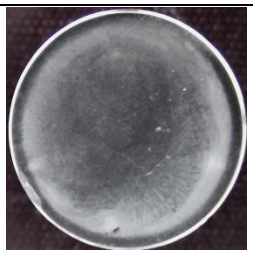
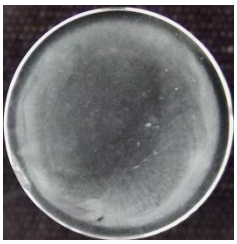
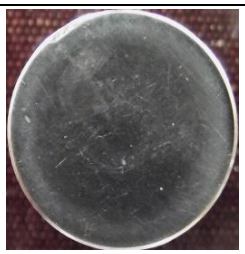
Număr straturi	30 min	75 min	120 min	165 min
1				
2				
3				
4				

Fig.3.17 Aspectul macroscopic al suprafeței probelor după fiecare perioadă de atac al cavitației

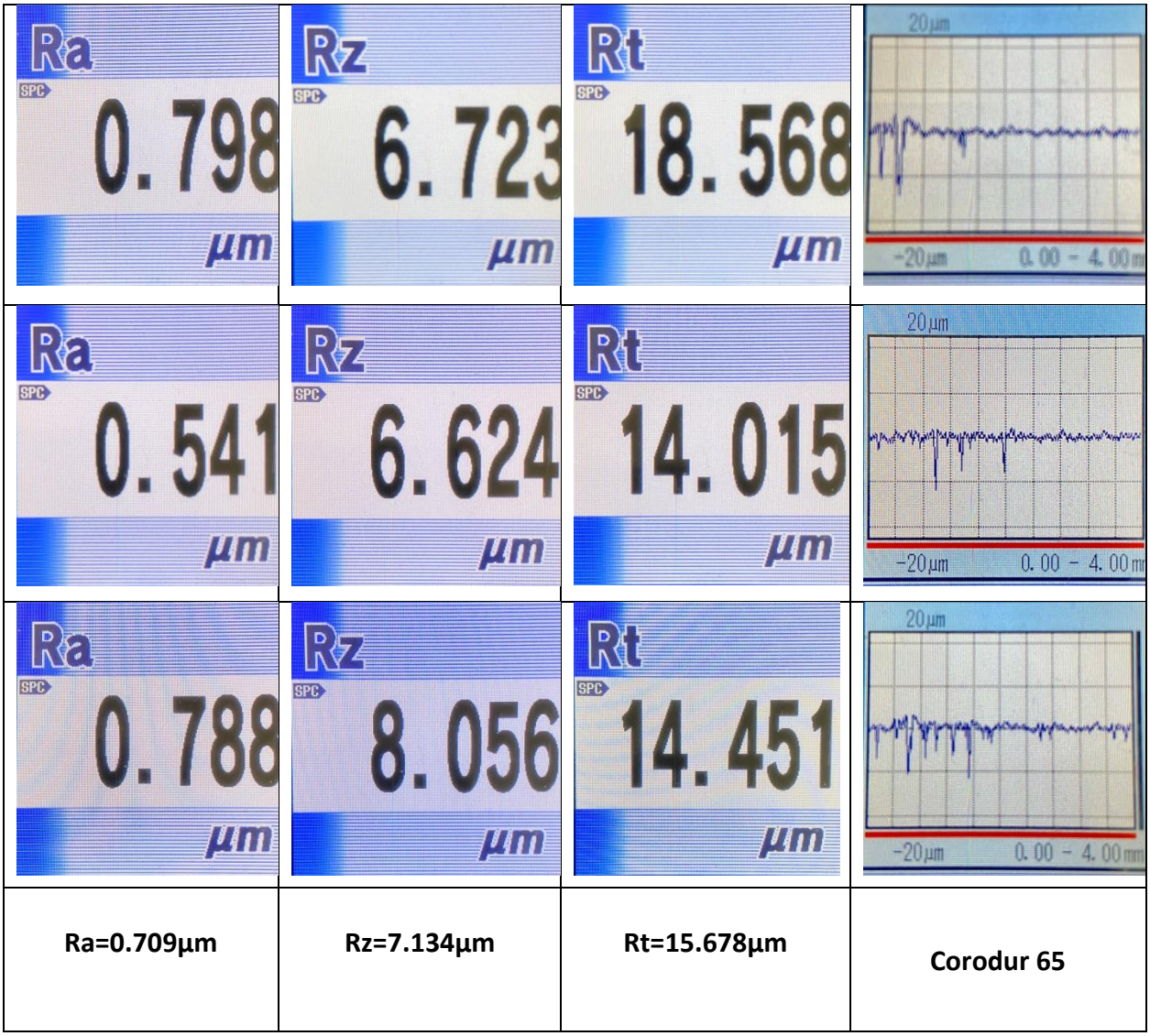
Se observă că după 75 minute de cavitație, aria erodată este completă ca dimensiune, evoluția fiind doar în profunzime, și dependentă de granulația structurală.

3.3.7 Masurători de rugozitate a suprafețelor cavitate

Suprafeţele probelor tratate termic prin călire pentru punere în soluție și ale celor acoperite cu 1…3 straturi din aliajul considerat, iar ulterior testate la eroziunea cavitaţiei timp de 165 min, au fost supuse măsurătorilor de rugozitate cu ajutorul aparatului Mitutoyo. Pentru starea de tratament termic aplicat și pentru cele 3 variante de acoperire, valorile rugozităților Ra, Rz și Rt alături de profilogramele acestora care au fost înregistrate în 12 - 16 zone alese arbitrar pe suprafața

BUPT

cavitată, de la periferie până în zona centrală sunt redate în fig. 3.18....3.21. Analiza comparativă a rezultatelor obţinute evidenţiază diferenţe mari între starea de călire pentru punere în solutie şi starea structurală obţinută în urma depunerii prin sudare WIG . Ele dovedesc faptul că procesul de depunere prin sudare WIG are un efect benefic asupra îmbunătăţirii rezistenţei la eroziunea cavitaţiei.



Ra=0.709µm	Rz=7.134µm	Rt=15.678µm	Corodur 65

Fig.3.18 Rugozitatea suprafeţei probelor supuse călirii pentru punere în soluţie şi testate la eroziune prin cavitaţie timp de 165 min.

BUPT

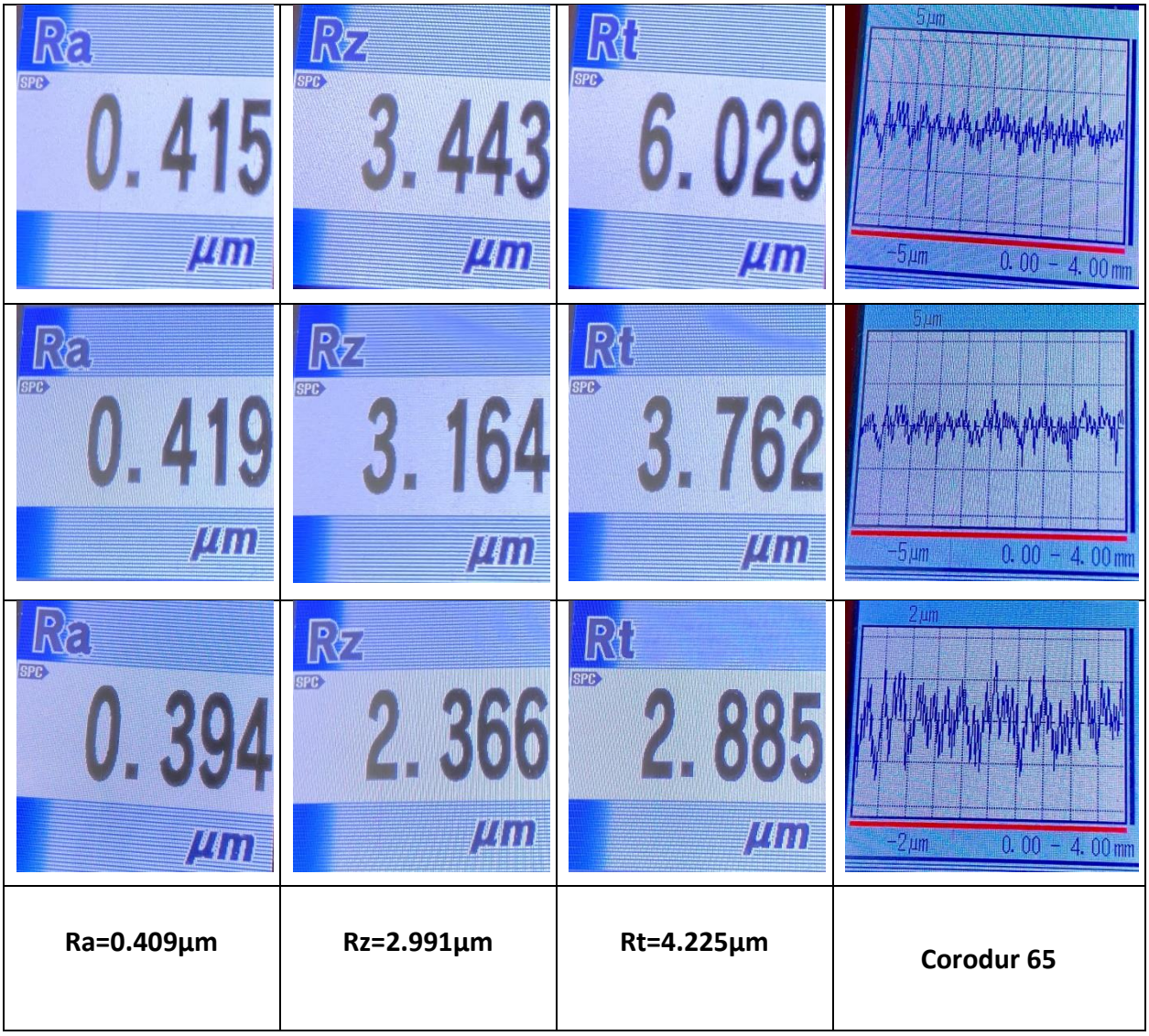
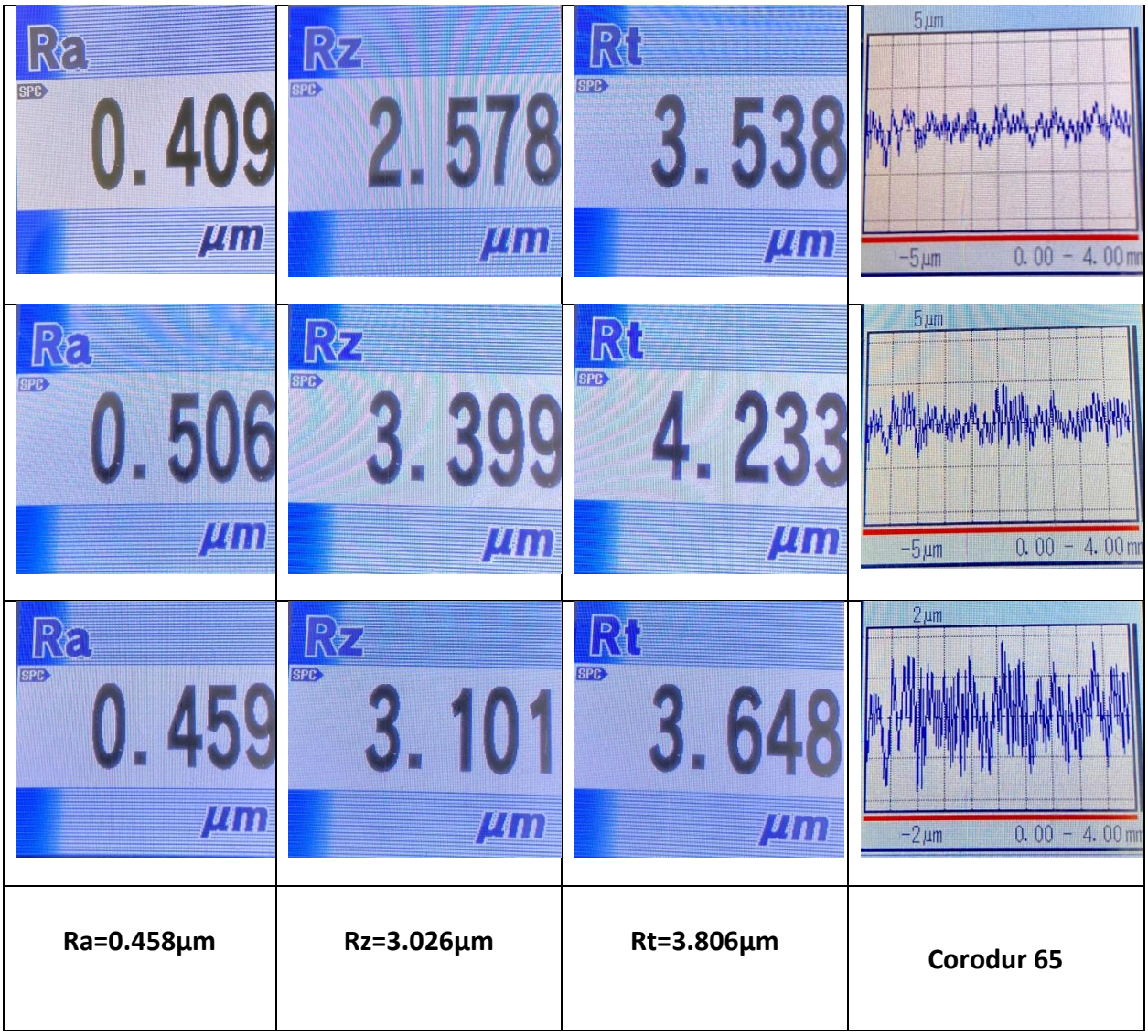


Fig.3.19 Rugozitatea suprafeţei probelor cu 1 strat depus, testate la eroziunea cavitaţiei timp de 165 min

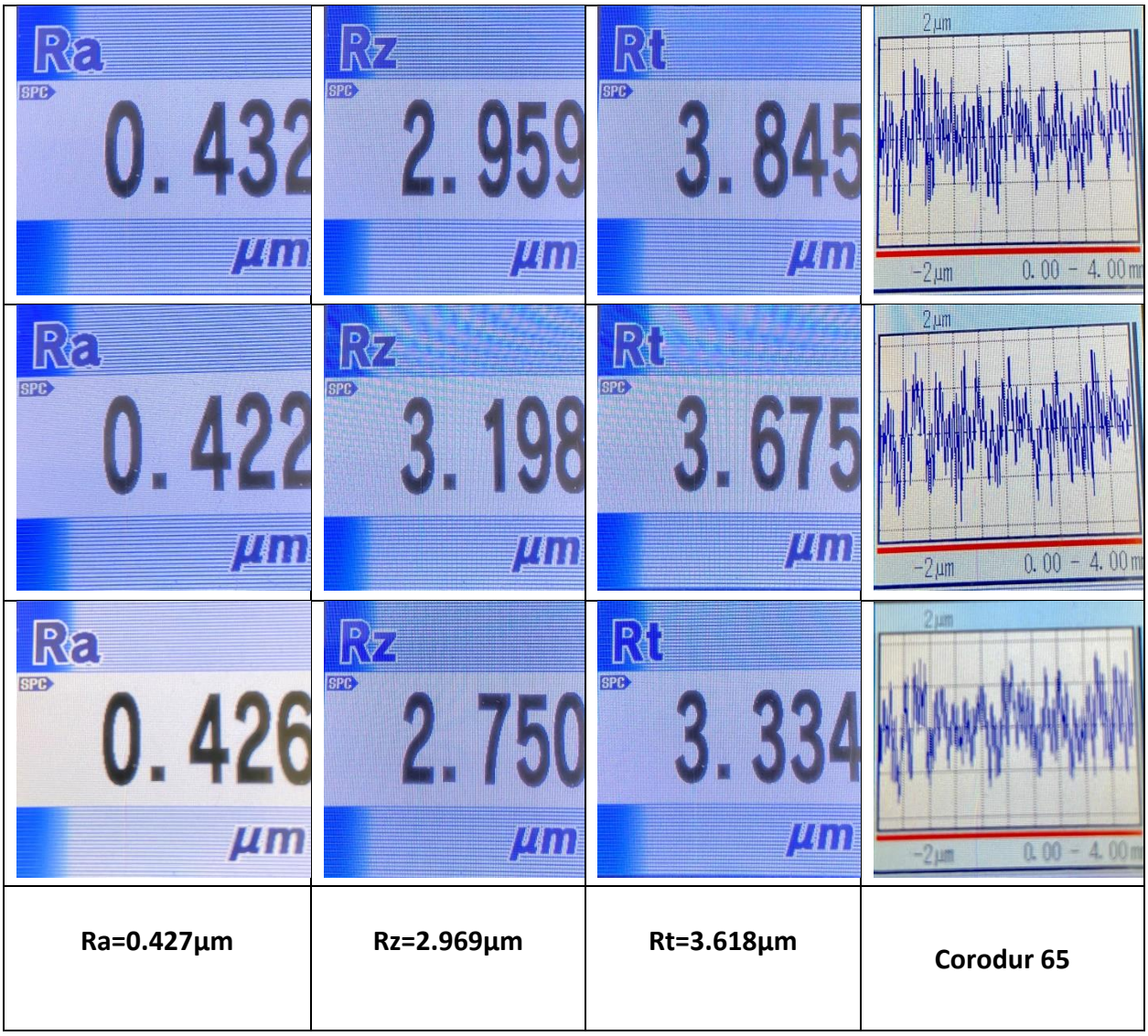
BUPT



Ra=0.458μm	**Rz=3.026μm**	**Rt=3.806μm**	**Corodur 65**

Fig.3.20 Rugozitatea suprafeţei probelor cu 2 straturi depuse, testate la eroziunea cavitaţiei timp de 165 min

BUPT



Ra=0.427µm	Rz=2.969µm	Rt=3.618µm	Corodur 65

Fig.3.21 Rugozitatea suprafeţei probelor cu 3 straturi depuse, testate la eroziunea cavitaţiei timp de 165 min

În tabelul 3.1 sunt prezentate comparativ valorile parametrilor de rugozitate și ale adâncimilor de eroziune MDE, obținute la finalul testului de eroziune a cavitației, pentru starea structurală de tratament termic de călire pentru punere în soluție și pentru starea structurală obținută în urma depunerii prin sudare a trei straturi din aliajul considerat. Aceste date au fost obținute prin medierea aritmetică a valorilor parametrilor de rugozitate, cuprinse în fig.3.15….3.18. Analiza acestora reliefeaza faptul că procesul de depunere prin sudare conduce la o diminuare a adâncimii medii de pătrundere a eroziunii, MDE, de la 32 µm la 3.27 µm și a parametrului principal de rugozitate, Rz, de la cca. 31 µm la cca. 3 µm.

BUPT

Tab. 3.1 Valorile comparative ale parametrilor rugozității și ale $MDE_{(165\ min.)}$

Stare structurală	$MDE_{(165\ min.)}$ [µm]	Ra [µm]	Rz [µm]	Rt [µm]
Călire pentru punere în soluție	32	5.539	31.598	48.026
Călire pentru punere în soluție + depunerea prin sudare WIG a 3 straturi	3.27	0.465	3.172	4.663

Pentru acuratețe, în tabelul 3.1 este afișat și parametrul rezistență la cavitație R_{cav}, definită ca fiind inversul parametrului $MDER_s$, care arată rezistența structurii suprafeței la intensitatea solicitărilor ciclice ale microjeturilor dezvoltate la implozia bulelor din norul cavitațional [13].

Tab. 3.2 Efectul stării structurale asupra mărimilor $MDER_s$ și R_{cav}.

Stare structurală	Parametrul rezistenței la eroziunea prin cavitație		Variație față de călirea pentru punere în soluție
	$MDER_s$ [[µm/min]	R_{cav}[[min/µm]	
Călire pentru punere în soluție	0.24	4.16	-
Călire pentru punere în solutie + depunerea prin sudare WIG a 3 straturi	0.038	26.32	Crește cu 532 % (6.32 ori)

Rezultatele prezentate în acest tabel indica o creştere cu până la 532 % a rezistenţei la cavitaţie a suprafeţelor durificate prin depunerea de straturi sudate WIG.

