

CERCETĂRI ASUPRA REZISTENȚEI LA CAVITAȚIE A ALIAJELOR DE TITAN CU STRUCTURĂ BIFAZICĂ

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

ing. Marcela Elena Dimian

Conducători științifici: prof.univ.dr.ing. ION MITELEA
prof.univ.dr.ing. ILARE BORDEAȘU
Referenți științifici: prof.univ.dr. Ioan VIDA-SIMITI
prof.univ.dr.ing. Valeriu DEAC
conf.univ.dr.ing. Corneliu CRĂCIUNESCU

Ziua susținerii tezei: 08.10.2012

Seriile Teze de doctorat ale UPT sunt:

- | | |
|------------------------|---|
| 1. Automatică | 7. Inginerie Electronică și Telecomunicații |
| 2. Chimie | 8. Inginerie Industrială |
| 3. Energetică | 9. Inginerie Mecanică |
| 4. Ingineria Chimică | 10. Știința Calculatoarelor |
| 5. Inginerie Civilă | 11. Știința și Ingineria Materialelor |
| 6. Inginerie Electrică | |

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

Copyright © Editura Politehnica – Timișoara, 2006

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

România, 300159 Timișoara, Bd. Republicii 9,
tel. 0256 403823, fax. 0256 403221
e-mail: editura@edipol.upt.ro

Cuvânt înainte

Prezenta lucrare a fost elaborată pe parcursul programului de doctorat cu frecvență, finanțat prin proiectul strategic ID 50783, contract POSDRU/88/1.5/S/50783 susținut în cadrul Departamentului de Ingineria Materialelor și Fabricației, cât și în cadrul Departamentului de Mașini Mecanice, Utilaje și Transporturi al Universității „Politehnica” din Timișoara.

Teza de doctorat cu titlul „*Cercetări asupra rezistenței la cavitație a aliajelor de titan cu structură bifazică*” se înscrie în tendința actuală a cercetărilor din domeniul științei și ingineriei materialelor de a găsi soluții eficiente de îmbunătățire a rezistenței la eroziune cavitațională a materialelor de vârf pentru secolul XXI și de a aprofunda mecanismul de degradare a suprafeței acestora în urma imploziei bulelor cavitaționale.

Mulțumiri deosebite se cuvin conducătorilor de doctorat prof.dr.ing. Ion Mitelea și prof.dr.ing. Ilare Bordeasu pentru sprijinul profesionalist oferit în finalizarea cu succes a tezei de doctorat. Pe parcursul activității doctorale am beneficiat de o îndrumare deosebită în ceea ce ce privește realizarea referatelor din cadrul doctoratului, scrierea și publicarea lucrărilor științifice. De asemenea doresc să le mulțumesc pentru întreg suportul oferit în depășirea obstacolelor neprevăzute.

Mulțumesc, în mod special, domnului conf.dr.ing. Corneliu Crăciunescu pentru suportul și ajutorul oferit în cadrul stagiului doctoral la Universitatea Nova de Lisboa, Portugalia.

În acest moment de bilanț, țin să mulțumesc de asemenea domnului profesor Jose Joaquim Gracio, directorul Departamentului de Mecanică de la Universitatea Aveiro, Portugalia pentru întregul suport tehnic și moral acordat în perioada de stagiul doctoral.

Nu în ultimul rând, trebuie să mulțumesc proiectului strategic POSDRU/88/1.5/S/50783, intitulat „Prin burse doctorale spre cercetarea de nivel european”, ce mi-a asigurat toate condițiile materiale necesare parcurgerii cu succes a programului doctoral.

În final, mulțumesc părinților, tatălui meu Ion Dimian și mamei mele Elena Dimian pentru educația, sprijinul material și moral acordate, precum și prietenilor mei pentru înțelegerea și suportul acordat pe parcursul realizării acestei lucrări.

Timișoara, octombrie 2012

Ing. Marcela Elena Dimian

„Nu lăsa visele să piară, pentru că dacă visele mor viața nu este decât o pasăre cu aripi rupte care nu mai poate să zboare.”

Langston Hughes

DIMIAN MARCELA ELENA

Cercetări asupra rezistenței la cavitație a aliajelor de titan cu structură bifazică

Teze de doctorat ale UPT, **Seria 11, Nr. 29**, Editura Politehnica, 2012, 166 pagini, 179 figuri, 32 tabele.

Cuvinte cheie: aliaje de titan, eroziune cavitațională, adâncimea medie de pătrundere a eroziunii, nitrurare, pulverizare termică

Rezumat:

Lucrarea se înscrie în tendința actuală a cercetărilor din domeniul științei și ingineriei materialelor de a găsi soluții eficiente de îmbunătățire a rezistenței la eroziune cavitațională a materialelor de vârf pentru secolul XXI și de a aprofunda mecanismul de degradare a suprafeței acestora în urma imploziei bulelor cavitaționale. Urmare a proprietăților favorabile de întrebuințare, aliajele de titan au intrat atât în atenția specialiștilor în cavitație, cât și a constructorilor de mașini și piese supuse atacului cavitațional. Prezenta lucrare de doctorat aduce contribuții legate de mecanismul degradării suprafeței pieselor cavitate și de oportunitățile de creștere a rezistenței la cavitație prin aplicarea unor tratamente termice volumice și de suprafață.

CUPRINS

1.	<i>Stadiul actual al cercetării</i> -----	7
1.1.	Generalități privind titanul și aliajele sale-----	7
1.2.	Structura cristalină-----	9
1.3.	Elementele de aliere ale titanului-----	10
1.4.	Aliaje de titan-----	12
1.4.1.	Titanul pur comercial și aliajele α -----	13
1.4.2.	Aliaje cu structură $\alpha+\beta$ -----	15
1.4.3.	Aliaje cu structură β -----	18
1.5.	Unele aplicații ale titanului și aliajelor sale -----	19
1.6.	Eroziunea cavitațională-----	23
1.6.1.	Generalități-----	23
1.6.2.	Mecanismul degradării materialelor prin cavitație-----	24
1.6.3.	Instalații de laborator-----	25
1.6.4.	Metode de evaluare a comportării materialelor la eroziune cavitațională 30	
1.7.	Aspecte ale cavitației titanului și aliajelor sale-----	30
1.8.	Obiectivele tezei de doctorat -----	31
2.	<i>Modalități de creștere a rezistenței la cavitație. Procedura experimentală</i> -----	33
2.1.	Oportunități de creștere a rezistenței la cavitație-----	33
2.1.1.	Tratamente mecanice (ecruisare mecanică)-----	33
2.1.2.	Particularități ale tratamentelor termochimice-----	34
2.1.3.	Acoperiri de suprafață-----	37
2.1.4.	Tratamente termice volumice-----	40
2.2.	Materialul de cercetare. Procedura experimentală-----	40
2.2.1.	Aliajul Ti-6Al-4V-----	40
2.2.2.	Procedura experimentală-----	41
3.	<i>Rolul tratamentelor termice volumice în creșterea rezistenței la cavitație</i> 49	
3.1.	Cercetări efectuate pe aparatul vibrator magnetostrictiv cu tub de nichel 49	
3.2.	Cercetări efectuate pe aparatul vibrator cu cristale piezoceramice 76	
3.3.	Concluzii parțiale -----	100

4.	<i>Îmbunătățirea rezistenței la cavitație prin tratamente mecanice și termochimice</i>	101
4.1.	Nitrurarea în gaz	101
4.1.1.	Introducere	101
4.1.2.	Transformări de fază în timpul nitrurării gazoase	101
4.1.3.	Materialul de cercetare. Procedura experimentală	102
4.1.4.	Rezultate și discuții	103
4.2.	Nitrurarea LASER	109
4.2.1.	Introducere	109
4.2.2.	Procesul de nitrurare cu laser	110
4.2.3.	Rezultate și discuții	111
4.3.	Sablarea cu alică	123
4.4.	Concluzii parțiale	128
5.	<i>Rezistența la cavitație a aliajelor de titan acoperite cu pulberi oxidice prin pulverizare în plasmă și retopire cu fascicul laser și de electroni</i>	129
5.1.	Introducere	129
5.2.	Materialul de cercetare.Procedura experimentală	130
5.2.1.	Pulberi utilizate	130
5.2.2.	Instalația de pulverizare în plasmă	131
5.2.3.	Instalația laser	131
5.2.4.	Instalația cu fascicul de electroni	132
5.3.	Pulverizarea în plasmă și retopirea cu fascicul laser	133
5.4.	Pulverizarea în plasmă și retopirea cu fascicul de electroni	138
5.5.	Concluzii parțiale	142
6.	<i>Corelarea rezistenței la cavitație cu proprietățile de material obținute prin nanoindentare</i>	144
6.1.	Introducere	144
6.2.	Metoda propusă	146
6.2.1.	Corelarea cu duritatea	147
6.2.2.	Corelarea cu lucrul mecanic și cu deformația elastică reversibilă	150
7.	<i>Concluzii și contribuții originale</i>	153
8.	<i>BIBLIOGRAFIE</i>	155

1. Stadiul actual al cercetării

1.1. Generalități privind titanul și aliajele sale

Titanul este cel mai răspândit element în scoarța Pământului ($\approx 0,86\%$) după aluminiu, fier și mangan, cu rezerve estimate la 3 miliarde de tone (0,61% din scoarța terestră), principalele zăcăminte de minereuri aflându-se în Egipt și Canada [14]. Acesta nu se găsește în stare pură ci sub formă de oxizi: FeTiO_3 (ilmenit, fig. 1.1 a) sau TiO_2 (rutil, fig.1.1 b) și sub formă de depozite de minerale în aproape toate vietățile, rocile, acumulările de apă sau soluri. Titanul a fost descoperit în Anglia de către William Gregor în 1791 și numit Titan de Martin Heinrich Klaproth după titanii din mitologia greacă [66]. El se obține prin metoda Kroll, care presupune întâi obținerea tetraclorurii de titan TiCl_4 prin reacția oxizilor de titan cu clorul, și apoi reducerea acesteia prin adăugarea de magneziu sau sodiu. Titanul de cea mai înaltă puritate se obține însă prin rafinare, după procedeul Van Arkel – de Boer, care se bazează pe formarea iodurii de titan TiI_4 și apoi pe disocierea termică a acesteia [14].



a)



b)

Fig. 1.1 Oxizi ai titanului a) ilmenit; b) rutil

Titanul este un element chimic cu simbolul **Ti** și numărul atomic 22, fig. 1.2.

Titanul pur are temperatura de fuziune situată la 1725°C și densitatea de $4,51 \text{ g/cm}^3$. De asemenea, este ideal pentru utilizarea la componente care lucrează la temperaturi ridicate, în special, când se necesită înalte valori ale caracteristicilor de rezistență mecanică. La temperaturi ridicate, titanul este sensibil la foc și provoacă degradări severe în contact cu alte metale. Acest fapt limitează aplicațiile sale în tehnica aerospațială, la zone unde nu se depășește temperatura de 400°C .

Producția de titan, raportată la nivel mondial, nu este, nici pe departe, foarte mică, tinzând la mii de tone, fapt care duce la o comparație cu producția de oțel de 750 milioane tone/an., 80% din titanul produs este folosit în industria aerospațială. Suspensiile de mașini pot fi ușor realizate din Ti, cu o reducere mare a grosimii, dar nu este disponibil în cantități mari și nu la un preț cerut de aplicațiile la automobile.

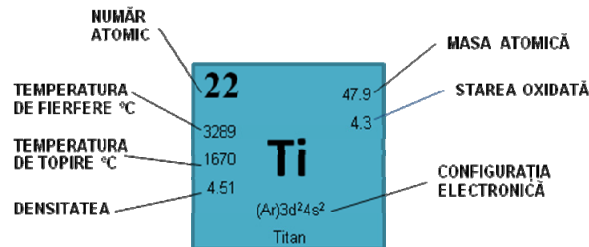


Fig. 1.2 Simbolizarea titanului

Titanul nealiat are o rezistență foarte bună la coroziune și este folosit, pe scară largă, în industria chimică. Formarea filmului de oxid pasiv de la suprafață îi conferă titanului o rezistență particulară la coroziune în soluții oxidante. Rezistența la coroziune poate fi îmbunătățită foarte mult prin alierea titanului cu paladiu în proporție de 0,15%, favorizând evoluția mai ușoară a hidrogenului la catod, astfel încât reacțiile anodice și catodice să aibă loc în regiunea pasivă.

Multe dintre instalațiile chimice folosesc vase de oțel care sunt placate cu titan. Placarea cu titan se face, de obicei, prin explozie. Tuburile condensatoare de titan sunt folosite la instalațiile de putere și instalațiile de desalinizare.

Între 20 și 100°C coeficientul de dilatație liniară al titanului este de $8,3 \cdot 10^{-6} \text{ } ^\circ\text{C}^{-1}$ iar conductibilitatea termică la 50°C este de $0,0369 \text{ cal/cm}\cdot\text{s}\cdot^\circ\text{C}$.

În stare normalizată titanul are următoarele proprietăți mecanice (Tabelul 1.1).

Caracteristicile mecanice depind foarte mult de gradul de puritate, determinat la rândul său de procedeul de elaborare utilizat. Astfel, dacă titanul extras prin descompunerea iodurii de titan conține max. 0,005% N și 0,001 H, titanul obținut prin reducerea cu magneziu a tetraclorurii de titan conține 0,04...0,1% O, 0,03...0,06% N și 0,02...0,06% H [14].

Tabelul 1.1 Proprietățile mecanice ale titanului pur comercial

Densitatea	4,51 g/cm³ (~ 60% din cea a oțelului)
Limita minimă de curgere	480 MPa
Rezistența minimă la rupere prin tracțiune	550 MPa
Modulul de elasticitate	102,7 GPa
Coeficientul lui Poisson	0,34
Duritatea, HB	265 daN/mm²
Coeficientul de dilatare termică	8,64 x 10⁻⁶ /°C
Punctul de topire	1725 °C
Căldura specifică (25 °C)	0,518 J/kg·K
Punctul de fierbere	3260°C
Rezistivitatea electrică	420 nΩ·m

Impuritățile nocive ale titanului sunt azotul, carbonul, oxigenul și hidrogenul; el formează cu acestea o soluție solidă de interstiție precum și oxizi, carburi, nitruri și hidruri fragile. Aceste impurități degradează plasticitatea și sudabilitatea și înrăutățesc rezistența la coroziune. Evoluția proprietăților mecanice cu conținutul în oxigen echivalent este arătată în fig. 1.3 [79].

Aceste date arată că, cu cât conținutul de impurități este mai mare cu atât caracteristicile de rezistență mecanică sunt mai ridicate, iar cele de ductilitate sunt mai scăzute.

Pe suprafața titanului se formează ușor o peliculă foarte stabilă de oxid, TiO_2 , care asigură o rezistență mare la coroziune sub tensiune și cavitațională; la temperatura ambiantă pelicula de oxid poate avea o grosime de 20-50 Å fapt care face ca titanul să depășească rezistența la coroziune a oțelurilor inoxidabile de cca. 400 ori. La temperaturi de peste 535°C, titanul și aliajele sale se oxidează ușor și absorb hidrogenul, provocând fenomene de fragilizare (fragilizare prin hidrogen).

Pentru reducerea conținutului în hidrogen, titanul este supus unei recoaceri în vid la 800°C (aliajele sale la 700...750°C) timp de câteva ore. Titanul tehnic se pretează bine la prelucrări prin deformare la cald și sudare, dar are o slabă prelucrabilitate prin așchiere [79].

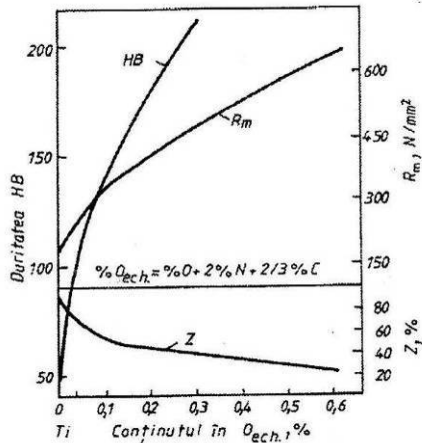


Fig. 1.3 Efectul conținutului în oxigen echivalent asupra unor caracteristici mecanice ale titanului [79]

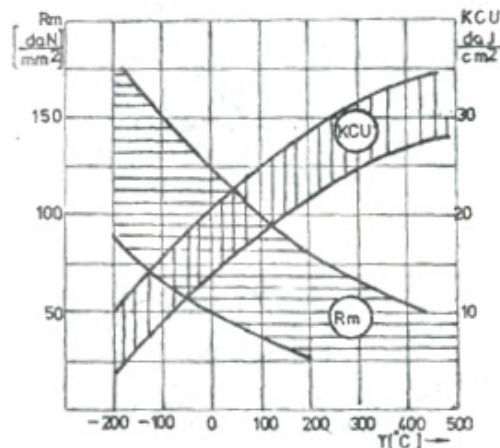


Fig. 1.4 Evoluția proprietăților mecanice ale Ti cu temperatura [121]

Titanul tehnic se supune tratamentelor termice preliminare, recoacere de recristalizare (700°C/aer) și celor secundare de călire și revenire (850...950°C/apă și 600...700°C/aer). În stare recoaptă titanul tehnic are $R_m \approx 59 \text{ daN/mm}^2$ și $A_5 = 12\%$, iar după călire și revenire are $R_m = 62...68 \text{ daN/mm}^2$ și $A_5 = 12...18\%$. Proprietățile mecanice ale titanului tehnic se modifică cu temperatura (fig. 1.4), comportându-se excelent în domeniul criogenic [121].

1.2. Structura cristalină

Structura cristalină a titanului la temperatura și presiunea mediului ambiant este hexagonal compactă (α), cu raportul $\frac{c}{a} = 1,587$. Planele de cristalizare cu densitate maximă sunt cele piramidale, prismatice și de bază.

Temperatura exactă de transformare este puternic influențată de elementele interstițiale și de asemenea depinde și de puritatea metalului.

Titanul este un metal de culoare argintie care prezintă două forme alotropice:

- până la 882°C există sub formă de Ti_{α} cu rețea hexagonală ($a=0,295$ nm; $c=0,468$ nm). În fig. 1.5 sunt prezentate cele trei plane compacte ale rețelei cristaline, planul (0002) numit planul de bază, unul din cele trei plane $\{10\bar{1}0\}$ denumit planul prismatic și unul din cele șase plane $\{10\bar{1}1\}$ denumit planul piramidal. Cele trei axe a_1 , a_2 și a_3 sunt apropiate ca direcție cu indicii $\langle 1120 \rangle$ [40];
- la temperaturi mai ridicate, sub formă de Ti_{β} cu rețea cubică cu volum centrat (la 900°C, $a=0,332$ nm) (fig. 1.6) [22].

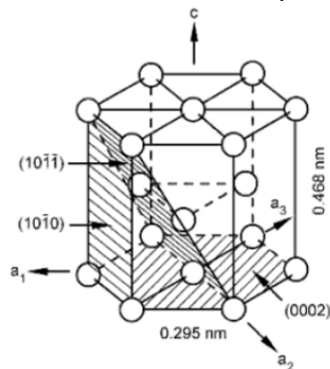


Fig. 1.5 Rețea hexagonală compactă (H.C)

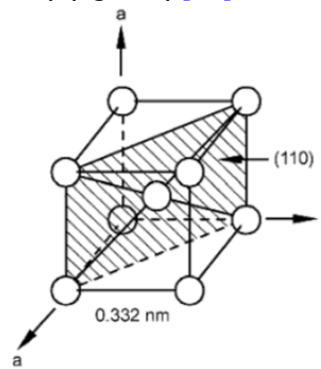


Fig. 1.6 Rețea cubică cu volum centrat (C.V.C)

1.3. Elementele de aliere ale titanului

Titanul formează o gamă largă de aliaje binare sau complexe. Structura și proprietățile acestor aliaje sunt diferite în funcție de efectul elementelor de aliere asupra domeniilor de existență a celor două forme alotropice ale titanului. Existența unei transformări eutectoide și solubilitatea variabilă a multor elemente de aliere în titan permit obținerea unor constituenți diferiți, în funcție de condițiile de aliere și de viteza de răcire:

- aliaje cu structură α ;
- aliaje cu structură β ;
- faze martensitice α' , α'' ;
- faza ω .

Toate elementele cu raza atomică cuprinsă între 0,85...1,15 din cea a Ti se aliază substituțional cu acesta și au o solubilitate semnificativă în rețeaua sa cristalină. Elementele cu raza atomică mai mică de 0,59 decât a titanului, ocupă spațiile interstițiale și au de asemenea, o solubilitate substanțială (de exemplu: H, N, O, C) [22].

Din punct de vedere al proprietăților mecanice, faza α este mai puțin ductilă în comparație cu faza β , datorită limitării capacității de deformare a structurii hexagonale compacte. Deci, rezistența la oxidare și la fluaj crește odată cu creșterea conținutului de aluminiu, în timp ce ductilitatea și capacitatea de deformare descrește.[120]

Elementele de aliere se împart astfel [39,131]:

- stabilizatoare α : Al, O, N și C, ridică temperatura de transformare $\alpha \rightarrow \beta$ și măresc domeniul de existență al fazei α . Unele dintre aceste elemente formează cu titanul combinații chimice(fig. 1.7 a,b);
- stabilizatoare β :

- izomorfe β : Mo, V, W, Nb și Ta;
 - eutectice β : Cu, Mn, Fe, Ni, Co, Cr și H.
- elemente neutre: Sn, Zr.

Dintre elementele α -stabilizatoare, aluminiul este cel mai important element de aliere al titanului, iar din această categorie mai fac parte elementele interstițiale oxigenul, azotul și carbonul. Oxigenul este întotdeauna prezent în aliajele de titan iar noile metode de comercializare permit un bun control al concentrației de oxigen. Controlându-se nivelul de oxigen se poate îmbunătăți rezistența materialului. [121]

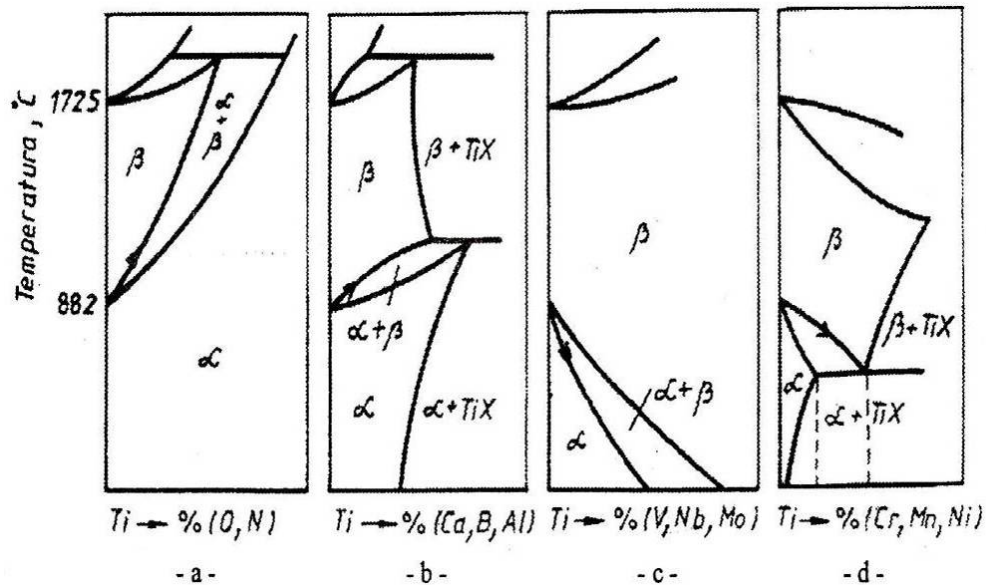


Fig.1.7 Diagrame de echilibru ale aliajelor de titan : a,b - elemente de aliere care ridică temperatura de transformare polimorfă $\alpha \rightarrow \beta$; c,d - elemente de aliere care coboară această temperatură

În cazul alierii cu Mn, Fe, Cr, Si și cu alte câteva elemente se formează combinații chimice și are loc transformarea eutectoidă $\beta \rightarrow \alpha + \text{Ti}_x\text{M}_y$ (fig. 1.7 d) cu fragilizarea aliajului. În cazul aliajelor titanului cu metalele de tranziție (Fe, Mn, Cr, etc.) transformarea eutectoidă evoluează lent și la viteze obișnuite de răcire, chiar la temperatura ambiantă structura aliajului este constituită din faza β care nu a suferit încă transformarea [79].

Mo și V au o influență mare asupra stabilității fazei β și sunt elemente de aliere obișnuite. Alierea cu W este mai rară, din cauza densității înalte a acestuia. Adăosul de Cu duce la formarea compusului TiCu_2 și face dificilă alierea, dar aliajul poate fi tratat termic. Asemenea aliaje sunt folosite ca materiale sub formă de benzi.

În fig. 1.8 sunt prezentate câteva efecte ale elementelor de aliere asupra structurii unor aliaje ale titanului dar și influența acestora asupra unor proprietăți mecanice [130].

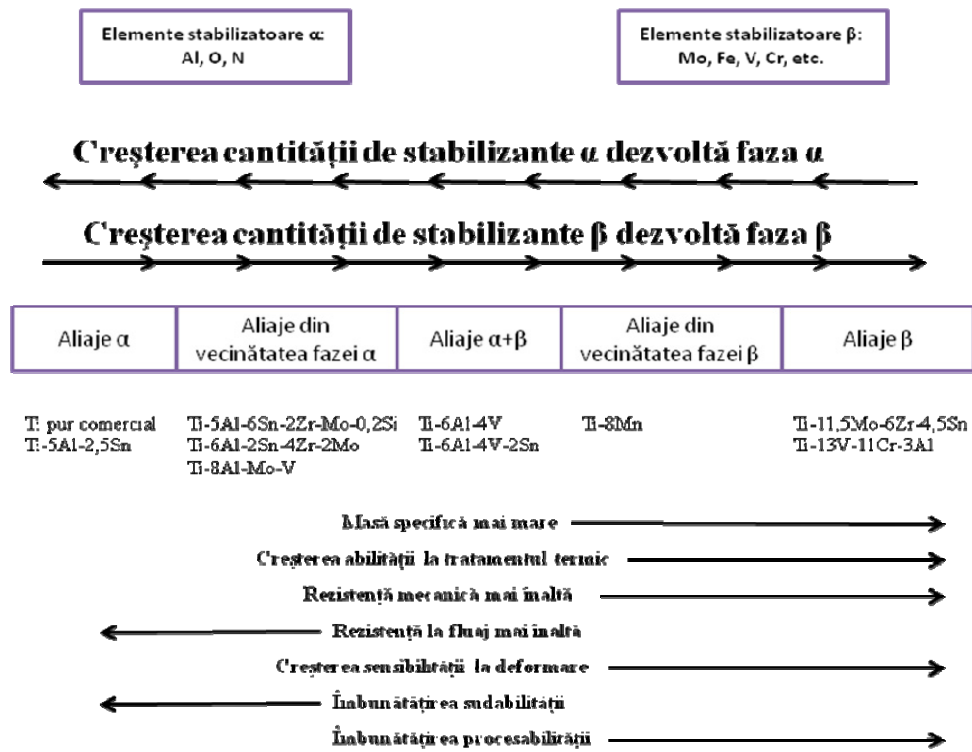


Fig. 1.8 Efectul elementelor de aliere asupra structurii și a proprietăților unor aliaje de titan [22]

1.4. Aliaje de titan

În funcție de microstructură aliajele de titan se împart astfel:

- aliaje cu *structură monofazică α* , alcătuită dintr-o soluție solidă de elemente de aliere în Ti_α . În aceste aliaje elementul principal de aliere este Al. Ele pot conține mai multe elemente de aliere neutre (Sn, Zr) și o cantitate redusă de elemente care stabilizează faza β (Mn, Fe, Cr, Mo);
- aliaje cu *structură bifazică $\alpha+\beta$* , constituite din soluțiile solide α și β . În afară de Al, ele mai conțin 2-4% elemente stabilizatoare ale fazei β ;
- aliaje cu *structură monofazică β* , formate dintr-o soluție solidă de elemente de aliere în Ti_β ; ele conțin o cantitate mare de elemente stabilizatoare ale fazei β .

Toate aliajele industriale ale titanului conțin în general aluminiu. Pentru aliajele de titan, sistemul Ti-Al (fig. 1.9) prezintă aceeași importanță ca sistemul Fe-Fe₃C la oțeluri și fonte. Prezența aluminiului se manifestă prin creșterea rezistenței la rupere și scăderea ductilității aliajului (fig. 1.10) [79].

Conținutul de Al trebuie să fie limitat la 7...9 % în cazul aliajelor comerciale, pentru a evita precipitarea compusului Ti₃Al care provoacă fragilizarea materialului. Aluminiu echivalent se calculează cu relația : $Al_{echiv} = Al + Sn/3 + Zr/6 + 10(O + C + N)$ [160].