3.3.8 Topografia suprafețelor erodate prin cavitație

În fig. 3.22 și 3.23 se arată imaginile SEM ale suprafeței probelor cu 1 strat depus, respectiv cu 3 straturi depuse, care au fost testate la eroziune prin cavitație timp de 165 min. În

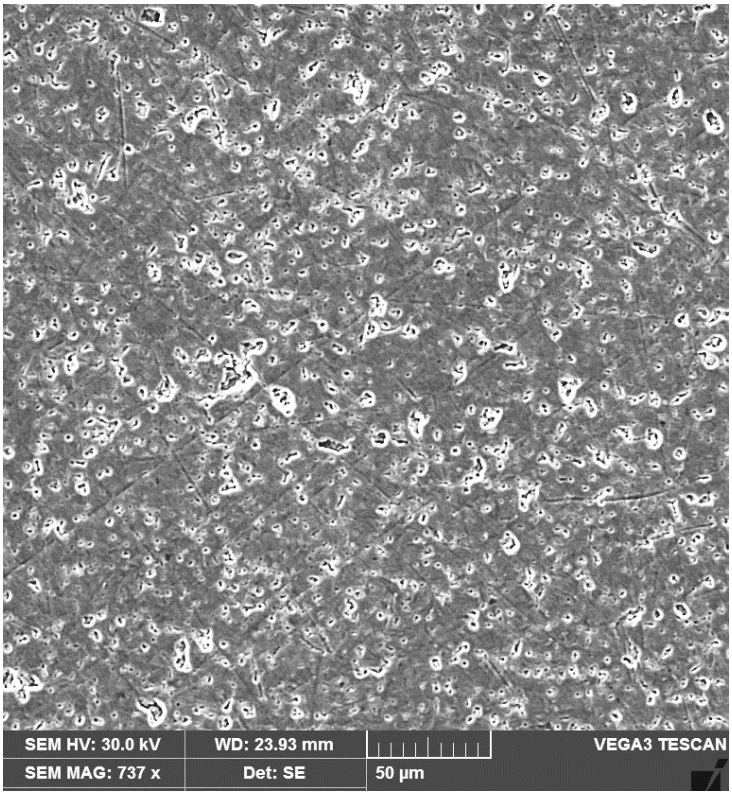
BUPT

ambele situații, particulele de carburi au fost îndepărtate în mod preferențial ca urmare a deformării inițiale și a generării de fisuri pe interfața particule – matrice austenitică. Ca o consecință, această deformare plastică provoacă inițierea și propagarea microfisurilor de oboseală, care în final conduc la cedarea prin oboseală și la eroziunea materialului.

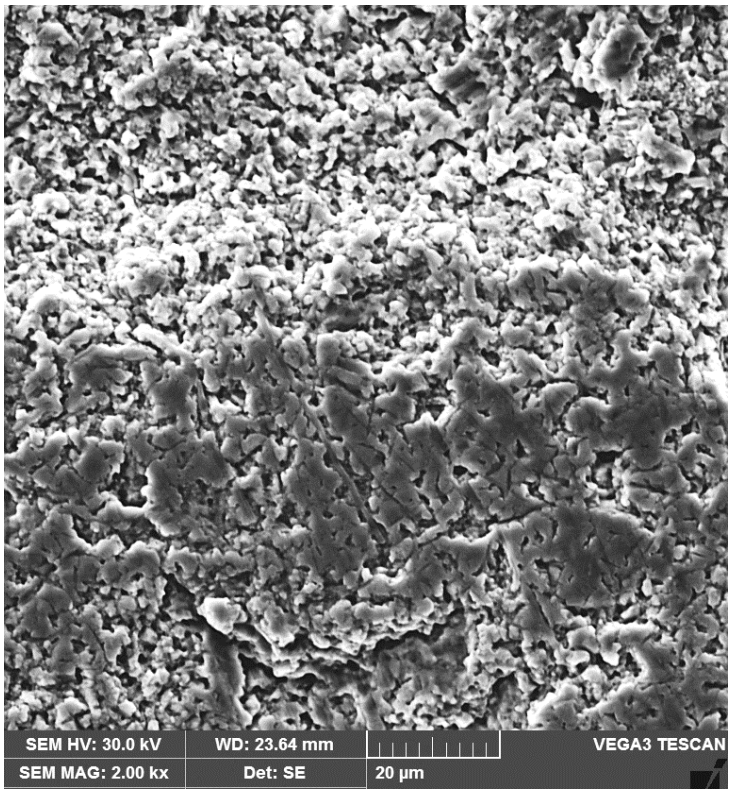


a) – 1 strat

BUPT

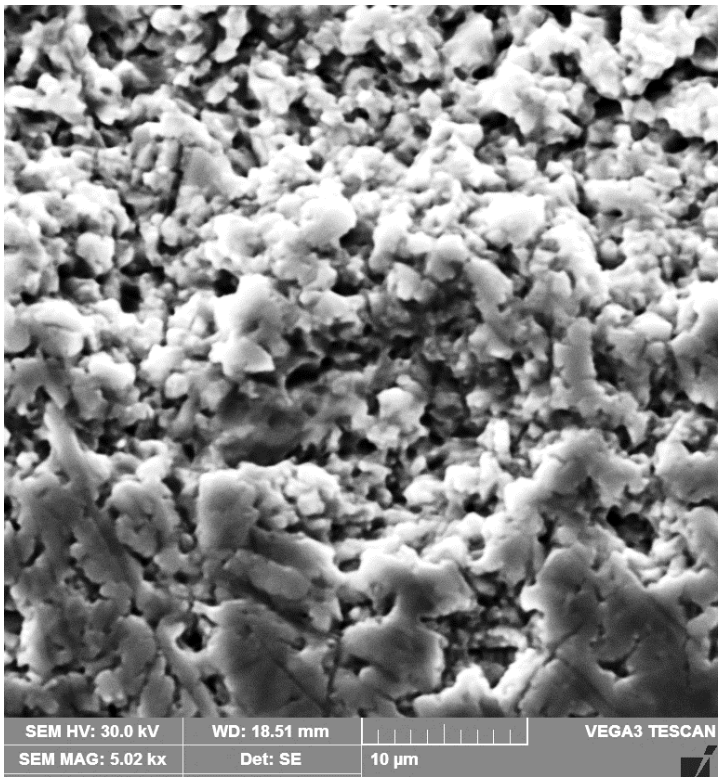


b) – 1 strat



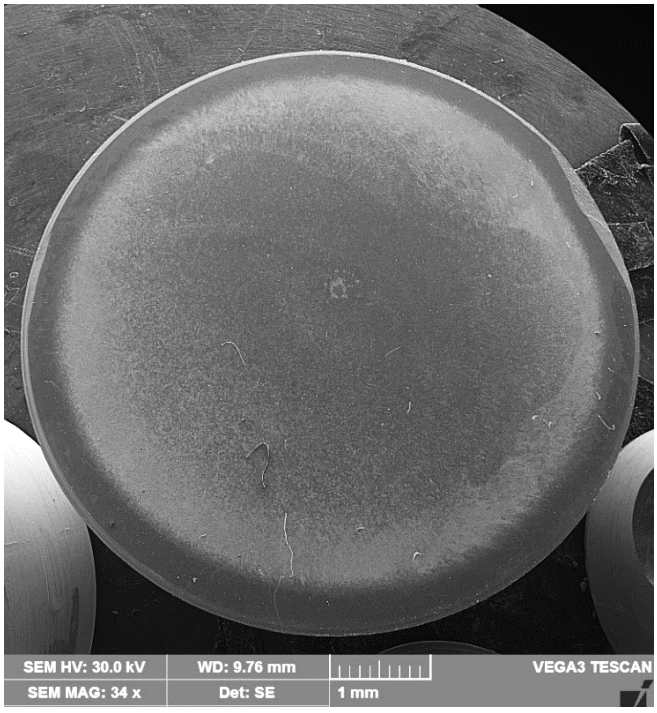
c) – 1 strat

BUPT



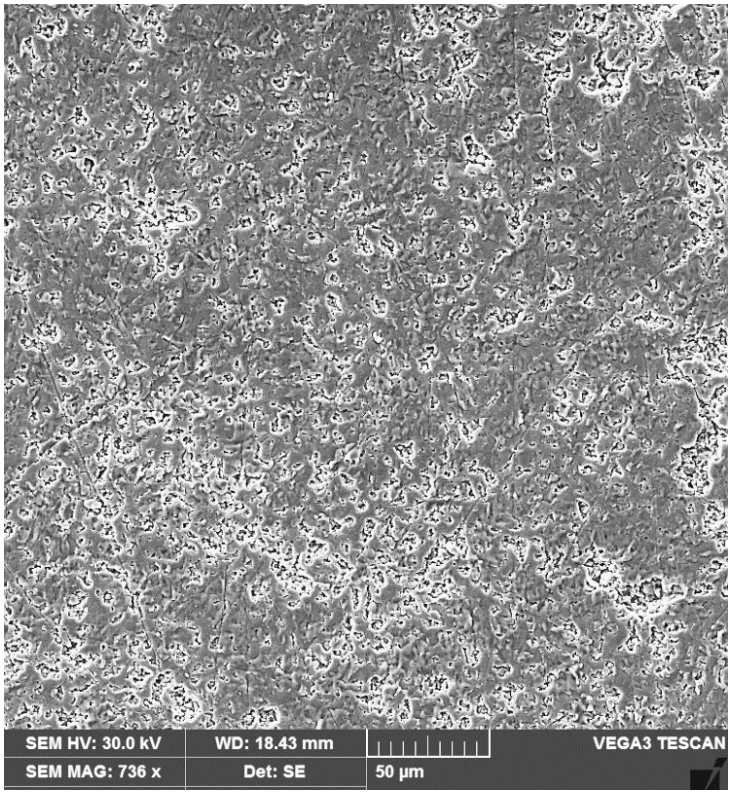
d)– 1 strat

Fig.3.22 Imagini SEM ale suprafețelor degradate prin cavitație: a...d – 1 strat depus

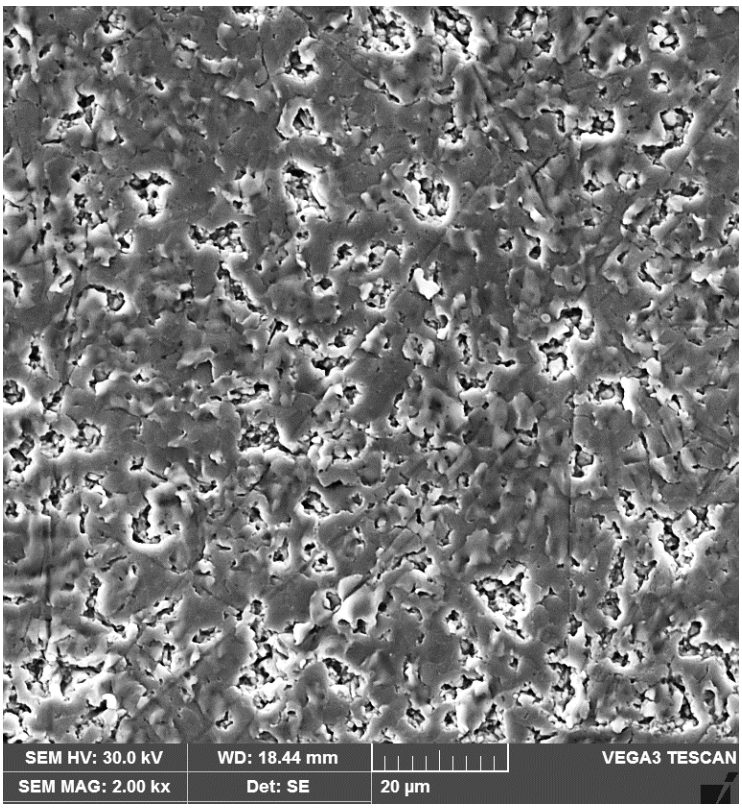


a) – 3 straturi

BUPT

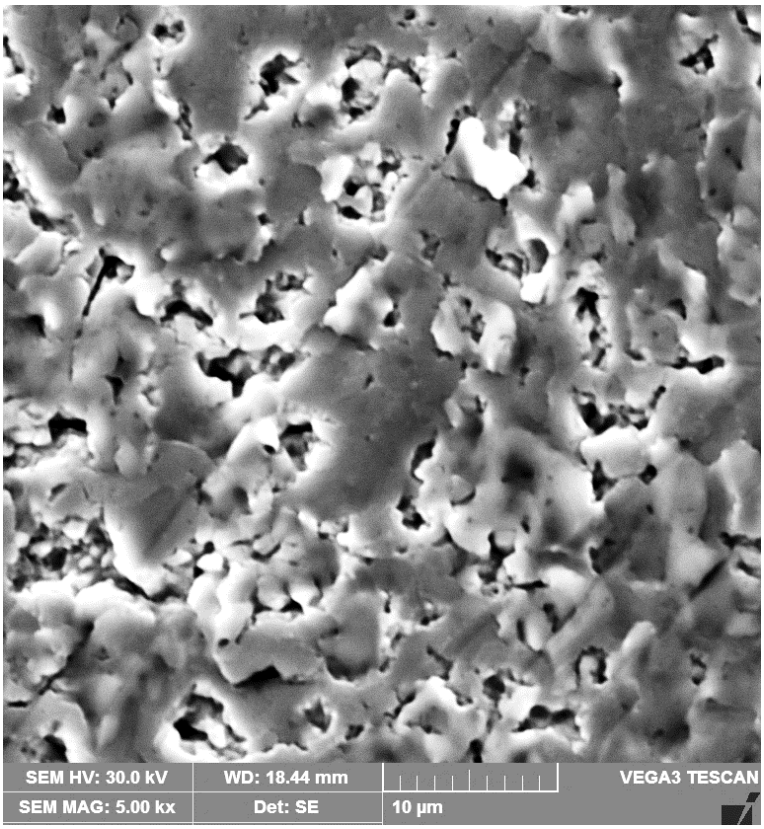


b) – 3 straturi



c) – 3 straturi

BUPT



d) – 3 straturi

Fig.3.23 Imagini SEM ale suprafețelor degradate prin cavitație: a...d – 3 straturi depuse

3.4 Concluzii

Pe baza rezultatelor obținute în acest studiu privind caracteristicile microstructurale și rezistența la eroziune prin cavitație a straturilor din aliaj Corodur 65 depuse prin sudare WIG în curent pulsat, pe un substrat din oțel inoxidabil Duplex, X2CrNiMoN 22-5-3, au reieșit următoarele concluzii:

● Cel mai important parametru de proces este curentul de sudare, întrucât el influențează energia liniară și topirea materialelor selectate pentru strat și pentru substrat.

● Metalul de bază a fost acoperit cu trei straturi de aliaj Corodur: strat singular, dublu si triplu. Duritatea obținută la suprafață este remarcabilă, cca.810 HV5. Urmare a diluției materialului de adaos cu metalul de bază la depunerea unui singur strat de sudură, cantitatea de carburi care se formează este ceva mai redusă, duritatea are valori ușor mai scăzute și în consecință rezistența la eroziune prin cavitație va fi ceva mai mică.

BUPT

● Procesul de durificare promovează în stratul de acoperire, reacții de precipitare a unor carburi complexe fin dispersate într-o matrice tenace de austenită.

● Precipitarea fazelor de carburi are loc atât în regiunile intercelulare cât și în cele interdendritice din zona de fuziune situată în imediata apropiere de metalul de bază.

● Profilul compoziției chimice pe o direcție transversală față de cea de creștere celulară și dendritică, indică o mărire a concentrației în Cr și o scădere a concentrației în Fe în regiunea intercelulară.

● Straturile de Corodur 65 depuse prin sudare WIG contribuie la sporirea rezistenței la cavitație a suprafeței oțelului inoxidabil X2CrNiMoN22-5-3 călit de la 1060 °C cu răcire în apă.

● Comparativ cu metalul de bază, cu creșterea numărului de straturi de acoperire (de la 1 la 3), se produce o diminuare a pierderilor de masă de 4.01 - 8.1 ori și o reducere a vitezei de eroziune de 3.9 - 7.7 ori.

BUPT

Cap. 4 Caracteristicile structurale și rezistența la cavitație a straturilor din aliaje austenitice manganoase depuse prin sudare pe oțeluri inoxidabile Duplex

4.1 Introducere

Deși se utilizează în multe aplicații noi cum ar fi componente ale platformelor de foraj marin, componente din industria chimică și petrochimică, industria de automotive, etc. aceste oțeluri se confruntă cu probleme de uzare și de duritate, care scurtează durata de viață a componentelor care lucrează în condiții tribologice. Pentru îmbunătățirea performanțelor funcționale ale componentelor inginerești executate din oțeluri inoxidabile Duplex se dezvoltă, în ultimii ani, o serie de tehnici de modificare a microstructurii straturilor de suprafață. Printre acestea se exemplifică: încărcarea prin sudare, pulverizarea termică, retopirea suprafeței prin tehnica WIG, sau cu fascicul laser, nitrurarea în gaz sau în plasma, și altele [65], [111].

Astfel, Murad A. H. I. Et [75] al au investigat efectul proceselor de sudare WIG și cu fascicul laser CO_2 asupra dimensiunilor, microstructurii, proprietăților mecanice și rezistenței la coroziune a cusăturilor sudate din oțel inoxidabil Duplex, marca 2205. Rezultatele au arătat că sudarea cu fascicul laser, comparativ cu sudarea WIG, asigură o rezistență mai bună la coroziune (viteza de coroziune este de 0.05334 mm/an pentru sudarea laser și de 0.2456 mm/an în cazul sudării WIG). Explicația acestor diferențe are la bază dimensiunile mai reduse ale cusăturii sudate și zonei influențate termic în cazul sudării cu fascicul laser.

Mridha S., Dyuti S. [73] au dovedit că prin preplasarea unor pulberi de Ti pe suprafața unui oțel și retopirea WIG a stratului marginal se obțin creșteri de duritate la valori de cca. 2000 HV, ca urmare a formării compușilor de TiN, astfel justificându-se micșorarea ratei de uzare.

Lailatula H., Maleque M.A. [54] au arătat că prin topirea WIG a suprafeței, sau prin aplicarea tratamentului termochimic de nitrurare în gaz, se realizează o durificare importantă a suprafeței oțelurilor inoxidabile Duplex care favorizează îmbunătățirea rezistenței la uzare și la coroziune.

Paijan L. H.et al [84] and Nagatsuka K. Et al [80] au stabilit că aplicarea nitrurării în gaz la temperaturi de 400°C - 500°C timp de 6 h, respectiv în plasmă, provoacă o creștere a durității oțelurilor inoxidabile Duplex la valori de peste 650 HV. Formarea austenitei expandate a fost observată în intervalul de temperaturi de 400°C și 500°C, iar nitrurile de crom apărute la 500°C micșorează rezistența la coroziune.

BUPT

Carlos Mario Garzón et al. [34] au dovedit că nitrurarea în gaz la temperaturi înalte îmbunătățește puternic rezistența la eroziune prin cavitație a oțelului inoxidabil Duplex, UNS S31803. Comparativ cu tratamentul termic de călire pentru punere în soluție, timpii de incubație sunt mai mari de 14 – 20 ori și pierderile de masă scad de 7.6 – 23.3 ori.

Escobar J.D. et al. [29] arată că sudarea prin frecare cu element activ rotitor, a oțelului inoxidabil Duplex UND S32205, provoacă o reducere a vitezei de eroziune a cavitației și mărire a timpului de incubație. Explicația are la bază recristalizarea și finisarea microstructurii, precum și modificarea interfețelor α / γ care au fost alungite.

Kwok C.T. et al. [52] au investigat efectul topirii suprafeței cu fascicul laser Nd – YAG asupra comportării la coroziune intergranulară a oțelului inoxidabil Duplex UNS S31803. După procesarea cu laser a suprafeței ferita δ devine fază principală și echilibrul δ / γ este perturbat, în timp ce faza σ este eliminată. Ca urmare a dizolvării carburilor sau a fazei σ, s-a redus sărăcirea în crom a limitelor grăunților și astfel rezistența la coroziune intercristalină a crescut.

Pentru operaţii de recondiţionare prin sudare şi pentru depunerea de straturi rezistente la uzare au fost dezvoltate numeroase aliaje având ca bază oţelurile Haedfield, ele fiind livrate sub formă de pulberi, sârme tubulare şi electrozi înveliţi.

Oportunitatea depunerii prin sudare a unor straturi din oţel austenitic manganos crează avantaje legate de posibilitatea obţinerii unor înalte caracteristici mecanice ale acestui oţel, exclusiv în zona de funcţionare a piesei, în timp ce materialul substratului nu va suferi modificari semnificative de compoziţie chimică. Urmare a ratei înalte de ecruisare mecanică, asistată, în principal, de o maclare mecanică, aliajele austenitice manganoase, care au o rețea cristalină cubică cu fețe centrate (c.f.c) și o energie scazută a defectelor de împachetare (SFE = 20-40 mJ/m^2) la temperatura camerei, prezintă o rezistență ridicată la uzare și o excepțională tenacitate.

După cunoștințele noastre, numeroase studii s-au concentrat asupra comportării la deformare și a rezistenței la impact a oțelurilor austenitice manganoase, însă nu există rapoarte disponibile cu privire la microstructura și duritatea sistemului strat – substrat la încărcarea dură a oțelurilor inoxidabile Duplex cu aliaje austenitice manganoase folosind o tehnică specială de sudare manuală cu arcul electric în curent pulsat.

BUPT

4.2 Materiale, procedura experimentală

Materialul de bază utilizat ca substrat a fost oţelul inoxidabil Duplex 2205, simbolizat X2CrNiMoN22-5-3 conform normei europene EN 10088 şi UNS S31803 după ASTM A276. Înaintea procesului de încarcare dură el a fost supus tratamentului termic de călire pentru punere în soluţie de la temperatura de 1060 ºC cu răcire bruscă în apă.

Materialul de adaos selectat a fost 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 uzare în condiții de impacturi și șocuri puternice. Compoziţia chimică garantată a metalului depus este următoarea: 0.60 % C, 15 % Mn, 4.5 % Cr, 4.8 % Ni, rest Fe.

Utilizând o sursă universală de sudare, MAGIC WAVE 300, a firmei Fronius care permite ca o variantă, sudarea manuală cu electrod învelit în curent pulsat, au fost realizate depuneri de 1, 2, sau 3 straturi din oţel austenitic manganos (electrod) pe substraturi din oţelul considerat. Noutatea constă în faptul că în capul de sudare al pistoletului WIG, în penseta acestuia, în locul electrodului nefuzibil de wolfram, s-a fixat electrodul învelit selectat pentru încărcare dură.

Prin încercări preliminare, și pe baza unor date obținute din literatură, au fost stabilite următoarele condiții de desfășurare a procesului de sudare în curent pulsat:

- electrod cu înveliș bazic: CITOMANGAN;
- diametrul electrodului: 3.25 mm;
- polaritatea: DC^+;
- 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;
- frecvența 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.

Înainte de a depune acoperirea, suprafața substratului a fost șlefuită cu hârtie SiC de 120 gr și curățată cu acetonă. După fiecare strat depus s-a procedat la o curăţire a suprafeţei folosind o perie de sârmă.

BUPT

În toate cazurile, depunerea primului strat s-a făcut în aer, cu menţinerea temperaturii probelor în intervalul 200-250°C. În cazul probelor cu două, respectiv trei straturi, depunerea straturilor 2, respectiv 3 a avut loc după introducerea acestora în apă, avându-se în vedere comportarea la sudare a oţelului austenitic manganos.

Imediat după depunerea prin sudare s-a procedat la ciocănirea (lovirea) suprafeței, un timp de 3-5 minute, folosind o daltă pneumatică.

Ulterior, s-a procedat la prelevarea unor secțiuni transversale ale straturilor depuse și la pregătirea metalografică a acestora prin operații de șlefuire, lustruire și atac chimic. Șlefuirea a fost realizată până la hârtia SiC-P2500, lustruirea până la 0.25 μm cu pastă de diamant, iar atacul chimic s-a făcut cu reactivul Vilella (10 g clorură cuprică, 30 ml HCl și 120 ml apă distilată). Grosimea medie a tuturor acoperirilor a fost de aproximativ 2,2 - 5 mm. Caracterizarea microstructurală a secțiunilor transversale a fost realizată prin microscopie optică (microscopul optic Leica DM2700M), microscopie electronică cu baleiaj, analize de dispersie în energie a razelor X (microscopul electronic cu baleiaj TESCAN VEGA 3 LMU Bruker EDX Quantax) şi analize de difracţie cu raze X.

Macroduritatea Vickers (pe aparatul Zwick/Roell YHV-S, Ulm, Germany) cu o forță aplicată de 5 kgf (HV5) a fost determinată pe baza unor măsurători distribuite pe secțiunile transversale ale sistemului strat – substrat care au fost șlefuite cu SiC-P4000, cu o distanță de 1.0 mm între fiecare adâncime de pătrundere și un timp de menținere de 10 s.

4.3 Evaluarea rezultatelor experimentale

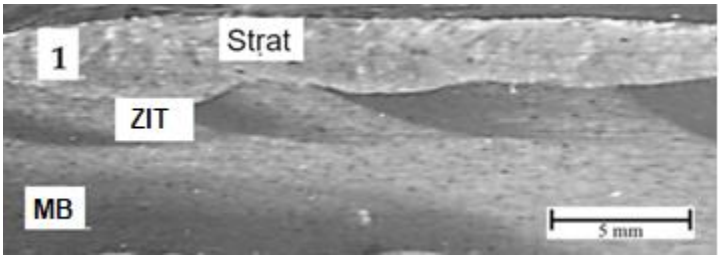
4.3.1 Examinări macrografice

Cu toate că operația de depunere prin sudare asigură continuitatea materialului, spațiul sudat nu prezintă o structură omogenă. Ca urmare a încălzirii, a topirii materialului de adaos și parțial a materialului de bază, precum și a răcirii ulterioare, se provoacă diferite transformări structurale.

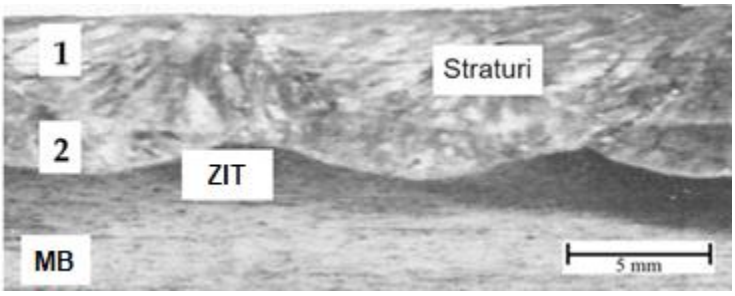
Examinările macrografice, de ansamblu, asupra probelor încărcate dur în condițiile tehnologice precizate mai sus, au vizat geometria depunerilor și eventualele defecte de tipul porozităților și fisurilor. Pentru efectuarea acestor investigații s-a recurs la prelevarea de probe secționate perpendicular pe depuneri. După operația de șlefuire cu hârtie metalografică de granulație 6…4, probele au fost atacate chimic cu reactivul Villela.

BUPT

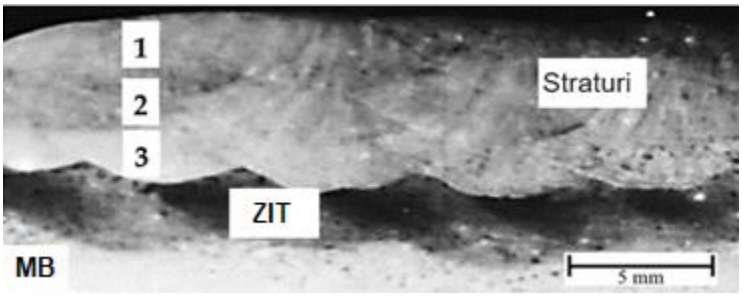
În fig.4.1 sunt exemplificate imaginile macrografice ale unor probe încărcate cu unul, două și trei straturi. Aceste imagini pun în evidență o geometrie corespunzătoare a zonei de metal depus, și lipsa defectelor de continuitate a materialului. Întrucât oțelul austenitic nu prezintă transformări polimorfe, nu este posibilă o finisare a granulației în zona influențată termic (ZIT), iar grăunții mari, rezultați la fiecare trecere, par a se împiedica, în creștere, unii pe alții.



a)



b)



c)

Fig.4.1 Imagini macrografice ale sistemului strat – substrat: a) – 1 strat depus; b) – 2 straturi depuse; c) – 3 straturi depuse

4.3.2 Examinări micrografice

Acestea sunt investigații de detaliu care permit aprecierea calității straturilor depuse, respectiv oferă indicații privind optimizarea procesului de încărcare prin sudare.

BUPT

Înaintea procesului de încărcare dură el a fost supus tratamentului termic de călire pentru punere în soluţie de la temperatura de 1060 ºC cu răcire bruscă în apă. Microstructura obținută este alcătuită din austenită, ferită și particule de combinații chimice rămase nedizolvate la încălzire (fig.4.2).

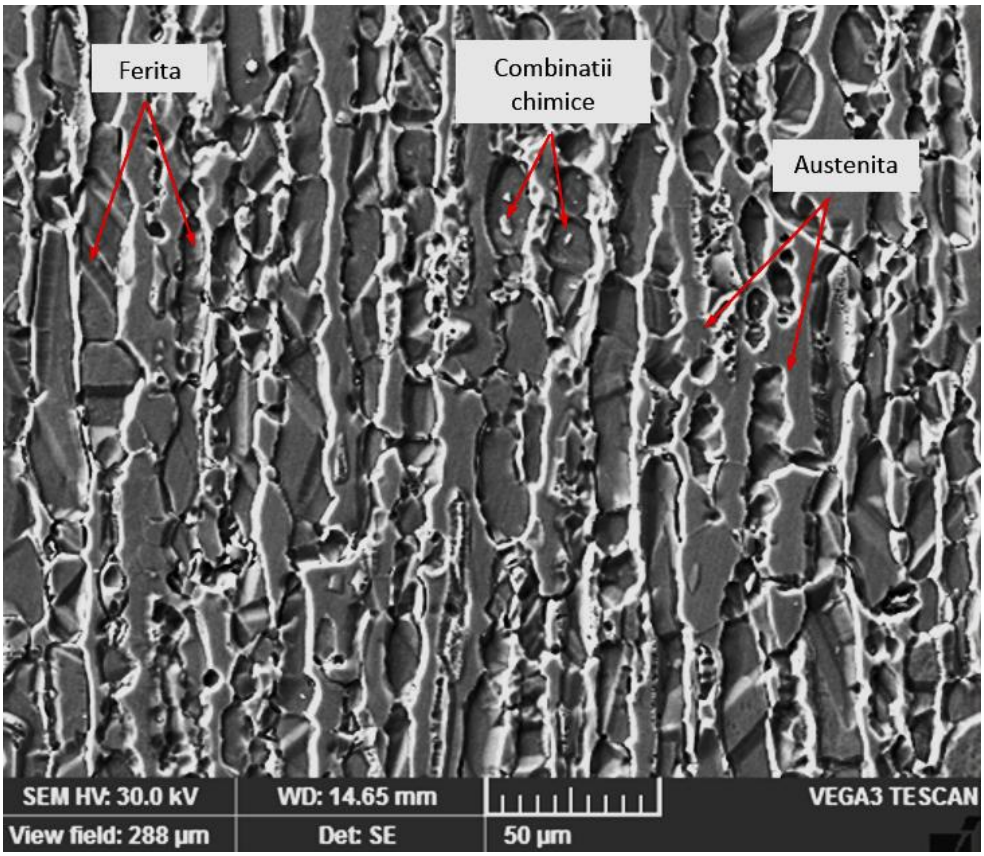
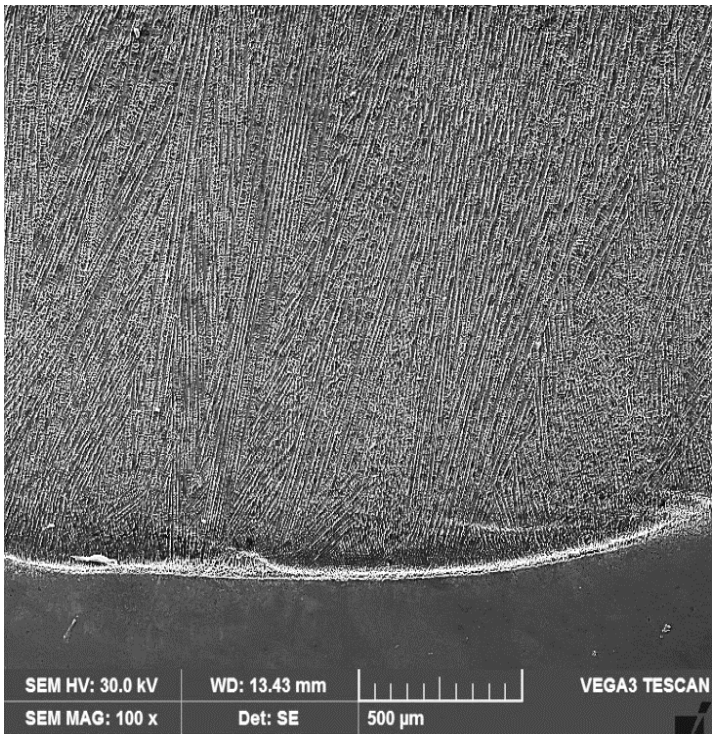


Fig.4.2 Microstructura metalului de bază

În fig.4.3 este redată imaginea micrografică a interfeței metal depus – metal de bază la depunerea unui singur strat. Ca urmare a topirii materialului de adaos şi a unei mici porţiuni din materialul substratului ia naștere baia de sudură. Procesul de solidificare asigură o bună legatură între cele două materiale, iar defectele de tipul porilor și fisurilor sunt absente. În partea inferioară a materialului depus (către materialul de bază, MB, apare o microstructură dendritică orientată puternic în direcția gradientului termic, fenomen explicabil prin viteza ridicată de răcire de la temperatura de vârf atinsă la sudare. Dezvoltarea grăunţilor cristalini în zona topită de la grăunţii preexistenţi este numită creştere epitaxială. La sudarea în curent pulsat, căldura introdusă în probe este mai mică decât la sudarea convențională cu arcul electric, iar viteza de răcire este crescută. În

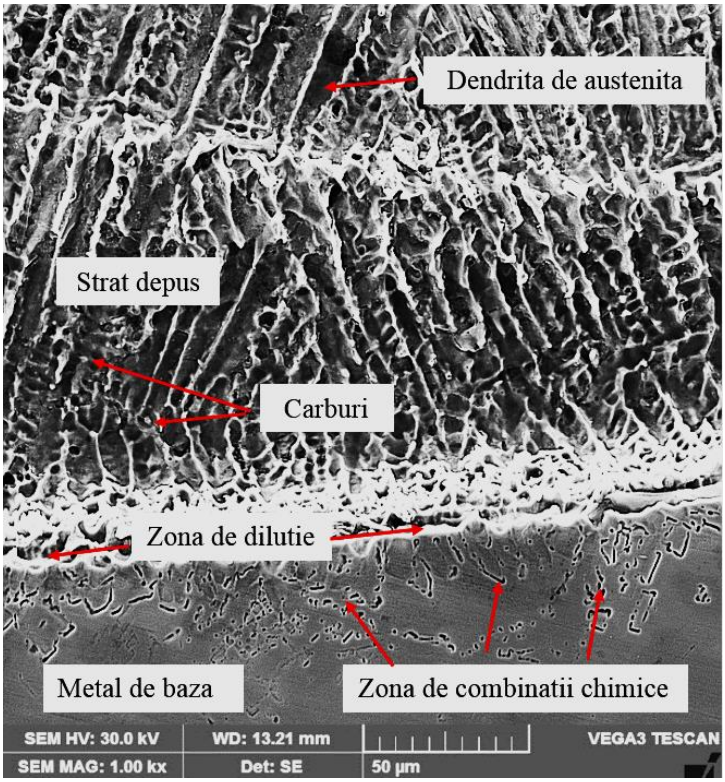
BUPT

consecință, proporția de carburi precipitate în zona interfeței, fenomen datorat tendinței de difuzie a carbonului din materialul depus, MD, către materialul de bază, este limitată.



a)

BUPT



b)

Fig.4.3 Micrografia interfeței MD – MB la depunerea primului strat: a) – x 100; b) – x 1000

Pe măsură ce solidificarea avansează, partea superioară a învelişului capătă o microstructură celulară- dendritică în care se poate observa prezența unor faze secundare (fig.4.4). Fenomenele de precipitare a fazelor secundare de tipul carburilor sunt puțin intense, deoarece o bună parte din căldura dezvoltată la sudare este preluată de apa în care a fost plasată cea mai mare masă de metal de bază.

BUPT

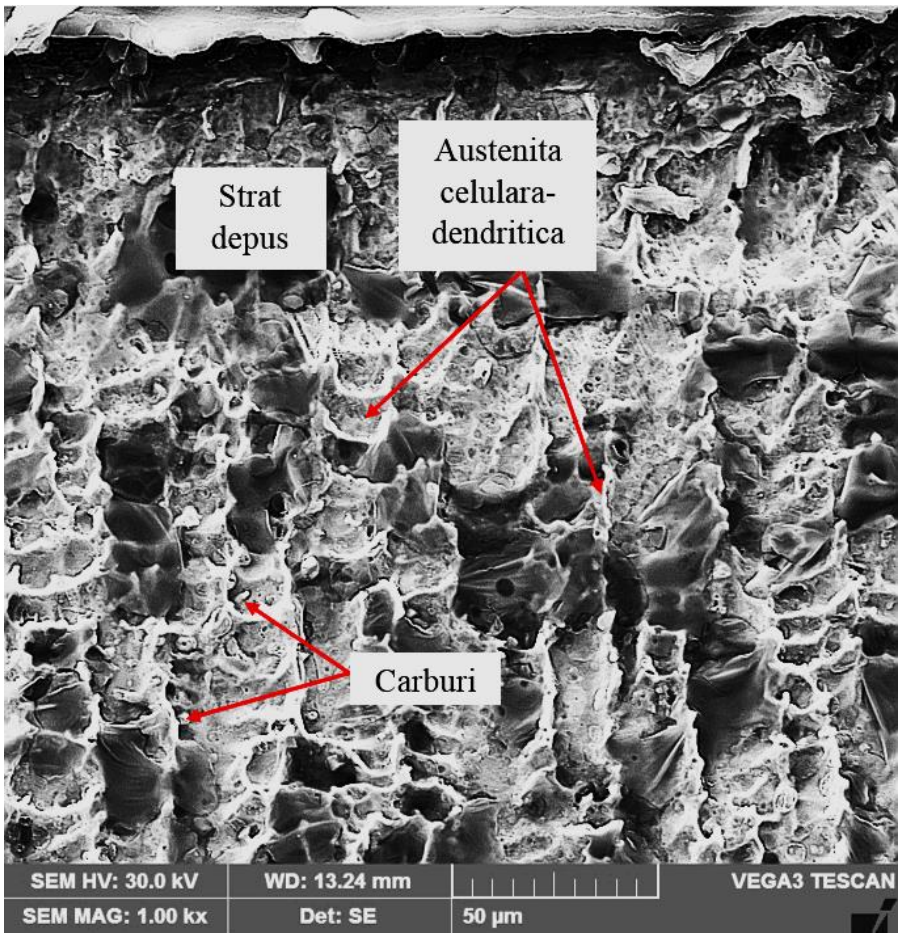


Fig.4.4 Micrografia stratului exterior depus prin sudare

Imaginile microstructurale prezentate mai sus, caracterizează straturile de metal depus prin sudare fără o ciocănire ulterioară, aplicată în vederea relaxării tensiunilor interne. S-a arătat anterior că principala caracteristică, a metalului depus din acest oțel, este sensibilitatea ridicată la ecruisare mecanică. Dacă în urma depunerii fiecărui strat se realizează o ciocănire corectă a suprafeței (în conformitate cu indicațiile date în fig.4.5) vom constata creșteri semnificative ale durității și modificări importante ale structurii microscopice.

BUPT

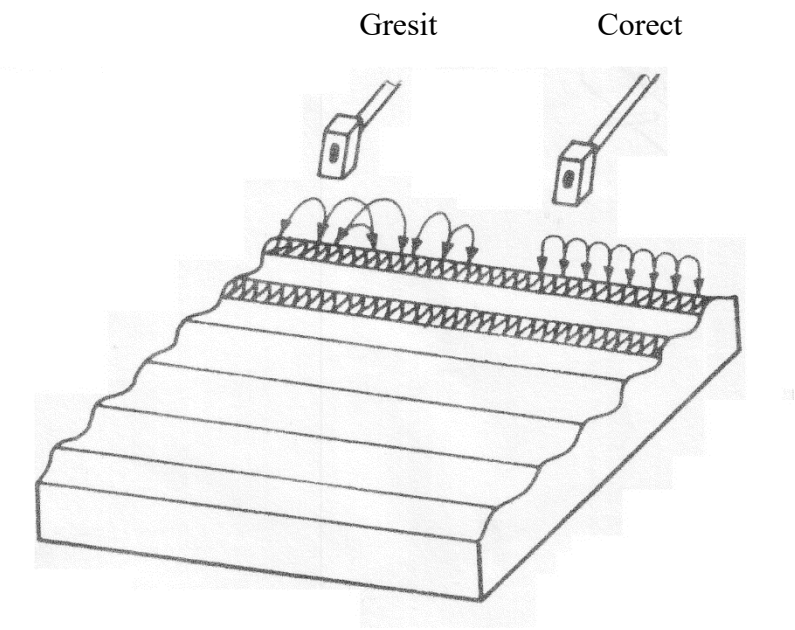


Fig.4.5 Moduri de ciocănire a stratului depus

Figura 4.6 vine să confirme capacitatea ridicată a metalului depus la durificare prin deformare la rece. Pe de o parte se observă o fărămițare a structurii dendritice, iar pe de altă parte apariția unor macle și a martensitei ε. În plus, se intensifică fenomenele de precipitare a unor particule fine de carburi cu o distribuție uniformă în zona de metal depus, MD, din apropierea interfeței acestuia cu metalul de bază, MB, și cu orientare pe direcția martensitei ε sau a maclelor, în celelalte porțiuni ale MD. Aceste observații microstructurale sunt în deplină concordanță cu rezultatele altor lucrări de cercetare [14], [92], [99], [106].