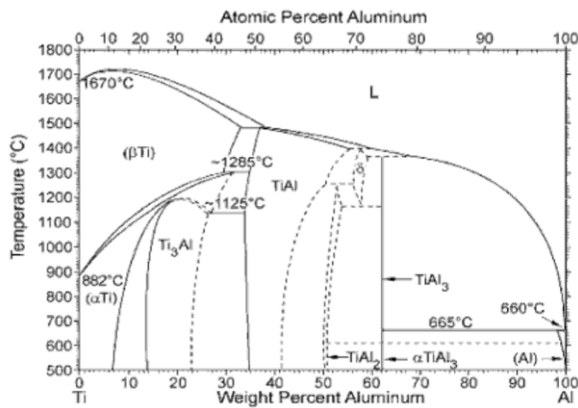


Fig. 1.9 Diagrama Ti-Al (T.B. Massalski, 1990)[11]

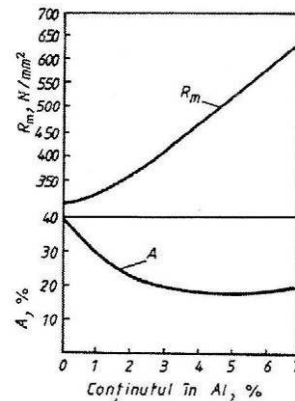


Fig. 1.10 Evoluția unor proprietăți mecanice cu proporția de Al [79]

1.4.1. Titanul pur comercial și aliajele α

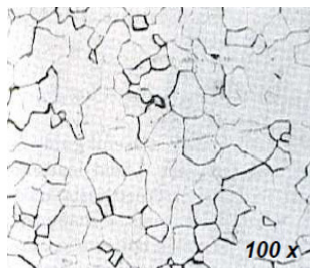
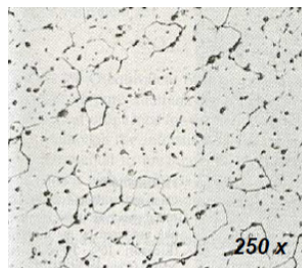
Principalele caracteristici sunt:

- titanul și aliajele α nu suferă tratamente termice de durificare;
- sunt sudabile;
- au o duritate medie;
- rezistență bună la fluaj la temperaturi ridicate;
- bună tenacitate a probelor cu concentrator de tensiune.

Titanul pur comercial are o structură hexagonală și o puritate de 99-99.5%.

Ca element interstițial de aliere, oxigenul micșorează mult rezistența la rupere și reduce simultan ductilitatea.

Oxigenul echivalent : $\%O_{echiv} = \%O + 2\%N + 0,67\%C$. În fig. 1.11 sunt prezentate câteva structuri microscopice ale titanului pur comercial [63].

Structură α hexagonalăStructură α hexagonală cu particule β globulare este prezentă datorită impurităților de 0,3% Fe

Structură laminată la cald

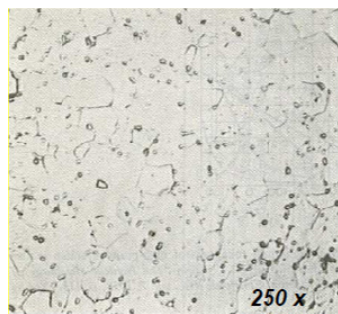
Fig. 1.11 Structuri microscopice ale titanului pur comercial [63]

Titanul pur comercial are următoarele proprietăți:

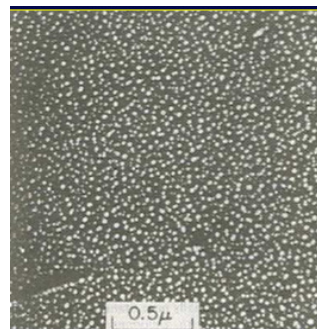
- rezistență scăzută, depinzând de conținutul de O, N;
- rezistență la coroziune în acidul azotic și în clor lichid;
- Pd îmbunătățește rezistența la coroziunea în HCl, H₂SO₄, H₂PO₄ [63].

Aliajele α , în care elementele de aliere stabilizează faza α , ridică temperatura de transformare polimorfă. Principalele elemente de aliere sunt Al și O, ce ajută la consolidarea soluției solide, pe când O și N prezente ca impurități conduc la o durificare interstițială. De asemenea, se mai adaugă Sn și Zr în cantități mici pentru a stabili faza α și a mări rezistența mecanică a aliajului.

Cantitatea de stabilizatoare α nu trebuie să depășească 9% din alumiul echivalent pentru a preveni o fragilizare a materialului. În fig. 1.12 sunt prezentate câteva exemple de structuri microscopice ale aliajelor α de titan [63].



Ti-5%Al-2.5%Sn – faza β sferoidală este prezentă datorită impurităților de 0.3% Fe



Precipitarea omogenă a fazei α_2

Fig. 1.12 Structuri microscopice ale aliajelor α de titan

Principalele proprietăți ale aliajelor α de titan sunt:

- bună rezistență mecanică, aceasta depinzând de conținutul de O și Al (Al < 5-6%);
- Al reduce densitatea aliajelor;
- bună rezistență la oxidare la temperaturi de 320-600°C;
- se sudează ușor.

Aliajele de titan din vecinătatea fazei α au cantități mici de stabilizatoare β (Mo, V), ce provoacă o bună dispersare a fazei β în structura fazei α , ducând la îmbunătățirea performanțelor și eficienței aliajelor. Aceste aliaje au o comportare mult mai bună la fluaj la temperaturi mai mici de 400°C decât aliajele α ale titanului. Aliajele din vecinătatea fazei α , Ti-8Al-1Mo-1V și Ti-6Al-2Sn-4Zr-Mo, sunt cele mai des utilizate în aplicațiile aerospațiale (componente de aeronave).

Titanul și aliajele α nu suferă tratament termic de durificare, ele fiind supuse unei recoaceri pentru recristalizare. Temperatura de încălzire este superioară celei de recristalizare, dar ea nu trebuie să depășească temperatura de transformare $\alpha+\beta\rightarrow\beta$, deoarece domeniul β provoacă o creștere puternică a granulației. Frecvent recoacerea pentru recristalizare a aliajelor α și $\alpha+\beta$ se execută la 750...850°C [14]. Recoacerea executată la temperatură înaltă provoacă obținerea unei structuri de fază α cu rețea cristalină H.C (vezi fig. 1.13a). Călirea din domeniul fazei β provoacă modificarea structurii cu rețea hexagonală într-o structură martensitică α' cu rețea hexagonală și alături de aceasta rămâne o cantitate de fază β netransformată (figura 1.13 b). Răcirea în aer din domeniul fazei β conduce la obținerea unei structuri Widmanstätten sub formă de plăci de fază α (fig. 1.13 c) [63].



Fig. 1.13 Structuri microscopice ale titanului pur comercial și aliajelor α

În figura 1.14 sunt prezentate efectele vitezei de răcire din domeniul fazei β asupra morfologiei structurii unui aliaj din vecinătatea fazei α , Ti 6242 [63].

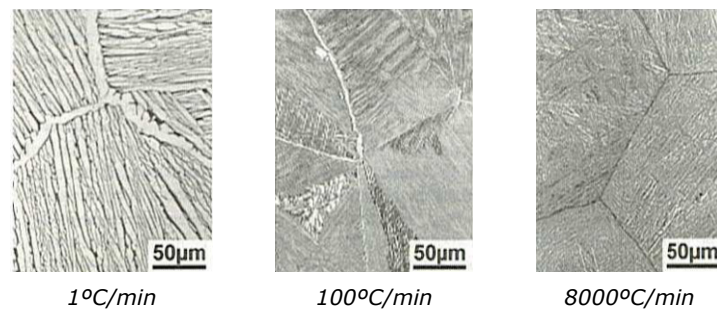


Fig. 1.14 Efectele vitezei de răcire [63]

1.4.2. Aliaje cu structură $\alpha+\beta$

Acestor aliaje li se pot aplica tratamente termice și cele mai multe pot fi sudate. Cele mai importante proprietăți sunt:

- nivelul de rezistență mecanică de la mediu la înalt;
- rezistența la fluaj la temperaturi înalte nu este la fel de bună ca a aliajelor α ;
- deformarea la rece poate fi limitată, dar deformarea la cald este în general bună.

Cel mai folosit aliaj este Ti-6Al-4V [40, 131].

Spre deosebire de aliajele α , aliajele $\alpha+\beta$ pot fi durificate prin călire urmată de îmbătrânire. În continuare se vor analiza transformările intervenite la călirea aliajelor bifazice $\alpha + \beta$. Prin răcirea rapidă a aliajelor încălzite în prealabil în domeniul fazei β se provoacă transformarea martensitică, ce se desfășoară, ca și la oțeluri, într-un interval de temperatură (fig. 3.7).

Cu cât conținutul de elemente stabilizante β este mai ridicat, cu atât temperaturile de transformare martensitică M_s , M_f sunt mai coborâte. Dacă concentrația în asemenea elemente este inferioară punctului C_k (fig. 1.15 a), structura de călire a aliajelor care prezintă transformare eutectoidă va fi alcătuită din faza martensitică α' . Pentru concentrații de la C_k la C'_k în elemente stabilizante

β , pe lângă faza α' mai apare în structură o fază β reziduală, iar dacă conținutul în elemente de aliere este superior lui C'_k , aliajul va fi constituit doar din faza β . Faza martensitică α' este o soluție suprasaturată de elemente de aliere în Ti_α . Ea posedă o rețea hexagonală ușor perturbată și o structură aciculară caracteristică martensitei din oțeluri; duritatea și rezistența fazei α' sunt cu atât mai ridicate cu cât concentrația de elemente de aliere este mai mare.

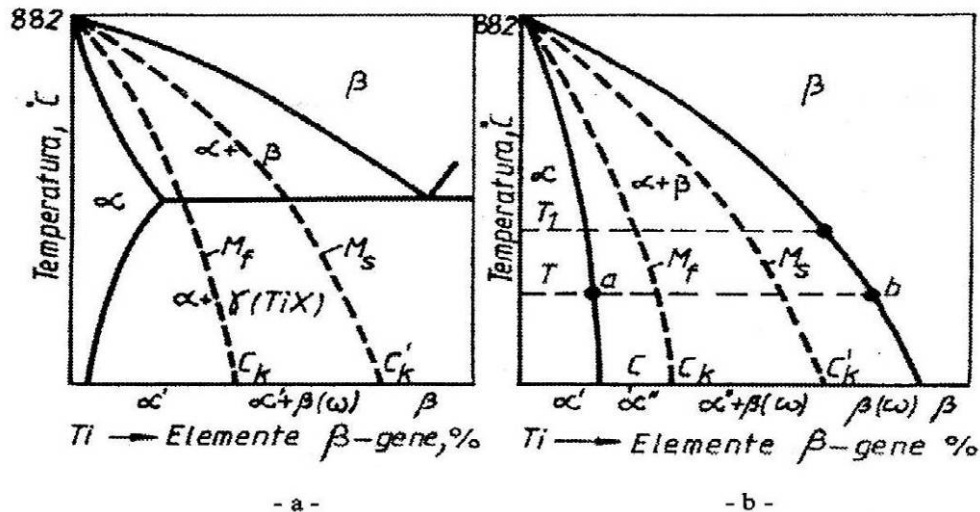


Fig.1.15 Structura de călire a aliajelor de titan cu elemente stabilizante β [79]:
 a-aliaje cu transformare eutectoidă călitate din domeniul β ;
 b-aliaje fără transformare eutectoidă călitate din domeniul β

Pentru cazul reprezentat în fig. 1.15 b, după călirea aliajelor cu un conținut redus în elemente de aliere, se formează o structură de fază α' ; la depășirea concentrației punctului C (fig. 1.15 b) apare o fază martensitică α'' cu rețea ortorombică și care înrăutățește duritatea și rezistența la rupere îmbunătățind caracteristicile de ductilitate și tenacitate. Călirea aliajelor cu o concentrație în elemente de aliere stabilizante β superioară punctului C_k antrenează formarea fazelor α' și β , iar dacă această concentrație este mai mare decât punctul C'_k , structura este alcătuită numai din faza metastabilă β (fig. 1.15 b). Așa cum se observă din fig. 1.15 faza β poate da naștere unei faze martensitice cu rețea hexagonală coerentă cu matricea, dar care nu a fost evidențiată prin analiză microscopică; această fază are o puternică acțiune fragilizantă. Călirea aliajelor $\alpha+\beta$ poate fi executată și de la temperatura corespunzătoare domeniului $\alpha+\beta$. În asemenea condiții, faza α rămâne neschimbată iar faza β suferă aceleași transformări ca și când aliajul ar fi fost călit de la temperatura corespunzătoare domeniului β . De exemplu, pentru cazul reprezentat în fig. 1.15 b, la temperatura T compoziția fazei α este definită prin punctul a, iar compoziția fazei β prin punctul b. După călire, faza β se va transforma într-o structură martensitică $\beta_{(\omega)}$, iar faza α va rămâne nemodificată. Dacă temperatura de călire este superioară lui T_1 (fig. 1.15 b) compoziția fazei β este inferioară valorii C'_k și la răcire bruscă ea se transformă integral sau parțial în martensită. Așadar, la călirea aliajelor din domeniul $\alpha+\beta$ se obțin structuri alcătuite din $\alpha+\alpha''+\beta_{(\omega)}$, din $\alpha+\alpha''$, sau din $\alpha+\alpha'$. Îmbătrânirea ulterioară a aliajelor călitate, declanșează descompunerea fazelor martensitice α' , α'' și ω , precum și a fazei metastabile β reziduală. În final, produsele de descompunere

sunt fazele α și β cu o compoziție de echilibru, iar la sistemele de aliaje cu transformare eutectoidă, faza α și combinația chimică Ti_xM_y . Faza metastabilă β obținută în primul caz se descompune la temperaturi mai reduse de îmbătrânire cu formare de fază ω și la temperaturi mai ridicate cu formare de fază α . Descompunerea fazei α' nu provoacă o creștere semnificativă a rezistenței mecanice, iar durificarea cauzată de formarea fazei ω este neutilizabilă deoarece provoacă o fragilizare puternică a aliajelor. În consecință, durificarea este determinată doar de descompunerea fazei α'' și a fazei reziduale β . Pentru evitarea fragilizării datorate fazei ω se ridică temperatura de îmbătrânire la 450-600°C.

Cu cât temperatura de călire în domeniul $\alpha+\beta$ este mai ridicată cu atât caracteristicile de rezistență mecanică obținute după îmbătrânire sunt mai bune, dar cele de ductilitate și tenacitate sunt mai scăzute. Ca și în cazul oțelurilor, procesele declanșate la tratamentul termic al aliajelor de titan se descriu cel mai bine cu ajutorul diagramelor T.T.T. (temperatură – timp – transformare) a fazei β subrăcite. În fig. 1.16a este reprezentată o asemenea diagramă pentru aliajele cu un conținut mai mic în elemente stabilizante β decât punctul C_k . Deasupra punctului M_s are loc descompunerea fazei β , între punctele M_s și M_f apar fazele martensitice α' (α'') și faza metastabilă β iar sub punctul M_f , numai fazele martensitice α' (α''). Curbele T.T.T. ale aliajelor cu un conținut în elemente stabilizante β cuprins între C_k și C'_k sunt redată în figura 1.16 b. Punctul M_f al acestor aliaje se găsește sub temperatura ambiantă [79].

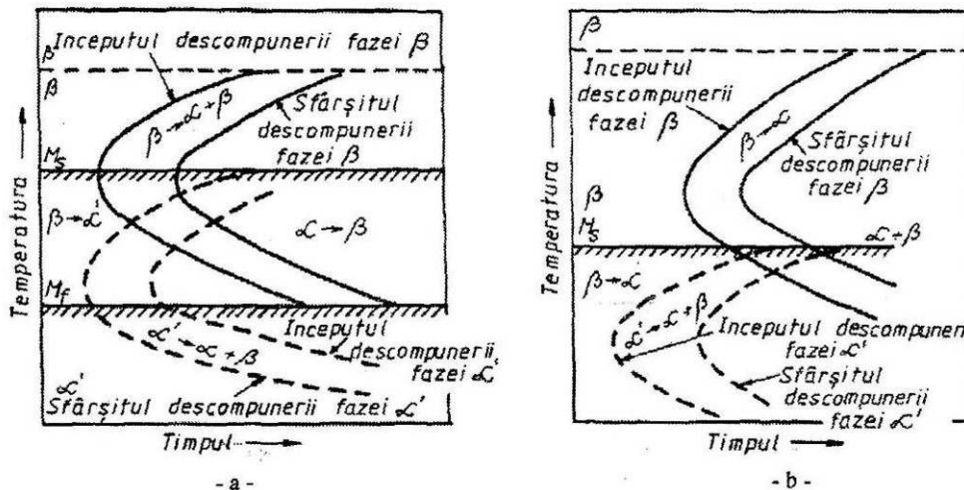
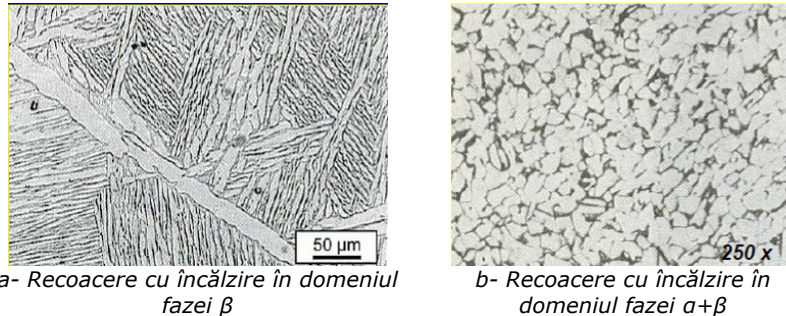


Fig.1.16 Diagrame TTT ale fazei β în aliaje de titan a-conținutul în elemente stabilizante β este inferior punctului C_k ; b-conținutul în elemente stabilizante β este cuprins între punctele C_k și C'_k [79]

Recoacerea cu încălzire în domeniul fazei β provoacă transformarea soluției solide β în soluție solidă α cu aspect lamelar al microstructurii (fig. 1.17 a). Microstructura obținută în cazul recoacerii cu încălzire în domeniul bifazic $\alpha+\beta$ este constituită din cristale echiaxiale de fază α (culoare deschisă) și cristale de fază β (culoare închisă) dispuse intergranular (figura 1.17 b) [63].

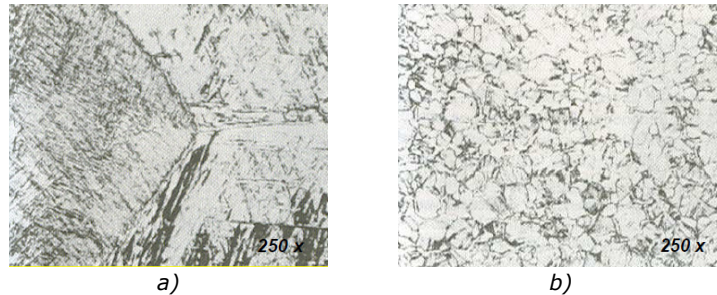


a- Recoacere cu încălzire în domeniul fazei β

b- Recoacere cu încălzire în domeniul fazei $\alpha+\beta$

Fig. 1.17 Recoacere cu încălzire a aliajelor $\alpha+\beta$ [63]

Răcirea în aer din faza β conduce la obținerea unei structuri fine aciculare α (figura 1.18a), iar la răcirea din faza $\alpha+\beta$ se obține o structură α primară echiaxială într-o matrice β transformate (aciculară) (figura 1.18b) [63].



a)

b)

Fig. 1.18 Răcirea în aer din faza β și $\alpha+\beta$ [63]

1.4.3. Aliaje cu structură β

Domeniul de aplicabilitate al acestor aliaje este cel mai vast în comparație cu celelalte aliaje ale titanului. Ele oferă cel mai înalt raport între rezistența la rupere și masa specifică și o combinație atractivă între rezistență, tenacitate și rezistența la oboseală pentru o gamă largă de valori ale secțiunilor transversale. Comparativ cu aliajele $\alpha+\beta$, acestea au câteva dezavantaje: o creștere a densității, o prelucrabilitate scăzută, un preț de cost ridicat, etc. (Tabel 1.2) [22].

Cele mai folosite aliaje cu structură β sunt: Ti-10-2-3, Beta C, Ti-15-3, TIMETAL 21S, BT 22 pentru componente structurale și Ti17 pentru discurile compresorului motorului turbinei de gaz [63].

Stabilitatea fazei β poate fi descrisă cu ajutorul conținutului în molibden echivalent ce combină efectele diferitelor elemente stabilizante β , (Mo, V, Fe, Cr, Nb, etc.), rezultând aliaje metastabile β pentru $Mo_{echiv} < 25$ și aliaje stabile β pentru $Mo_{echiv} = 25 - 40$.

Calculul molibdenului echivalent se face cu relația: $Mo_{echiv} \% = 1.0Mo + 0,67V + 0,44W + 0,28Nb + 0,22Ta + 1,6Cr + \dots - 1,0Al$.

Tabelul 1.2 Avantajele și dezavantajele aliajelor de titan β

Avantaje	Dezavantaje
Raport crescut rezistență/densitate	Densitate ridicată
Module de elasticitate mici	Modul de elasticitate scăzut
O rezistență și o tenacitate ridicată	Proprietăți scăzute la temperaturi înalte și joase
O rezistență la oboseală ridicată	Costuri ridicate de fabricare a aliajelor
O bună călibritate	Tendința la segregare
Forjarea se realizează la temperaturi scăzute	Recuperare elastică înaltă
Costuri scăzute pentru producerea de benzi	Instabilitate structurală
Deformabilitate bună la rece (unele aliaje)	Slabă rezistență la coroziune (unele aliaje)

Un aliaj β este definit ca fiind aliajul de titan cu conținut suficient de elemente stabilizante β ce suprimă transformarea martensitică în timpul călirii cu răcire la temperatura camerei [22].

Cele mai multe aliaje β ale titanului sunt metastabile și au tendința de a se transforma în:

- structură sub formă de plăci grosolane α după tratamentul termic în domeniul $\alpha+\beta$;
- precipitări ale fazei α după o perioadă lungă de îmbătrânire la o temperatură înaltă [22].

Acest lucru poate duce la o creștere a rezistenței aliajului dar poate cauza o fragilizare nedorită când se dorește ca materialul să fie ductil.

1.5. Unele aplicații ale titanului și aliajelor sale

Dintre aliajele cu bază de titan, cel mai frecvent utilizat în tehnică este Ti-6Al-4V. Actualmente, peste 50% din asemenea materiale procesate industrial aparțin acestei mărci, motiv pentru care se întreprind numeroase cercetări legate de optimizarea proprietăților sale tehnologice și de întreținere. El face parte din categoria aliajelor bifazice $\alpha+\beta$, aluminiul prezent în compoziția chimică în concentrație de cca 6% fiind stabilizator al fazei α , iar vanadiul în concentrație de cca 4%, stabilizează faza β [105, 131, 150].

Creșterea cantității de aluminiu în faza α conduce la consolidarea soluției solide din aliajul Ti-6Al-4V. Concentrația de Al trebuie să fie 6% sau mai puțin pentru a evita formarea fazei DO_{19} , care este cunoscută ca fază secundară (α'') a fazei α și care conduce la scăderea ductilității și tenacității. Vanadiul prezent în acest aliaj nu este solubil în faza α , fiind concentrat în regiuni mici ale fazei β [120]. Gil și alții [33] au evaluat concentrația de Al și V folosind microscopul analitic și au descoperit că, conținutul de Al descrește progresiv dinspre faza α spre faza β , în timp ce conținutul de vanadiu crește de-a lungul aceleiași direcții.

Proprietățile mecanice ale aliajului Ti-6Al-4V depind de conținutul de oxigen [146]. Acest aliaj se folosește în aplicațiile industriale în două variante: forma comercială, cu 0,16-0,20% oxigen și ELI cu 0,10-0,13% oxigen [175]. Oxigenul poate conduce la formarea de Ti_3Al (α_2) în aliajele de titan. Aceste particule coerente

de α_2 cresc limita de curgere și micșorează caracteristicile de ductilitate. Odată cu creșterea cantității de oxigen, crește rezistența la oboseală ciclică și scade tenacitatea la rupere. Faza monolitică α_2 a fost testată pentru aplicații în industria aeronautică și pentru turbinele cu gaz datorită excelenței sale rezistențe la oboseală la temperaturi înalte [12, 44, 103, 166], dar slaba rezistență la oxidare și lipsa rezistenței la oxidare la cald i-au limitat utilitatea în turbinele cu gaz.

Aliajul Ti-6Al-4V este frecvent utilizat la construcția anumitor componente de avion, în defavoarea altor materiale metalice ca aliajele de aluminiu de înaltă rezistență, datorită limitei de curgere și rezistenței la oboseală superioare, înaltei rezistențe la coroziune, modulului superior de elasticitate. Acesta poate fi folosit la fabricarea tuturor componentelor de avion ca: fuzelaj, carlingă, tren de aterizare, aripă și ampenaj, iar datorită bunelor caracteristici de rezistență la fisurare este foarte folosit pentru construcția elementelor structurale mari. O altă aplicație majoră a aliajului Ti-6Al-4V este în industria aeronautică la componentele rotative și nonrotative (fig. 1.19). Acesta este folosit de asemenea cu restricții de temperatură $\sim 350^\circ\text{C}$ la construcția elementului rotativ al ventilatorului unui motor, compresorului de joasă presiune și în primele zone din compresorul de presiune intermediară. Ventilatorul și paletel compresorului sunt supuse la solicitări oscilatorii și pentru aceasta necesită o înaltă rezistență la nucleerea și propagarea fisurilor de oboseală în secțiunea paletel și o bună rezistență la oboseală la un număr mic de cicluri în zonele de fixare. Carcasa compresorului de motor (conducta exterioară) obținută prin laminarea plăcilor din Ti-6Al-4V și fabricată prin metode convenționale de deformare, prezintă o microstructură fină cu bune proprietăți de deformare. Pentru producerea de componente cu forme complexe se poate recurge la turnarea aliajului Ti-6Al-4V în forme ușor fuzibile [103].

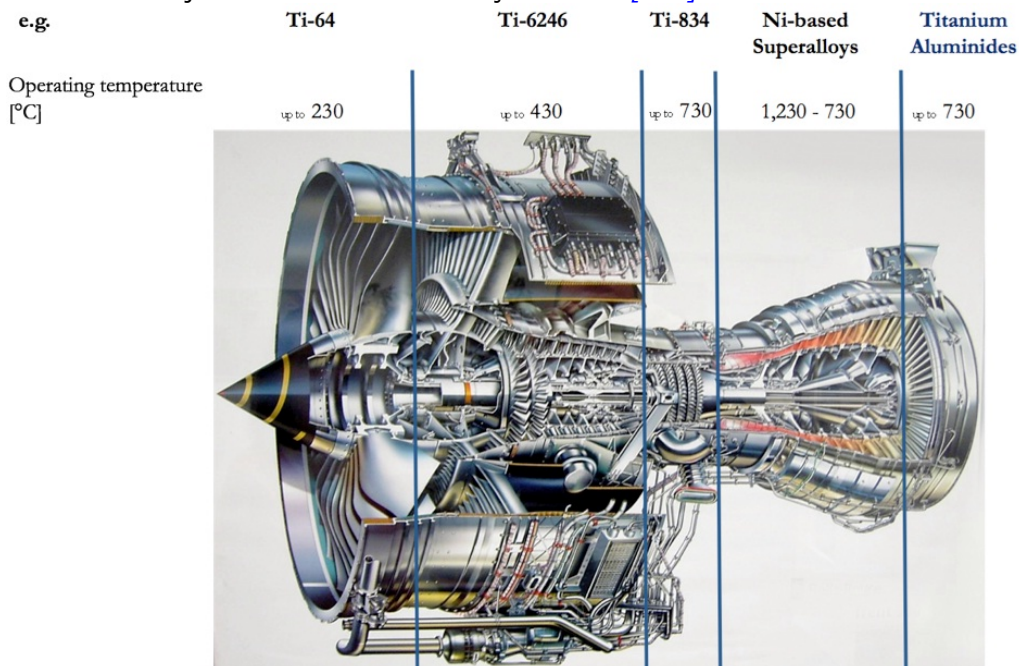


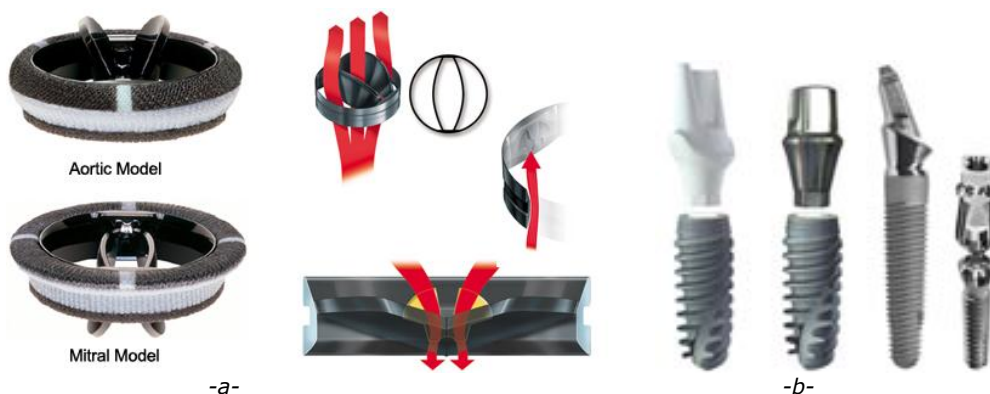
Fig. 1.19 Motor cu reacție [52]

Alte aplicații ale acestui aliaj se regăsesc în industria chimică la fabricarea conductele schimbătoarelor de căldură ale condensatorilor de răcire a apei de mare și în sistemele de răcire hidrocarburi. Întrucât este superior aliajelor Cu-Ni, alamelor cu Al și bronzurilor cu Al acolo unde coroziunea nu este permisă, se folosește la execuția de produse tubulare. De asemenea, titanul și aliajele sale se folosesc ca materiale de bază la fabricarea altor echipamente din industria chimică cum sunt: rezervoare (fig. 1.20) și vase, pompe, supape, epuratoare de gaze și conducte. [103]



Fig. 1.20 Rezervor combustibil [62]

Pe lângă numeroasele aplicații în industria chimică, aliajele de titan sunt folosite ca și materiale biocompatibile unde compatibilitatea lor cu oasele și țesutul uman constituie o excelentă alegere. Aliajul Ti-6Al-4V și titanul pur comercial este folosit la fabricarea dispozitivelor protetice ca valve aortice (fig. 1.21 a), articulații artificiale, implante dentare (fig. 1.21 b), știfturi, dispozitive ortodontice, proteze de șold și genunchi (fig. 1.21 c). [103]





-c-

Fig. 1.21 Aplicații medicale a) valvă aortică; b) implante dentare; c) proteze ortopedice [54, 57, 58]

În ultimii ani titanul și aliajele sale a început să fie folosit și în industria articolelor sportive. Aliajele de titan ca Ti-6Al-4V, Ti-3Al-2.5V și Ti-4.5Al-3V-2Mo-2Fe (SP-700) sunt pe larg utilizate la fabricarea croselor de golf, cadrelor de bicicletă, în echipamentele de alpinism și la automobilele de înaltă performanță datorită densităților mici, modului de elasticitate scăzut și rezistenței la tracțiune ridicate (fig. 1.22) [103].