BUPT

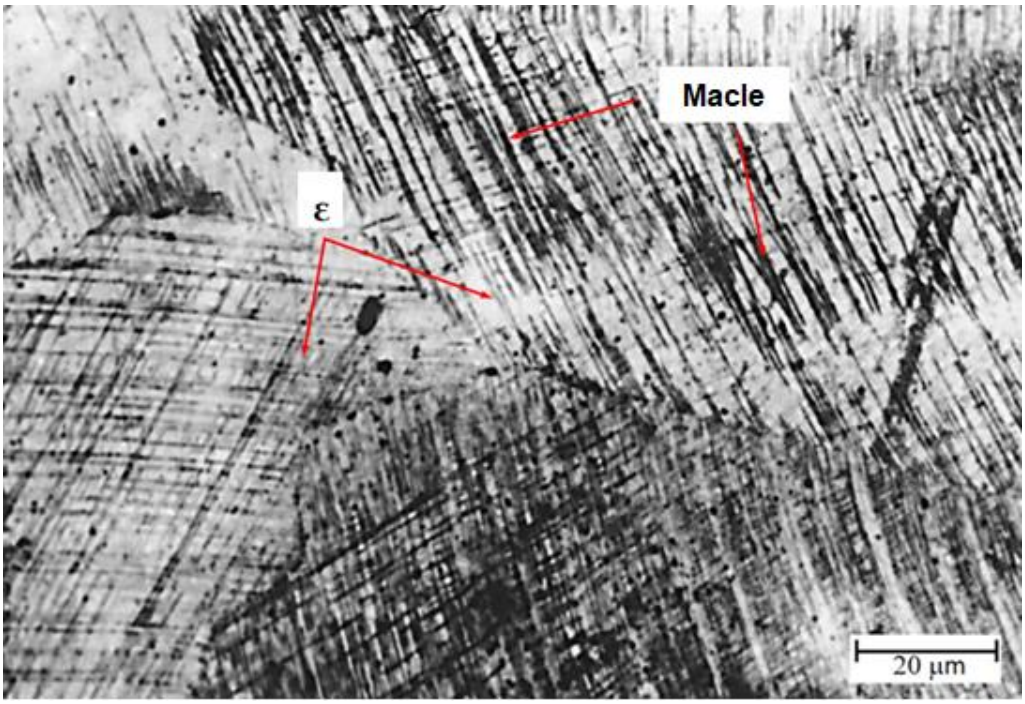
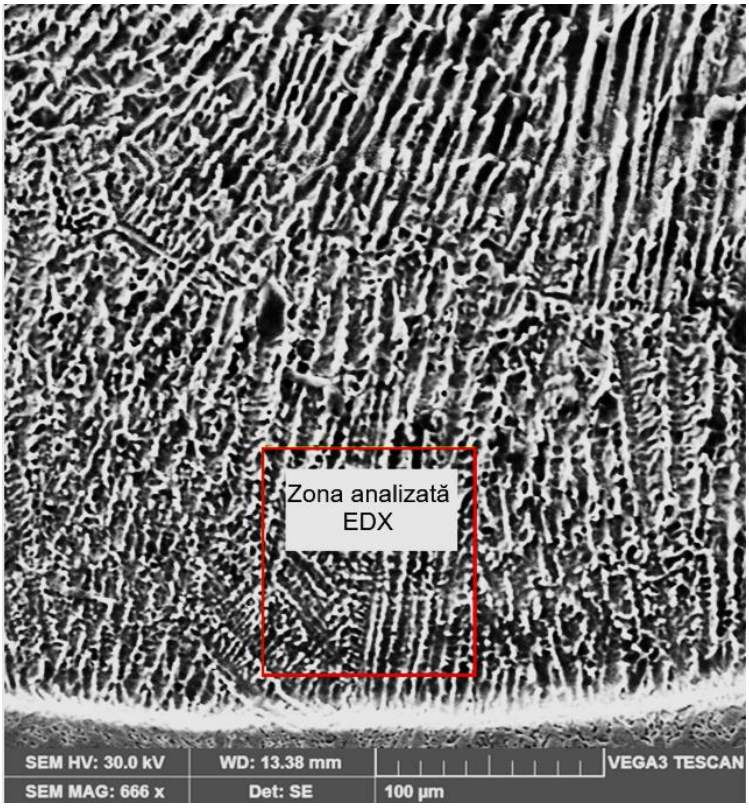


Fig.4.6 MO x 1000: Imaginea micrografică a stratului ecruisat mecanic

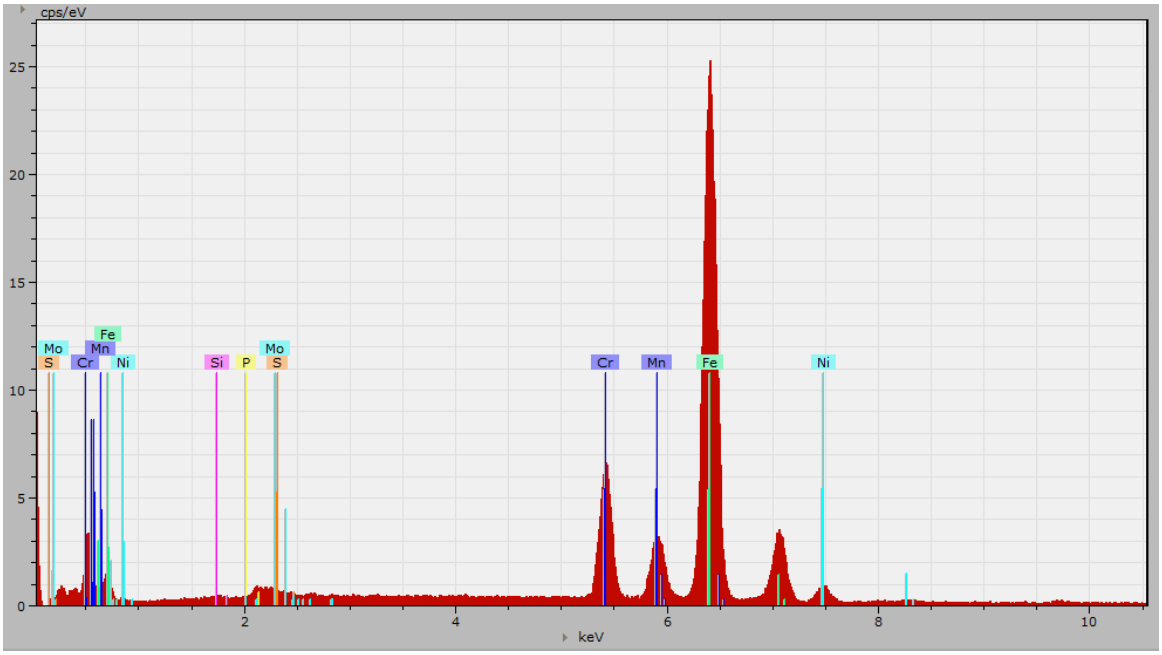
4.4 Analize EDX. Gradul de diluție

Figurile 4.7 si 4.8 prezintă rezultatele analizelor de dispersie în energie a razelor X care au fost conduse atât asupra primului strat depus cât și asupra ultimului strat depus. Compararea valorii concentrațiilor de Fe,Cr, Ni, Mn și Mo din primul strat depus (fig. 4.7), cu cele specifice metalului de referință și cu cele prezente în ultimul strat depus (fig. 4.8), confirmă existența fenomenului de diluție între cele două componente ale sistemului.

BUPT


Zona analizată
EDX
SEM HV: 30.0 kV
WD: 13.38 mm
VEGA3 TESCAN
SEM MAG: 666 x
Det: SE
100 µm

a)


cps/eV
25
20
15
10
5
0
Fe
Mo
Mn
S
Cr
Ni
Si
P
Mo
S
Cr
Mn
Fe
Ni
2
4
6
8
10
keV

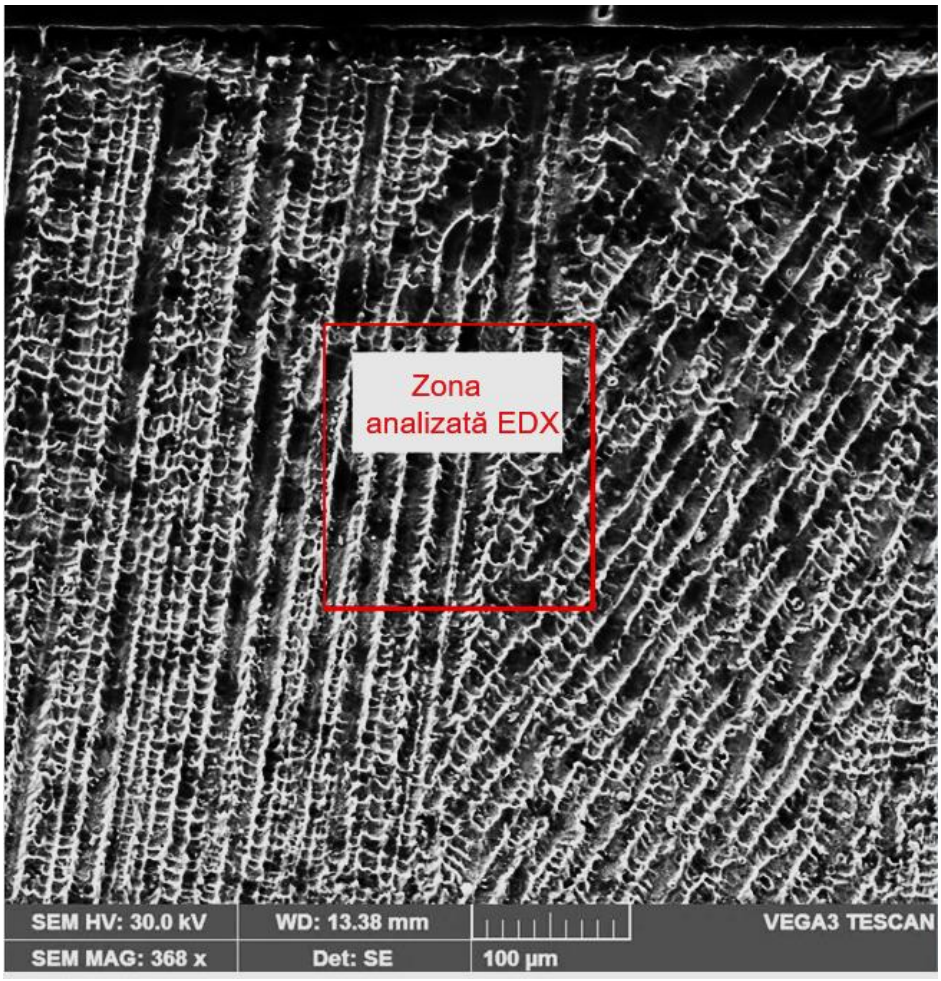
b)

BUPT

Element	Series	Mass C. (wt.%)	Norm. C. (wt.%)	Atom C. (at.%)	Error (1 Sigma) (wt.%)
Ni	K series	3.49	3.58	3.39	0.13
Cr	K series	10.75	11.03	11.79	0.32
Mn	K series	6.12	6.28	6.36	0.20
Si	K series	0.31	0.31	0.62	0.05
P	K series	0.09	0.09	0.16	0.04
S	K series	0.03	0.03	0.05	0.02
Fe	K series	75.04	76.96	76.63	1.93
Mo	K series	1.67	1.71	0.99	0.22
	Total	**97.50**	**100.00**	**100.00**	

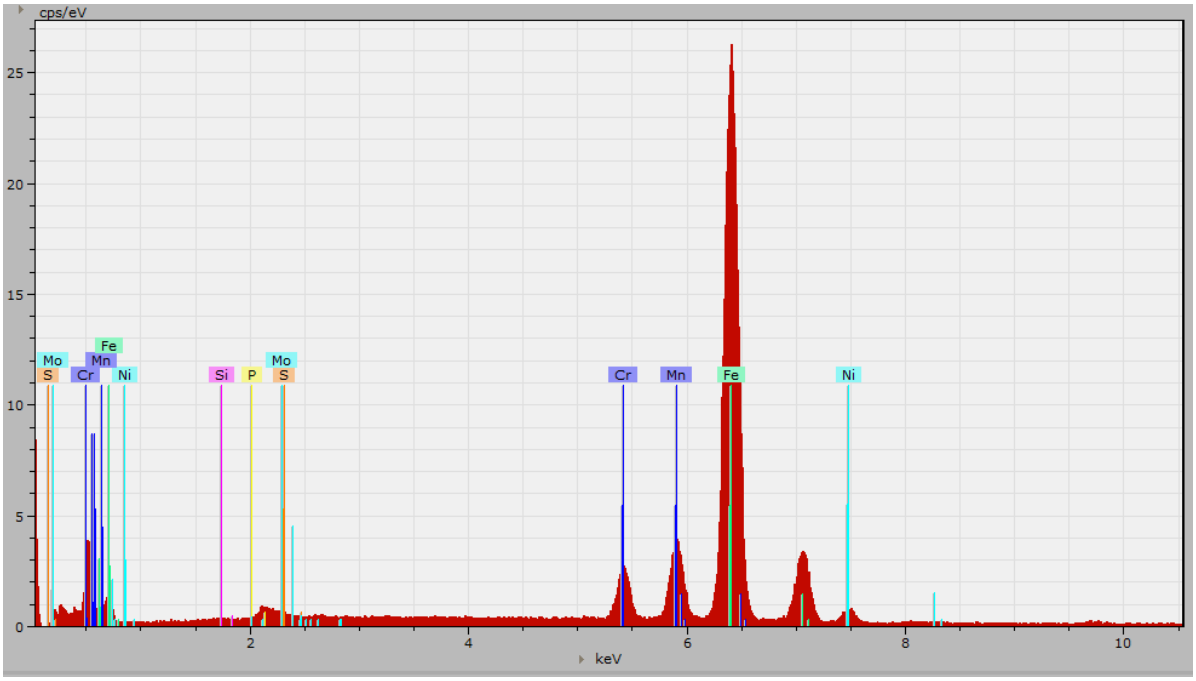
c)

Fig. 4.7 Imaginea microstructurală SEM (a), spectrul de dispersie (b) și compoziția chimică (c) a primului strat depus



a)

BUPT



b)

Element	Series	Mass C. (wt.%)	Norm. C. (wt.%)	Atom C. (at.%)	Error (1 Sigma) (wt.%)
Ni	K series	2.63	2.87	2.71	0.11
Cr	K series	4.03	4.39	4.68	0.14
Mn	K series	13.59	14.35	14.44	0.26
Si	K series	0.33	0.36	0.71	0.05
P	K series	0.09	0.09	0.15	0.03
S	K series	0.02	0.02	0.05	0.01
Fe	K series	71.02	77.74	77.16	1.96
Mo	K series	0.16	0.17	0.10	0.08
	Total	**91.87**	**100.00**	**100.00**	

c)

Fig. 4.8 Imaginea microstructurală SEM (a), spectrul de dispersie (b) și compoziția chimică (c) a ultimului strat depus

Procesul de încărcare dură prin sudare este însoțit de o pătrundere a elementelor componente ale materialului substratului în primul strat de metal depus. Așadar, diluţia stratului depus se produce în urma amestecării cu substratul topit, și afectează într-o oarecare măsură proprietățile sale funcționale. E bine să se știe că diluția crește odată cu creșterea energiei liniare la sudare. Măsurarea gradului de diluție s-a făcut prin intermediul compoziției chimice, folosind analiza de dispersie în energie a razelor X (EDX) (fig.4.9). Relația de calcul este :

$$Gd = (Fewm – Fefm) / (Febm + Fefm) \times 100 = (81.02 – 75.10) / (65.27 + 75.10) \times 100 = 4.2\ \%$$

BUPT

unde:

Gd este gradul de diluție;

Fewm este conținutul de Fe în stratul depus, % masă;

Fefm este conținutul de Fe în materialul de adaos, % masă;

Febm este conținutul de Fe în materialul de bază, % masă.

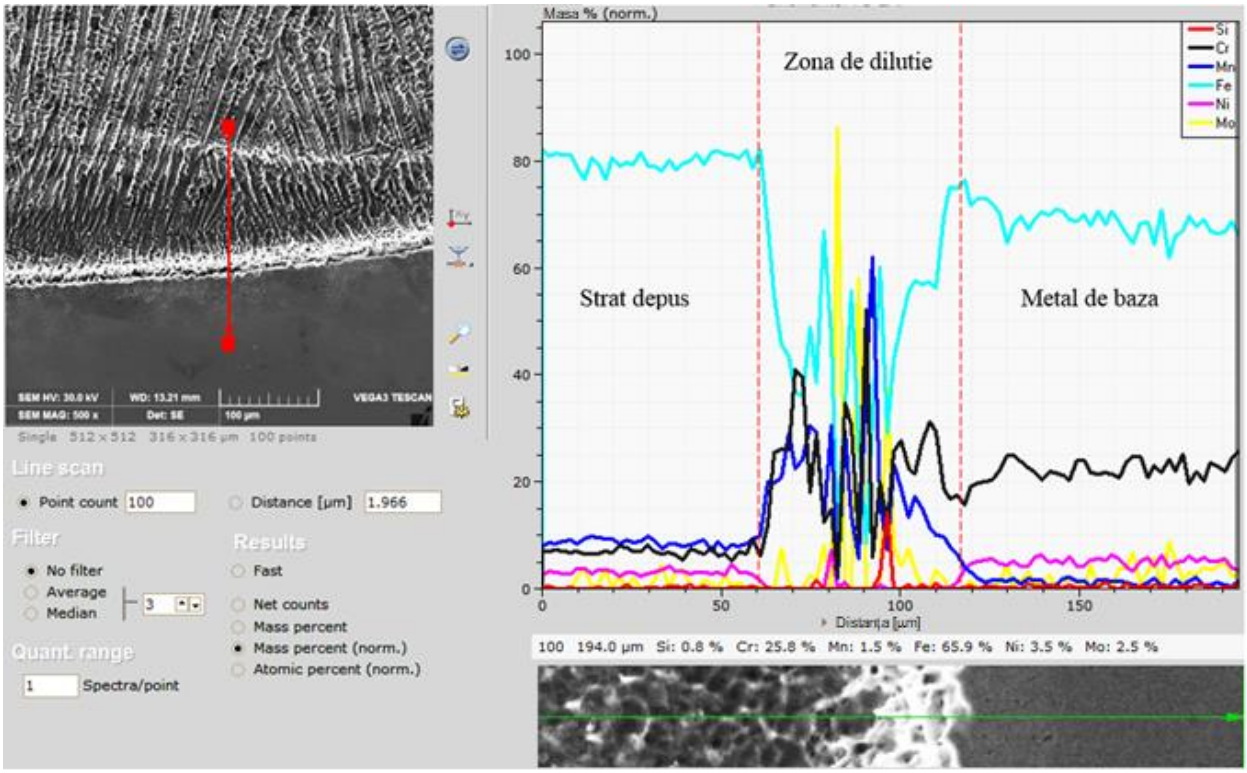


Fig.4.9 Imaginea SEM și profilele concentrației elementelor de aliere de o parte și de alta a interfeței dintre metalul depus și metalul de bază

4.5 Difracția cu raze X

Această tehnică de investigaţie se bazează pe interferenţa razelor X care suferă procesul de difracţie pe proba considerată. Razele X sunt generate de catodul tubului de raze X, supuse unui proces de filtrare pentru a fi monocromatizate, colimate (concentrate) şi, în final, orientate spre proba de analizat. Interacţiunea razelor X cu proba produce difracţia acestora urmată de o interferenţă atunci când este satisfacută legea lui Bragg:

$$n\lambda=2d\sin\theta$$

BUPT

unde λ este lungimea de undă a razelor X, θ este unghiul de difracţie, n este un număr întreg, iar d este distanţa dintre planele atomice ale reţelei cristaline. Razele X difractate sunt detectate, fiind înregistrată variaţia intensităţii lor în funcţie de valorile unghiului 2θ pentru toate direcţiile posibile ale radiaţiei difractate.

Difracția de raze X (XRD) a fost utilizată pentru a caracteriza fazele secundare precipitate în timpul solidificării și al transformărilor în stare solidă. Investigatiile au fost conduse cu ajutorul unui spectrometru cu raze X, Panalytical X'Pert Powder X-Ray, dotat cu un monocromator de grafit pentru radiaţia Cu-Kα (λ = 1.54 Å), la temperatura camerei. Detaliile de scanare aplicate în aceste analize au fost: intervalul 2θ de la 20 la 100 grade, cu o dimensiune a pasului de aproximativ 0,02 grade și numărare la fiecare pas timp de 4 s. S-a utilizat radiația Cu Kα, iar puterea generatorului de raze X a fost setată la 40 kV și 30 mA. Pentru indexarea picurilor de interferență s-a utilizat software-ul X'Pert High Score și baza de date a acestuia.