Fig. 1.22 Aliajele de titan în aplicațiile sportive

1.6. Eroziunea cavitațională

1.6.1. Generalități

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

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

În aceste momente, în care tehnologia se dezvoltă tot mai repede, atât oamenii de știință cât și producătorii de echipamente hidromecanice, nave maritime și fluviale, trebuie să găsească materiale noi care să aibă o rezistență ridicată la eroziunea cavitațională și bune proprietăți mecanice. Cercetările realizate în laboratoare de specialitate [8, 19, 29, 32, 148] au arătat că nivelul distrugerilor cavitaționale la oțeluri depinde, pe de o parte, de intensitatea cavitației, care este specifică hidrodinamicii curentului cavitant și, pe de altă parte, de natura materialului caracterizată prin:

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

O sinteză a legăturii dintre rezistența la cavitație, respectiv viteza de eroziune, și principala proprietate mecanică cu efect asupra comportării la atacurile cavitației (duritatea) și factorii specifici materialelor utilizate în fabricarea pieselor solicitate cavitațional este exprimată de figura 1.23 [77].

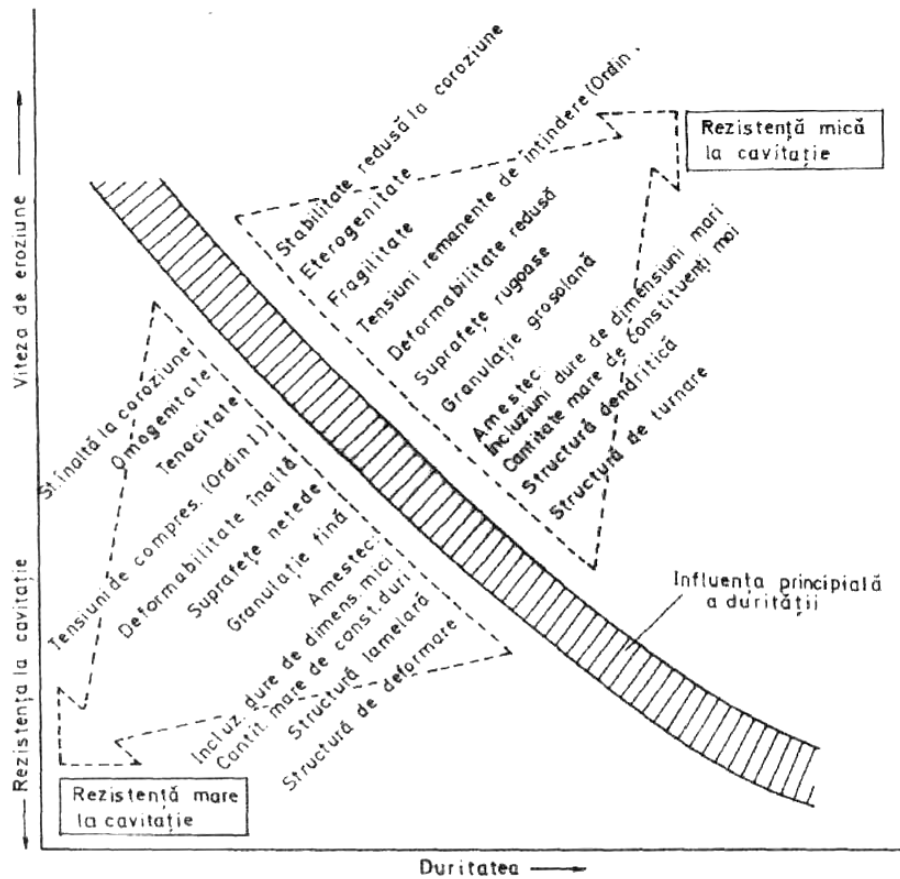


Fig. 1.23 Reprezentarea schematică a proprietăților diverselor materiale. Influența stării materialului și a constituției structurale asupra comportării la cavitație [77]

1.6.2. Mecanismul degradării materialelor prin cavitație

În timpul cavitației, în curentul hidrodinamic, prin variația presiunilor se dezvoltă bulele cavitaționale care pot avea formă simetrică sau asimetrică în funcție de locul în care se află. Forma asimetrică apare când bula este apropiată de peretele solid. Cu cât este mai aproape de solid cu atât se deformează mai mult. Datorită creșterii presiunilor se întâmplă 2 fenomene: bula se comprimă până la un punct – fenomen numit implozie – și când trece printr-un câmp de presiuni mai mic se destinde brusc și generează unde de șoc a căror presiune de impactare a solidului este de 10^4 - 10^6 atm [5,17]. Forța de impact scade cu cât bula este mai depărtată de perete și cu cât lichidul este mai vâscos. Trecerea de la dimensiunea mică la destinderea bruscă este de ordinul microsecundelor și de aceea unda de șoc care impactează solidul are o forță foarte mare.

Cel de-al doilea mecanism este al microjeturilor. Aceste microjeturi apar într-un vârtej inelar datorită involuției peretelui bulei mult mai pronunțat când aceasta este lângă perete. Dosul peretelui bulei este împins spre exterior până când

bula se sparge și se creează prin centru un microjet cu diametrul sub un milimetru și cu viteze de până la 100m/s [5, 108]. Mecanismul involuției peretelui bulei și apariția microjetului este prezentat în figurile 1.24 și 1.25 [56, 60]. În figura 1.25 este sugerat și modul de rupere a materialului (propagare a fisurii) în urma impactului cu microjetul.

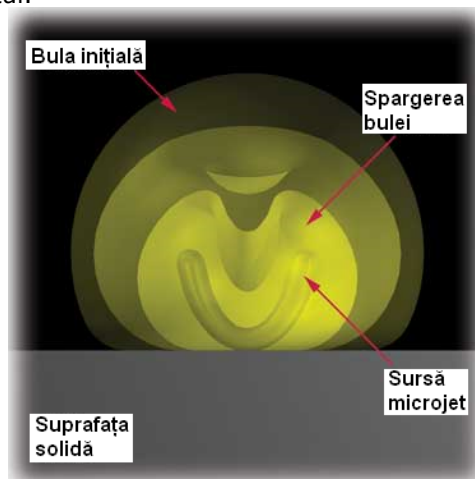


Fig. 1.24 Mecanismul de formare a bulei cavitaționale și a microjetului [60]

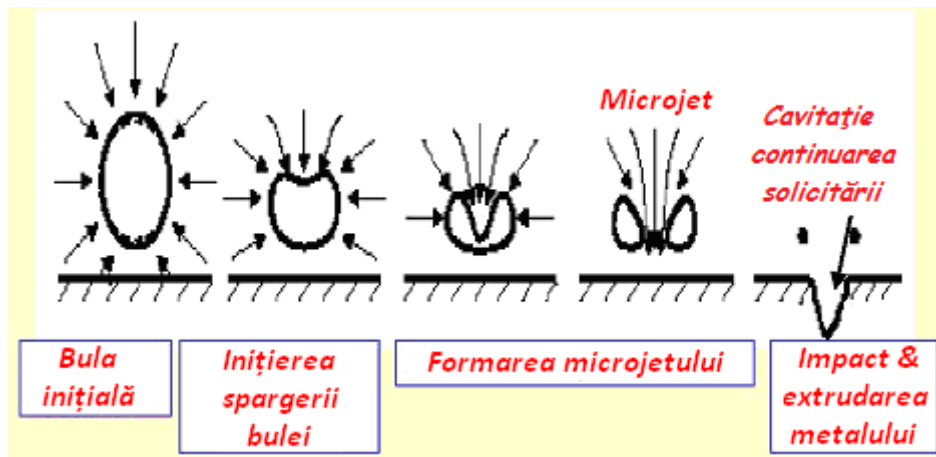


Fig. 1.25 Mecanismul surpării bulei cavitaționale și generării fisurii [56]

1.6.3. Instalații de laborator

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

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

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

1.6.3.1. Tunelele hidrodinamice

Tunelele hidrodinamice sunt astfel realizate și concepute încât permit generarea unor fenomene cavitaționale similare celor din mașinile hidraulice. Pereții camerelor de lucru sunt transparente și permit vizualizarea, fotografierea, filmarea și înregistrarea evoluției procesului de distrugere cavitațională. Un model de tunel hidrodinamic este prezentat în figura 1.26 [73].

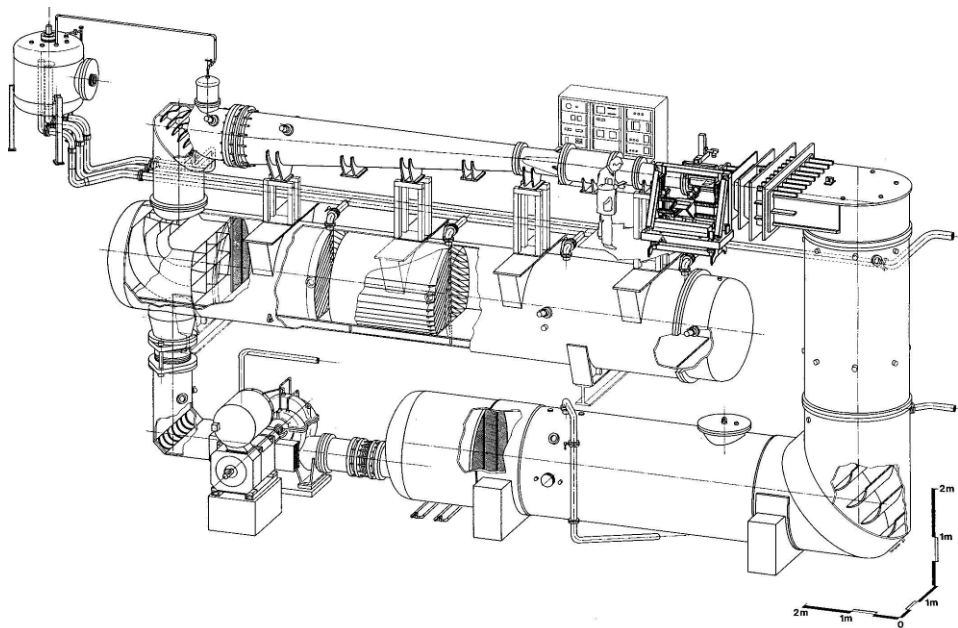


Fig. 1.26 Tunel hidrodinamic [73]

Tunelul hidrodinamic este un ansamblu de conducte în care presiunea se poate modifica folosind o pompă de vid, iar antrenarea în mișcare a lichidului se face cu o pompă. Coturile sunt prevăzute cu rețele de profile pentru a uniformiza câmpul de curgere (eliminarea turbulențelor) (fig. 1.27). În camera de lucru se pune piesa sau corpul pe care se studiază regimul cavitațional. Camera de lucru este de fapt un tub venturi în care se poate reduce presiunea cu o pompă de vid până la crearea cavitației.

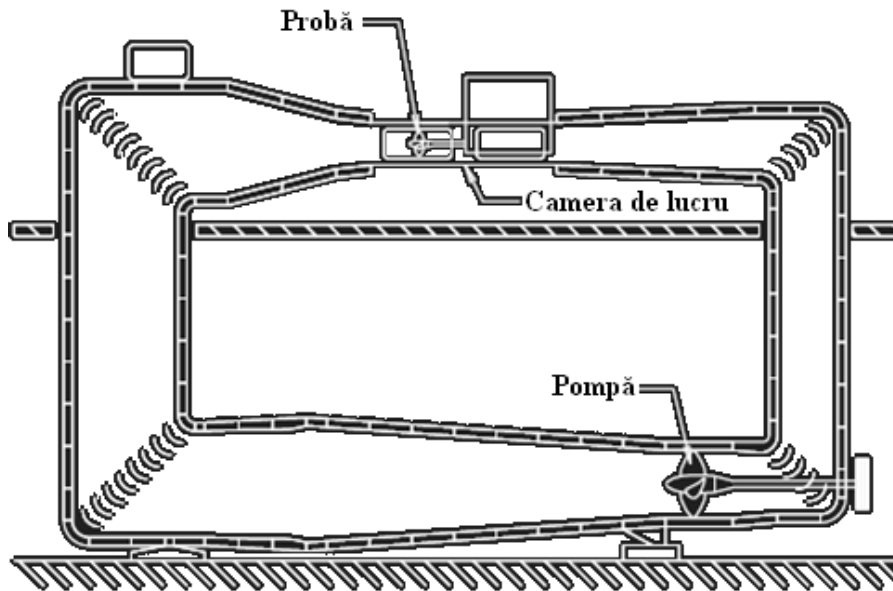


Figura 1.27 Secțiune printr-un tunel hidrodinamic [61]

Avantajul folosirii unei astfel de stațiuni o constituie posibilitatea determinării distribuției de presiuni, din camera de lucru, pentru diferite stadii cavitaționale și construirii curbelor de cavitație $\sigma = f(Re)$. Dezavantajul instalației îl constituie gabaritul ridicat și timpul necesar producerii unor eroziuni acceptabile (10 ÷ 300) ore [73].

1.6.3.2. Aparatele cu disc rotitor imersat în lichid

Aparatele cu disc rotitor imersat în lichid (fig. 1.28) simulează cel mai bine procesul cavitațional din mașinile hidraulice și elicele navale. Elementul de bază al acestor aparate îl constituie discul rotitor imersat în lichid, a cărui turație poate fi modificată în funcție de intensitatea fenomenului cavitațional dorit. În acest disc sunt realizate orificii, cu geometrie variabilă, dispuse după spirale logaritmice care servesc la generarea cavitației. În spatele orificiilor sunt montate probele de formă cilindrică a căror suprafață este distrusă prin eroziune cavitațională [73].

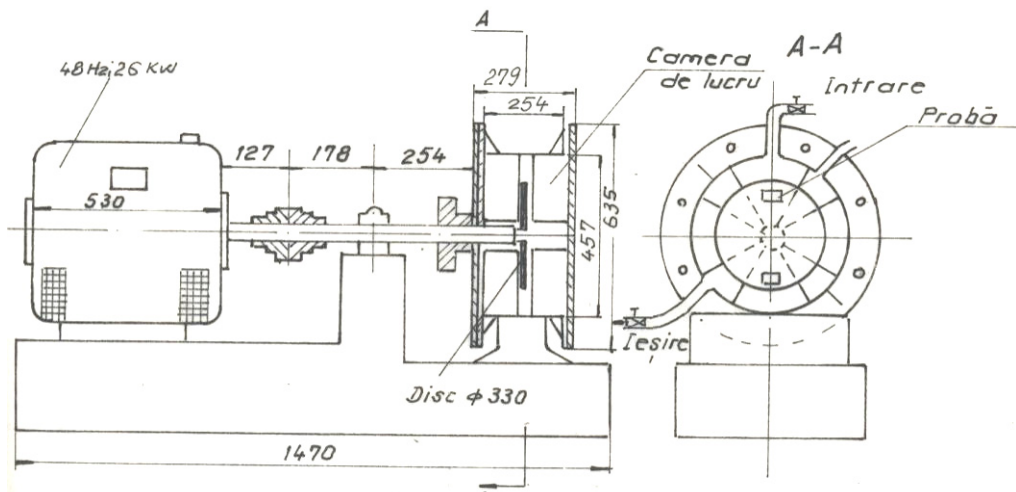


Fig. 1.28 Aparat cu disc rotitor imersat in lichid [73]

1.6.3.3. Aparatele vibratorii

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

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

- magnetostrictive;
- piezoelectrice.

De exemplu, aparatul vibrator TELSONIC SG 1000 este utilizat de laboratorul de Știința Materialelor al Departamentului de Metalurgie și Ingineria Materialelor din cadrul Escola Politecnica da Universidade de São Paulo [130].

Probele sunt fixate la o distanță de 1 mm față de cap (Fig. 1.29). Frecvența și amplitudinea vibrațiilor sunt de 20 kHz respectiv 40 μm. Lichidul folosit este cu precădere apă distilată, la o temperatură constantă de 20°C. Testele sunt întrerupte la intervale regulate de timp, probele se curăță cu ultrasunete, după care se determină pierderile masice cu ajutorul unei balanțe analitice.

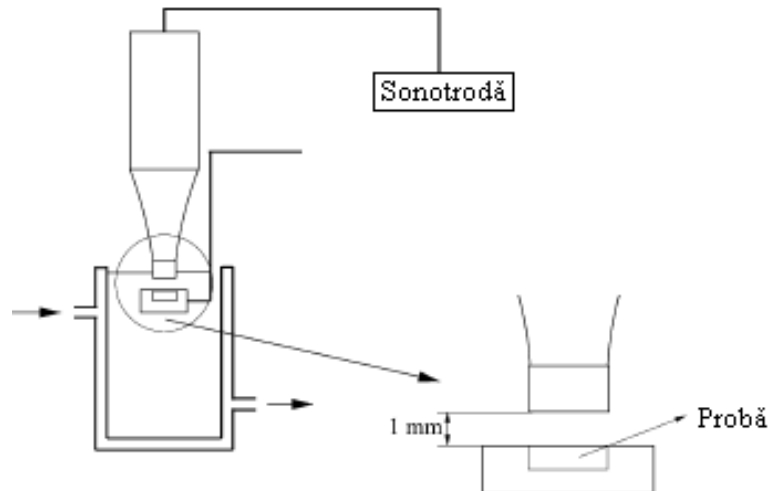


Fig. 1.29 Aparatul vibrator TELSONIC SG 1000 [130]

Aparatul vibrator ACQ-600 (fig. 1.30) este un aparat vibrator ultrasonic folosit de Laboratory of Mechanical Behavior of Metal Material, Xi'an JiaoTong University, Xi'an 710049, China [172]. Experimentele sunt efectuate în condiții statice și de cavitație la temperatura camerei (obișnuit 20 ± 5 °C). Frecvența aparatului vibrator este de 20 kHz. Sonotroda este imersată în soluție la o adâncime de 10 mm; proba este poziționată sub sonotrodă la o distanță de 1 mm.

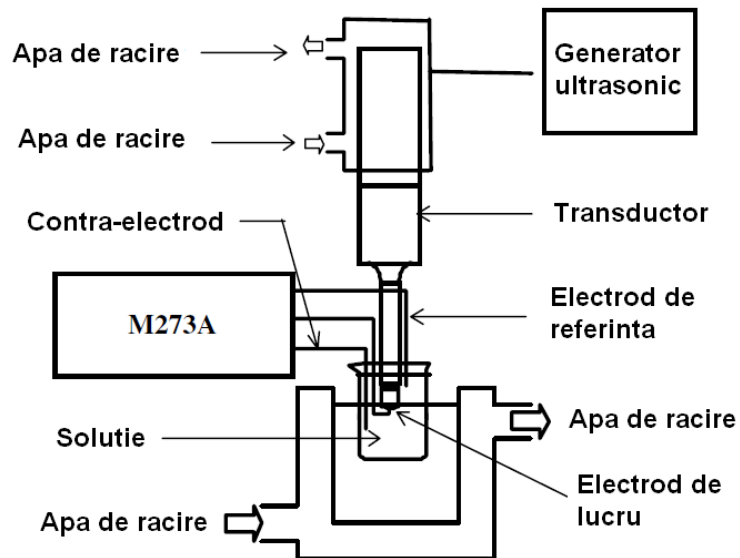


Fig. 1.30 Aparatul vibrator ultrasonic [172]

1.6.4. Metode de evaluare a comportării materialelor la eroziune cavitațională

Ordonarea și evaluarea rezistenței materialelor la eroziune cavitațională se face după unul din criteriile [8, 19, 29, 32, 69, 73, 148]:

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

Deoarece rezultatele experimentale sunt influențate de parametrii tehnico-funcționali ai stațiunii, permițând un grad de subiectivitate, nici unul dintre parametrii menționați nu este acceptat, ca unic, de către cercetători.

Dintre acești parametri, timpul de incubație este folosit cu precădere la aprecierea materialelor testate în tunele hidrodinamice și aparate cu disc rotitor.

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

Normele ASTM recomandă parametrii 2, 3, 4, și 5 iar Thiruvengadam, [8] viteza de stabilizare a eroziunii. Pentru maximul vitezei de eroziune cavitațională, normele ASTM recomandă cea valoare după care viteza devine descrescătoare. Se face această recomandare, deoarece valorile ridicate din primele minute ale atacului cavitațional (obținute cu precădere în aparatele vibratorii) sunt puternic afectate de praful abraziv și nivelul rugozității din suprafața atacată.

Azi, majoritatea cercetătorilor utilizează pentru ordonarea materialelor, după rezistența la distrugere cavitațională, parametrii 1 și 2, iar pentru analiza cauzelor distrugerii sub anumite forme se folosesc rezultatele oferite de investigațiile microstructurale cu ajutorul microscopelor optice și electronice cu baleiaj. Cercetările din ultimii trei ani [2, 3, 10, 69, 72, 74, 75, 76, 82, 84, 123-129], realizate în Laboratorul de Cavitație al Universității Politehnica din Timișoara, au dus la concluzia că utilizarea parametrului MDER, respectiv inversul acestuia ($1/MDER$) sunt mai sugestive în evaluarea rezistenței și descrierea comportării la cavitație.

1.7. Aspecte ale cavitației titanului și aliajelor sale

Literatura de specialitate este foarte bogată în rezultate privind proprietățile tehnologice și de întrebuințare ale acestei categorii de materiale, existând foarte puține rezultate legate de rezistența la eroziunea cavitațională a acestora:

- a) astfel, în lucrarea lui Man H.C și colaboratorii [49] prin nitrurarea în gaz a titanului și a aliajului Ti-6Al-4V folosind laserul Nd-YAG s-a

- obținut o duritate a suprafeței de 2000HV_{0.2} și o structură dendritică de TiN ce a dus la o creștere a rezistenței la eroziunea cavitațională în comparație cu starea de livrare.
- b) în lucrarea lui Mochizuki H și colaboratorii [45] testele de eroziune cavitațională a probelor din titan pur (TB270H, TB340H, TB480H) și din aliajul Ti-6Al-4V s-au realizat la temperaturi de 29,85°C(303K); 44,85°C(318K) și 59,85°C(333K) pe un aparat cu disc rotitor în apă de mare. În urma testelor au rezultat următoarele concluzii:
- rezistența la eroziunea cavitațională crește odată cu creșterea durității astfel: TB270H, TB340H, TB480H și aliajul Ti-6Al-4V;
 - pierderile masice folosind aparatul cu disc rotitor cresc odată cu creșterea temperaturii apei sărate la fel ca și în cazul folosirii aparatelor cu jet și a aparatelor vibratorii.
- c) în lucrarea elaborată de Duraiselvam s.a [109] acoperirea aliajului Ti-6Al-4V s-a realizat cu un compozit având matrice de Ni/Al sub formă de pulberi și TiC sau VC sub formă de pulberi ca faze durificatoare, folosind procedeul de depunere cu fascicul laser. Testele de eroziune cavitațională au fost realizate pe un aparat vibrator folosind apă distilată. În urma testelor a rezultat o creștere a rezistenței la eroziunea cavitațională a stratului depus de 1,2-1,8 ori mai mare față de aliajul de bază Ti-6Al-4V; aceste rezultate au fost atribuite proprietăților fazelor intermetalice cu rol durificator prezente în matrice. Macrocraterelor observate în stratul depus se explică prin conținutul ridicat de compuși fragili de Ti₂Ni, ducând la o scădere a rezistenței la eroziune, respectiv la pierderi mari de masă. De asemenea s-a observat o relație indirectă între duritate și rezistența la eroziunea cavitațională a straturilor depuse cu ajutorul laserului.

Pe baza acestor date se poate conchide că domeniul de cercetare a degradării prin cavitație a acestei categorii de materiale rămâne deschis, atât sub aspectul mărimilor de influență, a mecanismului de declanșare și de dezvoltare a acestui fenomen, cât și a modalităților tehnologice de îmbunătățire a rezistenței la acest tip de coroziune.

1.8. Obiectivele tezei de doctorat

Programul de cercetare își propune să **aprofundeze mecanismul de degradare și să stabilească modalitățile tehnologice de creștere a rezistenței la cavitație a aliajelor bifazice Ti-6Al-4V prin aplicarea unor tratamente termice volumice sau de suprafață.**

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

Se estimează că prin aplicarea unor tehnici de acoperire a suprafeței, să se obțină un sistem compus strat – substrat care să răspundă favorabil exploatareii la solicitări oligociclice în medii cavitaționale.

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

Principalele tratamente termice volumice și de suprafață care se consideră că au un impact pozitiv în asigurarea unei creșteri a rezistenței la cavitație și vor fi aplicate în cadrul programului experimental sunt :

- călire martensitică volumică din domeniul monofazic sau bifazic urmată de îmbătrânire prin revenire;
- ecruisare mecanică cu sau fără recoacere subcritică;
- acoperire cu pulberi ceramice și retopire folosind tehnica laserului și cea a fasciculului de electroni;
- pulverizare în plasmă cu particule nanometrice.

Aprecierea calității suprafețelor testate cavitațional se va face prin :

- investigații macro- și microscopice;
- examinări sclerometrice;
- analize microfractografice la microscopul electronic cu baleiaj;
- analize EDX de compoziție chimică în microdomenii de material.

Evaluarea rezistenței și comportării la cavitație a materialelor supuse tratamentelor de mai sus se va face, în conformitate cu cerințele normelor ASTM-G32-2010, pe baza curbelor specifice și a principalilor parametri, utilizând pentru comparație materialele de referință ale Laboratorului de Cavitație din cadrul U.P. Timișoara, cunoscute pentru calitățile lor anticavitaționale. De asemenea, această evaluare va fi corelată cu microfotografiile suprafețelor și structurilor degradate prin cavitație, realizate la diverși timpi de atac, precum și la finalul testului.

2. Modalități de creștere a rezistenței la cavitație. Procedura experimentală

2.1. Oportunități de creștere a rezistenței la cavitație

Pentru a combate uzura suprafeței și pentru a durifica stratul de suprafață, aliajele de titan sunt supuse: tratamentelor termice, acoperirilor de suprafață, tratamentelor termochimice, tratamentelor mecanice, etc.(fig. 2.1).

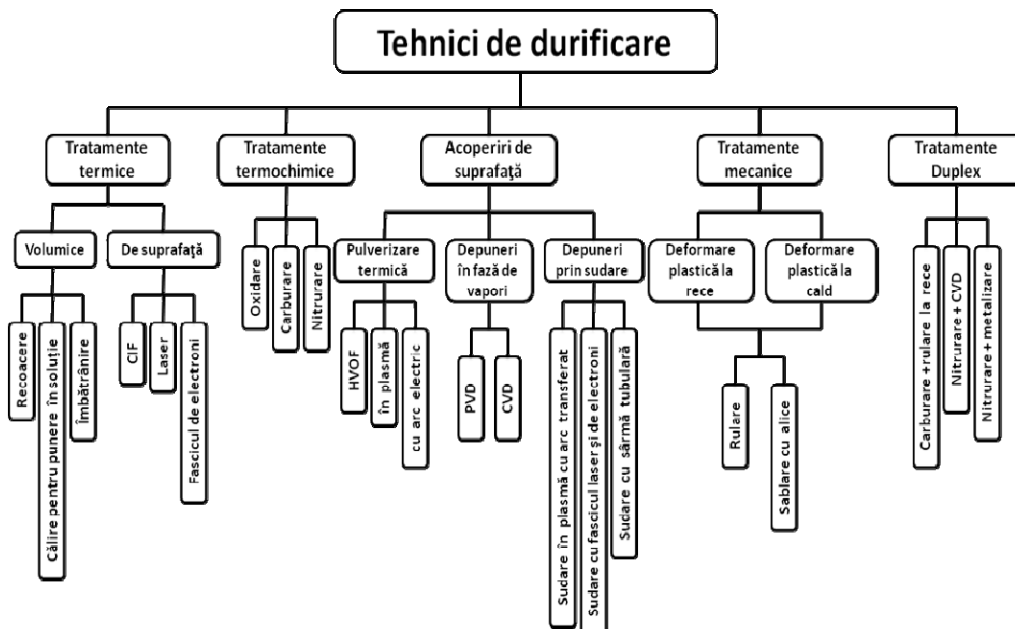


Fig. 2.1. Modalități de creștere a rezistenței la cavitație

2.1.1. Tratamente mecanice (ecruisare mecanică)

Fenomenul de creștere a tensiunilor necesare pentru producerea unei alunecări, datorat deformării plastice anterioare și prin care metalul devine mai rezistent și mai dur poartă numele de durificare prin deformare sau ecrusare. Prin ecrusare crește rezistența la rupere R_m și duritatea suprafeței, dar odată cu aceste creșteri au loc scăderi ale rezilienței KCU, alungirii relative și a găturii Z.

O importanță deosebită o are influența ecrusării asupra plasticității materialului, pentru că la un anumit grad de deformare, plasticitatea scade în mod substanțial, încât prelucrarea în continuare prin deformare plastică nu mai este posibilă, din cauza apariției crăpăturilor.

- Tratamentele mecanice aplicate pentru creșterea durtății suprafeței sunt:
- sablarea cu alicie;
 - durificarea cu unde laser (Laser Shock Peening);
 - rularea.