În fig.4.10 și fig.4.11 sunt exemplificate două difractograme caracteristice pentru substrat și pentru primul strat de metal depus. Se remarcă faptul că în substrat sunt prezente cele două faze caracteristice oricărui oțel inoxidabil Duplex (austenită și ferită), iar în zona primului strat depus, limitrofă metalului de bază, apar în plus particule de carburi complexe ale elementelor de aliere.

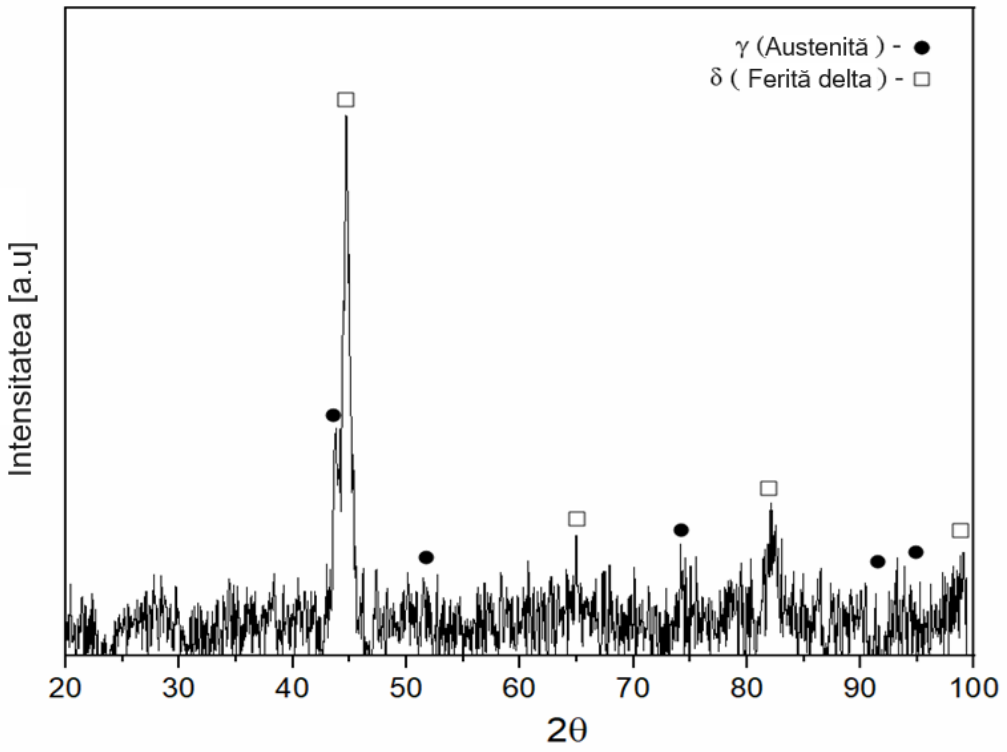


Fig.4.10 Difractograma materialului de bază (substratului)

BUPT

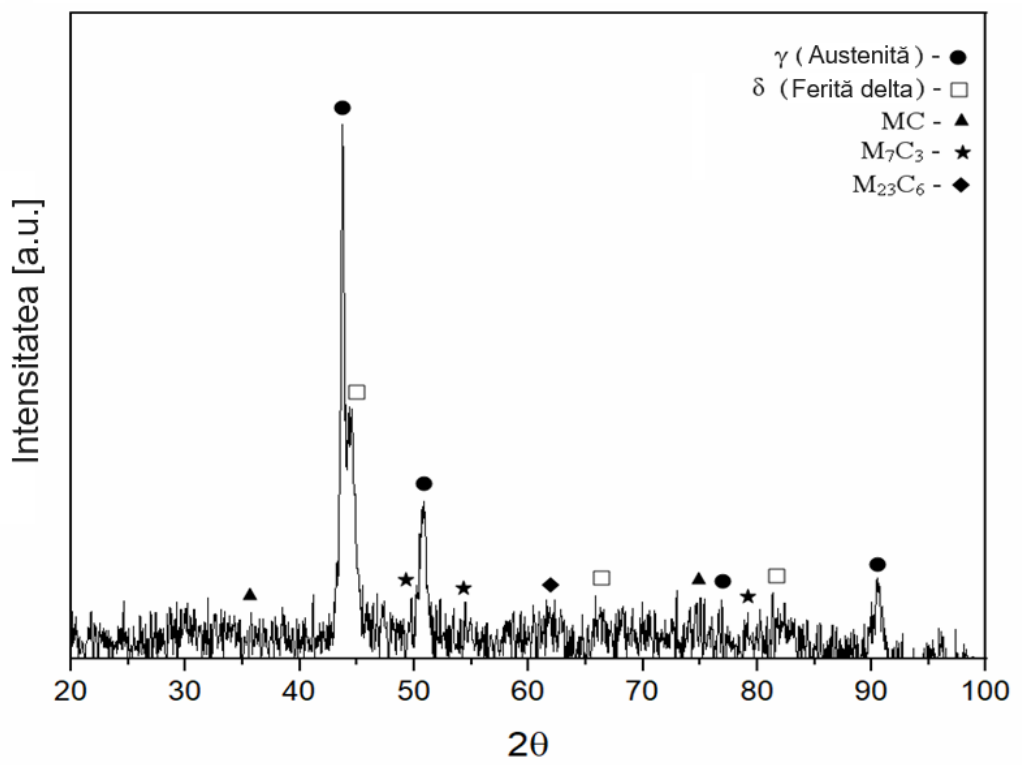


Fig.4.11 Difractograma microzonei de strat din apropierea interfeţei cu materialul substratului

4.6 Încercări de duritate

Întrucât valorile de duritate sunt cele mai sensibile la modificările microstructurale induse prin ciclul termic de sudare, asemenea măsurători au fost realizate atât pe suprafața probelor cât și pe secțiuni prelevate pe o direcţie perpendiculară pe depuneri.

Influența exercitată de modificarile structurale și de compoziția chimică, pe suprafață și la diferite adâncimi ale învelişului și substratului, a fost pusă în evidență prin măsurători ale durității Vickers. Fig.4.12 prezintă histograma valorilor de duritate ale suprafeței durificate prin sudare cu unul, două și trei straturi, precum și ale materialului substratului, tratat termic prin călire pentru punere în soluție. În fig.4.13 sunt redate curbele gradient de duritate pe secțiunea transversală șlefuită și lustruită, de la partea superioară a stratului depus la substrat. Se remarcă faptul că, urmare a diluţiei stratului cu substratul, duritatea suprafeței primului strat depus are valori de 300 – 360 HV5, iar a suprafeței straturilor următoare, neafectate de diluție, variază între 465 HV5 și 490 HV5. În materialul de referință, valorile de duritate sunt cuprinse între 260 HV5 și 280 HV5.

BUPT

Prezența unei cantități mici de carburi în partea superioară a învelișului nu a micşorat rezistenţa la fisurare deoarece nivelul de duritate atins nu este foarte ridicat.

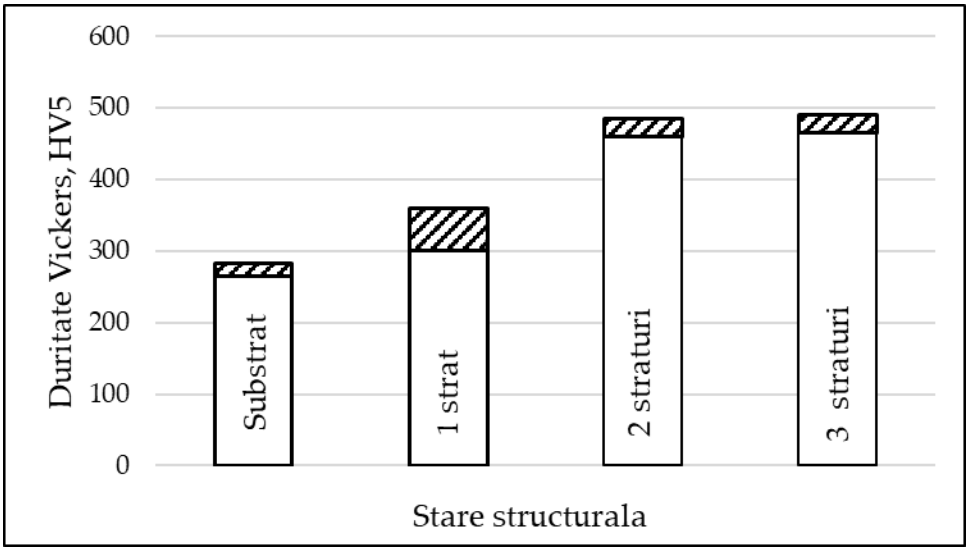


Fig.4.12 Histograma valorilor de duritate ale componentelor sistemului strat – substrat

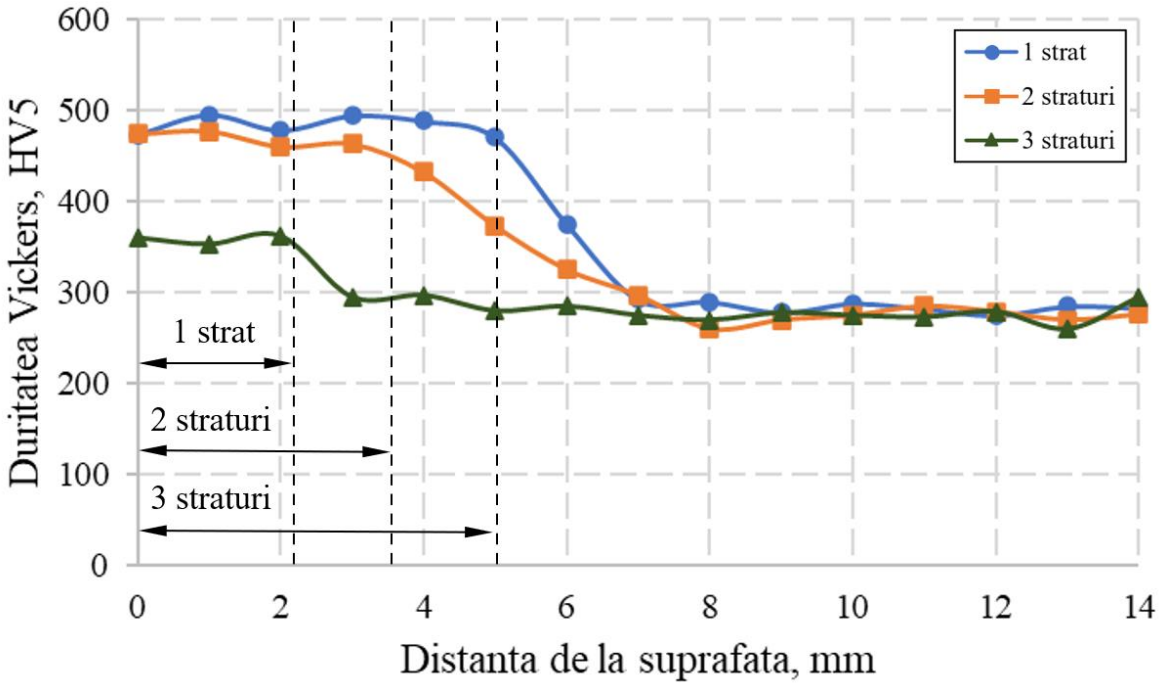


Fig.4.13 Curba gradient de duritate pe secțiunea transversală a sistemului strat – substrat

BUPT

4.7 Evaluarea testelor de cavitație

Pentru urmărirea și analiza comportării aliajelor metalice la atacurile cavitației sunt construite diagrame specifice ce conțin valorile experimentale ale masei erodate cumulate M_i și ale vitezei medii de pătrundere a eroziunii v_i, precum și variațiile curbelor de mediere M(t) și v(t) ale acestor valori. Relațiile folosite au formele asemănătoare celor din subcapitolul 2.7.2, cu diferența că, aici, în locul adâncimii medii cumulate MDE și a vitezei medii de pătrundere a eroziunii MDER, folosim pierderile cumulate de masă și viteza de eroziune aferentă. Prin urmare, formele relațiilor folosite în calculul pierderilor cumulate, a vitezelor aferente perioadelor intermediare și pentru construirea curbelor analitice de mediere sunt:

- pentru valoarea experimentală a masei erodate cumulată:

$$M_i = \sum_{i=1}^{i=13} \Delta m_i \ [mg] \quad (1)$$

- pentru curba analitică de mediere a valorilor experimentale ale masei erodate cumulate: [10], [13].

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

- pentru valoarea experimentală a vitezei medii de eroziune, aferentă perioadei intermediare:

$$v_i = \Delta m_i / \Delta t_i \ [mg/min] \quad (3)$$

- pentru curba analitică de mediere a valorilor experimentale obținute pentru vitezele medii de eroziune [10], [13]:

$$v(t) = A \cdot (1 - e^{-B \cdot t}) + A \cdot B \cdot t \cdot e^{-B \cdot t} \quad (4)$$

unde:

pentru $i = 1$, $\Delta t_i = 0$, $M_i = 0$

i - reprezintă numărul perioadei intermediare de testare;

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

Δt_i – durata perioadei intermediare "i" a cavitaţiei (de 5, 10 și 15), în minute;

A - este parametrul de scară, stabilit statistic pe baza valorilor experimentale, folosite pentru construirea curbei de aproximaţie / mediere a acestora, cu condiţia că abaterile lor faţă de aceasta să fie minime;

B - este parametrul de formă al curbei, stabilit statistic pe baza valorilor experimentale.

Valorile parametrilor A și B s-au stabilit în programul Matchad, după un model construit în Laboratorul de Cercetare a Eroziunii prin Cavitație din Timișoara [10], [13].

BUPT

Deoarece, cavitația, ca fenomen hidrodinamic, al cărui efect distructiv prin eroziune este puternic dependent de microstructură și de hidrodinamica cavitației vibratoare, în diagramele, din fig.4.14 a, 4.14 b și 4.14 c, ce exprimă variațiile maselor cumulate, este o legendă cu valorile abaterii medii standard ce intervine în relațiile granițelor superioară (S(t)) și inferioară (I(t)) a domeniului de dispersie a valorilor experimentale, cunoscut în statistică ca fiind gradul de precizie sau intervalul de toleranță. Pentru un proces hidrodinamic, de complexitatea cavitației, datele oferite de literatura de specialitate [10], [13] arată că valorile intervalului de toleranță, pentru un test corect condus, cu parametrii regimului hidrodinamic riguros controlați, poate avea valori de până la 90 % (eroare de aproximare de ± 10 %).

Relațiile folosite la determinarea abaterii medii standard σ și a granițelor S(t) și I(t), conform literaturii [13], adaptate la datele experimentale din diagrame, au formele:

-pentru abaterea medie standard:

$$\sigma = \left[\frac{\sum_{i=0}^{13} \left(M_i - M(t)_i \right)^2}{n-1} \right]^{\frac{1}{2}}, \; n = 13 \qquad (5)$$

- pentru Intervalul de toleranţă 99%:

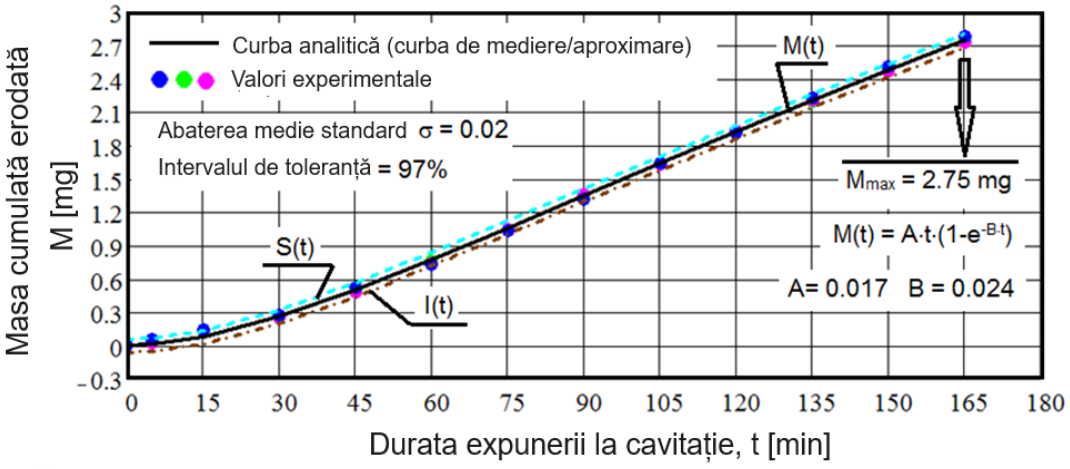
$$S99(t) = M(t) + 1 \cdot \sigma \; ; \; I99(t) = M(t) - 1 \cdot \sigma \qquad (6)$$

- pentru Intervalul de toleranţă 90%:

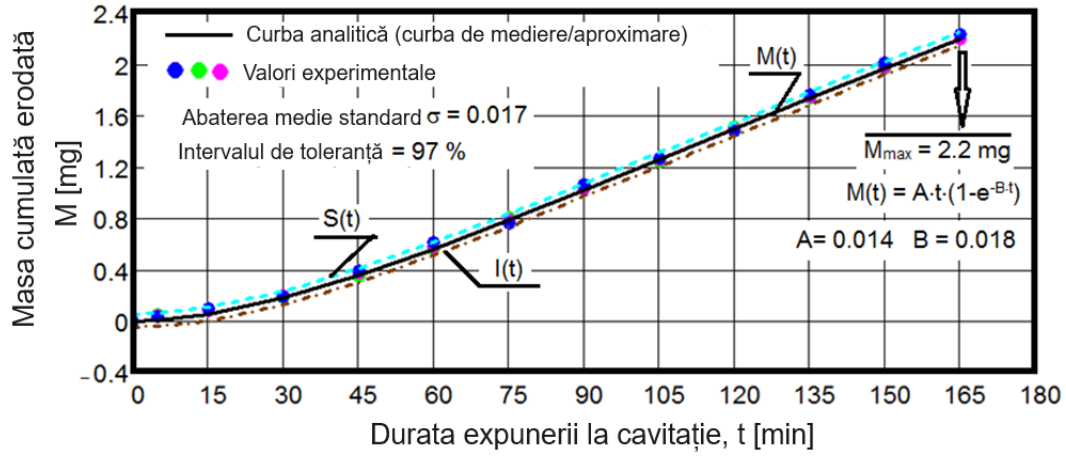
$$S90(t) = M(t) + 10 \cdot \sigma; \; I90(t) = M(t) - 10 \cdot \sigma \qquad (7)$$

În fig.4.14 și fig.4.15, sunt prezentate diagramele specifice eroziunii produsă de cavitația vibratoare. Acestea conțin valorile experimentale ale setului de câte trei probe, curbele de mediere a acestora și valorile statistice (intervalul de toleranță, limitat de cele două granițe S și I, abaterea medie standard σ) care oferă date despre acuratețea derulării testului experimental.