2.1.2. Particularități ale tratamentelor termochimice

În general, toate tratamentele pot fi aplicate aliajelor de titan, dar trebuie luate în considerare anumite aspecte:

- durificarea obținută prin carburare implică nemijlocit o modificare a compoziției chimice a suprafeței materialului;
- titanul și aliajele sale reacționează ușor cu cele mai multe elemente care se dizolvă interstițial în rețeaua cristalină, în special oxigenul, de aceea toate tratamentele termochimice se realizează în vid sau gaz inert;
- aliajele de titan reacționează cu toate elementele chimice, dar cele mai multe dintre ele difuzează în stratul de suprafață.

În prezent, interesul pentru astfel de tratamente a început să crească deoarece acestea măresc rezistența la coroziune și la oboseală, dar micșorează coeficientul de frecare și în același timp durifică stratul de suprafață al materialului [9].

Cele mai folosite tratamente termochimice sunt: oxidarea, carburarea și nitrurarea.

a) Oxidarea

În ultimii 40 de ani s-au efectuat multe studii asupra oxidării titanului și aliajelor sale [9], dar studii privind oxidarea ca tratament termochimic al suprafeței au fost puține [9]. Oxidarea titanului și aliajelor sale poate fi folosită pentru a îmbunătăți proprietățile lor tribologice.

După cum se știe, titanul și aliajele sale au o excelentă rezistență la coroziune în condiții normale, deoarece acestea formează o peliculă de oxid aderentă și stabilă la suprafață. În timpul oxidării termice, pelicula de oxid devine mai groasă și dură oferind o bună protecție împotriva coroziunii. O peliculă protectoare de oxid se poate obține prin încălzirea titanului și aliajelor sale timp de 2 – 10 minute la o temperatură de 450°-800°C [9], care este fragilă și la primul contact mecanic se desprinde de pe suprafață; deci se reduce rezistența la uzură.

O rezistență bună la uzură s-a obținut după tratamentul termic în atmosfere de argon/oxigen a aliajului Ti-6Al-4V deoarece la suprafața materialului s-a obținut oxidul de titan (TiO₂) (fig. 2.2) sau rutil.

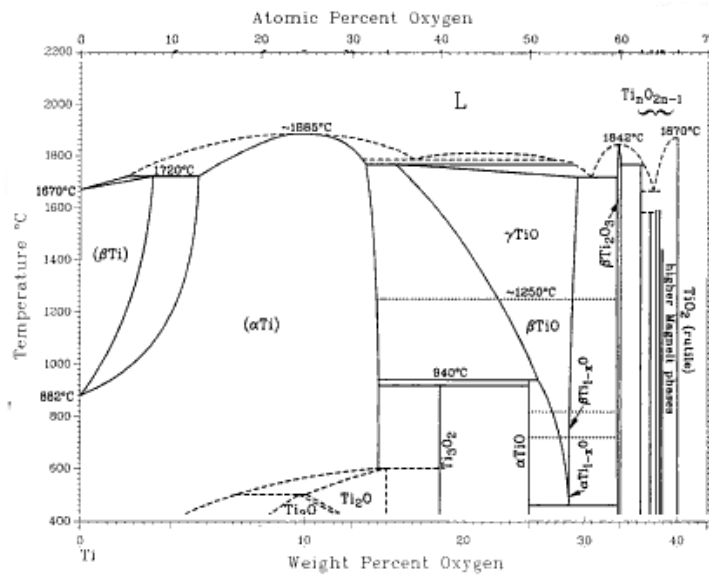


Fig. 2.2. Diagrama de echilibru Ti-O₂ [173]

b) Carburarea

Carburarea titanului și aliajelor sale se poate realiza în diferite medii: solid, gazos, în plasmă. Fazele de echilibru ale Ti-C (fig. 2.3) diferă de cele ale Ti-O și Ti-N, deoarece carbonul are o solubilitate scăzută în titan. Straturile de TiC formate au o grosime de 1-10μm. Procesul de carburare se poate realiza până la 1050°C în medii cu agent carbonizator. Creșterea durității suprafeței carburate se datorează carbonului dizolvat în matricea Ti_α [9, 140].

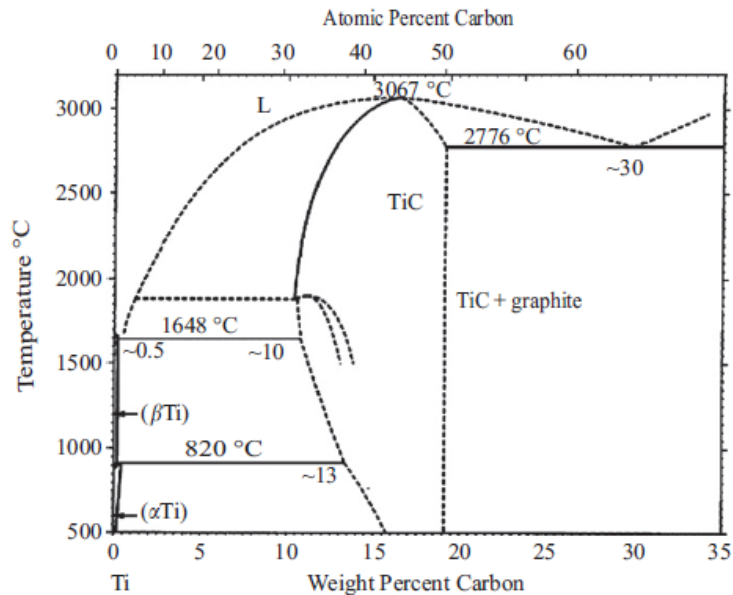


Fig. 2.3. Diagrama de echilibru Ti-C [132]

c) Nitrurarea

Nitrurarea titanului și aliajelor sale s-a studiat mulți ani și s-a constatat că este o metodă eficientă de protecție împotriva uzurii, oboselii, coroziunii. Azotul are o solubilitate ridicată în rețeaua hexagonală compactă (H.C.) a Ti_{α} și astfel se crește semnificativ rezistența stratului superficial (fig. 2.4). Prin nitrurare se obțin durități ale suprafeței de 600-2000HV datorită formării de TiN sau Ti_2N . Nitrurarea nu se realizează în aer datorită formării TiO_2 și de aceea se realizează în plasmă, în mediu gazos sau cu laser, fascicul de electroni [9].

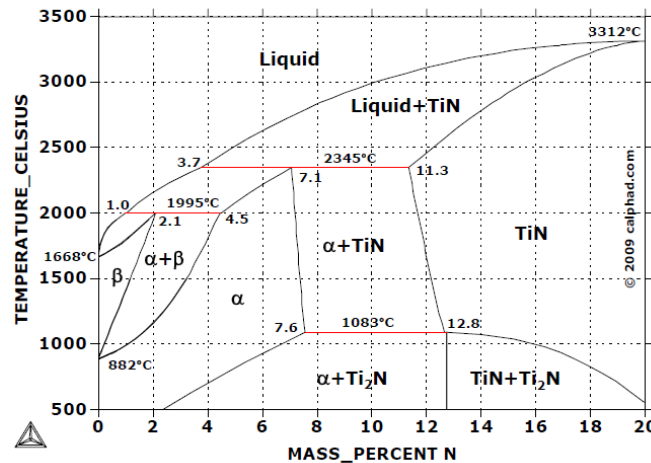


Fig. 2.4. Diagrama de echilibru Ti-N [55]

Nitrurarea în plasmă prezintă următoarele avantaje: se poate controla formarea de anumite faze și adâncimea stratului nitrurat. Pentru a preveni oxidarea, nitrurarea se realizează într-un timp relativ scurt, la temperaturi de 450°-900°C, timp de 15min-32h, rezultând durități ale stratului superficial de 600-2000HV și o grosime a stratului superficial de aproximativ 50μm [25, 115, 116, 133].

Altă metodă de durificare a suprafeței aliajelor de titan este nitrurarea cu fascicul de ioni (fig. 2.5a). Această metodă se realizează la temperaturi de 500°-900°C timp de 30min-20h, obținându-se o duritate a stratului superficial de 800-1200HV și o grosime de 5-8μm.

Nitrurarea stratului superficial cu laser (fig. 2.5.b) se obține în general printr-o reacție dintre topitura produsă de laser și azot, ceea ce conduce la obținerea de nitruri, care după solidificare durifică stratul. Structura stratului nitrurat depinde de condițiile de realizare, dar în general matricea obținută este constituită din dendrite fine de nitruri incluse în matricea titanului. În urma nitrurării cu laser se obține o duritate a suprafeței de 900-1300HV, însă acest strat poate prezenta fisuri [13, 89, 147].

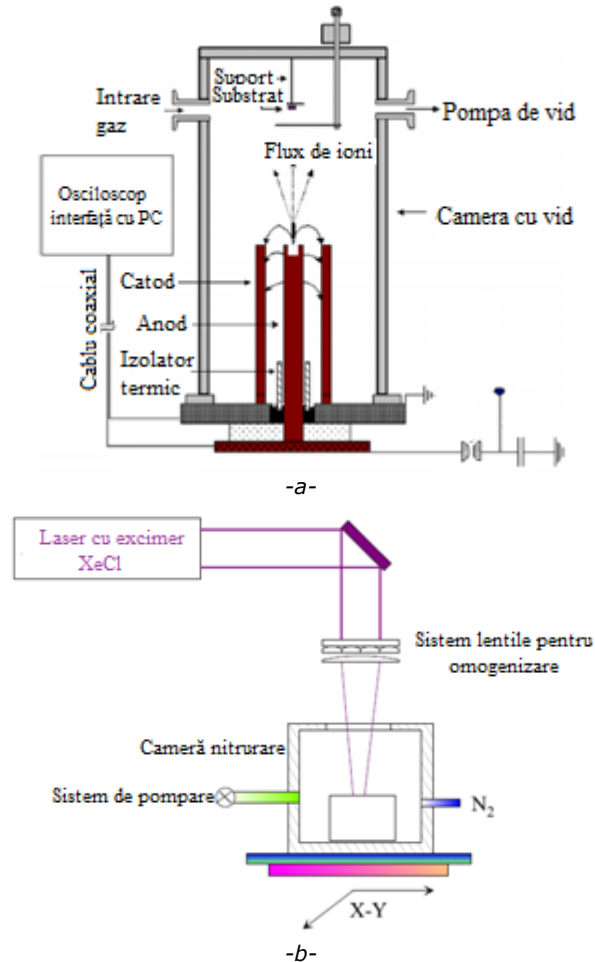


Fig. 2.5. Instalația de nitrurare cu: a) fascicul de ioni [110]; b) laser [136]

Principalul avantaj al nitrurării în gaz îl reprezintă faptul că se pot nitrura piese cu geometrii diferite în comparație cu nitrurarea cu laser. Însă un mare dezavantaj al nitrurării în gaz îl reprezintă faptul că acest proces se realizează la temperaturi înalte, 650°-1000°C, pentru o perioadă de 1-100h. Durițările obținute variază între 450-1800HV având o grosime a stratului de 2-15μm pentru Ti-6Al-4V [9, 26].

2.1.3. Acoperiri de suprafață

Dezvoltarea procedeeleor de depunere a straturilor de suprafață s-a realizat în paralel cu evoluția materialelor de acoperire. Straturile depuse trebuie să îndeplinească anumite cerințe: să protejeze suprafața componentei pe care sunt depuse împotriva coroziunii sau uzurii; să îmbunătățească proprietățile și implicit comportamentul materialului în timpul funcționării; să îmbunătățească aspectul suprafeței, etc.

Există diferite metode de acoperire de suprafață:

- a) Metoda pulverizării cu plasmă la presiune joasă – LPPS (Low Pressure Plasma Spraying) este un procedeu de pulverizare termică, ce permite acoperirea unui substrat cu un strat protector la temperaturi înalte, care poate fi de natură ceramică sau metalică (fig. 2.7). Gazul purtător adesea Ar, transportă materialul de pulverizat spre zona unde se află fasciculul de plasmă format, unde are loc topirea parțială sau totală a particulelor. Particulele aflate în această stare, se vor proiecta pe suprafața aliajelor de titan ce urmează a fi acoperită. Răcirea pe suprafața substratului are loc foarte rapid astfel încât picăturile de topitură se solidifică cu viteze foarte mari. Substratul se încălzește foarte puțin. Aderența stratului la substrat este asigurată printr-o ancoră mecanică. Prin această metodă se urmărește creșterea rezistenței la uzura abrazivă și chiar la eroziunea cavitațională [26, 88].

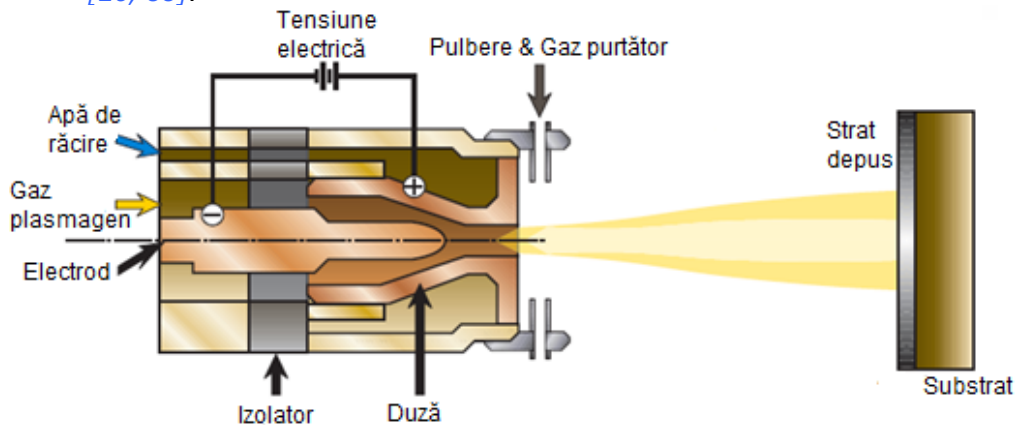


Fig. 2.6. Instalația de pulverizare cu plasmă la presiune joasă [64]

- b) Metoda pulverizării prin vaporizare cu fascicul de electroni – EB-PVD (Electron Beam Physical Vapour Deposition) (fig. 2.7) se realizează într-o încălț vidată, un tun de electroni și piesa ce urmează a fi acoperită. Majoritatea materialelor, deci și aliajele de titan, pot fi acoperite folosind această metodă, dar este foarte importantă pregătirea suprafeței materialului de bază, care trebuie să fie foarte curată, degresată și să nu conțină resturi de oxizi. Toți acești factori pot influența negativ aderența dintre strat și substrat [9, 88, 170]. Straturile depuse prin această metodă au o bună rezistență la variații de temperatură.

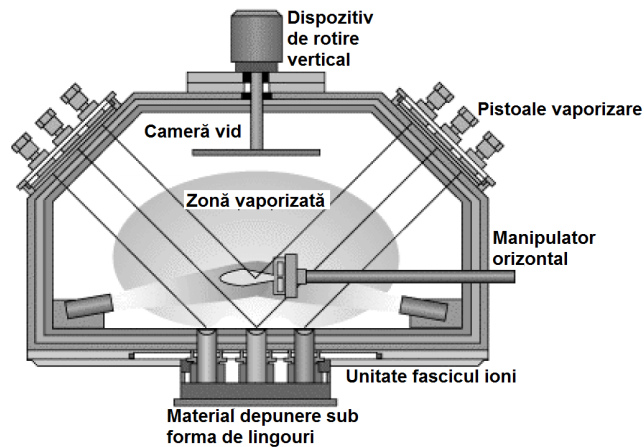


Fig. 2.7. Instalația de pulverizare prin vaporizare cu fascicul de electroni [168]

- c) Metoda de depunere prin pulverizare de particule cu viteză mare cu combustibil – HVOF (High Velocity Oxygen Fuel Spraying) (fig. 2.8) este folosită pentru a depune straturi în scopul de a proteja diferite componente împotriva temperaturilor ridicate, pentru protecție împotriva oxidării, a coroziunii chiar și împotriva eroziunii cavitaționale ce apar la turbine. Principiul acestei metode constă în următoarele: particulele sub formă de pulbere sunt încălzite într-o flacără și apoi proiectate cu viteză foarte mare pe suprafața materialului. Flacăra încălzește pulberea aducând-o în stare topită sau semi-topită, aceasta fiind apoi depusă sub formă de picături. La impactul cu suprafața materialului substrat are loc răcirea și solidificarea acestora formând astfel stratul protector. Grosimea acestor straturi este de obicei în domeniul 200-500 μ m. În urma acestei metode rezultă un strat cu o porozitate mai scăzută în comparație cu pulverizarea în plasmă datorită vitezei mari de depunere [9, 88, 135].

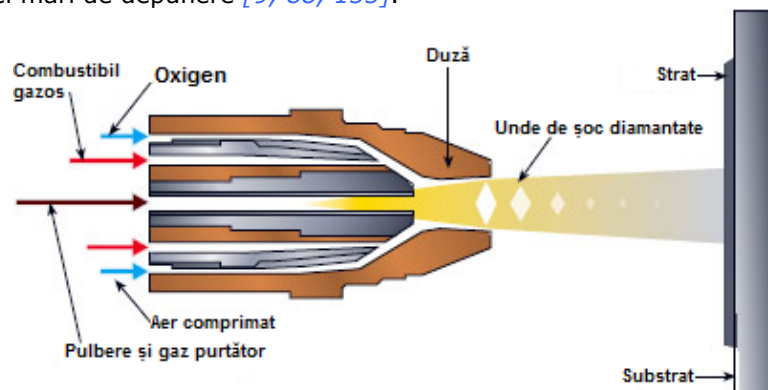


Fig. 2.8. Instalația de pulverizare de particule cu viteză mare cu combustibil [65]

- d) Retopirea cu fascicul de înaltă energie (laser, fascicul de electroni) a straturilor depuse. Principala problemă a straturilor depuse o reprezintă porozitatea ridicată a stratului (micropori, microfisuri și fără legături intercrystaline între structurile lamelare existente în straturi), fapt ce

conduce la reducerea izolării termice și o scădere a rezistenței stratului depus. Prin retopire cu fascicul de înaltă energie au loc următoarele:

- scade porozitatea stratului depus;
- crește capacitatea de acoperire și omogenitatea chimică a stratului;
- mai bună aderență a stratului la substrat;
- se elimină deformațiile termice;
- scade rugozitatea stratului.[90]

2.1.4. Tratamente termice volumice

În funcție de câmpul de aplicație cât și de proprietățile care se doresc a se obține (optimizarea rezistenței la oboseală, la uzură, la eroziunea cavitațională, prelucrabilitate bună, o structură stabilă), titanul și aliajele sale poate fi supus diferitelor tipuri de tratamente termice: recoacere, călire, îmbătrânire.

Titanul și aliajele α nu suferă tratament termic de durificare, ele fiind supuse doar unei recoaceri pentru cristalizare. Temperatura de încălzire este superioară celei de recristalizare, dar ea nu trebuie să depășească temperatura de transformare $\alpha+\beta\rightarrow\beta$, deoarece domeniul β provoacă o creștere puternică a granulației. Frecvent, recoacerea pentru recristalizare a aliajelor α și $\alpha+\beta$ se execută la 750-850°C. La aliajele bifazice $\alpha+\beta$, se aplică frecvent o recoacere izotermă care constă dintr-o încălzire la 850-950°C (în funcție de compoziția aliajului) urmată de o răcire în aer până la 500-650°C, o menținere la această temperatură și o răcire în aer. Un asemenea tratament asigură obținerea unei structuri cu stabilitate termică maximă. Spre deosebire de aliajele α , aliajele $\alpha+\beta$ pot fi durificate prin călire urmată de îmbătrânire.[79]

2.2. Materialul de cercetare. Procedura experimentală

2.2.1. Aliajul Ti-6Al-4V

Cel mai folosit aliaj de titan este cel care conține 6% Al și 4% V. Acesta prezintă o excelentă combinație de proprietăți cum ar fi: rezistență, tenacitate și rezistență la coroziune, fiind utilizat în industria aeronautică, la construcția de palete și discuri ale turbinelor de avion cât și ale compresoarelor, la fabricarea implantelor chirurgicale, etc.

Pe materialul de probă (două șarje) au fost efectuate analize chimice spectrale cu scopul de a cunoaște participarea, alături de Al și V, a concentrației de impurități (C, N, H, O, Fe) a căror influență se manifestă în modificarea proporției de faze α și β .

Prescripțiile de compoziție chimică, alături de compoziția chimică efectivă a șarjelor cercetate se prezintă în tabelul 2.1.

Tabel 2.1. Compoziția chimică a aliajului cercetat

Marca de aliaj	Compoziția chimică, %								Observații
	Al	V	C	N	H	O	Fe	Ti	
Ti-6Al-4V	5,5- 6,75	3,5- 4,1	<0,08	<0,05	<0,01 5	<0,20	<0,30	Rest	Valori prescise
	6,25	4,05	0,009 5	0,008	0,002	0,168	0,17	Rest	Valori efective șarja 1

	6,27	3,98	0,009	0,008	0,004	0,138	0,098	Rest	Valori efective șarja 2
	6,05	4,08	0,08	0,05	0,01	0,13	0,025	Rest	Valori efective șarja 3

2.2.2. Procedura experimentală

2.2.2.1. Aparatul vibrator magnetostrictiv cu tub de nichel T1

Magnetostricțiunea este proprietatea unor materiale de a se contracta și dilata când sunt plasate într-un câmp magnetic de intensitate ridicată.

Dintre materialele cu magnetostricțiune ridicată se remarcă nichelul pur și anumite tipuri de ferite. Pe baza acestei proprietăți s-a construit, între anii 1958-1962, de către ing. I. Potencz [73], aparatul magnetostrictiv cu tub de nichel T1 (fig. 2.9 și fig. 2.10) aflat în dotarea Laboratorului de Mașini Hidraulice al Universității Politehnica din Timișoara. El este compus dintr-un generator de înaltă frecvență, cu puterea maximă de ieșire a curentului alternativ produs de 500 W, cu frecvența de ieșire reglabilă (4000 ÷ 8000 Hz) și un vibrator magnetostrictiv format dintr-un tub de nichel, de lungime $l = 305$ mm, fixat pe un suport în câmpul magnetic pulsator.

Tubul de nichel are la un capăt sudat capul de prindere filetat pentru fixarea probei. Frecvența proprie de oscilație a tubului este în funcție de lungimea sa și de viteza sunetului din metal. Tubul este fixat în nodul de oscilație printr-un sistem de prindere inelar. În jurul tubului de nichel sunt plasate 2 bobine, alimentate de la generatorul de frecvență variabilă, care induc, în tub, un câmp magnetic alternativ puternic (tensiunea de ieșire de 70V și puterea de 1KVA). Peste acest câmp se suprapune un câmp continuu realizat cu ajutorul unor bobine și un jug magnetic, alimentate de la o sursă de curent continuu de 24 V și 5 A. Prin însumarea celor două câmpuri rezultă un câmp magnetic pulsator de amplitudine dublă. Datorită acestui câmp tubul de nichel se contractă în ritmul frecvenței câmpului alternativ, proba, executând o mișcare vibratorie pe verticală. De asemenea, datorită intensității ridicate a câmpului magnetic pulsatoriu, în tubul de nichel se induc curenți Foucault care îl încălzesc foarte puternic. Această căldură se compensează cu un sistem de răcire adecvat ce permite efectuarea încercărilor în condiții de temperatură certe și evită pierderea proprietăților magnetostrictive ale tubului de nichel care au loc la 400⁰ C și care poate conduce la reducerea pronunțată a mișcărilor vibratorii până la încetarea lor.

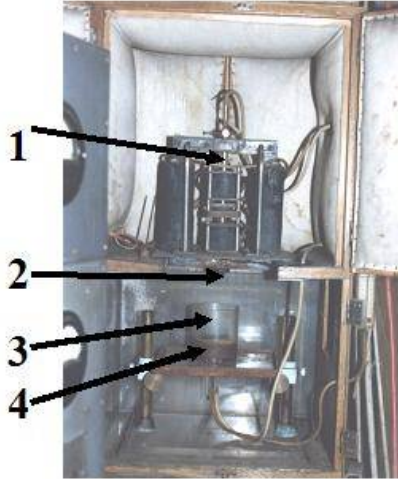


Fig. 2.9. Aparatul vibrator magnetostrictiv cu tub de nichel
1. tija de nichel; 2. proba; 3. vasul cu lichid; 4. serpentina de răcire

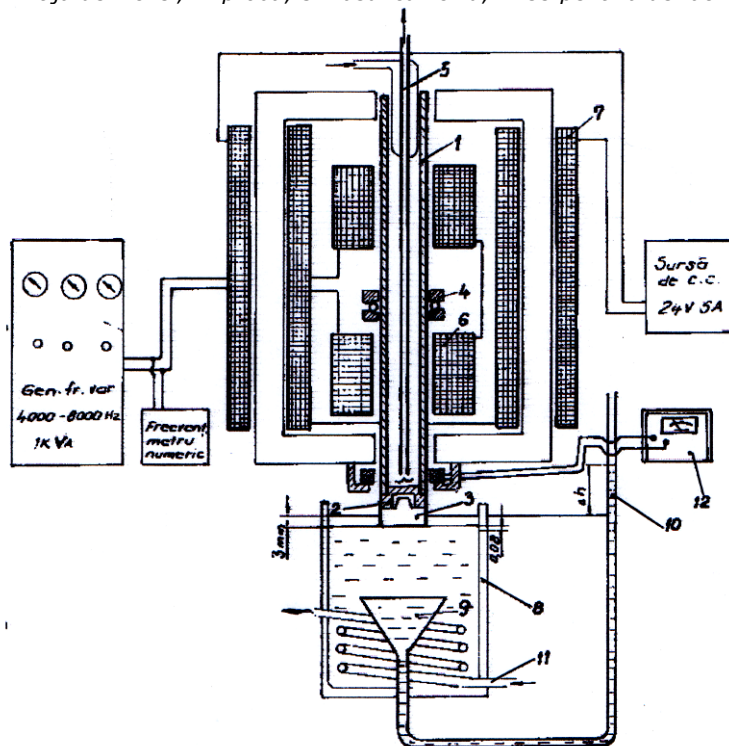


Fig.2.10 Aparatul vibrator magnetostrictiv cu tub de nichel T1-componentă
(realizator I. Potencz [23])

1- tub de nichel; 2 - piesa -fixare proba; 3 - proba; 4 - sistem inelar fixare tub nichel; 5 - sistem răcire tub nichel; 6 - bobine curent alternativ; 7 - bobine curent continuu; 8 - vas cu lichid de lucru; 9 - pâlnie captare unde sonice; 10 - piezometru; 11 - serpentină răcire; 12 - aparat electric (voltampermetru)

Prin racordarea frecvenței curentului de alimentare a bobinelor cu frecvența de oscilație mecanică proprie a tubului de nichel se obțin, datorită fenomenului de rezonanță mecanică, oscilații mari ale probei care ajung la amplitudinea de $94 \mu\text{m}$.

Proba este scufundată în vasul cu lichidul de încercare la o adâncime de imersare $\Delta h = 3 \text{ mm}$. Datorită vitezelor mari ale suprafeței probei și aderenței fluidului, la mișcarea de urcare, apar depresiuni mari ce duc la apariția unui nor de bule cavitaționale care, la mișcarea de coborâre, se surpă pe această suprafață distrugând-o. Uzual, procesul se realizează cu o frecvență de $7000 \pm 3 \% \text{ Hz}$. În fig. 2.11 este prezentată forma geometrică a probei [73].

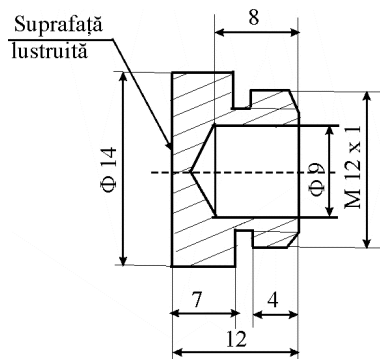


Fig. 2.11. Forma geometrică a probei

Undele sonice de presiune, datorate mișcării vibratorii a probei, sunt captate de pâlnia și ridică coloana de lichid din piezometrul cu denivelarea Δh proporțională cu amplitudinea oscilațiilor (pentru $A = 94 \mu\text{m}$, $\Delta h = 20 \text{ mm}$).

Menținerea constantă a amplitudinii se obține prin reglarea fină a tensiunii de ieșire a generatorului cu ajutorul unui autotransformator ce acționează asupra intensității curentului alternativ și implicit asupra intensității câmpului magnetic pulsatoriu.

Deoarece, aparatul permite și încercarea probelor acoperite prin diferite procedee tehnologice care, uneori, duc la suprafețe supuse atacului cavitațional denivelate, pentru citirea corectă a amplitudinii s-a realizat un sistem electric de măsurare, realizat dintr-o bobină și un voltmetru cu rezistența de intrare mare

Menținerea constantă a temperaturii lichidului din vas se realizează cu o serpentină din cupru prin care circulă apa de răcire de la rețea [73].

2.2.2.2. Aparatul vibrator cu cristale piezoceramice T2

Aparatul vibrator destinat producerii eroziunii prin cavitație ultrasonică prezentat în figura 2.12, se compune în principal din: modulul energetic generatorul de ultrasunete (poziția 1), comandă și control și aparatul vibrator destinat producerii eroziunii prin cavitație ultrasonică.

Aparatul vibrator destinat producerii eroziunii prin cavitație ultrasonică este dotat cu generator cu o putere de 500 W. Generatorul convertește tensiunea convențională la 50-60 Hz în energie electrică la 20 kHz și este proiectat pentru funcționare la o durată de acționare DA max. 95 %.

44 Modalități de creștere a rezistenței la cavitație. Procedura experimentală- 2

Energia electrică de frecvență ridicată este aplicată elementului ansamblu rezonator BOOSTER asamblat (convertor piezoceramic, transformator / booster, sonotrodă), poz.2 care transformă oscilațiile electrice de frecvență înaltă în vibrații mecanice de frecvență înaltă. Elementul transductor este realizat din zircotitanat de plumb cu caracteristici electrostrictive care, fiind supus unei tensiuni pulsatorii, se dilată și se contractă. Eficiența transductorului este de 90-95 %. Suprafețele de cuplare ale sonotrodei și convertorului trebuie să fie complet aliniată, pentru a preveni pierderile de energie în timpul transferului acesteia.

Sonotroda are rolul de a transmite vibrațiile cu frecvență ultrasonică de la elementul transductor la mediul lichid, forma sonotrodei influențând factorul de amplificare. Sonotroda este interfațată mecanic cu element amovibil "proba de test cavitațional". Forma și dimensiunile probei de testare cavitațională este prezentată în fig. 2.13.

Ansamblul sonotrodă cu probă de test cavitațional este proiectă să intre în rezonanță la aceeași frecvență cu transductorul cu care va fi utilizat 20+/- 0,2 kHz. Suprafața de contact a componentelor cu sonotroda trebuie să fie pe cât posibil continuă deoarece întreruperea contactului poate duce la întreruperea procesului de activare cavitațională.

Ansamblul convertor piezoceramic este asigurat pentru o funcționare optimă prin ventilarea forțată a incintei de montaj.

Ansamblul de cavitat are și un sistem de răcire continuă cu serpentină a ansamblului rezonator sonotrodă - probă, poziția 3.

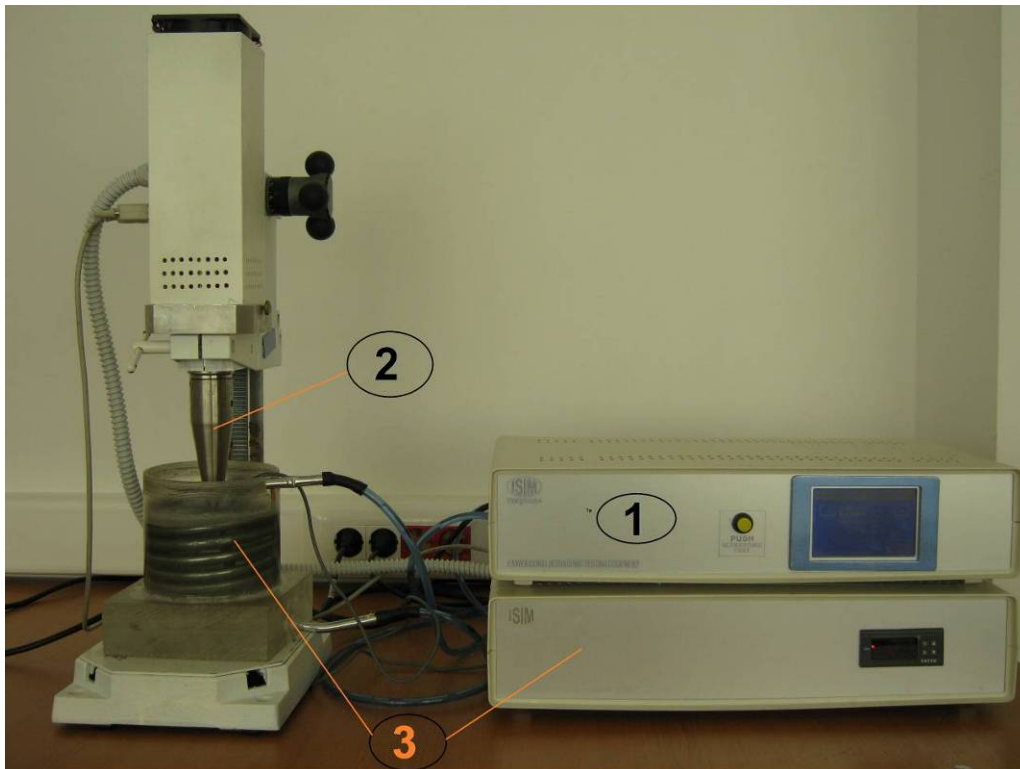


Fig. 2.12 Aparatul vibrator cu cristale piezoceramice T2

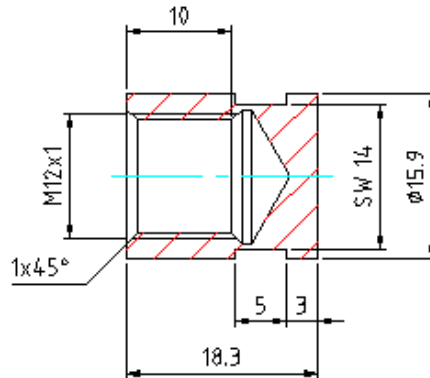


Fig. 2.13 Forma geometrică a probei

Aparatul vibrator cu cristale piezoceramice T2 este conform cu ultimele norme ASTM acceptate la nivel internațional. Parametrii funcționali ai aparatului:

- putere 500 W;
- frecvență vibrații 20 kHz;
- amplitudine vibrații 50 μm ;
- diametru probă 15,9 mm;
- tensiune de alimentare 220 V/50 Hz.

2.2.2.3. Microscopia optică

Pentru a observa microstructura materialelor studiate s-au folosit microscopul optic digital Leica (fig. 2.14) aflat în laboratoarele Centrului de Investigare a Materialelor (CENIMAT-I3N) din cadrul Facultății de Științe Tehnice (FCT), Universitatea Nova de Lisboa (UNL), Portugalia; microscopul optic digital Optika aflat în dotarea Laboratorului de Cavitație din cadrul Facultății de Mecanică, Universitatea Politehnică din Timișoara.



Fig. 2.14. Microscop optic digital Leica

2.2.2.4. Microscopia electronică cu baleiaj

Microscopia electronică cu baleiaj a fost utilizată pentru a obține informații calitative asupra mecanismului de degradare a suprafeței materialului după ce a fost supus eroziunii cavitaționale. Aparatul folosit este microscopul electronic cu baleiaj ZEISS – DSM962 (fig. 2.15) aflat în laboratoarele Centrului de Investigare a Materialelor (CENIMAT-I3N) din cadrul Facultății de Științe Tehnice (FCT), Universitatea Nova de Lisboa (UNL), Portugalia cât și microscopul electronic cu baleiaj HITACHI- SU-70, aflat în laboratoarele Departamentului de Ingineria Materialelor și Ceramicelor (CICECO) din cadrul Universității Aveiro (UA), Portugalia.



Fig.2.15. Microscopul electronic cu baleiaj ZEISS – DSM962

2.2.2.5. Difracția cu raze X

Principiul de funcționare

Difracția cu raze X este o metodă des folosită pentru determinarea parametrilor dimensionali ai cristalelor, distanța dintre planele cristalografice, plane de difracție, faze structurale și constante de rețea. În ziua de azi este utilizată la estimarea dimensiunii cristalitelor – nanocristale.

Pentru studiul materialelor cu raze X se folosește numai o gamă redusă de lungimi de undă. Se folosește linia K_{α} , de cele mai multe ori linia K_{β} fiind filtrată cu ajutorul unui film absorbant (de exemplu o folie subțire de nichel). Cel mai folosit metal este cuprul, care poate fi păstrat cu ușurință la temperaturi scăzute, deoarece are o conductivitate termică mare și produce linii K_{α} și K_{β} puternice. Lungimea de undă corespunzătoare liniei K_{α} a cuprului este $\lambda = 0.1541\text{nm}$.

Studiul cristalelor cu raze X are la bază bine cunoscuta lege a lui Bragg care dă distanța între două plane cristalografice (fig. 2.16) – constanta rețelei:

$$d_{hkl} = \frac{n\lambda}{2\sin\theta}$$

unde λ - lungimea de undă a radiației X,
 n - ordinul difracției,
 θ - unghiul de difracție.

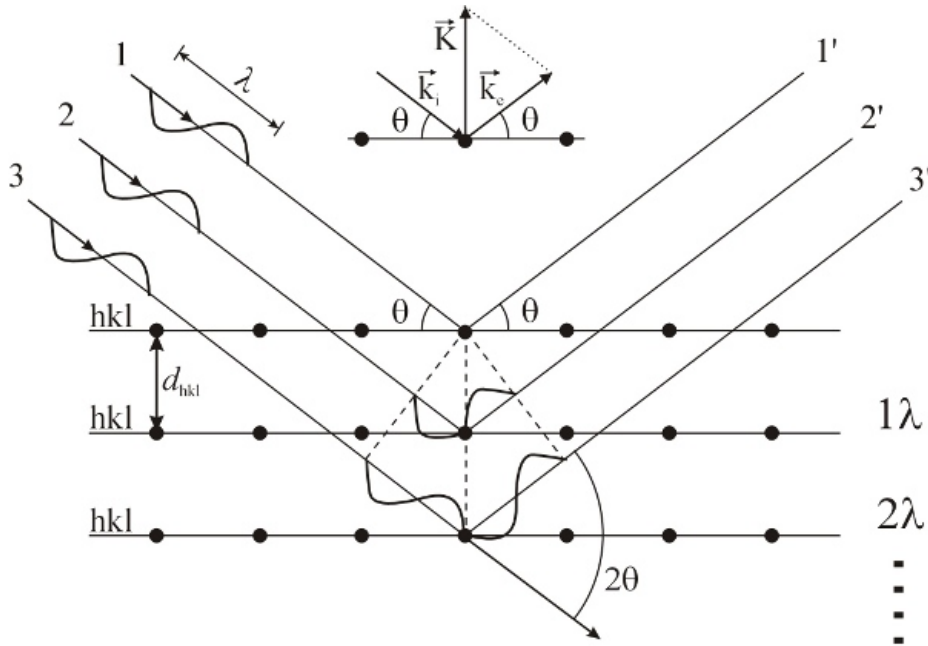


Fig. 2.16. Difracția pe cristale a razelor X [51]

Difracția are loc dacă este îndeplinită relația de mai sus. Aceasta se îndeplinește dacă se variază în mod continuu lungimea de undă sau unghiul sub care este iradiată proba, într-o gamă de valori. Folosind aceste principii s-au dezvoltat mai multe metode experimentale de studiu al materialelor cu raze X: metoda Laue (folosită în special pentru a determina orientarea unor cristale mari, fixe, iradiate cu o undă cu un spectru mai larg de lungimi de undă), metoda cristalului rotitor (sursă monocromatică de raze X și un cristal montat cu o axă normală la raza incidentă) și metoda pulberilor (folosită pentru determinarea cu acuratețe a parametrilor rețelei).

Diffractometrul de raze X

Pentru a determina natura fazelor din aliajul de titan s-a folosit diffractometrul Bruker (fig. 2.17) din laboratorul Centrului de Investigare a Materialelor (CENIMAT) al Facultății de Științe Tehnice, Universitatea Nova din Lisabona (UNL), Portugalia.

Componentele principale (fig. 2.18) ale diffractometrului Bruker sunt:

1. anod rotativ din cupru;
2. filtru sau fantă;
3. con incidentă;
4. suport probă;
5. detector;

48 Modalități de creștere a rezistenței la cavitație. Procedura experimentală- 2

fără monocromator

6. fantă de localizare;

7. fantă de dispersie;

cu monocromator

8. fantă de localizare;

9. fantă de dispersie;

10. monocromator;

11. fantă de localizare a monocromatorului.



Fig. 2.17. Difractometrul Bruker



Fig. 2.18. Difractometrul Bruker - componente

3. Rolul tratamentelor termice volumice în creșterea rezistenței la cavitație

3.1. Cercetări efectuate pe aparatul vibrator magnetostrictiv cu tub de nichel

Din bare laminate au fost executate probe cilindrice $\Phi 15 \times 30$ mm care au fost supuse tratamentului termic preliminar de recoacere cu recristalizare fazică parțială la temperatura de 770°C . Ulterior, probele au fost supuse călirii pentru punere în soluție de la temperaturi variabile, cuprinse între 810 și 1050°C , cu răcire în apă sau în aer și îmbătrânire la 550°C cu răcire în aer.

În stare recoaptă, microstructura aliajului este constituită din soluția solidă α de culoare deschisă și soluția solidă β de culoare închisă (fig. 3.1).

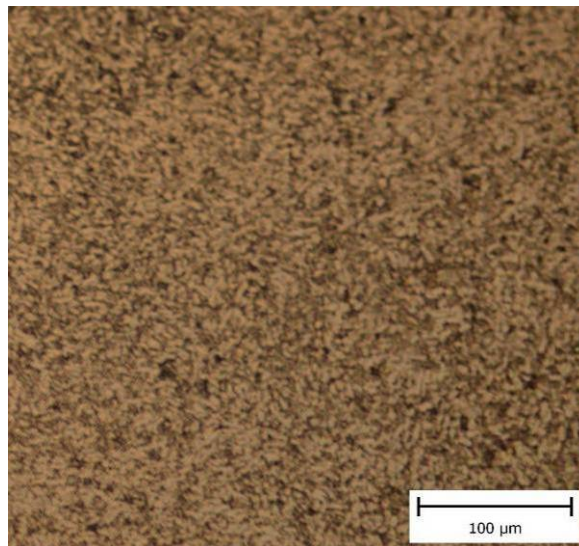


Fig. 3.1. Microstructura de recoacere ($770^\circ\text{C}/\text{cuptor}$) a aliajului Ti-6Al-4V

Proporția de fază α depinde atât de temperatura de încălzire pentru recoacere cât și de condițiile de răcire. Conform schemei din fig. 3.2, odată cu creșterea temperaturii de încălzire, cantitatea de fază α va fi din ce în ce mai mică. Același fenomen se petrece și la temperatură constantă de recoacere, dacă viteza de răcire se mărește.

Din fig. 3.2 se poate observa că temperatura de transformare polimorfă $\alpha \rightarrow \beta$ a acestui aliaj se situează la $980-1000^\circ\text{C}$.

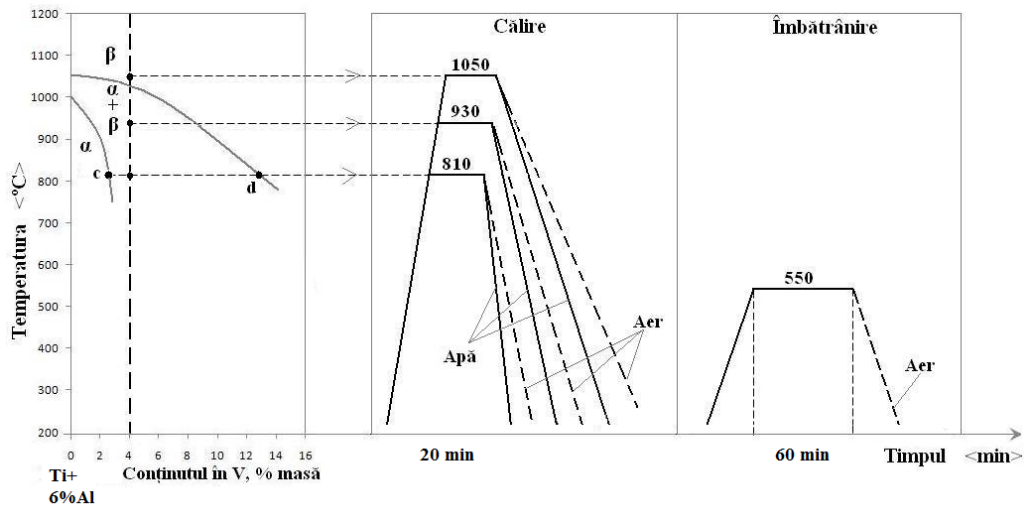


Fig. 3.2. Ciclurile termice de călire de la diferite temperaturi, urmată de îmbătrânire la 550°C

Din materialul supus recoacerii s-au executat probe cu dimensiuni și forma conform fig. 2.10 și au fost testate pe aparatul magnetostrictiv cu tub de nichel T1, timp de 165 de minute divizat în perioade de 5, 10 și 15 minute. Înainte și după testele cavitaționale, probele au fost spălate în apă de la rețea, alcool și acetonă. După fiecare perioadă de testare s-au determinat pierderile masice cu ajutorul unei balanțe analitice, cu o precizie de 0,01 mg. Suprafețele erodate prin cavitație în cele 165 minute de atac au fost supuse investigațiilor microfractografice la microscopul electronic cu baleiaj.

În timpul testelor de cavitație s-au efectuat poze pentru a observa evoluția în timp a eroziunii cavitaționale (vezi Tabel 3.1).

Tabel 3.1. Evoluția în timp a eroziunii cavitaționale a aliajului Ti-6Al-4V în stare recoaptă

Proba	0 min	30 min	90 min	120 min	165 min
Ti-6Al-4V în stare recoaptă					

După finalizarea testelor de cavitație s-a efectuat o analiză EDX a suprafeței erodate. După cum se observă din Tabelul 3.2, cantitatea de aluminiu scade întrucâtva, probabil ca urmare a expulzării compuşilor acestuia prin cavitație.

Tabel 3.2 Analiză EDX a aliajului Ti-6Al-4V în stare recoaptă

Tratament termic	Elemente chimice	Valori prescrise	EDX în mijlocul ariei cavitate	EDX în afara ariei cavitate	XRF
recoacere 770°C/cuptor	Al	5.5-6.75	5.95	6.85	6
	Ti	Rest	89.81	89.62	90
	V	3.5-4.5	4.23	3.53	4

În urma difracției cu raze X (fig. 3.3) a zonei cavitare s-au detectat fazele α și β , cât și o fază cubică cu fețe centrate ce corespunde TiC, TiOC sau TiCN. De asemenea, se observă o reflexie destul de slabă a fazei β , predominantă fiind faza α .

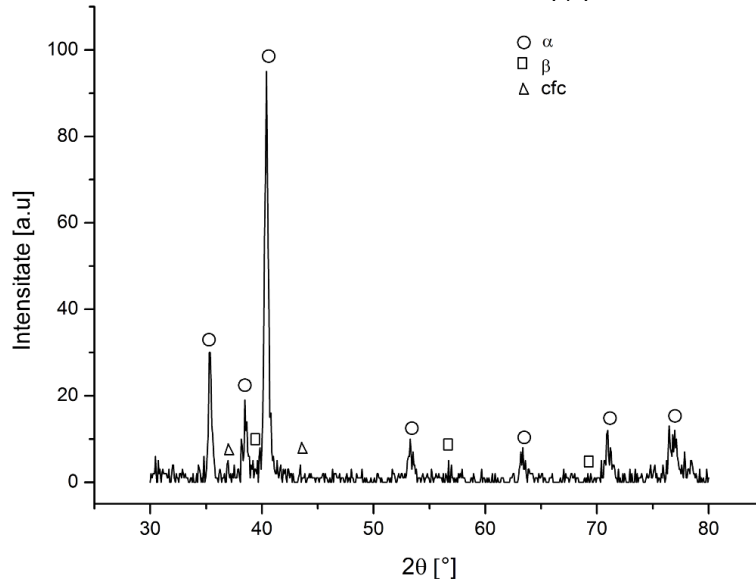


Fig. 3.3. Diffractograma aliajului Ti-6Al-4V în stare recoaptă

Pentru a pune în evidență rezistența la cavitație a materialului testat, în figura 3.4 sunt redată curbele specifice (adâncimea medie de pătrundere a eroziunii (MDE) și viteza medie a adâncimii de pătrundere (MDER)) ale probelor din aliaj de titan, Ti-6Al-4V, acestea fiind comparate cu cele ale oțelurilor etalon 41Cr4 și OH12NDL, considerate ca materiale cu bună rezistență la eroziunea cavitației. Oțelul aliat 41Cr4 este considerat ca etalon pentru eroziunea cavitației produsă în aparatul vibrator magnetostrictiv al Laboratorului de cavitație din Universitatea Politehnica din Timișoara. Oțelul inoxidabil OH12NDL, este materialul selectat la turnarea paletelor rotorice ale turbinelor Kaplan, de la CHE Porțile de Fier I, Romania.

Curbele de pierdere masică și de viteză ce aproximează punctele experimentale au următoarea formă [73]:

$$m(t) = A \cdot t \cdot (1 - e^{-B \cdot t}) \quad (3.1)$$

$$v(t) = A \cdot (1 - e^{-B \cdot t}) + A \cdot t \cdot B \cdot e^{-B \cdot t} \quad (3.2)$$

Pentru obținerea unei imagini cât mai clare asupra evoluției eroziunii cavitaționale, datele obținute în laborator au fost prelucrate statistic, construindu-se benzile de dispersie fig. 3.5. Benzile de dispersie au fost obținute folosind eroarea de estimare și curba de regresie polinomială de gradul 2. Aceste benzi au fost obținute folosind pierderile masice cumulate (medii ale celor 3 probe) ale aliajului Ti-6Al-4V. Ecuația curbei de regresie și coeficientul de corelare sunt date de programul Microsoft Excel. Notațiile utilizate în grafice sunt:

- y – pierderi masice cumulate medii;
- Y_P – curba de regresie liniară;
- S – limita superioară a intervalului de toleranță;
- I – limita inferioară a intervalului de toleranță.

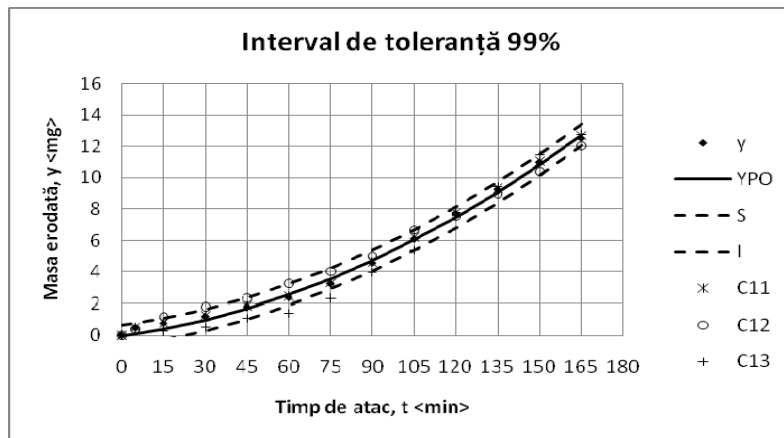


Fig. 3.4. Banda de dispersie pentru aliajul Ti-6Al-4V în stare recoaptă

Din fig. 3.4 se observă că materialele testate se încadrează în banda de eroare. Valoarea erorii estimate, conform fig. 3.4, este de 13.39 mg în timp ce pierderile masice cumulate au valoarea de 12.5 mg.

Valorile experimentale aproximative prin curbele prezentate în figurile 3.4, sunt medii a trei măsurători experimentale.

Comparația cu oțelurile etalon, fig. 3.4, evidențiază o foarte bună rezistență la cavitație, net superioară oțelurilor etalon, de circa 4 ÷ 5 ori mai mare.

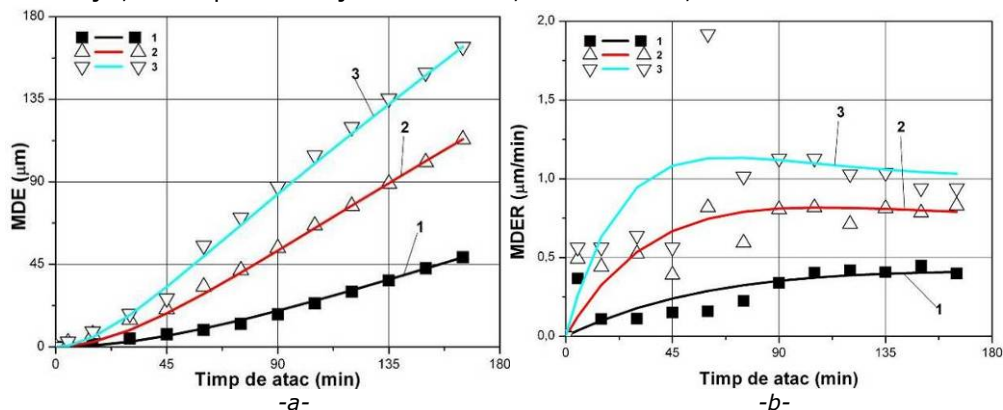


Fig. 3.5. Compararea rezistenței la cavitație a aliajului Ti-6Al-4V aflat în stare recoaptă, cu cea a oțelurilor etalon (1- Ti-6Al-4V în stare recoaptă; 2- 41Cr4; 3- OH12NDL)
a) - MDE; b) - MDER

De asemenea, din fig. 3.5 putem observa că distribuția punctelor experimentale față de curba de aproximație a aliajului Ti-6Al-4V în stare recoaptă este aproximativ uniformă atât pentru adâncimea de pătrundere a eroziunii (MDE) cât și pentru viteza de eroziune (MDER). Viteza de eroziune tinde să se stabilizeze spre valoarea, $MDER_s = 0,398 \mu\text{m}/\text{min}$.

În fig. 3.6-3.7 sunt prezentate imagini microfractografice, edificatoare din punct de vedere al deteriorărilor produse în structura materialului, după 165 minute de atac al cavitației.

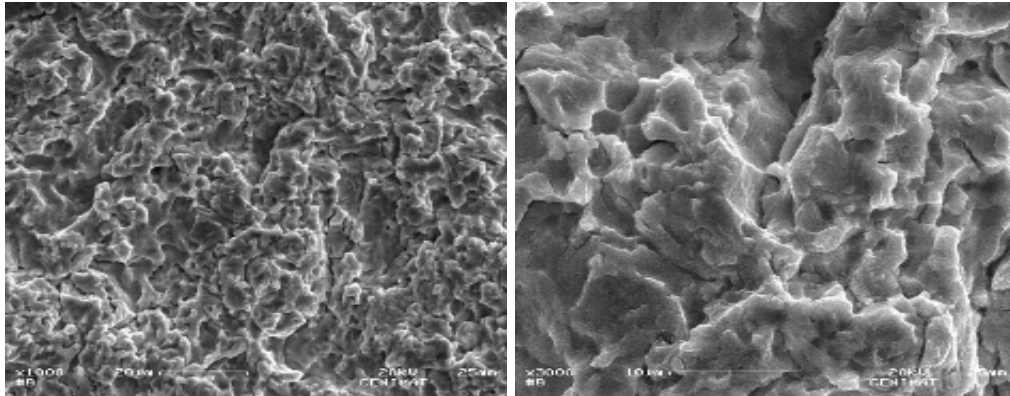


Fig.3.6. Imaginea microfractografică a aliajului Ti-6Al-4V în stare recoaptă după atacul cavitațional

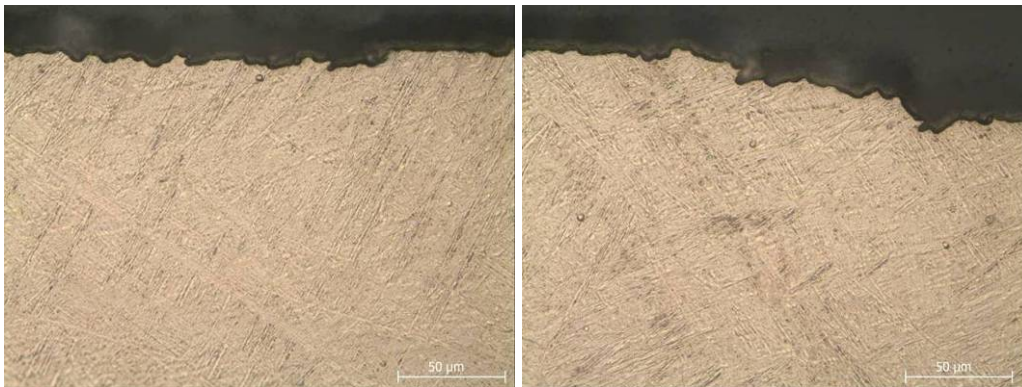


Fig. 3.7. Imaginea micrografică a suprafeței erodate a aliajului Ti-6Al-4V în stare recoaptă în secțiune longitudinală

Suprafața erodată a aliajului Ti-6Al-4V în stare recoaptă prezintă un aspect mixt al cavităților și suprafețe cu clivaj. De asemenea se pot evidenția fisuri fine intergranulare (fig. 3.6, 3.7) .

Încălzirea materialului la o **temperatură mai ridicată, 1050°C**, favorizează obținerea unei structuri monofazice de β , iar prin răcire rapidă, în apă, se provoacă o transformare martensitică, ce se desfășoară ca și la oțeluri, într-un interval de temperatură $M_s...M_f$. Pentru aceleași condiții de încălzire dar o răcire cu viteză mai mică, în aer, transformarea fazei β are loc cu formarea unei structuri de tip Widmannstätten.

Îmbătrânirea ulterioară a aliajelor călite declanșează descompunerea fazei martensitice α' precum și a fazei metastabile β reziduală. În fig. 3.8 și 3.9 se exemplifică microstructura probelor călite în apă sau răcite în aer de la 1050°C și supuse ulterior tratamentului de îmbătrânire la 550°C.

În Tabelul 3.3 s-a exemplificat evoluția suprafeței de eroziune cavitațională în timpul testelor.