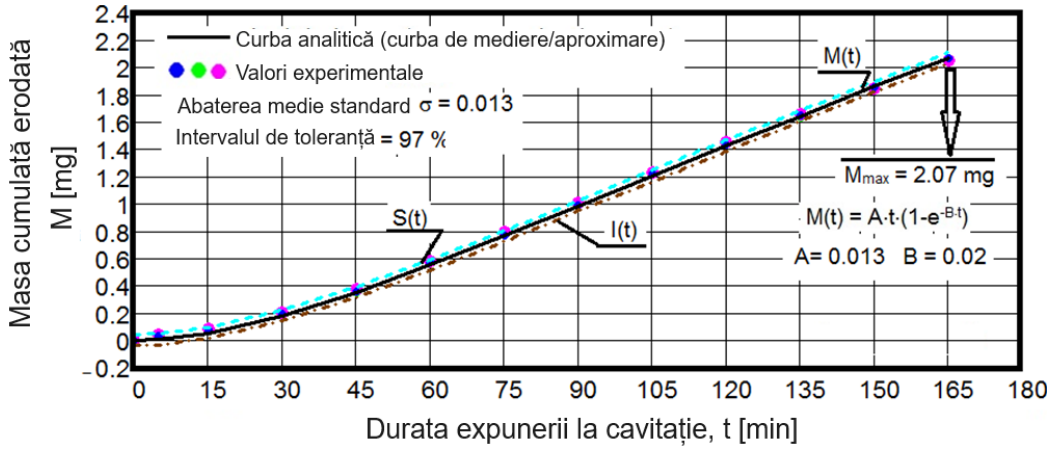
BUPT



a)



b)



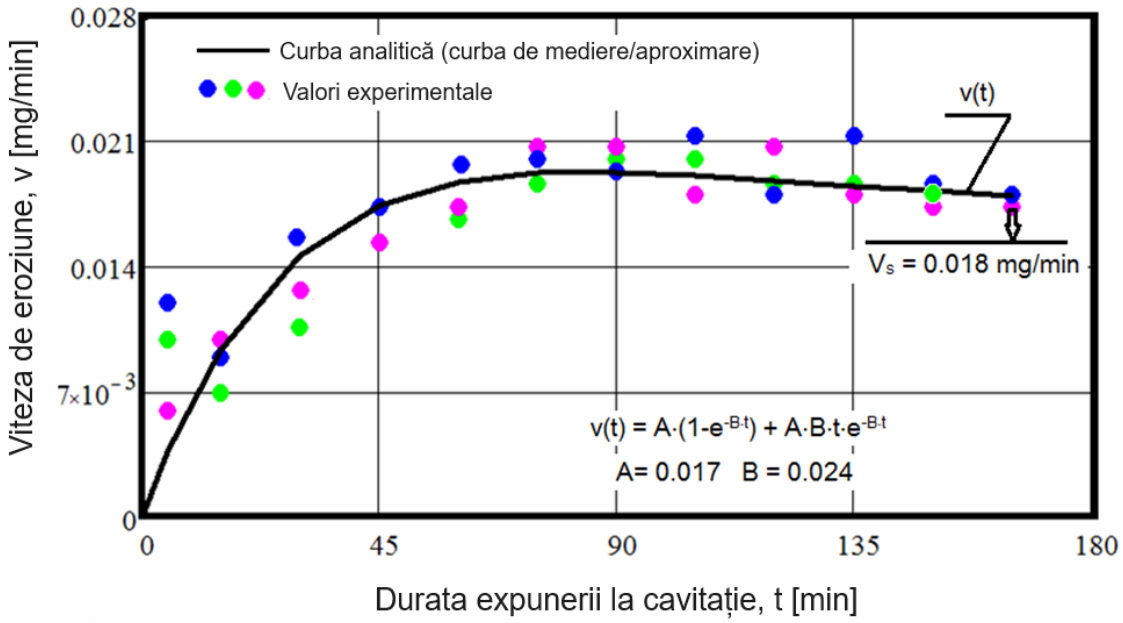
c)

Fig.4.14 Variația pierderilor masice cumulate cu durata atacului cavitației (a) – 1 strat depus, b) – 2 straturi depuse, c) – 3 straturi depuse)

BUPT

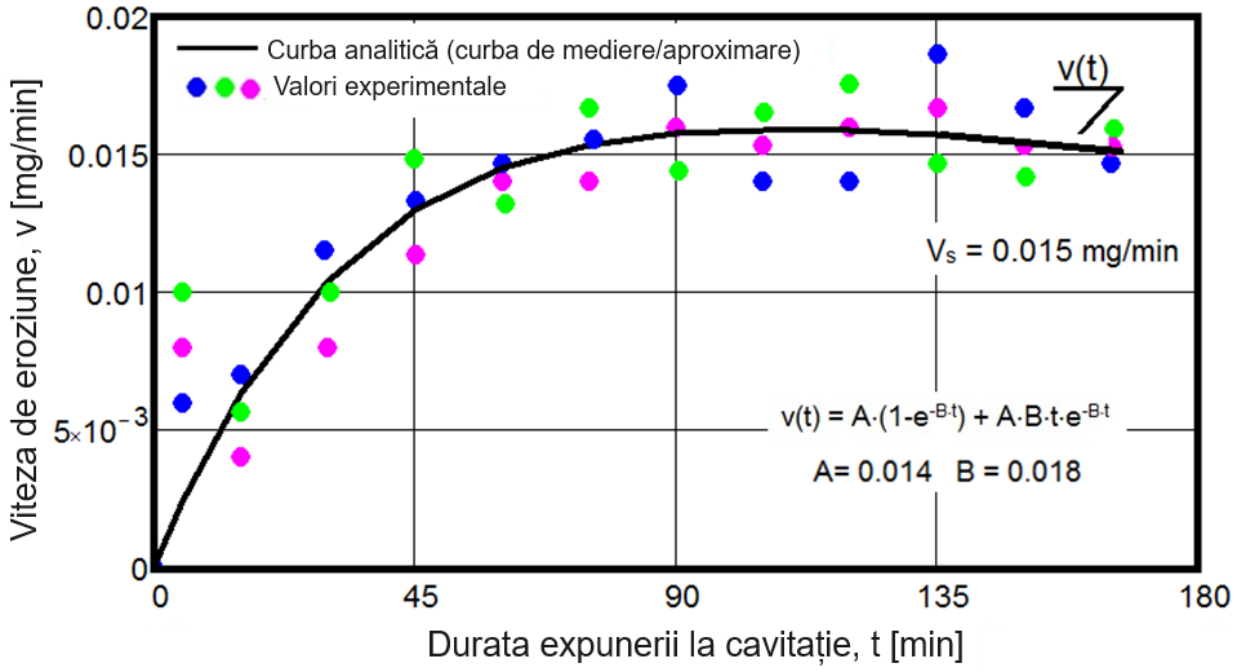
Datele din diagrama din fig.4.14, corelat cu datele oferite de literatură [10], [13] arată:

- diferențe reduse între valorile maxime ale pierderilor de masă (maxim 0.13 mg - circa 6%), după 165 min. de eroziune prin cavitație;
- indiferent de regimul de acoperire dură, setul de câte trei probe, cu unul, două și trei straturi depuse, au comportări asemănătoare, pe tot parcursul experimentului. La anumite durate ale cavitației pierderile de masă sunt chiar identice (1 strat depus - min. 30, 75 și 105, 2 straturi depuse - min. 30, 75 și 105, 3 straturi depuse - min.75 și 135);
- o creștere accentuată / exponențială, pe durata 0....60 min. a cavitației, urmată de o ușoară scădere, ce determină liniarizarea curbei de aproximare M(t). Acest mod de comportare, conform studiilor anterioare [10], [13] este dictat de valorile ridicate ale proprietăților mecanice (R_m, $R_{p0.2}$ și în special duritatea), omogene valoric în volumul structurii stratului atacat de cavitație;
- grad identic și ridicat al intervalului de toleranță (97 %), precum și valori foarte mici ale abaterii medii standard σ = (0.013...0.02), aferente benzii de dispersie a valorilor experimentale, care confirmă acuratețea derulării programului experimental și constanța valorilor parametrilor de funcționare ai aparatului vibrator (amplitudine, frecvență, temperatura apă, putere generator electronic de ultrasunete), ca urmare a controlului riguros realizat de softul implementat în calculatorul la care aparatul este legat.

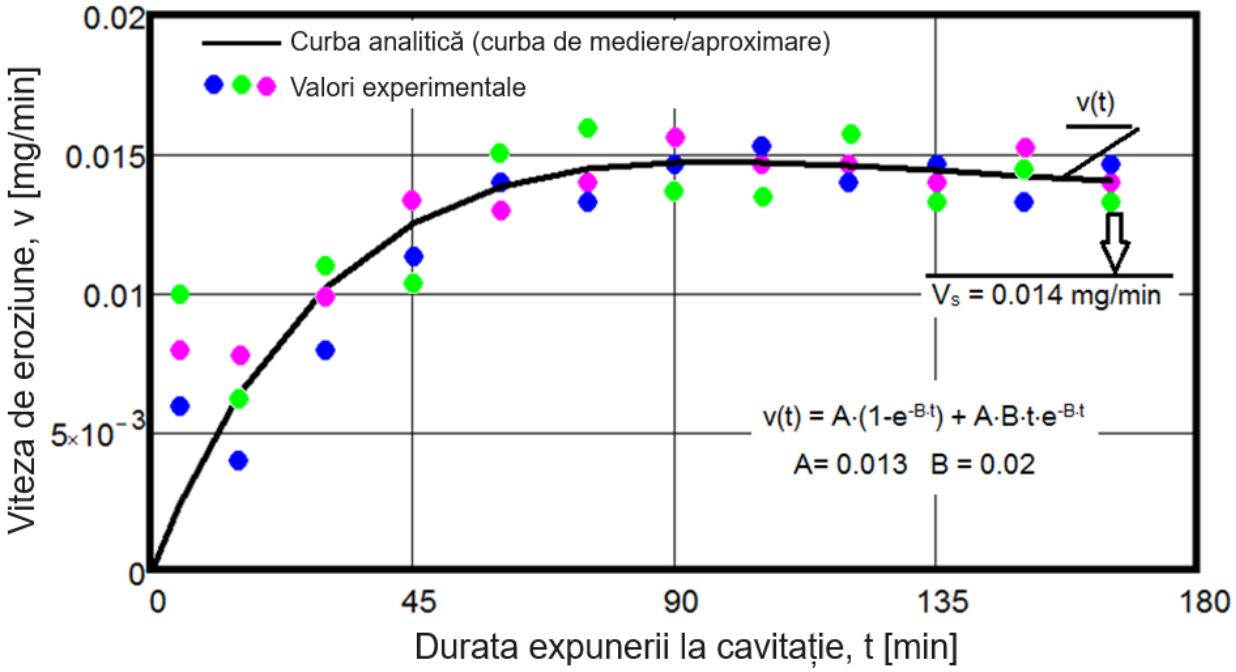


a)

BUPT



b)



c)

Fig. 4.15 Variația vitezei de eroziune cu durata atacului cavitației (a) – 1 strat depus, b) – 2 straturi depuse, c) – 3 straturi depuse)

Datele din diagramele prezentate în fig.4.15 confirmă cele afirmate la analiza realizată pe baza fig.4.14 și, în plus, arată:

BUPT

- diferențe nesemnificative (de maxim 0.04 mg/min) între valorile v_s, ale vitezelor finale, spre care tind asimptotic a se stabiliza curbele de mediere;
- valori mari ale vitezelor de eroziune, în primele 5 minute, cauzate de vârfurile asperităților și praful abraziv, rămas în suprafața cavitată, după procesul de lustruire la o rugozitate Ra = max 0.2 μm. Aceste valori, conform experiențelor anterioare și datelor din literatură [10], [13], nu exprimă, în totalitate, pierderea de material, datorită faptului că, prin solicitările ciclice ale microjeturilor și undelor de șoc cavitaționale, în acestă perioadă de început sunt produse deformări elastico-plastice și se creează rețeaua de fisuri;
- comportarea celor trei seturi probe, cu unul, două și trei straturi depuse, așa cum arată dispersia valorilor experimentale față de curbele de mediere, este în limita erorilor acceptate pentru un proces dinamic de complexitatea eroziunii generată de cavitația vibratoare (a se vedea valorile câmpului de toleranță și ale abaterilor medii standard din fig.4.15);
- forma de evoluție a curbei de mediere v(t), cu atingerea unui maxim la 75...105 minute, cu scădere asimptotică spre valoarea de stabilizare v_s = 0.014...0.017 mg/min, arată efectul ridicat al durității stratului de acoperire, care continuă a se durifica sub impacturile ciclice cu microjeturile și undele de șoc, precum și atenuarea vărfurilor de presiune, rezultate din aceste lovituri, de către aerul pătruns în rețelele de fisuri și microcavernele create;
-pentru probele cu un singur strat depus, maximul curbei v(t), (fig.4.15 a), este realizat mai repede decât în cazul celorlalte două probe (75 min), urmând o scădere asimptotică, ceea ce arată o rezistență ușor mai mică, ca urmare a cavernelor formate, cu dimensiuni ceva mai mari;

Histograma din fig.4.16 arată diferențele dintre valorile parametrilor MDE_{max} (valoarea maximă a adâncimii medii a eroziunii în structura suprafeței cavitate) și rezistența la cavitație, R_{cav}, ca expresie a efectului durității și microstructurii, asupra rezistenței structurii suprafeței la solicitările undelor de șoc și microjeturilor cavitaționale.

Se menționează faptul că parametrii MDE_{max} și $R_{cav.}$, indicați de ASTM G32-2016 [122], sunt determinați cu relațiile folosite în cutuma laboratorului nostru [10], [13]:

$$MDE_{max} = \frac{4 \cdot M_{max}}{\rho \cdot \pi \cdot d_p^2} \quad [\mu m] \tag{8}$$

$$R_{cav} = \frac{\rho \cdot \pi \cdot d_p^2}{4 \cdot v_s} \; [min/\,\mu m] \tag{9}$$

BUPT

unde:

M_{max}- masa cumulată (fig.4.14);

ρ - densitatea oțelului, (7810 kg/m^3];

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

v_s – valoarea vitezei spre care curba v(t) tinde asimptotic (valoarea finală fig.4.15).

Din histograma prezentată în fig.4.16, rezultă:

- prin depunerea a 2 - 3 straturi din aliaj austenitic manganos, rezistența la eroziunea cavitației este net superioară structurii oțelului inoxidabil Duplex, rezultată prin aplicarea tratamentului termic de călire pentru punere în soluție (proba martor, de referință).
- după valorile celor doi parametri rezistența straturilor depuse, la solicitările microjeturilor cavitaționale crește față de cea a structurii oțelului tratat termic prin călire pentru punere în soluție de la 8.6 ori pînă la 11.4 ori, indiferent de parametrul la care ne raportăm MDE_{max} sau R_{cav};
- dintre cele trei regimuri, cea mai mare rezistență este obținută pentru regimurile 2 (cu două straturi) și 3 (cu trei straturi); diferența dintre rezistențele lor fiind nesemnificativă (de circa 6 % după MDE_{max} și de circa 5.4 % după R_{cav} - practic sunt în marja de eroare acceptată pentru mecanica eroziunii produse prin cavitație [10], [13];
- sporul de rezistență, la cavitație realizat de suprafețele cu două și trei straturi depuse, față de cea a suprafeței cu un singur strat depus, este de (23…30)%.

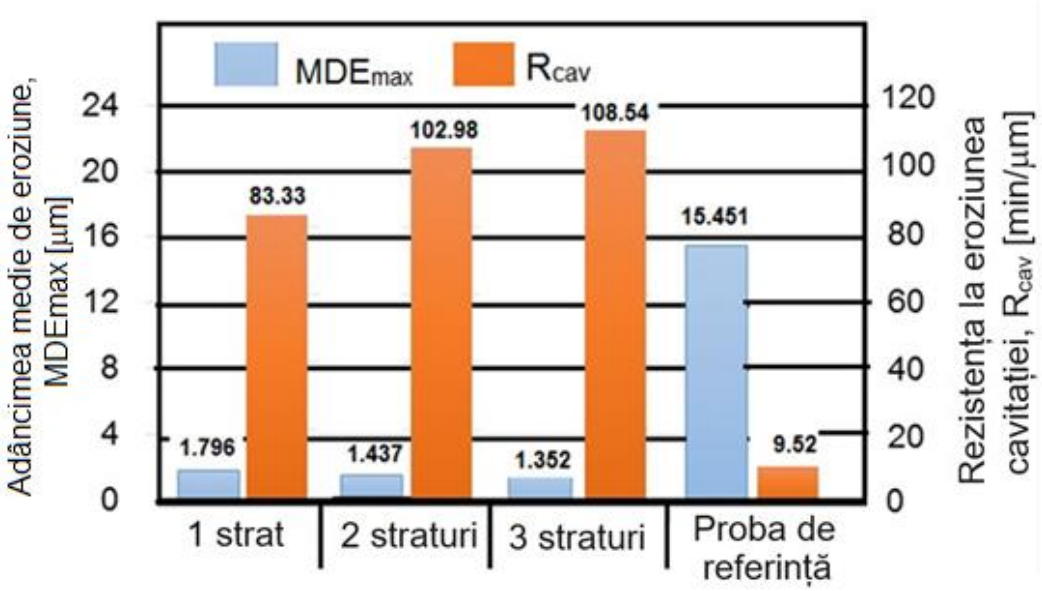
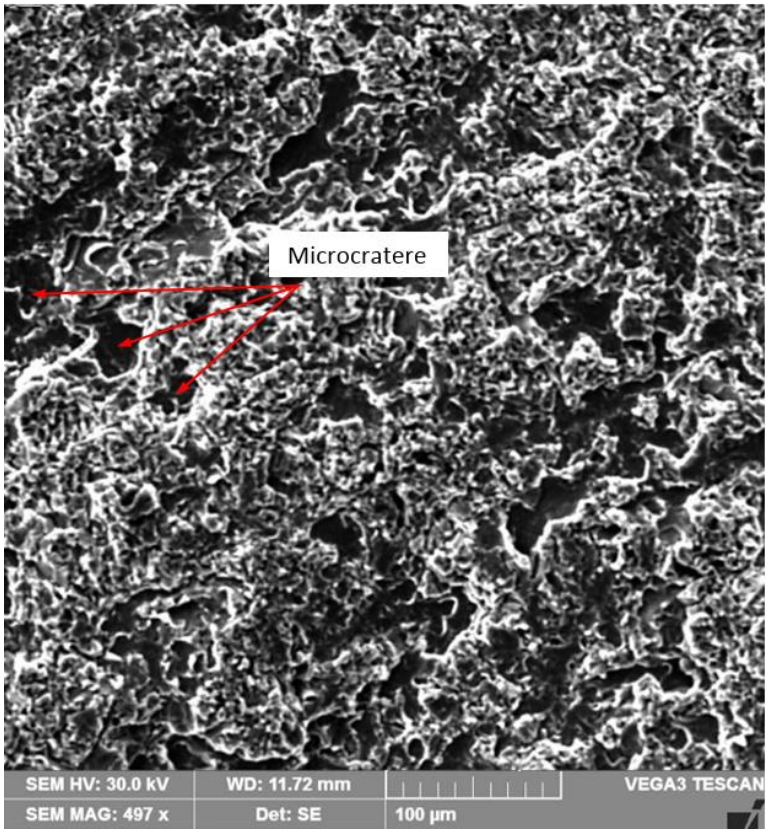


Fig.4.16 Histograma comparării rezistenței la eroziunea cavitației

BUPT

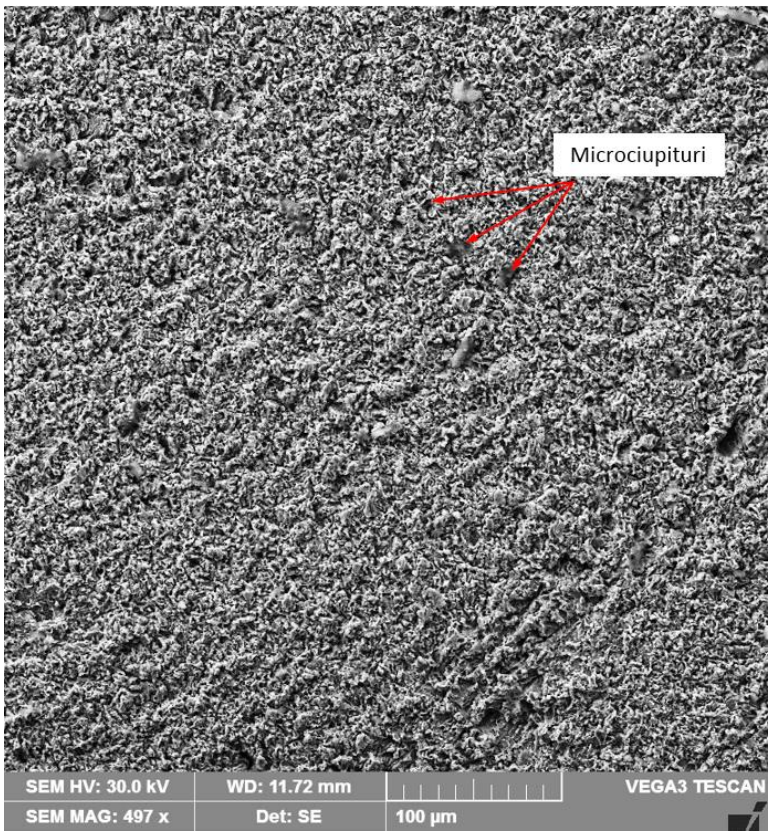
4.8 Topografia suprafețelor cavitate

Imaginile topografice ale suprafeței probelor prelevate din materialul de bază și din cele durificate prin depunerea a trei straturi, care au fost testate la eroziune prin cavitație timp de 165 min. sunt arătate în fig.4.17. Ele pun în evidență formarea de cratere ale căror adâncimi sunt mai mari de 18 μm (fig.4.17 a), determinate de cavitățile preferențiale ale feritei și ale limitelor de separație dintre grăunți, care sunt mai fragile. Se subliniază faptul că limitele de separație dintre cele doua faze α / γ și cele de separație dintre grăunții cristalini ale acestor faze sunt mai puțin capabile să absoarbă energia de deformare datorată tensiunilor induse în material de undele cavitaționale de impact și, ca urmare, se erodează mai rapid decât microstructura de soluţie solidă γ. În schimb, pe suprafețele durificate prin depunerea a trei straturi (fig.4.17 b) se constată că adâncimile cavernelor nu depășesc 6 μm, iar degradarea este mai lentă şi uniformă.



a)

BUPT



b)

Fig.4.17 Imaginea SEM a topografiei suprafețelor testate la cavitație timp de 165 min.: a) – metal de bază; b) – strat durificat

4.9 Concluzii

Pe baza rezultatelor obținute și prezentate în acest studiu privind caracteristicile microstructurale ale straturilor din aliaje austenitice manganoase, depuse prin sudare manuală cu arcul electric în curent pulsat pe oțeluri inoxidabile Duplex, s-a concluzionat că:

1. Parametrii procesului de sudare asigură o reducere a căldurii introduse în piese și o creștere a vitezei de răcire, limitând astfel gradul de diluție și fenomenele de precipitare a fazelor de carburi.
2. Examinarea macroscopică arată că învelișurile au fost puternic legate de substrat, fără defecte de continuitate, ceea ce reprezintă o bună adeziune metalurgică.
3. În urma ecruisării mecanice a suprafeței, duritatea primului strat depus, afectat de diluție, are valori de 355 – 365 HV5, iar a celui de-al doilea și al treilea strat depus, atinge valori de 468 – 492 HV5.