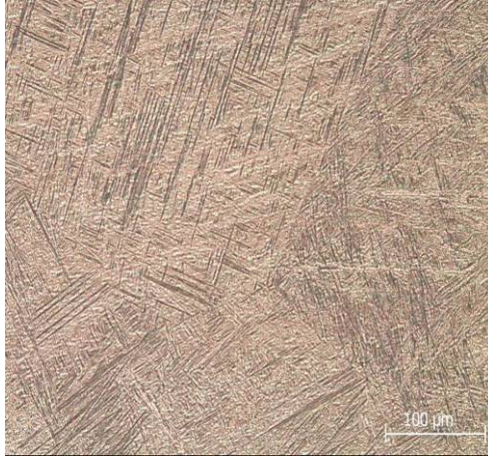


Fig. 3.8 Microstructura aliajului Ti-6Al-4V după călire în apă de la 1050°C urmată de îmbătrânire la 550°C/aer



Fig. 3.9. Microstructura aliajului Ti-6Al-4V după răcire în aer de la 1050°C urmată de îmbătrânire la 550°C/aer

Tabel 3.3. Evoluția în timp a eroziunii cavitaționale a aliajului Ti-6Al-4V după călirea pentru punere în soluție de la 1050°C urmată de îmbătrânire la 550°C

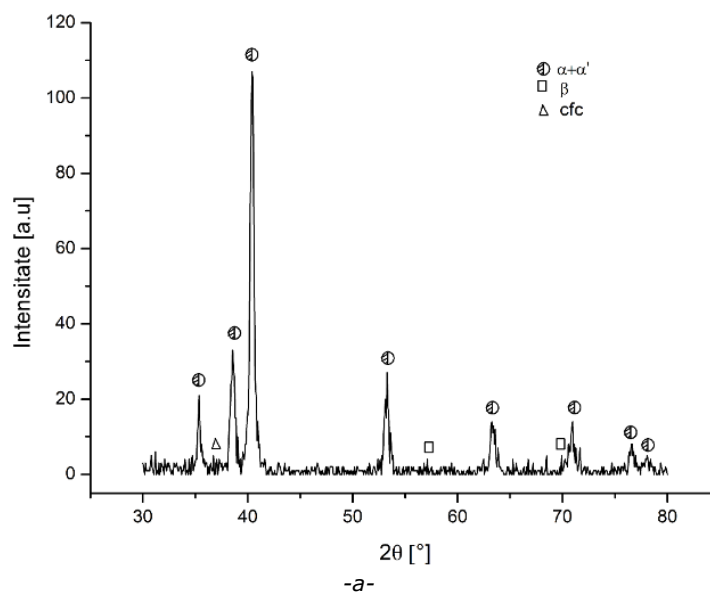
Proba	0 min	30 min	90 min	120 min	165 min
călire 1050°C/apă + îmbătrânire 550°C/aer					
călire 1050°C/aer + îmbătrânire 550°C/aer					

Analiza EDX a aliajului Ti-6Al-4V (Tabel 3.4) după călire pentru punere în soluție de la 1050°C urmată de îmbătrânire la 550°C după testarea la cavitație a evidențiat o scădere a cantității de aluminiu datorită expulzării compușilor acestuia în timpul cavitației.

Tabel 3.4. Analiză EDX a aliajului Ti-6Al-4V după călire pentru punere în soluție de la 1050°C urmată de îmbătrânire la 550°C

Tratament termic	Elemente chimice	Valori prescrise	EDX în mijlocul ariei cavitate	EDX în afara ariei cavitate	XRF
călire 1050°C/apă + îmbătrânire 550°C/aer	Al Ti V	5.5-6.75 Rest 3.5-4.5	5.62 90.44 3.94	6.59 90.06 3.35	6 91 3
călire 1050°C/aer + îmbătrânire 550°C/aer	Al Ti V	5.5-6.75 Rest 3.5-4.5	5.34 90.23 4.43	6.75 89.12 4.12	6 91 3

Difractogramele din fig. 3.10 evidențiază prezența celor două faze principale care se formează la tratamentul termic secundar de călire urmată de îmbătrânire.



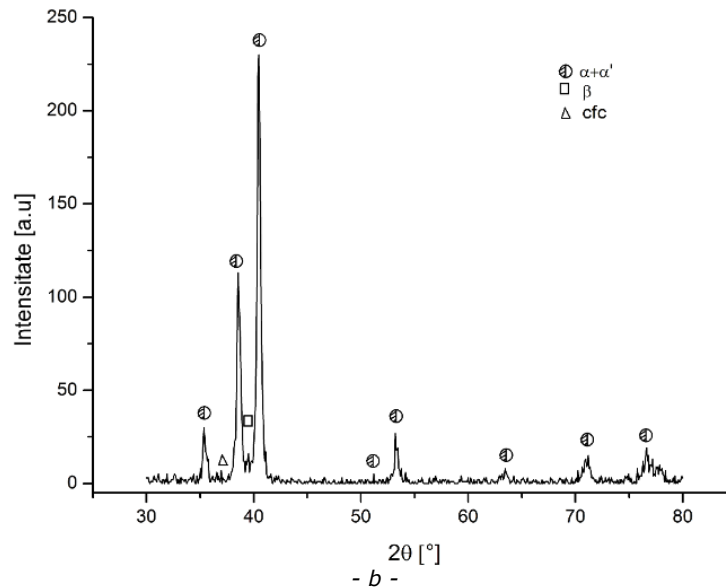


Fig. 3.10. Difractograme ale aliajului Ti-6Al-4V după călirea pentru punere în soluție de la 1050°C în apă (a) sau aer (b) urmată de îmbătrânire la 550°C

Din fig. 3.11, în care se determină precizia de aproximare, se observă că materialele din Ti-6Al-4V testate după călirea pentru punere în soluție de la 1050°C în apă sau aer urmată de îmbătrânire la 550°C se încadrează în banda de eroare.

Analizând datele din Tabelul 3.5 se constată că deși valorile estimate diferă ușor de cele experimentale, ierarhizarea materialelor nu s-a schimbat, rezultând o bună rezistență la cavitație pentru proba supusă călirii pentru punere în soluție de la 1050°C în apă urmată de îmbătrânire la 550°C.

Tabel 3.5. Comparație între pierderile masice și eroarea maximă

Tratament termic	călire 1050°C/apă + îmbătrânire 550°C/aer	călire 1050°C/aer + îmbătrânire 550°C/aer
Pierderi masice cumulate experimental [mg]	7,32	8,14
Valoarea maximă a erorii de estimare [mg]	7,81	8,56

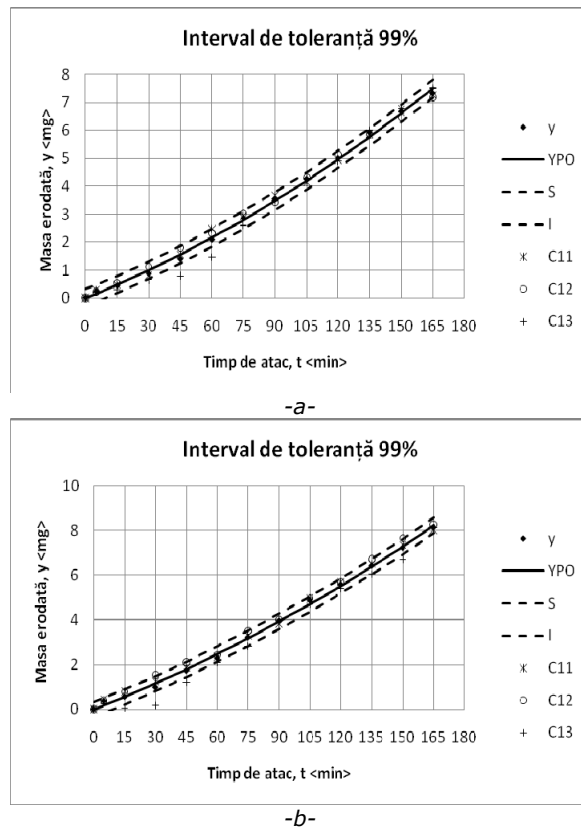


Fig. 3.11 Banda de dispersie pentru aliajul Ti-6Al-4V după călirea pentru punere în soluție la 1050°C în apă(a) sau aer(b) urmată de îmbătrânire la 550°C

În fig.3.12 sunt comparate curbele specifice de cavitație ale aliajului Ti-6Al-4V (media celor trei probe testate, conform normelor ASTM [161], pentru cele două stări.

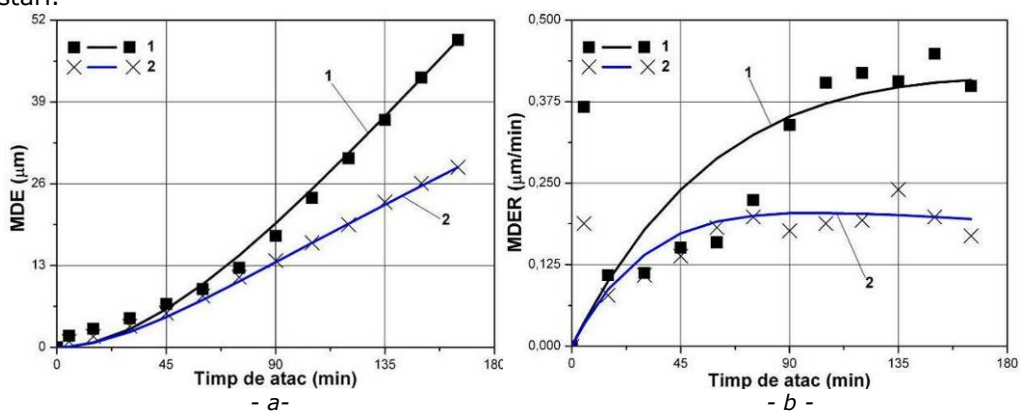


Fig. 3.12. Compararea rezistenței la cavitație a aliajului Ti-6Al-4V aflat în stare recoaptă (1), cu cea după călirea pentru punere în soluție de la 1050°C în apă urmată de îmbătrânire la 550°C (2)

a) - MDE; b) - MDER

Din fig. 3.12 se observă o creștere a rezistenței la cavitație după călirea pentru punere în soluție de la 1050°C, urmată de îmbătrânire în comparație cu starea recoaptă. De asemenea, se observă o distribuție aproximativ uniformă a punctelor experimentale față de curba de aproximație datorită omogenității mari a structurii materialului. Viteza de eroziune tinde să se stabilizeze la valoarea, $MDER_s=0,169 \mu\text{m}/\text{min}$.

Microscopia electronică cu baleiaj cât și imaginile optice micrografice (fig. 3.13, fig. 3.14) pun în evidență o degradare uniformă a suprafeței erodate cu cavități fine.

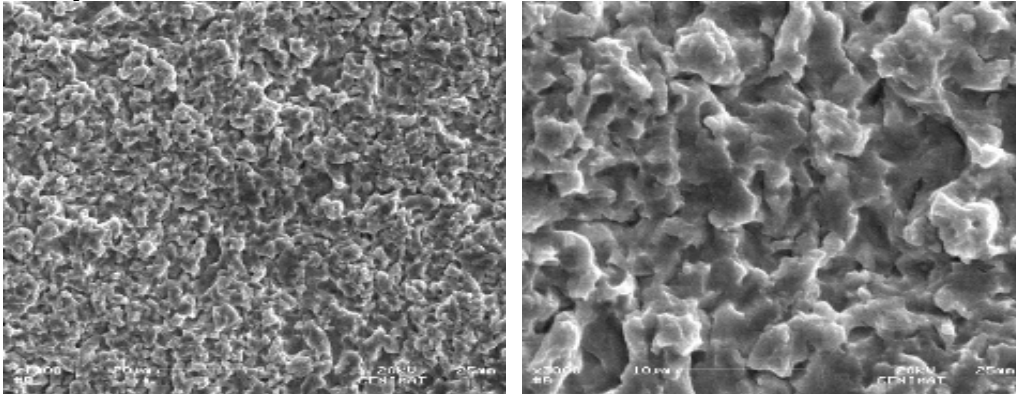


Fig. 3.13 Imaginea microfractografică a aliajului Ti-6Al-4V după călirea pentru punere în soluție de la 1050°C în apă urmată de îmbătrânire la 550°C după atacul cavitațional

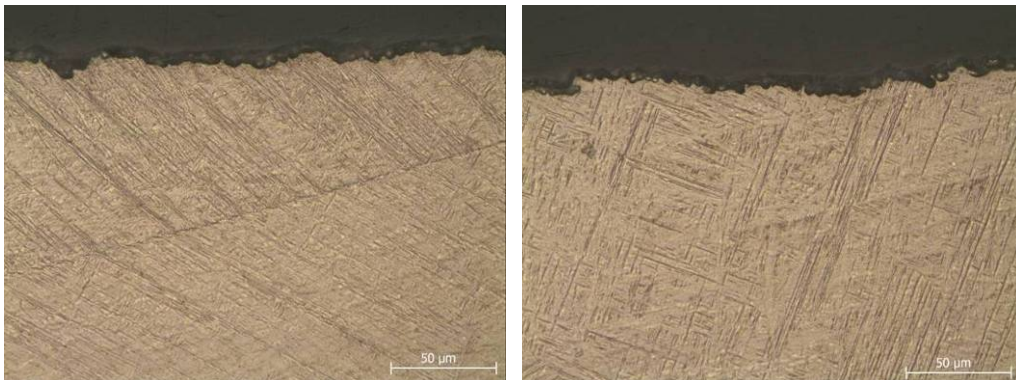


Fig. 3.14. Imaginea micrografică a suprafeței erodate a aliajului Ti-6Al-4V după călirea pentru punere în soluție de la 1050°C în apă urmată de îmbătrânire la 550°C, în secțiune longitudinală

În fig.3.15 sunt comparate curbele specifice de cavitație ale aliajului Ti-6Al-4V aflat în stare recoaptă, respectiv după punerea în soluție la 1050°C cu răcire în aer și îmbătrânire ulterioară la 550°C. Din aceste grafice se desprinde observația că tratamentul termic de încălzire pentru punere în soluție la 1050°C urmată de o răcire în aer și de îmbătrânire la 550°C conduce la o rezistență la cavitație superioară stării recoapte. Viteza de eroziune are o distribuție neuniformă după minutul 75, față de curba teoretică de aproximare datorită apariției expulzării de grăunți sau bucăți din aceștia, de dimensiuni diferite. Viteza de eroziune $MDER_s$ tinde să se stabilizeze la valoarea, $MDER_s=0,234 \mu\text{m}/\text{min}$.

În fig. 3.16-3.17 sunt redată imagini microfractografice ale aliajului studiat, care oferă date despre evoluția distrugerii în structura sa.

În comparație cu călirea în apă de la 1050°C urmată de îmbătrânire la 550°C, fig. 3.13-3.14, probele supuse testelor de cavitație după răcirea în aer de la 1050°C urmată de îmbătrânire la 550°C, prezintă o degradare a suprafeței mai accentuată, cu expulzări de grăunți (figura 3.16, 3.17).

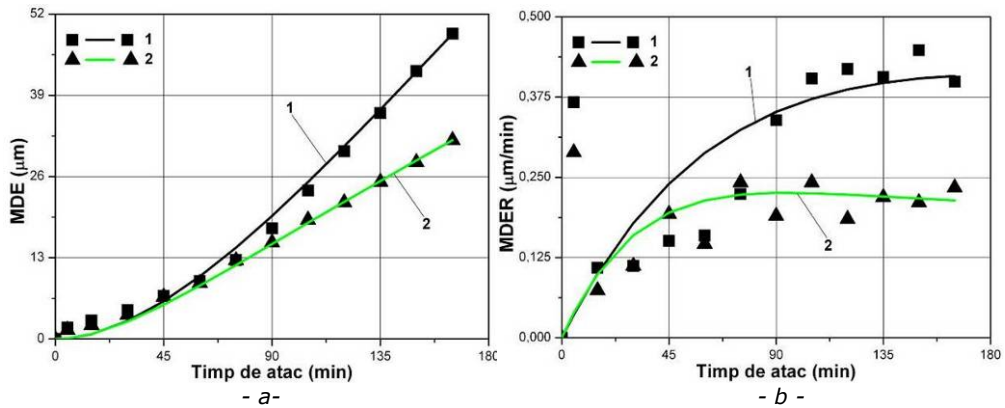


Fig. 3.15. Compararea rezistenței la cavitație a aliajului Ti-6Al-4V aflat în stare recoaptă, cu cea obținută după punerea în soluție la 1050°C/ aer urmată de îmbătrânire la 550°C
a) - MDE; b) - MDER

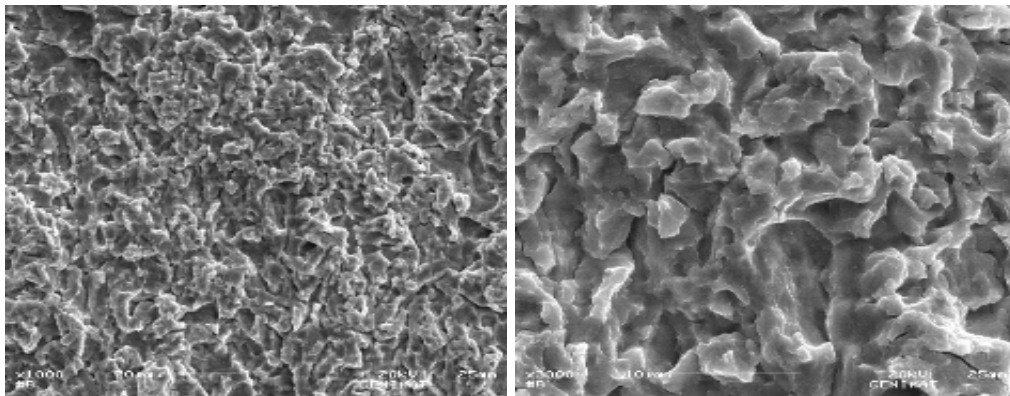


Fig. 3.16. Imaginea microfractografică a aliajului Ti-6Al-4V după punerea în soluție la 1050°C/ aer urmată de îmbătrânire la 550°C după atacul cavitațional

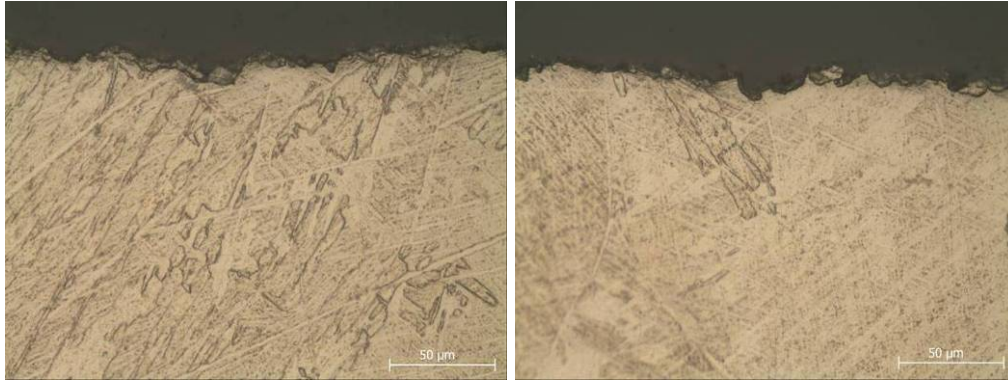


Fig. 3.17. Imaginea micrografică a suprafeței erodate a aliajului Ti-6Al-4V după punerea în soluție la 1050°C/ aer urmată de îmbătrânire la 550°C, în secțiune longitudinală

Încălzirea aliajului la o **temperatură de 930°C** favorizează dizolvarea unei părți din soluția solidă α în soluția solidă β , microstructura rămânând însă tot bifazică. Efectuarea călirii în apă de la această temperatură, păstrează faza α neschimbată, iar faza β suferă aceleași transformări ca și când aliajul ar fi fost călit de la temperaturi corespunzătoare domeniului β . În consecință, microstructura obținută la temperatura camerei va fi constituită din cristale de fază α rămase nedizolvate la încălzire, din cristale de martensită α' și α'' și din faza metastabilă β reziduală. Răcirea în aer de la temperatura de 930°C conduce la obținerea unei microstructuri bifazice $\alpha+\beta$ cu o compoziție chimică apropiată de cea de echilibru.

În fig. 3.18 și 3.19 se prezintă microstructura aliajului după călirea în apă de la 930°C respectiv răcire în aer, urmată de îmbătrânire la 550°C.



Fig. 3.18. Microstructura aliajului Ti-6Al-4V după călire în apă de la 930°C urmată de îmbătrânire la 550°C/aer

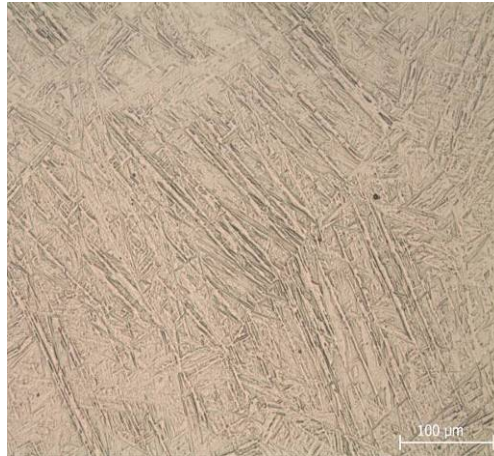


Fig. 3.19. Microstructura aliajului Ti-6Al-4V după răcire în aer de la 930°C urmată de îmbătrânire la 550°C/aer

Tabelul 3.6 sintetizează schimbările arhitecturale ale suprafețelor erodate în funcție de durata expunerii la atacul cu bule cavitaționale prin cavitație vibratorie. Ele permit aprecieri cantitative și calitative ale influenței timpului asupra mărimii suprafeței deteriorate și a adâncimii de pătrundere a cavitației.

Și în acest caz apare o diminuare a concentrației de aluminiu determinată de expulzarea compușilor acestuia în cursul testelor experimentale (Tabel 3.7).

În comparație cu difractogramele obținute la călirea pentru punere în soluție de la 1050°C urmată de îmbătrânire la 550°C, în cazul călirii de la 930°C o parte din faza α se transformă în fază α'' , iar cantitatea de fază β crește (fig. 3.20).

Tabel 3.6. Evoluția în timp a eroziunii cavitaționale a aliajului Ti-6Al-4V după călirea pentru punere în soluție la 930°C urmată de îmbătrânire la 550°C

Proba	0 min	30 min	90 min	120 min	165 min
călire 930°C/apă + îmbătrânire 550°C/aer					
călire 930°C/aer + îmbătrânire 550°C/aer					

Tabel 3.7. Analiză EDX a aliajului Ti-6Al-4V după călirea pentru punere în soluție la 930°C urmată de îmbătrânire la 550°C

Tratament termic	Elemente chimice	Valori prescrise	EDX în mijlocul ariei cavitate	EDX în afara ariei cavitate	XRF
călire 930°C/apă + îmbătrânire 550°C/aer	Al Ti V	5.5-6.75 Rest 3.5-4.5	6.10 91.16 2.74	6.99 90.13 2.89	6 90 3
călire 930°C/aer + îmbătrânire 550°C/aer	Al Ti V	5.5-6.75 Rest 3.5-4.5	5.52 90.31 4.17	6.84 89.05 4.11	5 90 4

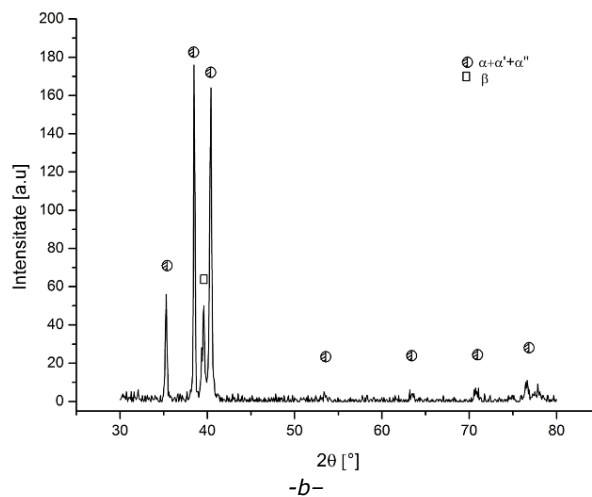
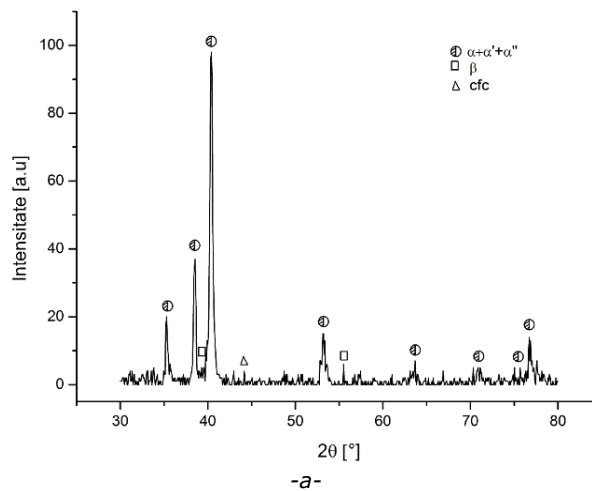


Fig. 3.20. Diffractograme ale aliajului Ti-6Al-4V după călirea pentru punere în soluție de la 930°C în apă (a) sau aer (b) urmată de îmbătrânire la 550°C

3.1. Cercetări efectuate pe aparatul vibrator magnetostrictiv cu tub de nichel 63

Conform fig. 3.21, rezultatele măsurătorilor, au o distribuție, față de curba de aproximare, ce se încadrează în banda de eroare. Prin urmare, curba de aproximație utilizată poate fi folosită pentru analize comparative cu cele ale altor materiale cunoscute ca referință pentru rezistența lor la cavitație. Conform Tabelului 3.8, pierderile masice cumulate pentru cele două tipuri de tratament termic au valori inferioare în comparație cu valoarea maximă a erorii estimate.

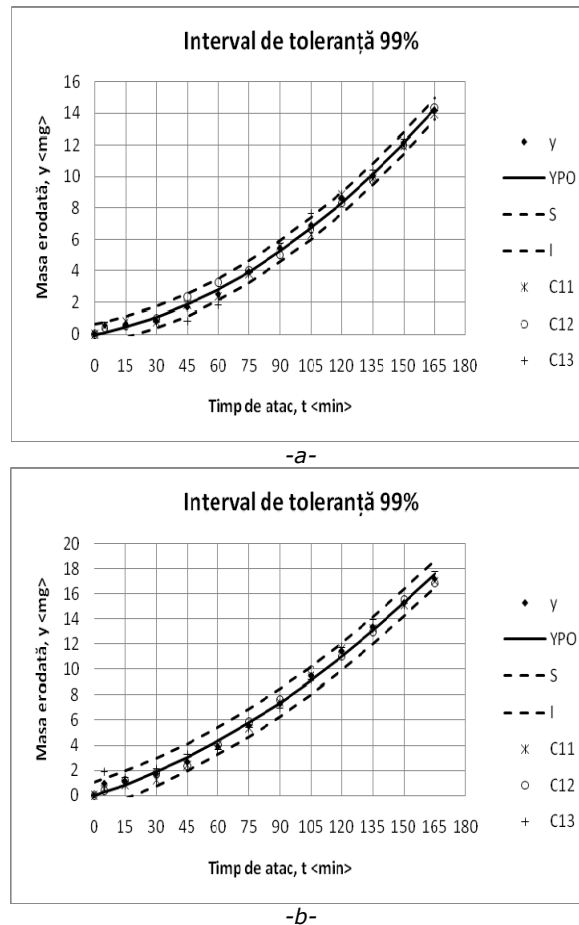


Fig. 3.21. Banda de dispersie pentru aliajul Ti-6Al-4V după călirea pentru punere în soluție la 930°C în apă(a) sau aer (b) urmată de îmbătrânire la 550°C

Tabel 3.8. Comparație între pierderile masice și eroarea maximă

Tratament termic	călire 930°C/apă + îmbătrânire 550°C/aer	călire 930°C/aer + îmbătrânire 550°C/aer
Pierderi masice cumulate experimental [mg]	14,15	17,22
Valoarea maximă a erorii de estimare [mg]	14,94	18,72

În fig. 3.22 sunt redată curbele specifice de cavitație.

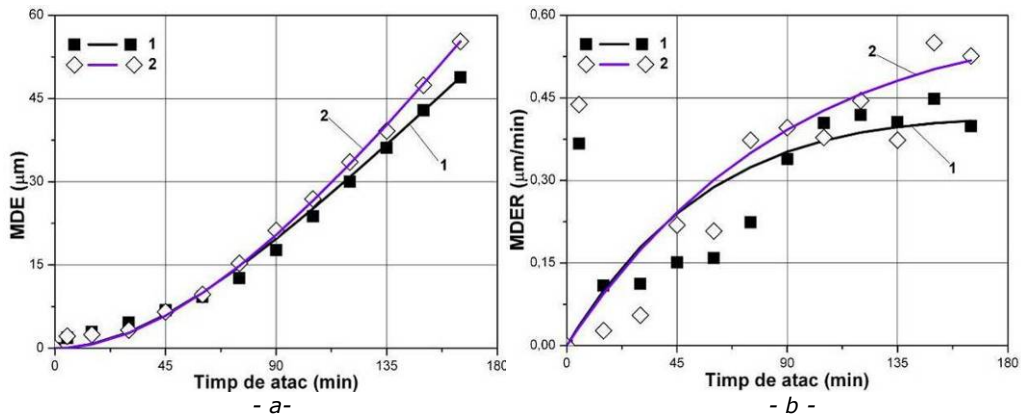


Fig. 3.22. Compararea rezistenței la cavitație a aliajului Ti-6Al-4V aflat în stare recoaptă (1), cu cea de la călirea pentru punere în soluție 930°C/apă urmată de îmbătrânire la 550°C (2)
a) - MDE; b) - MDER

Din fig. 3.22 se observă o scădere a rezistenței aliajului Ti-6Al-4V după călirea pentru punere în soluție de la 930°C în apă urmată de îmbătrânire la 550°C în comparație cu starea recoaptă datorită existenței martensitei α'' , care micșorează duritatea și rezistența la rupere. Viteza de eroziune MDER se stabilizează în jurul valorii $MDER_s = 0,526 \mu\text{m}/\text{min}$.

În fig. 3.23-24 se prezintă morfologia suprafeței erodate a aliajului Ti-6Al-4V după călirea pentru punere în soluție de la 930°C în apă urmată de îmbătrânire la 550°C. Din fig. 3.24 și 3.25 se observă o degradare prin oboseală a materialului cu propagarea ruperii atât prin fisuri intergranulare cât și linii de alunecare.