BUPT

4. Microstructura ultimului strat depus este austenitică cu caracter celular – dendritică și cu o proporție mică de carburi întru-cât o mare parte din căldura dezvoltată la sudare este preluată de apa în care a fost plasată cea mai mare masă de material de bază.
5. Procesul de durificare prin sudare a suprafeței componentelor din oțel inoxidabil Duplex, folosind ca material de adaos electrozi din aliaj austenitic manganos "Citomangan", favorizează o îmbunătățire pronunțată a rezistenței la eroziune prin cavitație. După valorile parametrilor de referință (M_{max},v_s, $MDE_{max,}$ sau R_{cav}) cea mai mare rezistență la solicitările ciclice ale cavitației vibratoare o au suprafețele cu două sau trei straturi depuse.
6. Rezistența mai mică la cavitație a suprafețelor cu un singur strat depus se explică prin fenomenul de diluție al stratului cu substratul, care este specific oricărui proces de depunere prin sudare.
7. Comparativ cu materialul substratului, sporul de rezistență la eroziunea cavitației adus prin procesul de durificare prin sudare este foarte ridicat, de peste 8 ori. Principala proprietate mecanică care a determinat această creștere o reprezintă duritatea suprafeței, care atinge valori de 465 - 490 HV5 datorate capacității ridicate de ecruisare mecanică a aliajelor austenitice manganoase.
8. Investigaţiile efectuate la microscopul electronic cu baleiaj dovedesc că suprafeţele durificate prin sudare și testate la eroziune prin cavitație timp de 165 min. suferă o degradare uniformă a materialului şi o penetrare mai mică a uzurii comparativ cu materialul substratului.
9. Evoluțiile curbelor de mediere a rezultatelor M(t), exponențiale pe prima parte, cu tendința de liniarizare pe a doua parte a cavitației, și de creștere spre o valoare de maxim, cu scădere spre valoarea de stabilizare, a curbelor v(t), confirmă durificarea stratului solicitat de undele de șoc și de microjeturile cavitaționale, precum și efectul amortizant al șocurilor, creat de aerul / apa pătrunse în caverne în faza de comprimare a sistemului mecanic oscilator.
10. Acuratețea ridicată a derulării experimentului de testare la eroziunea prin cavitație vibratoare și a prelucrării rezultatelor este dovedită de valorile reduse ale abaterii standard, σ = 0. 013 ...0.0251 și ridicate ale intervalului de toleranță, de 97 %.

BUPT

Cap. 5 Concluzii finale şi contribuţii originale. Direcţii viitoare de cercetare

Lucrarea de doctorat **“Microstructura și rezistența la eroziune prin cavitație a unor straturi depuse prin sudare pe oțeluri inoxidabile Duplex”** se înscrie în tendinţa actuală a cercetărilor din domeniile Ingineriei materialelor și Inginerie mecanice, de a găsi soluţii **eficiente** care să permită **îmbunătățirea acestei proprietăți de suprafață** prin aplicarea unor tehnologii performante de **ingineria suprafețelor** şi de a aprofunda mecanismul de degradare a suprafeţei acestora în urma imploziei bulelor cavitaţionale.

Principalele concluzii şi contribuţii originale ale lucrării pot fi sintetizate astfel:

1. Investigarea eroziunii prin cavitație constituie o problemă critică determinată de multitudinea factorilor care definesc hidrodinamica curgerii și starea structurală a materialului.
2. Oțelurile inoxidabile Duplex aflate în stare de călire pentru punere în soluție au o slabă rezistenţă la eroziunea produsă prin cavitaţie, comparativ cu alte oțeluri inoxidabile, fenomen care este atribuit prezenței feritei în microstructură și a interfețelor α/γ (ferită / austenită).
3. Depunerea prin sudare WIG în curent pulsat a unor straturi cu o grosime de 2 – 5 mm din aliaje Stellite 21” favorizează o creștere a rezistenței la eroziune prin cavitație de 7 – 11 ori, chiar și în primul strat durificat prin acest proces, el dovedindu-și fezabilitatea prin :

   ● dozarea precisă a energiei introduse în material, fapt care asigură o bună legătură metalurgică strat – substrat;

   ● o diluție scăzută a materialului de adaos cu materialul substratului (cca. 5.9 – 6.1%) care se justifică prin aportul scăzut de căldură;

● o microstructură a învelișului alcătuită dintr-o matrice cu bază de Co și din carburi de Cr de tipul Cr_3C_2 şi Cr_7C_3 şi carburi de Mo;

● o duritate a învelișului de 358 – 401 HV5, sensibil mai ridicată decât cea a substratului selectat, de aproximativ 275 ±15 HV5.

BUPT

4. Investigarea caracteristicilor microstructurale și a rezistenței la eroziune prin cavitație a straturilor din aliaj Corodur 65 depuse prin sudare WIG în curent pulsat, pe același material de referință a condus la următoarele observații:

● Parametrul de proces care influențează în cea mai mare masură energia liniară și topirea materialelor selectate pentru strat și pentru substrat este curentul de sudare.

● Duritatea obținută la suprafața straturilor depuse este extrem de ridicată, atingând valori de cca. 810 HV5.

● Procesul de durificare, stabilit experimental, promovează în stratul de acoperire, reacții de precipitare a unor carburi complexe fin dispersate într-o matrice tenace de austenită.

● Precipitarea fazelor de carburi se produce atât în regiunile intercelulare cât și în cele interdendritice din zona de fuziune situată în imediata apropiere de metalul de bază.

● Profilul compoziției chimice, pe o direcție transversală față de cea de creștere celulară și dendritică, indică o mărire a concentrației în Cr și o scădere a concentrației în Fe în regiunea intercelulară.

● Comparativ cu metalul de bază, straturile din Corodur 65 depuse prin sudare WIG contribuie la o diminuare a pierderilor de masă de 4.01 - 8.1 ori și o reducere a vitezei de eroziune de 3.9 - 7.7 ori.

5. Procesul de încărcare prin sudare manuală cu arcul electric în curent pulsat, folosind aliaje austenitice manganoase cu sensibilitate ridicată la ecruisare mecanică, oferă oportunități de îmbunătățire a rezistenței la eroziune prin cavitație, datorate în principal următorilor factori:

● Parametrii stabiliți pentru procesul de sudare manuală cu arcul electric în curent pulsat asigură o reducere a căldurii introduse în material și o creștere a vitezei de răcire, limitând astfel gradul de diluție și fenomenele de precipitare a fazelor de carburi;

● În urma ecruisării mecanice a suprafeței, duritatea primului strat depus, afectat de diluție, are valori de 355 – 365 HV5, iar a celui de-al doilea și al treilea strat depus, atinge valori de 468 – 492 HV5;

BUPT

● Microstructura ultimului strat depus este austenitică cu caracter celular – dendritică și cu o proporție mică de carburi întru-cât o mare parte din căldura dezvoltată la sudare este preluată de apa în care a fost plasată cea mai mare masa de material de bază;

● Capacitatea ridicată de ecruisare mecanică a aliajului austenitic manganos, selectat ca material de adaos, justifică îmbunătățirea semnificativă a rezistenței la eroziune prin cavitație a oțelului inoxidabil Duplex, considerat ca masterial de bază;

6. Investigaţiile efectuate la microscopul electronic cu baleiaj au demonstrat că suprafeţele durificate prin tehnicile de sudare folosite cu materialele de adaos selectate și testate la eroziune prin cavitație timp de 165 min. suferă o degradare uniformă a materialului şi o penetrare mai mică a uzurii, comparativ cu materialul substratului.

7. Evoluțiile exponențiale pe prima parte, cu tendința de liniarizare pe a doua parte a curbelor mediere a rezultatelor M(t) și de creștere spre o valoare de maxim, cu scădere spre valoarea de stabilizare, a curbelor v(t), confirmă durificarea stratului solicitat de undele de șoc și de microjeturile cavitaționale, precum și efectul amortizant al șocurilor, creat de aerul / apa pătrunse în caverne în faza de comprimare a sistemului mecanic oscilator.

8. Prelucrarea statistică a datelor obţinute la testele de cavitaţie atestă că în general distribuţia punctelor experimentale faţă de curbele de aproximaţie este uniformă atât pentru adâncimea de pătrundere cât şi pentru viteza de eroziune.

9. Pentru toate condițiile experimentale folosite, acuratețea ridicată a derulării testelor de eroziune prin cavitație vibratoare și a prelucrării rezultatelor este dovedită de valorile reduse ale abaterii medii standard și ridicate ale intervalului de toleranță.

10. Analizele EDX au evidentiat schimbările de compoziție chimică în primul și în ultimul strat depus, comparativ cu materialul de referință, contribuind la explicarea caracteristicilor microstructurale ale straturilor depuse și ale interfeței sistemului strat – substrat.

11. Difractia cu raze X a reliefat natura fazelor microstructurale formate în straturile de metal depus, care sunt responsabile de creșterea durității și implicit a rezistenței la eroziune prin cavitație.

BUPT

Direcţii viitoare de cercetare

1. Oportunităţi de îmbunătăţire a rezistenţei la eroziune prin cavitaţie a otelurilor inoxidabile Duplex prin aplicarea nitrurării în gaz la temperaturi înalte (1050 – 1200ºC) urmată de o nitrurare la temperaturi joase (500 – 550 ºC) şi a tratamentului termochimic de carburare în vid.
2. Studiul corelaţiei dintre mărimile de influenţă oferite de analiza fractală şi datele testelor de eroziune cavitaţională.

BUPT

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

Ing. Daniel MUTAȘCU

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

[1] Ion MITELEA, **Daniel MUTAȘCU**, Olimpiu KARANCSI, Corneliu Marius CRĂCIUNESCU, Dragoș BUZDUGAN, Ion-Dragoș UȚU, Microstructural Investigations of Weld Deposits from Manganese Austenitic Alloy on X2CrNiMoN22-5-3 Duplex Stainless Steel, Applied Sciences-Basel, Vol.14, No.9, Art. number3751, **DOI: 10.3390/app14093751, 2024 (If:2.5, Q1), 2024**

[2] Ion MITELEA, Ilare BORDEAȘU, **Daniel MUTAȘCU**, Dragoș BUZDUGAN, Corneliu Marius CRĂCIUNESCU : Cavitation resistance performance of Stellite 21 coatings TIG deposited onto Duplex stainless steel X2CrNiMoN22-5-3. Materials Testing, 2022; 64(7): 967–976, Germania Federala **DOI: 10.1515/mt-2021-2169, (IF=2.4, Q2), 2022**

[3] **Daniel MUTAȘCU**, Olimpiu KARANCSI, Ion MITELEA, Corneliu Marius CRĂCIUNESCU, Dragoș BUZDUGAN : Pulsed TIG Cladding of a Highly Carbon-, Chromium-, Molybdenum-, Niobium-, Tungsten- and Vanadium-Alloyed Flux-Cored Wire Electrode on Duplex Stainless Steel X2CrNiMoN 22-5-3. J. Materials, 16, 4557. **DOI:10.3390/ma16134557 (IF=3.1, Q1), 2023**

[4] Ion MITELEA, **Daniel MUTAȘCU**, Ion-Dragoș UȚU, Corneliu Marius CRĂCIUNESCU, Ilare BORDEAȘU : Cavitation Erosion of the Austenitic Manganese Layers Deposited by Pulsed Current Electric Arc Welding on Duplex Stainless Steel Substrates. J. Crystals, 14, **DOI: 10.3390/cryst14040315 (IF=2.4, Q2), 2024**

[5] Ion MITELEA, Ilare BORDEAȘU, **Daniel MUTAȘCU**, Corneliu Marius CRĂCIUNESCU, Ion Dragoș UȚU: Surface Integrity of Austenitic Manganese Alloys Hard Layers after Cavitation Erosion, Lubricants, Volume 12, Issue 10, 330, **DOI: 10.3390/lubricants12100330, (IF=3.1, Q2) 2024**

1. **Lucrări ştiinţifice publicate în volumele unor manifestări ştiinţifice (Proceedings) indexate Web of Science-WOS (ISI) Proceedings**

[1] **Daniel MUTAŞCU**, Ion MITELEA, Ilare BORDEAŞU, Dragoş BUZDUGAN, Florin FRANŢ: Cavitation resistant layers from Stellite alloy deposited by TIG welding on Duplex stainless steel (Metal 2019), pp.776-780, **WOS:000539487400125, 2020**

https://www.webofscience.com/wos/author/record/40410214

BUPT

[2] Florin FRANȚ, Ion MITELEA, Ilare BORDEAȘU, Cosmin CODREAN, **Daniel MUTAȘCU** : Effect of Some Heat Treatments on Cavitaion Erosion Resistance of the EN AW – 6082 Alloy (Metal 2019), pp.663-667, **WOS:000539487400108**, **2020**

https://www.webofscience.com/wos/author/record/40410214

[3] **Daniel MUTAȘCU**, Ion MITELEA, Ilare BORDEAȘU, Mircea BURCĂ, Ion Dragos UȚU : Hardfacing of X2CrNiMoN22-5-3 Duplex stainless steel with Stellite alloy using pulsed TIG welding process (AMS 2020), MATERIALS TODAY-PROCEEDINGS, Vol. 45, Spec. Issue, Part.5, pp.4112-4116, **Doi: 10.1016/j.matpr.2020.11.662, 2021**

https://www.webofscience.com/wos/author/record/40410214

[4] **Daniel MUTAȘCU**, Ion MITELEA, Ilare BORDEAȘU, Ion-Dragoș UȚU, Corneliu Marius CRĂCIUNESCU, CAVITATION RESISTANT LAYERS FROM CORODUR 65 ALLOY DEPOSITED BY TIG WELDING ON DUPLEX STAINLESS STEEL, METAL 2021 - 30th Anniversary International Conference on Metallurgy and Materials, Conference Proceedings, 2021, pp. 508–513. **DOI 10.37904/metal.2021.4135**

Bibliografie

1. Al-Hashem A., Riad W.: The effect of duplex stainless steel microstructure on its cavitation morphology in seawater. Materials Characterization, Vol. 47, Iss. 5, December 2001, pp. 389-395;
2. Anton I.: Cavitația, vol. I, Editura Academiei RSR Bucureşti, 1984;
3. Anton I.: Cavitația, vol. II, Editura Academiei RSR, Bucureşti, 1985;
4. Aribo S., Barker R., HU X., Neville A.: Erosion-corrosion behaviour of lean duplex stainless steels in 3,5% NaCl solution. Wear, vol. 302, 2013, pp. 1602 – 1608;
5. Badji R., Bouabdallah M., Bacroix B., Kahloun C., Belkessa B., Maza H.: Phase transformation and mechanical behavior in annealed 2205 duplex stainless steel welds. Materials Characterization, 2008, 59, pp. 447–453;
6. Balaguru S., Vela M., Chellapandi P.: Measurement of the residual stresses and investigation of their effects on a hardfaced grid plate due to thermal cycling in a pool type sodium-cooled fast reactor. Sci Technol Nucl Install, 2016, pp. 1-8;
7. Balaguru S., Abid M, Gupta M.: 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

8. Bayraktar E., Khalid F.A, Levaillant C. : Deformation and fracture behaviour of high manganese austenitic steel. J. Mater. Process. Technol., vol.147, 2004, pp. 145-154;
9. Bharath R., Ramanathan R., Sundararajan B., Srinivasan P.B.: Optimization of process parameters for deposition of Stellite on X45CrSi93 steel by plasma transferred arc technique. Mater. Des. Vol.29, 2008, pp.1725–1731;
10. Bordeaşu I., Pătrășcoiu C., Bădărău R., Sucitu L., Popoviciu M., Bălășoiu V. : New contributions in cavitation erosion curves modeling, FME Transactions Faculty of Mechanical Engineering, New Series, vol. 34, Nr.1/2006, YU ISSN 1451-2092, University of Belgrade, 2006, pp. 39-44;
11. Bordeaşu I.,: Eroziunea cavitaţională asupra materialelor utilizate în construcţia maşinilor hidraulice şi elicelor navale. Efecte de scară, Teză de doctorat, Timişoara, 1997;
12. Bordeaşu I.: Eroziunea cavitațională a materialelor, Editura Politehnica, Timișoara, 2006;
13. Bordeasu, I.: Monografia Laboratorului de Cercetare a Eroziunii prin Cavitatie al Universitatii Politehnica Timisoara, 1960-2020. Editura Politehnica, Timişoara, Romania, 2020
14. Bouaziz O., Allain S., Scott C.P., Cugy P., Barbier D.: High manganese austenitic twinning induced plasticity steels: A review of the microstructure properties relationships. Current Opinion in Solid State and Materials Science, Vol. 15, Iss. 4, 2011, pp.141-168;
15. Brownlie F., Anene C., Hodgkiess T., Pearson A., Galloway M.A. : Comparison of Hot Wire TIG Stellite 6 weld cladding and lost wax cast Stellite 6 under corrosive wear conditions. Wear, Vol. 404 – 405, 2018, pp. 71 – 81;
16. Carlton J.: "Cavitation," in Marine Propellers and Propulsion. 2nd ed., J. Carlton, Ed. Oxford: Butterworth-Heinemann, 2012, pp. 209–250;
17. Chan K.W., Tjong S.C.: Effect of Secondary Phase Precipitation on the Corrosion Behavior of Duplex Stainless Steels. Materials, Vol. 7. Nr.7, 2014, pp. 5268-5304;
18. Charles J.: Past, present and future of the duplex stainless steel (La Paine Saint Denis, France – Duplex conference), 2007, pp. 1-10;
19. Chen F, Du J., Zhou S.: Cavitation erosion behaviour of incoloy alloy 865 in NaCl solution using ultrasonic vibration. Journal of Alloys and Compounds, Vol. 831, 2020, 154783;
20. Cojocaru V.: Cercetări privind creșterea duratei de viață a paletelor turbinelor hidraulice supuse la eroziune cavitațională, Teză de doctorat, Universitatea Eftimie Murgu din Reșița, 2013;

BUPT

21. Coussement C.: Application industrielle de l'acier inoxydable duplex dans l'industrie pétrochimique - endommagement d'un serpentin de réacteur en duplex. Revue de la soudure, vol.2, 1994, pp.52-55;
22. De Cooman B.C., Estrin Y., Kim S.K.: Twinning-induced plasticity (TWIP) steels. Acta Mater., vol.142, 2018, pp. 283-362;
23. DeMol Van Otterloo J.L., De Hosson J.Th.M.:Microstructural features and mechanical properties of a cobalt-based laser coating. Acta Mater. Vol.45, nr.3, 1997, pp.1225–1236;
24. Dimian M. E.: Cercetări asupra rezistenţei la cavitaţie a aliajelor de titan cu structura bifazică, Teză de doctorat, Timișoara, 2012;
25. Dobrzański L.A., Mikuła J.: Structure and properties of PVD and CVD coated Al_2O_3 + TiC mixed oxide tool ceramics for dry on high speed cutting processes. Journal of Materials Processing Technology, Vol.15, 2005, pp. 822-831;
26. D'Oliveira A.S.C.M., Paredes R.S.C., Santos R.L.C..: Pulsed current plasma transferred arc hardfacing. J. Mater. Process. Technol. Vol.171, 2006, pp.167–174;
27. Dumitrescu S., ş. a. 1990. Calculul elicei. Bucureşti: Editura Academiei Române;
28. Escaler X., Egusquiza E., Farhat M., Avellan F., Coussirat M.: Detection of cavitation in hydraulic turbines. Mechanical Systems and Signal Processing, 2006, Vol.20, pp. 983–1007;
29. Escobar J.D., Velásquez E., Santos T.F.A., Ramirez A.J., López D.: Improvement of cavitation erosion resistance of a duplex stainless steel through friction stir processing (FSP). Wear, Vol. 297, Iss. 1–2, 2013, pp. 998-1005**;**
30. Espitia L., Toro A.: Cavitation resistance, microstructure and surface topography of materials used for hydraulic components. J. Tribology International, vol.43, 2010, pp. 2037 – 2045;
31. Fitch E. C.: "Cavitation Wear In Hydraulic Systems,". Machinery Lubrication, 2011. [Online]. Available: http://www.machinerylubrication.com/Articles/Print/380;
32. Frenk A., Kurz W.: Microstructural effects on the sliding wear resistance of a cobalt based alloy. Wear, vol. 174, 1994, pp. 81–91;
33. Garcia R., Hammitt F. G., Nystrom R.E.: Corelation of cavitation damage with other material and fluid properties, Erosion by Cavitation or Impingement, ASTM, STP 408 Atlantic City, 1960;
34. Garzón C. M., Hébert T., Santos J. F., Tschiptschin A. P.: Cavitation erosion resistance of a high temperature gas nitrided duplex stainless steel in substitute ocean water. Wear, Vol. 259, Iss. 1–6, 2005, pp. 145-153;