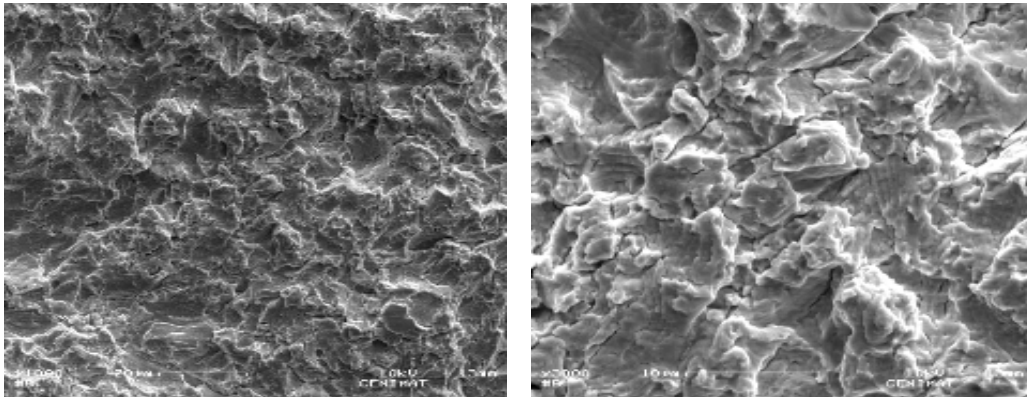


Fig. 3.23. Imaginea microfractografică a aliajului Ti-6Al-4V după călirea pentru punere în soluție de la 930°C în apă urmată de îmbătrânire la 550°C după atacul cavitațional

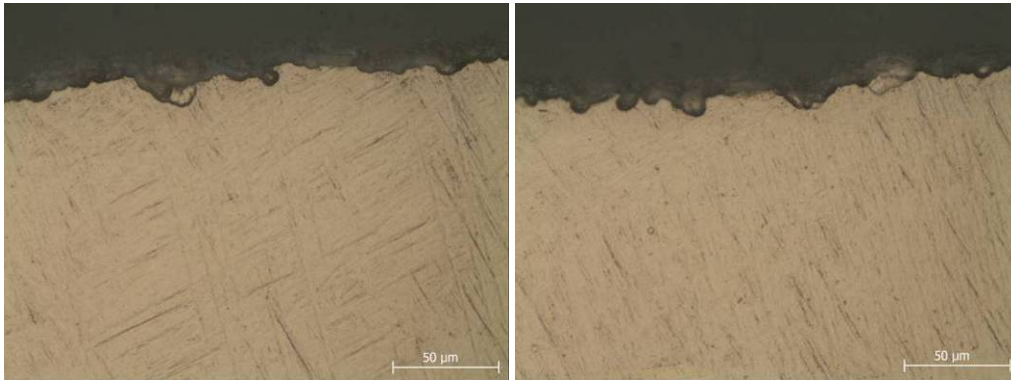


Fig. 3.24. Imaginea micrografică a suprafeței erodate a aliajului Ti-6Al-4V după călirea pentru punere în soluție de la 930°C în apă urmată de îmbătrânire la 550°C, în secțiune longitudinală

Existența fazei α'' a condus la scăderea pronunțată a rezistenței la cavitație a aliajului Ti-6Al-4V după punerea în soluție la 930°C cu răcire în aer urmată de îmbătrânire la 550°C în comparație cu starea recoaptă (fig. 3.25). Viteza de eroziune tinde să se stabilizeze după minutul 105 și are o valoare apropiată de $MDER_s=0,502 \mu\text{m}/\text{min}$.

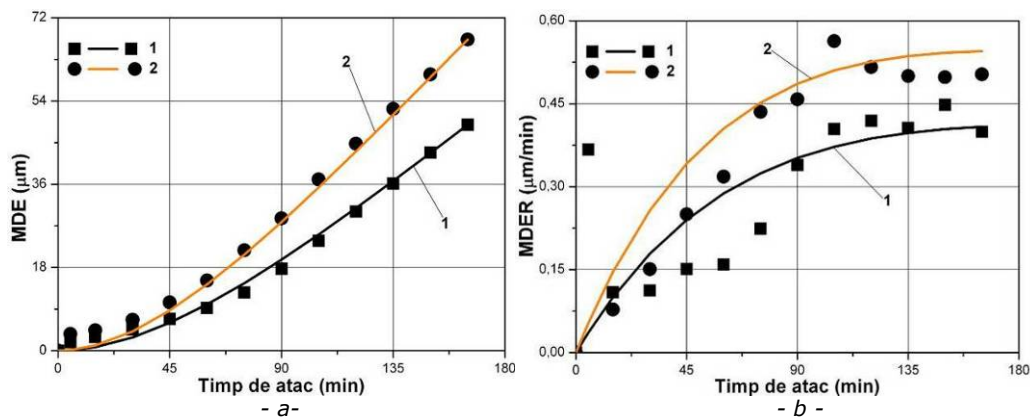


Fig. 3.25. Compararea rezistenței la cavitație a aliajului Ti-6Al-4V aflat în stare recoaptă (1), cu cea specifică tratamentului de punere în soluție la 930°C/aer urmat de îmbătrânire la 550°C (2)

a) - MDE; b) - MDER

Suprafața erodată a aliajului supus tratamentului de punere în soluție la 930°C/aer urmat de îmbătrânire la 550°C după teste de cavitație prezintă numeroase cavități fine separate de fisuri intergranulare (așa cum se poate observa în fig. 3.26, 3.27).

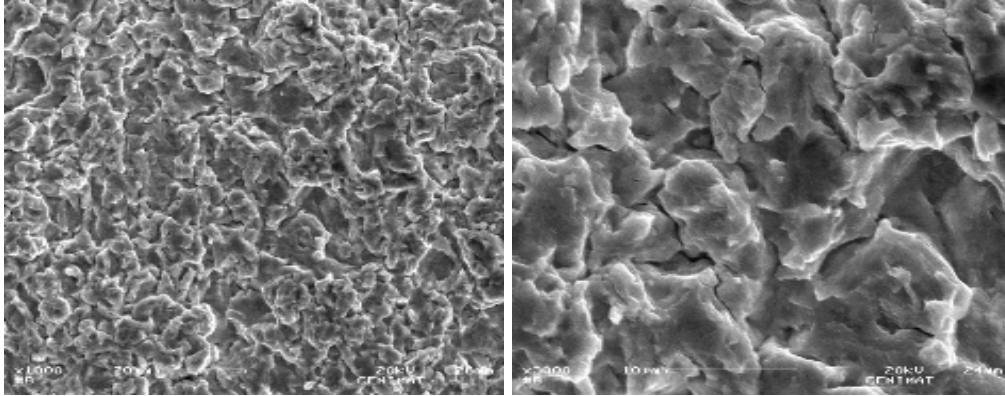


Fig. 3.26. Imaginea microfractografică a aliajului Ti-6Al-4V testat cavitațional după punerea în soluție la 930°C/aer urmată de îmbătrânire la 550°C

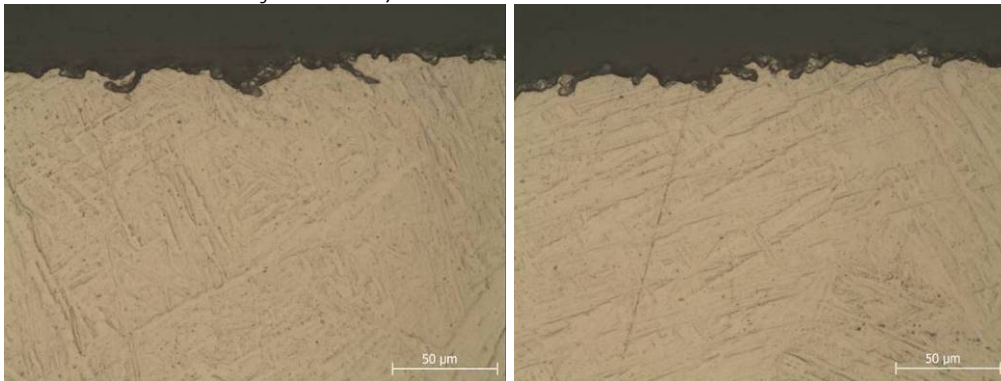
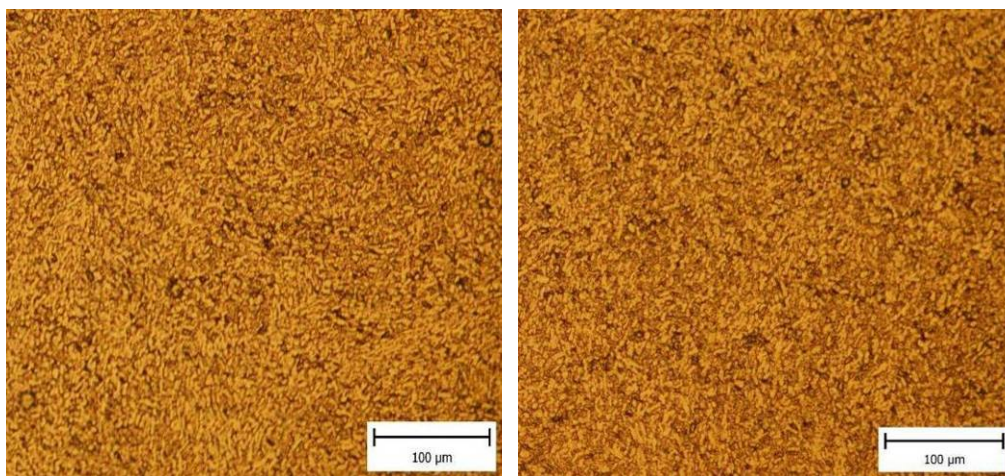
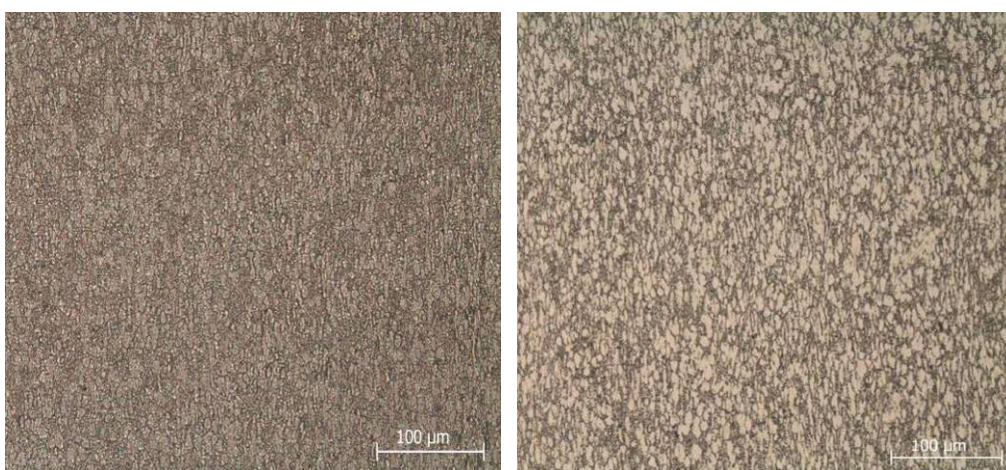


Fig. 3.27. Imaginea micrografică a suprafeței erodate a aliajului Ti-6Al-4V după punerea în soluție la 930°C/aer urmată de îmbătrânire la 550°C, în secțiune longitudinală

Dacă **temperatura de încălzire este mai redusă, de 810°C**, compoziția fazei α va fi definită de punctul (c) (fig. 3.2), iar a fazei β de punctul (d), (fig. 3.2). După călire în apă, faza β va da naștere unei faze martensitice ω cu rețea hexagonală coerentă cu matricea, iar faza α rămâne neschimbată (fig. 3.28a). În schimb, răcirea în aer nu provoacă modificări structurale semnificative în privința compoziției chimice a ambelor faze α și β (fig. 3.28b). În fig. 3.29 se exemplifică microstructura probelor călite la 810°C în apă sau răcite în aer și supuse ulterior tratamentului de îmbătrânire la 550°C.



- a -
- b -
Fig. 3.28. Microstructura dezvoltată în urma răcirii aliajului de la 810°C:
călire în apă; b- răcire în aer



- a -
- b -
Fig. 3.29. Microstructura aliajului Ti-6Al-4V după călire de la 810°C în apă (a) sau aer (b)
urmată de îmbătrânire la 550°C/aer

Tabelul 3.9 sintetizează modificările survenite suprafețelor erodate în timpul testelor de eroziune cavitațională. Din Tabelul 3.10 se observă o micșorare a concentrației de aluminiu datorită expulzării compușilor formați de acesta în timpul testelor de eroziune cavitațională.

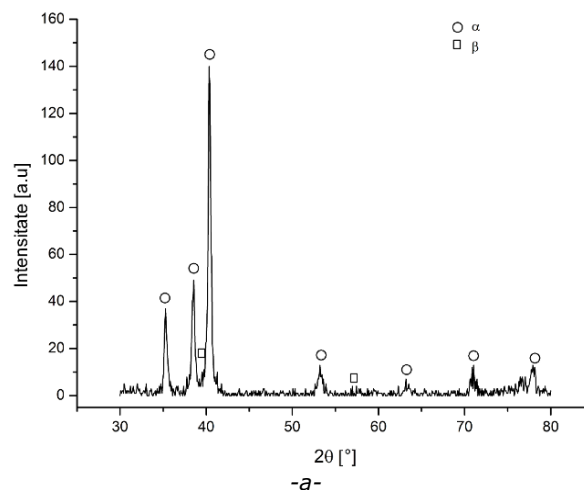
Tabel 3.9. Evoluția în timp a eroziunii cavitaționale a aliajului Ti-6Al-4V după călirea pentru punere în soluție la 810°C urmată de îmbătrânire la 550°C

Proba	0 min	30 min	90 min	120 min	165 min
călire 810°C/apă + îmbătrânire 550°C/aer					
călire 810°C/aer + îmbătrânire 550°C/aer					

Tabel 3.10. Analiză EDX a aliajului Ti-6Al-4V după călirea pentru punere în soluție la 810°C urmată de îmbătrânire la 550°C

Tratament termic	Elemente chimice	Valori prescrise	EDX în mijlocul ariei cavitate	EDX în afara ariei cavitate	XRF
călire 810°C/apă + îmbătrânire 550°C/aer	Al Ti V	5.5-6.75 Rest 3.5-4.5	5.74 90.07 4.19	6.68 89.59 3.73	6 91 3
călire 810°C/aer + îmbătrânire 550°C/aer	Al Ti V	5.5-6.75 Rest 3.5-4.5	6.01 89.96 4.03	6.71 89.52 3.77	5 86 3

Figura 3.30 arată că la aplicarea acestui regim de tratament termic se produce o creștere a fracției de fază α , iar cantitatea de fază β este mică.



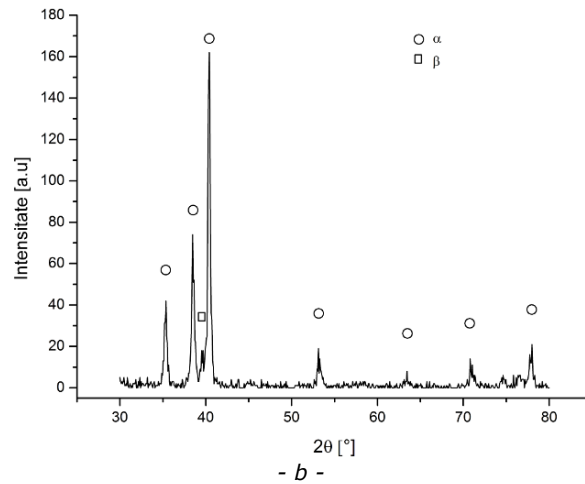
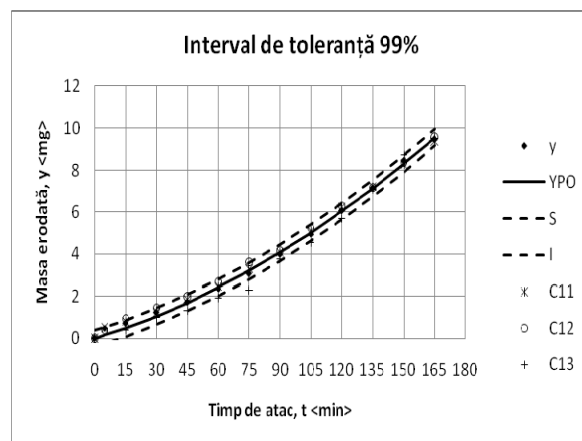


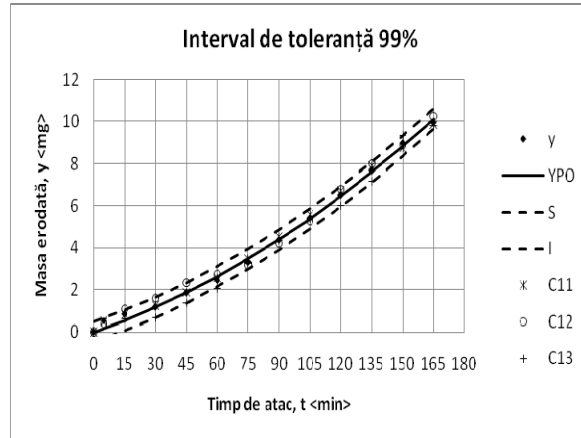
Fig. 3.30. Difractograme ale aliajului Ti-6Al-4V după călirea pentru punere în soluție de la 810°C în apă urmată de îmbătrânire la 550°C (a), respectiv după răcire în aer de la 810°C și îmbătrânire la 550°C (b)

În urma analizei graficelor din fig. 3.31 s-a constatat că pierderile masice pentru probele studiate se încadrează în banda de dispersie.

Din Tabelul 3.11 se poate constata că valorile erorilor estimate statistic diferă puțin în comparație cu valorile experimentale, obținându-se aceeași ierarhizare a materialelor, adică tratamentul termic de călire pentru punere în soluție la 810°C în apă urmat de îmbătrânire la 550°C prezintă cele mai mici pierderi masice la finalul atacului cavitațional.



-a-



-b-

Fig. 3.31. Banda de dispersie pentru aliajul Ti-6Al-4V după călirea pentru punere în soluție de la 810°C în apă(a)sau aer(b) urmată de îmbătrânire la 550°C

Tabel 3.11. Comparație între pierderile masice și eroarea maximă

Tratament termic	călire 810°C/apă + îmbătrânire 550°C/aer	călire 810°C/aer + îmbătrânire 550°C/aer
Pierderi masice cumulate experimental [mg]	9,50	9,96
Valoarea maximă a erorii de estimare [mg]	9,96	10,91

În fig. 3.32, în care se compară curbele specifice de cavitație, se observă o distribuție aproximativ uniformă a punctelor experimentale, atât pentru adâncimea medie de pătrundere a eroziunii cât și pentru viteza de eroziune, datorită structurii fine și omogene a materialului. Viteza de eroziune, MDER, tinde să se stabilizeze la valoarea $MDER_s = 0,270 \mu\text{m}/\text{min}$.

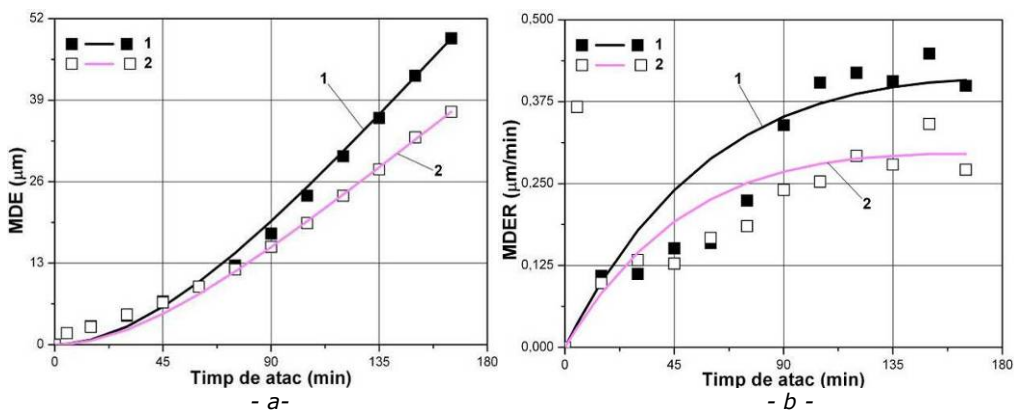


Fig. 3.32. Compararea rezistenței la cavitație a aliajului Ti-6Al-4V aflat în stare recoaptă (1), cu cea după călirea pentru punere în soluție la 810°C în apă urmată de îmbătrânire la 550°C (2)

a) - MDE; b) - MDER

Degradarea prin cavitație a suprafeței aliajului după tratamentul de călire pentru punere în soluție de la 810°C în apă urmată de îmbătrânire la 550°C, are un aspect intergranular și fragil (fig. 3.33, 3.34).

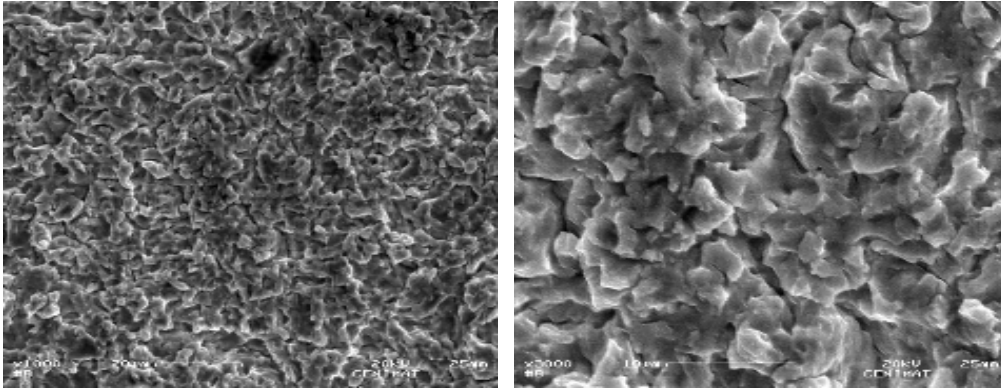


Fig. 3.33. Imaginea microfractografică a suprafeței deteriorate după călirea pentru punere în soluție de la 810°C în apă urmată de îmbătrânire la 550°C

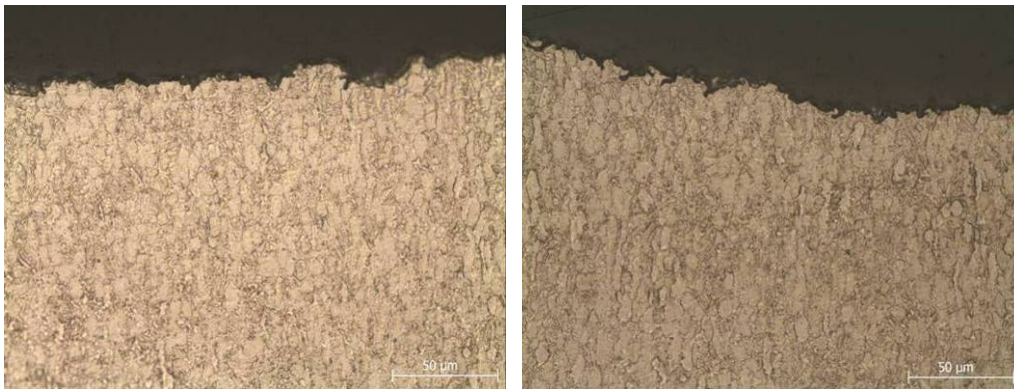


Fig. 3.34. Imaginea micrografică a suprafeței erodate după călirea pentru punere în soluție de la 810°C în apă urmată de îmbătrânire la 550°C, în secțiune longitudinală

În figura 3.35 sunt redată evoluțiile curbelor specifice de cavitație după aplicarea tratamentului termic bazat pe o încălzire la 810°C cu răcire în aer urmată de îmbătrânire la 550°C.

Din fig. 3.35b se observă că viteza de eroziune este neuniformă pe parcursul atacului cavitațional, însă are tendința de a se stabili după minutul 90 și are valoarea $MDER_s = 0,253 \mu\text{m}/\text{min}$. Valorile adâncimii medii de pătrundere a eroziunii au un caracter uniform în timpul procesului cavitațional.

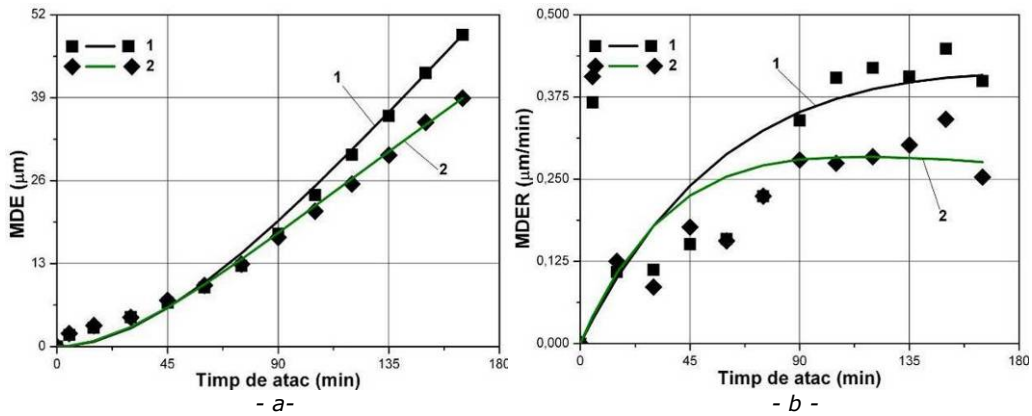


Fig. 3.35. Compararea rezistenței la cavitație a aliajului Ti-6Al-4V aflat în stare recoaptă (1), cu cea obținută după punerea în soluție la 810°C/aer urmată de îmbătrânire la 550°C (2)
a) - MDE; b) - MDER

Examinarea la microscopul electronic cu baleiaj a suprafețelor cavitate după tratamentul de punere în soluție la 810°C cu răcire în aer urmată de îmbătrânire la 550°C, evidențiază o degradare uniformă a materialului, cu dimensiuni reduse ale craterelor formate (fig. 3.36, 3.47).

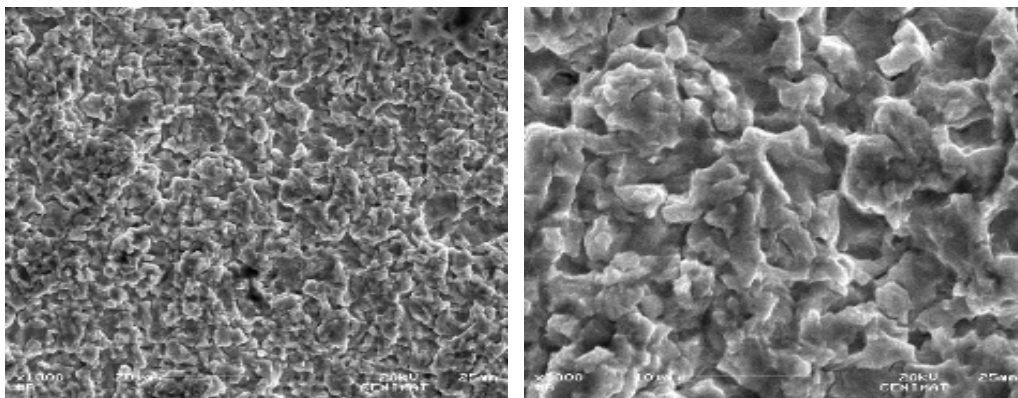


Fig. 3.36. Imaginea microfractografică a suprafeței cavitate după tratamentul de punere în soluție la 810°C/ aer urmat de îmbătrânire la 550°C

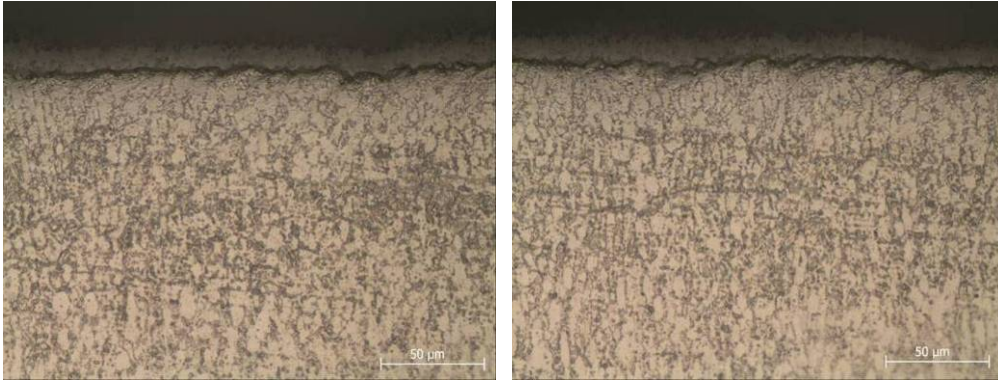


Fig. 3.37. Imaginea micrografică a unei secțiuni longitudinale prin suprafața erodată după tratamentul de punere în soluție la 810°C/aer urmat de îmbătrânire la 550°C

În fig. 3.38 se prezintă variația durității aliajului Ti-6Al-4V cu temperatura. Analizând graficul din fig. 3.38 se observă că aliajul Ti-6Al-4V supus călirii de la 1050°C în apă urmată de îmbătrânire la 550°C prezintă duritatea cea mai ridicată.