BUPT

35. Germanischer Loyd, Rules for Classification and Construction II Materials and Welding, Materials for Propeller Fabrication, .Edition 2019, Germanischer Lloyd Aktiengesellschaft, Published by: Germanischer Lloyd Aktiengesellschaft, Hamburg Printed by: Gebrüder Braasch GmbH, Hamburg, http://rules.dnvgl.com/docs/pdf/gl/maritimerules/gl_ii-1-5_e.pdf];
36. Ghose J.P., Gokarn R. P.: "Propeller Materials,", Basic Ship Propulsion, Kharagpur: Allied Publishers, 2004, pp. 166–173;
37. Gurumoorthy K., Kamaraj M., Prasad Rao K., Sambasiva Rao A., Venugopal S.: Microstructural aspects of plasma transferred arc surfaced Ni-based hardfacing alloy. Mater Sci Eng, A, vol.456, 2007, pp. 11-19;
38. He Z., Qin Z., Gao Z., Wu Z., Hu W.: Synergistic effect between cavitation erosion and corrosion of Monel K500 alloy in 3.5 wt% NaCl solution. Materials Characterization Vol. 205, 2023, 113340;
39. Hemmati I., Ocelik V., De Hosson J.Th.M.: Dilution effects in laser cladding of Ni-Cr-B-Si-C hardfacing alloys. Mater Lett, vol.84, 2012, pp. 69-72;
40. Hillenbrand, H.G. ş.a.: Manufacturability of line pipe in grade up to X100 from TM processed plate, Material preluat de pe Internet de la adresa www.europipe.com - 13 pagini;
41. Hrivnak I.: Duplex stainless steel and their welding, Zvaranie, nr. 3-4, 2002, pp.49-54;
42. Jiang Y., Tan H., Wang Z., Hong J., Jiang L., Li J.: Influence of Cr_{eq} / Ni_{eq} on pitting corrosion resistance and mechanical properties of UNS S32304 duplex stainless steel welded joints. Corrosion Science, vol. 70, 2013, pp.252 – 259;
43. Jurchela A.D.: Cercetări asupa eroziunii produse prin cavitaţie vibratorie la oţelurile inoxidabile cu conţinut constant în crom şi variabil de nichel, Teza de doctorat, Timișoara, 2012;
44. Karabenciov A.,: Cercetări asupra eroziunii produse prin cavitaţie vibratorie la oţelurile inoxidabile cu conţinut constant în nichel şi variabil de crom, Teza de doctorat, Timișoara, 2013;
45. Karimi A., Karimipour A, Akbari M, Razzaghi M. M., Ghahderijani M. J.: Investigating the mechanical properties and fusion zone microstructure of dissimilar laser weld joint of duplex 2205 stainless steel and A516 carbon steel. Optics & Laser Technology, Vol. 158, Part A, February 2023, 108875;
46. Karimi A.: Cavitation erosion of a duplex stainless steel. Materials Science and Engineeringr, Vol. 86, 1987, pp.191-203;

BUPT

47. Kashani H., Laridjani M.S., Amadeh A., Khodagholi M., Ahmadzadeh S.: The influence of volumetric dilution on the strain induced ϒ → ε martensitic transformation in GTAW processed Co–Cr–Mo alloy. Mater. Sci. Eng. A, vol. 478, 2008, pp.38–42;
48. Katona E. S., Eroziunea cavitațională a oțelurilor inoxidabile cu transformare martensitică indirectă, Teza de doctorat, Timișoara, 2016;
49. Klimpel A.: Industrial surfacing and hardfacing technology, fundamentals and applications. Welding Technology Review, vol. 91, nr.12, 2020, pp. 33 – 42;
50. Koseki S., Inoue K., Morito S., Ohba T., UsukiH.: Comparison of TiN-coated tools using CVD and PVD processes during continuous cutting of Ni-based superalloys. Surface and Coatings Technology, Vol. 283, 2015, pp. 353-363;
51. Koyama M., Sawaguchi T., Tsuzaki K.: Overview of dynamic strain aging and associated phenomena in Fe–Mn–C austenitic steels. ISIJ Int., vol.58, 2018, pp. 1383-1395;
52. Kwok C.T., Lo K.H., Chan W.K., Cheng F.T., Man H.C.: Effect of laser surface melting on intergranular corrosion behaviour of aged austenitic and duplex stainless steels. Corrosion Science, Vol. 53, Iss. 4 2011, pp. 1581-1591;
53. Kwok C.T., Man H.C., Cheng F.T.: Cavitation erosion of duplex and super duplex stainless steels. Scripta Materialia, Vol. 39, Iss. 9, 1998, pp.1229-1236;
54. Lailatul H., Maleque M.A.: Hardfacing of duplex stainless steel using melting and diffusion processes. IOP Conf. Series: Materials Science and Engineering, vol. 184, 2017, 012030;
55. Lazăr, I: Tehnici de optimizare a rezistenţei la eroziune prin cavitaţie a unor aliaje Cu-Zn şi Cu-Sn, Teza de doctorat, Timișoara, 2020;
56. Lee S-J., Kim J-K., Kane S.N., De Cooman B.C.: On the origin of dynamic strain aging in twinning-induced plasticity steels. Acta Mater., vol. 59, 2011, pp. 6809-6819;
57. Liu W., Gao D.: Microstructure and wear of Ni-WC hardfacing used for steel-body PDC bits. International Journal of Refractory Metals and Hard Materials Vol. 101, 2021, 105683;
58. 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, Vol. 510, 2012, pp. 71 – 77;
59. Maladi F., Amadeh A., Kashani H., Saeed-Akbari A.: The study of wear resistance of a hot forging die, hardfaced by a cobalt-base superalloy, Mater. Forum, vol. 30, 2006, pp. 212–218;

BUPT

60. Mânzână M.E.: Studii și cercetări experimentale privind modificările structurale produse prin cavitație-eroziune în diferite materiale metalice, Teza de doctorat, Bucuresti, 2012.
61. Messler R. W.: Principles of Welding - Processes, Physics, Chemistry, and Metallurgy. WILEY- VCH Verlag GmbH Weinheim, 2004, pp. 49 – 154;
62. Micu, L.M.: Comportarea la eroziune prin cavitație a oțelurilor inoxidabile duplex, Teza de doctorat, Timișoara, 2017;
63. Millar, D.W.: Welding automation in Japanese shipbuilding, "Welding", vol. 68, nr.3, 2000, pp.8-10
64. Ming Q., Lim L.C, Chen Z.D.: Laser Cladding of nickel-based hardfacing alloys. Surf Coating Technol, vol.106, 1998, pp. 174-182;
65. Mingyue J., Huang C., Qian L., Jia P., Huang R., Li L.: Physical properties of a high manganese austenitic steel Fe-30%Mn-1%C at cryogenic temperatures. Cryogenics, Vol. 129, 2023, 103629;
66. Miranda E.C., Silva C.C., Miranda H.C., Motta M.F., Farias J.P.: Adjustment of the wire feeder parameters in GTAW process for coatings applications. Proceeding, XXXV CONSOLDA – National Welding Congress, Brazilian Welding Society, São Paulo, Brazil, 2009;
67. Mitelea I., Budau V.: Materiale şi tratamente termice pentru structuri sudate, Editura de Vest, 1992;
68. Mitelea I., Dimian E., Bordeașu I., Crăciunescu C.M.: Ultrasonic cavitation erosion of gas nitrided Ti-6Al-4V alloys, Journal Ultrasonics Sonochemistry, 21, 2014, pp.1544 – 1548;
69. Mitelea I., Micu L.M., Bordeașu I., Crăciunescu C.M.: Cavitation Erosion of Sensitized UNS S31803 Duplex Stainless Steels. JOURNAL OF MATERIALS ENGINEERING AND PERFORMANCE, Volume 25, Issue 5, pp.1939-1944, 2016;
70. Mitelea I., Bordeașu I., Micu, L.M., Crăciunescu C.M.: Microstructure and Cavitation Erosion Resistance of the X2CrNiMoN22-5-3 Duplex Stainless Steel Subjected to Laser Nitriding. REVISTA DE CHIMIE, Volume: 68, Issue: 12, 2017, pp. 2992-2996;
71. Mitelea I.: 2009 *Materiale inginereşti,* Editura Politehnica, Timişoara, România;
72. Mitelea I.: Ştiinţa materialelor, vol.I, Editura Politehnica, Timişoara, 2009;

BUPT

73. Mridha S., Dyuti S.: Effect of processing parameters on microstructure and properties TIG melted surface layer of steel, Advanced Materials Research, 2011, 264-265, 2011, pp. 1421-1426;
74. Müller A., Segel C., Linderov M., Vinogradov A., Weidner A., Biermann H.: The portevin–Le Châtelier effect in a metastable austenitic stainless steel. Metall. Mater,Trans., vol.47, 2016, pp. 59-74;
75. Murad A. H. I., Khourshid A, Sharef T.: Gas tungsten arc and laser beam welding processes effects on duplex stainless steel 2205 properties. Materials Science and Engineering 549, 2012, pp. 105-113;
76. Mutașcu D., Karancsi O., Mitelea I., Crăciunescu C.M., Buzdugan D.: Pulsed TIG Cladding of a Highly Carbon-, Chromium-, Molybdenum-, Niobium-, Tungsten- and Vanadium-Alloyed Flux-Cored Wire Electrode on Duplex Stainless Steel X2CrNiMoN 22-5-3. J. Materials, vol.16, 2023, 4557;
77. Mutașcu D.**,** Mitelea I., Bordeașu I., Burcă M., Uțu I.D.: Hardfacing of X2CrNiMoN22-5-3 Duplex stainless steel with Stellite alloy using pulsed TIG welding process; MATERIALS TODAY-PROCEEDINGS, Vol. 45, Spec. Issue, Part.5, 2021, pp.4112-4116
78. Mutaşcu D., Mitelea I., Bordeaşu I., Buzdugan D., Franţ F.: Cavitation resistant layers from Stellite alloy deposited by TIG welding on Duplex stainless steel. Metal 2019, May 22nd - 24th 2019, Brno, Czech Republic;
79. Mutașcu D., Mitelea I., Bordeașu I., Uțu I.D., Crăciunescu C.M.: Cavitation resistant layers from Corodur 65 alloy deposited by TIG welding on Duplex stainless steel; 30th Anniversary International Conference on Metallurgy and Materials, Brno, Czech Republic, 2021, pp. 508-513;
80. Nagatsuka K., Nishimoto A., Akamatsu K.: Surface hardening of duplex stainless steel by low temperature active screen plasma nitriding. Surface and Coatings Technology, vol.05, 2010, pp. 5295-5299;
81. Niranatlumpong P., Koiprasert H.: Phase transformation of NiCrBSi–WC and NiBSi–WC arc sprayed coatings. Surf Coating Technol, vol.206, 2011, pp. 440-445;
82. Oancă O.: Tehnici de optimizare a rezistenţei la eroziunea prin cavitaţie a unor aliaje CuAlNiFeMn destinate execuţiei elicelor navale, Teza de doctorat, Timişoara, 2014;
83. Özen F., Onar V., Çil G., Gel M.: Wear resistance and microstructural evaluation of a hardfacing welded S355J2 steel pipe piles. Materials Testing, vol.8, 2022, pp. 2021- 2030;
84. Paijan L. H., Berhan M. N., Adenan M. S., Yusof N. F. M., Haruman E.: Structural development of expanded austenite on duplex stainless steel by low temperature

BUPT

thermochemical nitriding process. Advanced Materials Research, vol.576, 2012, pp. 260-263;
85. Popoviciu M., Bordeaşu I.: Cavitation resistance evalution for materials used in ship propellers and hydraulic turbine manufacturing, Buletinul Ştiinţific şi Tehnic al Universităţii Tehnice, Timişoara, Vol 39, Nr.53, Fascicula 1-2, 1994;
86. Prasanna G.L., Buddi T., Subbiah R., Kumar V.V.: Effect of nitriding on duplex stainless steel – A review. Materials Today: Proceedings, Vol. 26, Part 2, 2020, pp. 950-955**;**
87. Rajeev G.P., Kamaraj M., Srinivasa R. B. : Hardfacing of AISI H13 tool steel with Stellite 21 alloy using cold metal transfer welding process. Surface & Coatings Technologym vol. 326, 2017, pp. 63–71;
88. Registrul Naval Român, Reguli pentru clasificarea și construcția navelor maritime, 1995;
89. Rojacz H., Katsic C., Kirchgaßner M., Kirchmayer R., Badisch E.: Impact-abrasive wear of martensitic steels and complex iron-based hardfacing alloys**.** Wear, Vol. 492–493, 2022, 204183;
90. Rowlands B.S., Rae C., Galindo-Nava E.: The Portevin-Le Chatelier effect in nickel-base superalloys: origins, consequences and comparison to strain ageing in other alloy systems. Prog. Mater. Sci., vol.132, 2023, Article 101038;
91. Sadeghian M., Shamanian M., Shafyei A.: Effect of heat input on microstructure and mechanical properties of dissimilar joints between super duplex stainless steel and high strength low alloy steel. J. Materials and Design, vol.60, 2014,pp. 678 – 684;
92. Saeed-Akbari A., Mosecker L., Schwedt A., Bleck W.: Characterization and prediction of flow behavior in high-manganese twinning induced plasticity steels: Part I. Mechanism maps and work-hardening behavior. Metall. Mater. Trans., vol.43, 2012, pp. 1688-1704;
93. Sălcianu, L.: Curgerea în vanele fluture și eroziunea prin cavitaţie a componentelor din oţeluri inoxidabile austenitice, Teza de doctorat, Timisoara, 2017;
94. Shahroozi A., Afsari A., Khakan B., Khalifeh A.R.: Microstructure and mechanical properties investigation of stellite 6 and Stellite 6 / TiC coating on ASTM A105 steel produced by TIG welding process. Surface & Coatings Technology, Vol. 350, 2018, pp. 648 – 658;
95. Silva C.C., Miranda E.C., Motta M.F., Miranda H.C. , Farias J.P. : Influence of arc length on dilution and weld bead geometry of Ni-based alloy using GTAW process with cold wire feed. Proceedings, 20th International Congress of Mechanical Engineering, Brazilian Society of Mechanical Science and Engineering, Gramado, Brazil, 2009;

BUPT

96. Singh S., Kumar R., Goel P., Singh H.: Analysis of wear and hardness during surface hardfacing of alloy steel by thermal spraying, electric arc and TIG welding. Materialstoday : Proceedings Vol. 50, Part 5, 2022, pp. 1599-1605;
97. Sönmez M., Topuz P.: Effect of TIG welding parameters in joining grade 2 pure titanium. Materials Testing, Vol.63, Iss.5, 2021;
98. Steller J.K.: International cavitation erosion test – summary of results, ImechE Cavitation Conf., 1992, pp.95-102;
99. Subramanyam D.K., Swansiger A.E. , Avery H.S. : Austenitic manganese steel. ASM Handb, vol. 1, 1990, pp. 1951-2004;
100. Suraj R.: Hardfacing and its effect on wear and corrossion performance of various ferrous welded mild steels. Materialstoday : Proceedings Vol. 42, Part 2, 2021, pp. 842-850;
101. Thakur A., Gangopadhyay S.: Influence of tribological properties on the performance of uncoated, CVD and PVD coated tools in machining of Incoloy 825. Tribology International Vol. 102, 2016, pp.198-212;
102. Trușculescu M, Ieremia A.: Oţeluri inoxidabile şi refractare, Editura Facla, Timişoara, 1983;
103. Uțu, I.D., Mitelea I., Urlan S.D., Crăciunescu C.M.: Transformation and Precipitation Reactions by Metal Active Gas Pulsed Welded Joints from X2CrNiMoN22-5-3 Duplex Stainless Steels. J. MATERIALS, Volume 9, Issue 7, Article Number 606, 2016;
104. Wang K., Chan K.W., Tjong S.C.: Effect of Secondary Phase Precipitation on the Corrosion Behavior of Duplex Stainless Steels. Materials, Vol. 7, nr.7, 2014, pp. 5268-5304;
105. Wang L., Mao J., Xue C., Ge H., Dong G., Zhang Q., Yao J.: Cavitation-Erosion behavior of laser cladded Low-Carbon Cobalt-Based alloys on 17-4PH stainless steel. Optics & Laser Technology, Vol. 158, Part A, 2023, 108761;
106. Wang P., Ren J., Chen Q., Chen J., Liu Z.: 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, 2021, 111428;
107. Wang Y., Hao E., Zhao X., Xue Y., An Y., Zhou H.: Effect of microstructure evolution of Ti6Al4V alloy on its cavitation erosion and corrosion resistance in artificial seawater. Journal of Materials Science & Technology, Vol. 100, 2022, pp. 169-181;
108. Whitesides R. W.: Interesting Facts (and Myths) about Cavitation, PDHonline, Fairfax, vol. 225, 2012;
109. Wu Y., Lian Y., Li Y., Feng M.: Cavitation Erosion Behavior of 2205 and 2507 Duplex Stainless Steels in Distilled Water and Artificial Seawater.Tribology Online, Vol. 18 Iss. 7, 2023, pp. 482-493;

BUPT

110. Yang Y., Yan B., Li J, Wang J.: The effect of large heat input on the microstructure and corrosion behaviour of simulated heat affected zone in 2205 duplex stainless steel. Corrosion Science, vol.53, 2011, pp. 3756–3763;
111. Yuan X., Chen L., Zhao Y., Di H., Zhu F.: Influence of annealing temperature on mechanical properties and microstructures of a high manganese austenitic steel. Journal of Materials Processing Technology. Vol. 217, 2015, pp. 278-285;
112. Zambrano O.A.: A general perspective of Fe–Mn–Al–C steels. J. Mater. Sci., vol.53, 2018, pp. 14003-14062;
113. Zhao T., Wang L., Zhang S., Zhang C.H, Sun X.Y., Chen H.T., Bai X.L., Wu C.L.: Effect of synergistic cavitation erosion-corrosion on cavitation damage of CoCrFeNiMn high entropy alloy layer by laser cladding. Surface and Coatings Technology,Vol. 472, 15, 2023, 129940;
114. Zhao T., Zhang S., Wang Z.Y., Zhang C.H., Zhang D.X., Wang N.W., Wu C.L.: Cavitation erosion/corrosion synergy and wear behaviors of nickel-based alloy coatings on 304 stainless steel prepared by cold metal transfer. Wear, Vol. 510–511,vol. 15, 2022, 204510;
115. *** [https://jacpump.wordpress.com/2011/04/17/solving-a-cavitation-problem];
116. *** [https://sudura.com/site2014/noutati-info/despre-procedeele-de-sudare-debitare/77-desprewigtig];
117. *** [https://www.corodur.de/en/abrasion-resistant-applications/289-corodur-65];
118. *** [https://www.inspection-for-industry.com/pump-net-positive-suction-head-test.html];
119. *** [https://www.ttonline.ro/revista/sudura/sudarea-tig-wig-i];
120. *** [http://www.outokumpu.com/SiteCollectionDocuments/Outokumpu-Duplex-Stainless-Steel-Data-Sheet.pdf];
121. *** Standard method of vibratory cavitation erosion test, ASTM, Standard G32, 2010;
122. *** Standard method of vibratory cavitation erosion test, ASTM, Standard G32, 2016;
123. *** www.rs.ugal.ro/Elnav/raport2.pdf, CONTRACT CEEX 322/06.10.2006, Cercetări fundamentale şi aplicative privind realizarea bronzurilor CuNiAl destinate recondiţionării elicelor navale – ELNAV, ETAPA II / 2007 - Cercetări fundamentale privind obţinerea semifabricatelor deformabile şi a electrozilor înveliţi de tip CuNiAl;

BUPT

124. *** www.rs.ugal.ro/Elnav/raport2.pdf, CONTRACT CEEX 322/06.10.2006, Cercetări fundamentale şi aplicative privind realizarea bronzurilor CuNiAl destinate recondiţionării elicelor navale – ELNAV, Etapa I/ 2006 - Fază unică. Cercetări fundamentale privind caracterizarea şi obţinerea materialelor pentru reconditionarea elicelor navale;

BUPT