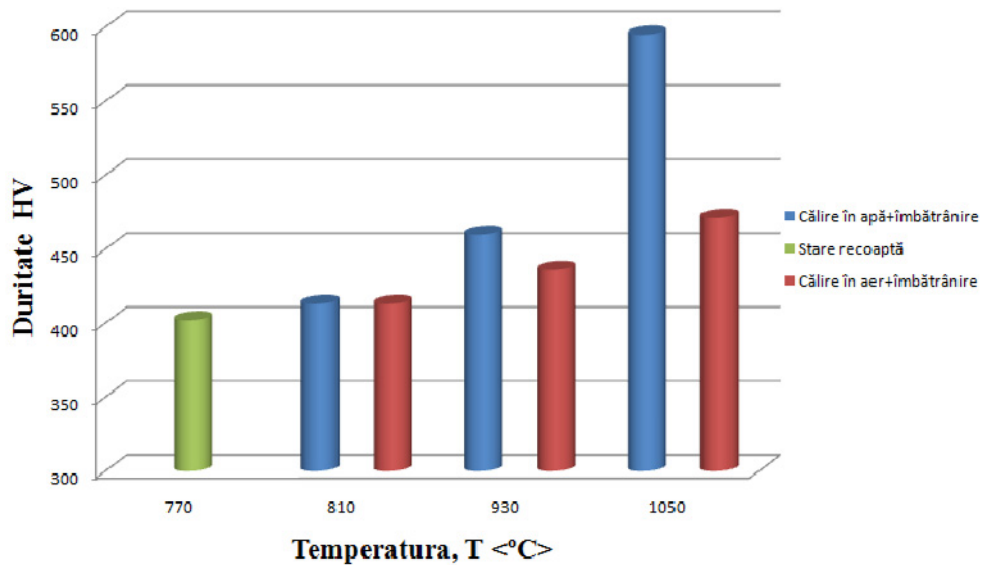


Fig. 3.38. Variația durității aliajului Ti-6Al-4V cu temperatura de tratament

În fig. 3.39 se prezintă o comparație a stărilor structurale de tratament termic aplicat, după valoarea vitezei de eroziune MDER.

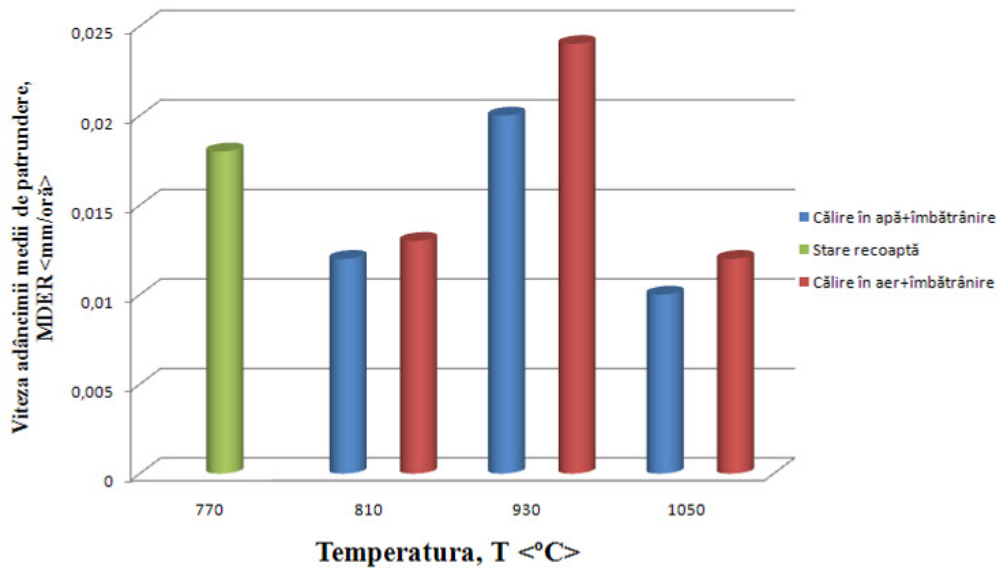


Fig. 3.39. Variația vitezei medii a adâncimii de pătrundere a eroziunii cu temperatura de tratament

Analizând histograma din fig. 3.39 se remarcă faptul că la testarea pe aparatul magnetostrictiv cu tub de nichel, din cele șapte regimuri de tratament termic aplicat, probele supuse călirii de la 1050°C în apă urmată de îmbătrânire la 550°C au cea mai mică viteză a adâncimii medii de pătrundere a eroziunii, iar cele supuse încălzirii pentru punere în soluție la 930°C urmată de o răcire în aer și de o îmbătrânire la 550°C au cea mai mare viteză adâncimii medii de pătrundere a eroziunii cavitaționale. De asemenea, se poate observa o evoluție bună și a aliajului răcit în aer de la 1050°C și îmbătrânit la 550°C precum și a aliajului supus călirii în apă/aer de la 810°C urmată de îmbătrânire la 550°C.

Pentru a evidenția și a compara mai ușor variația adâncimii de pătrundere a eroziunii și a vitezei de eroziune a materialelor testate pe aparatul magnetostrictiv cu tub de nichel s-au construit diagramele din fig. 3.40.

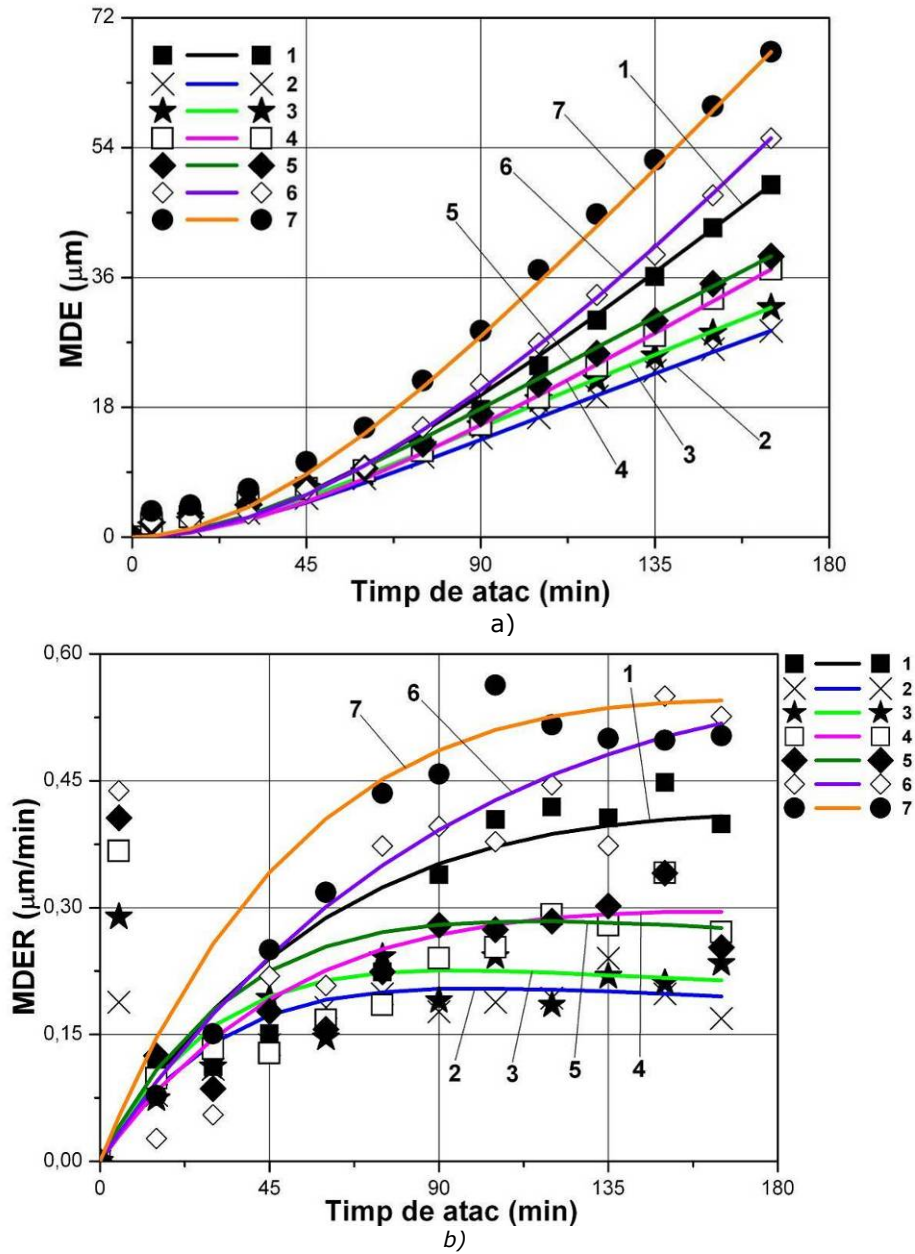


Fig. 3.40. Variația adâncimii medii de pătrundere a eroziunii (a) și a vitezei de eroziune (b) cu timpul de atac al cavitației

În fig. 3.40 notațiile au următoarea semnificație:

- 1 - recoacere 770°C/cuptor;
- 2 - călire 1050°C/apă + îmbătrânire 550°C/aer;
- 3 - călire 1050°C/aer + îmbătrânire 550°C/aer;

- 4 - călire 810°C/apă + îmbătrânire 550°C/aer;
- 5 - călire 810°C/aer + îmbătrânire 550°C/aer;
- 6 - călire 930°C/apă + îmbătrânire 550°C/aer;
- 7 - călire 930°C/aer + îmbătrânire 550°C/aer.

Din aceste diagrame se observă că tratamentul termic care asigură cea mai bună rezistență la cavitație constă dintr-o călire martensitică volumică de la 1050°C cu răcire în apă urmată de o îmbătrânire la 550°C, iar cea mai slabă rezistență la cavitație se obține prin tratamentul de punere în soluție la 930°C/ aer urmat de îmbătrânire la 550°C.

3.2. Cercetări efectuate pe aparatul vibrator cu cristale piezoceramice

Pentru testele efectuate pe aparatul vibrator cu cristale piezoceramice T2, s-a folosit o altă șarjă de material. Compoziția chimică a acestei șarje este prezentată în Tabelul 3.12:

Tabel 3.12. Compoziția chimică a aliajului cercetat

Marca de aliaj	Compoziția chimică, %								Observații
	Al	V	C	N	H	O	Fe	Ti	
Ti-6Al-4V	5,5-6,75	3,5-4,1	<0,08	<0,05	<0,015	<0,20	<0,30	Rest	Valori prescrise
	6,27	3,98	0,009	0,008	0,004	0,138	0,098	Rest	Valori efective

Barele laminate din care s-au executat probele pentru testarea pe aparatul vibrator cu cristale piezoceramice T2 au fost supuse tratamentului termic preliminar de recoacere la temperatura de 730°C. Pentru probele testate din această șarjă, tratamentele termice volumice s-au efectuat respectând ciclograma din fig. 3.2.

Microstructura aliajului, în **stare recoaptă** este formată dintr-o soluție solidă α și dintr-o soluție solidă β (fig. 3.41).

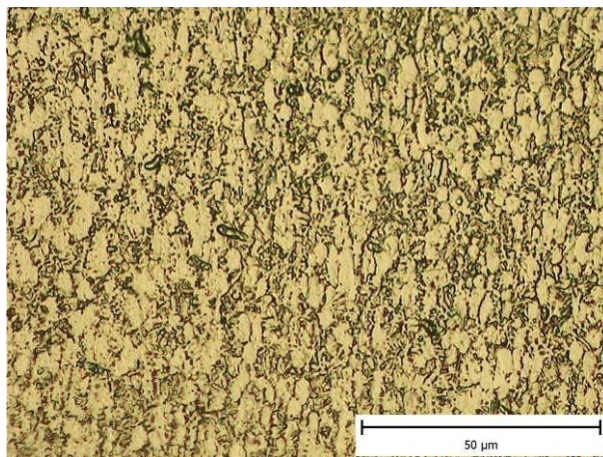







Fig. 3.41. Microstructura de recoacere (730°C/cuptor) a aliajului Ti-6Al-4V

Pentru a pune în evidență evoluția eroziunii cavitaționale în timpul testelor s-au efectuat poze după fiecare etapă de 15 minute de testare (Tabel 3.13).

Tabel 3.13. Evoluția în timp a eroziunii cavitaționale a aliajului Ti-6Al-4V în stare recoaptă

Proba	0 min	30 min	90 min	120 min	165 min
Ti-6Al-4V în stare recoaptă					

În urma analizei cu raze X a suprafeței înainte și după efectuarea testelor de cavitație s-a constatat prezența fazelor α și β (fig. 3.42).

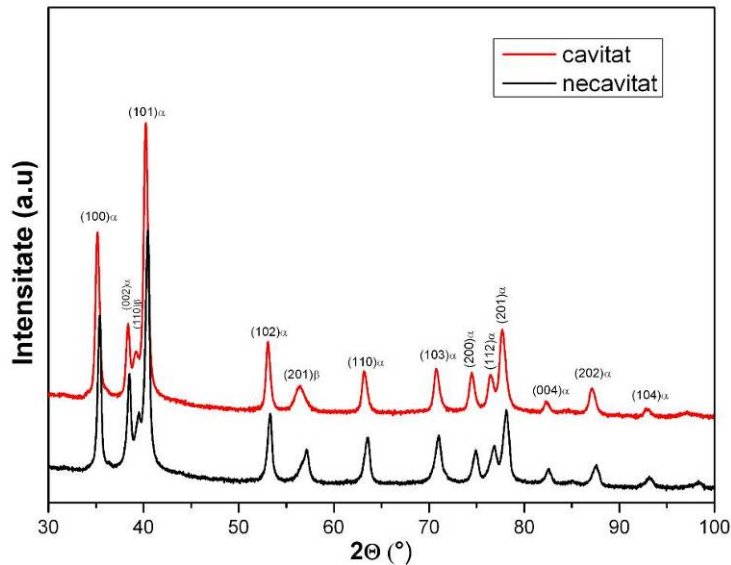


Fig. 3.42. Diffractograma aliajului Ti-6Al-4V în stare recoaptă

Analizând fig. 3.43 se poate observa că pierderile masice pentru cele trei probe testate cât și media lor se încadrează în banda de dispersie. Pentru aceste probe eroarea maxima este de 12,50mg pentru o pierdere cumulată de 11,51mg.

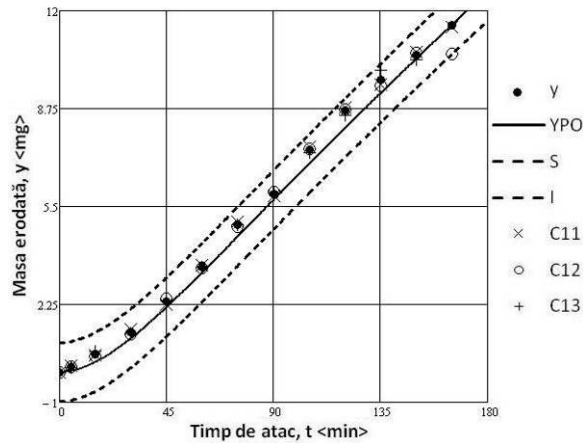


Fig. 3.43. Banda de dispersie pentru aliajul Ti-6Al-4V în stare recoaptă

Comparația cu oțelul etalon OH12NDL, fig. 3.44, evidențiază o foarte bună rezistență la cavitație, net superioară oțelului etalon. Viteza de stabilizare pentru media celor trei probe tinde spre valoarea $MDER_s=0,074\mu\text{m}/\text{min}$.

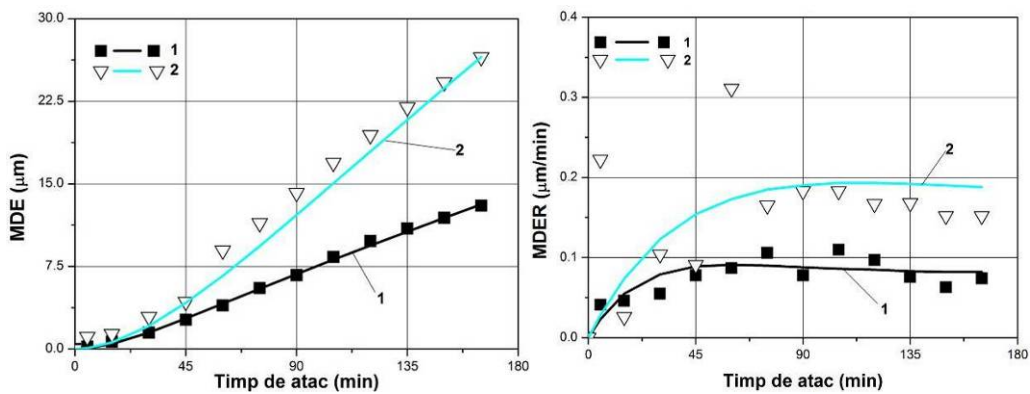


Fig. 3.44. Compararea rezistenței la cavitație a aliajului Ti-6Al-4V aflat în stare recoaptă (1), OH12NDL (2)
a) - MDE; b) - MDER

Imaginile micrografice optice și microscopia electronică cu baleiaj (fig. 3.45 și fig. 3.46) pun în evidență o degradare uniformă a suprafeței erodate, desprinderea de material având loc pe limitele dintre grăunți.

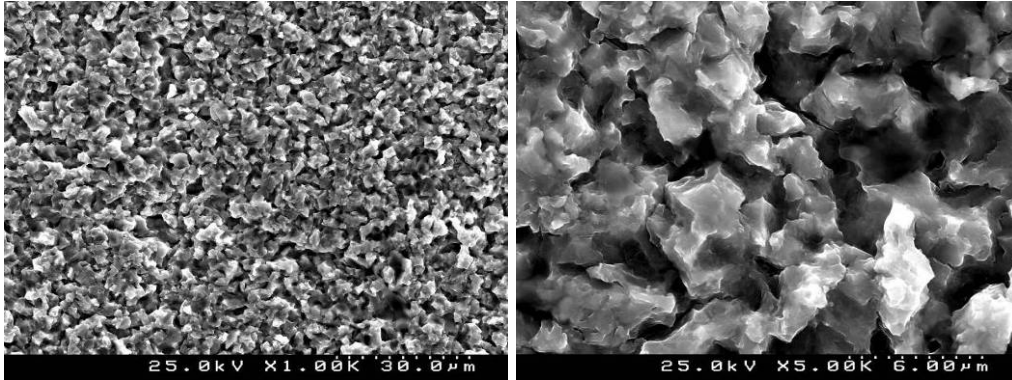


Fig. 3.45 Imaginea microfractografică a aliajului Ti-6Al-4V în stare recoaptă după atacul cavitațional

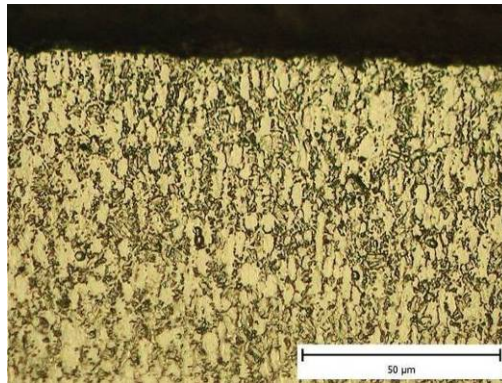


Fig. 3.46. Imaginea micrografică a suprafeței erodate a aliajului Ti-6Al-4V în stare recoaptă în secțiune longitudinală

Încălzirea materialului la **temperatura de 1050°C** urmată de o călire în apă sau de o răcire în aer a condus la formarea unei martensite α' , respectiv la formarea unor germeni de cristalizare a într-o matrice a fazei β (fig. 3.47).

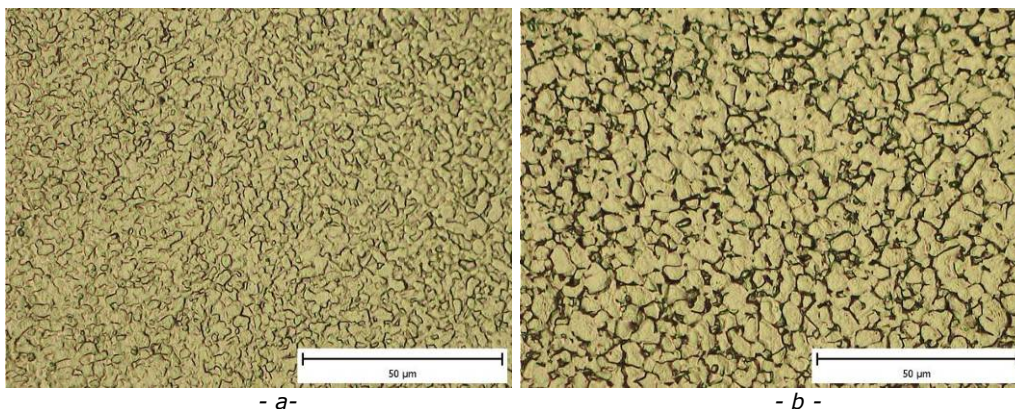


Fig. 3.47. Microstructura dezvoltată în urma răcirii aliajului din domeniul fazei β :
a- 1050°C/apă; b- 1050°C/aer

Îmbătrânirea ulterioară a materialului la 550°C a declanșat descompunerea structurii martensitice aciculare α' (fig. 3.48a) și formarea unei structuri lamelare α și β (fig. 3.48b).

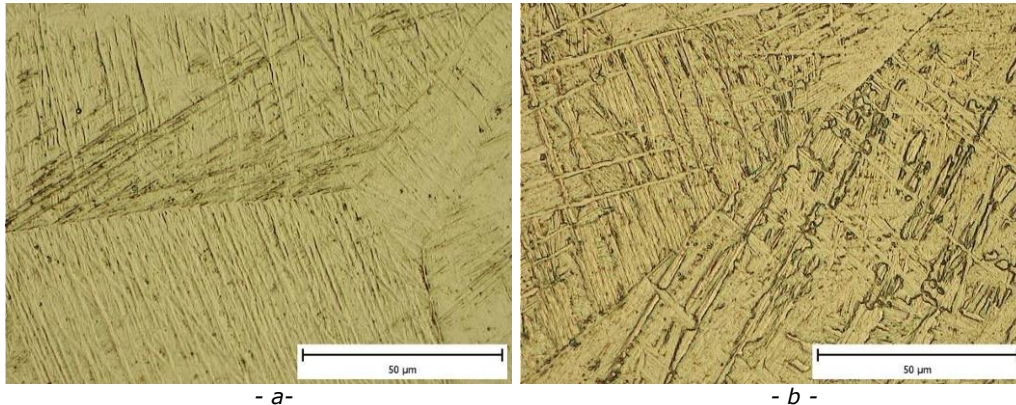


Fig. 3.48. Microstructura aliajului Ti-6Al-4V după călire de la 1050°C în apă (a) sau aer (b) urmată de îmbătrânire la 550°C/aer

În Tabelul 3.14 se prezintă evoluția eroziunii cavitaționale pe parcursul testelor de cavitație.

Tabel 3.14. Evoluția în timp a eroziunii cavitaționale a aliajului Ti-6Al-4V după călirea pentru punere în soluție de la 1050°C urmată de îmbătrânire la 550°C

Proba	0 min	30 min	90 min	120 min	165 min
călire 1050°C/apă + îmbătrânire 550°C/aer					
călire 1050°C/aer + îmbătrânire 550°C/aer					

Analizând difractogramele din fig. 3.49 s-a constatat că în cazul călirii în apă sau în aer de la 1050°C urmată de îmbătrânire la 550°C sunt prezente în proporții diferite ambele faze structurale α și β .

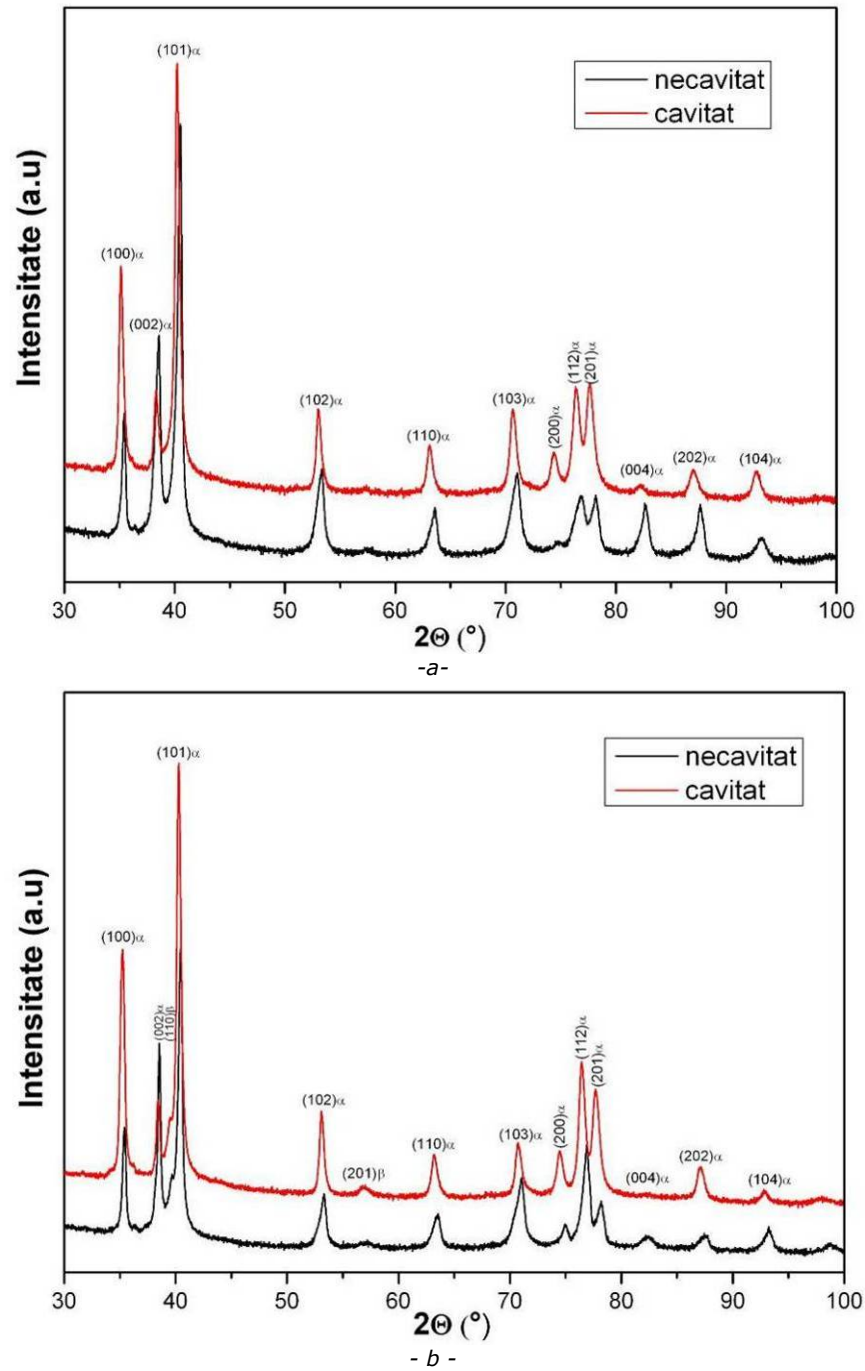


Fig. 3.4. Diffractograma aliajului Ti-6Al-4V după călirea pentru punere în soluție la 1050°C în apă (a) sau aer (b) urmată de îmbătrânire la 550°C

Din fig. 3.50 se constată că materialele supuse tratamentului termic de călire pentru punere în soluție la 1050°C cu răcire în apă sau aer urmat de îmbătrânire la 550°C se încadrează în banda de eroare. Valoarea maximă a erorii de aproximare pentru răcirea în apă este de 5,66mg, iar pentru răcirea în aer este de 7,98mg (vezi Tabelul. 3.15).

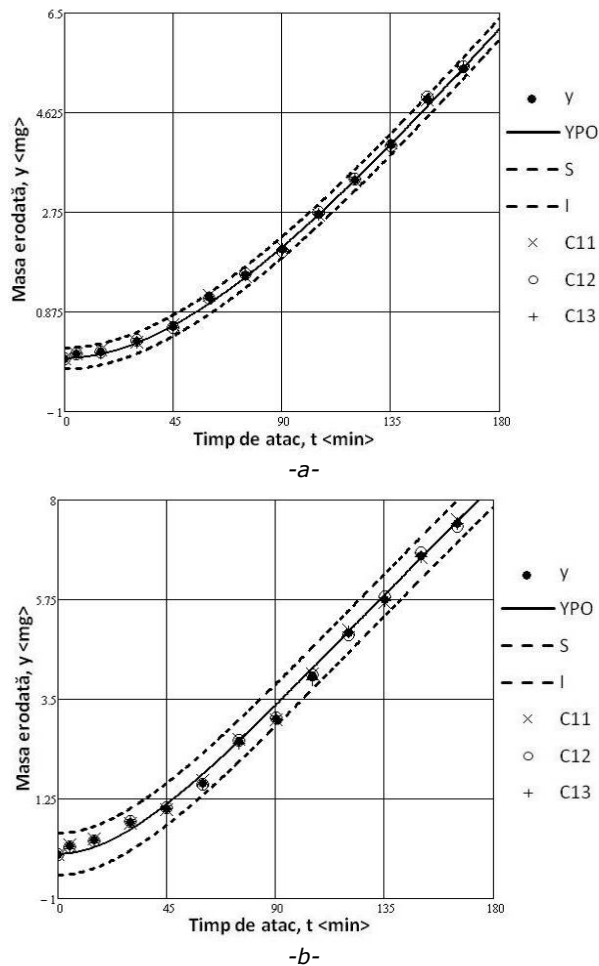


Fig. 3.50. Banda de dispersie pentru aliajul Ti-6Al-4V după călirea pentru punere în soluție la 1050°C în apă(a) sau aer (b) urmată de îmbătrânire la 550°C

Tabel 3.15. Comparație între pierderile masice și eroarea maximă

Tratament termic	călire 1050°C/apă + îmbătrânire 550°C/aer	călire 1050°C/aer + îmbătrânire 550°C/aer
Pierderi masice cumulate experimental [mg]	5,46	7,48
Valoarea maximă a erorii de estimare [mg]	5,66	7,98

În fig. 3.51 se prezintă o comparație între curbele specifice de cavitație ale aliajului Ti-6Al-4V în stare recoaptă și ale aliajului supus tratamentului termic de călire pentru punere în soluție de la 1050°C cu răcire în apă urmat de îmbătrânire la 550°C. Din fig. 3.50 se observă o creștere semnificativă a rezistenței la cavitație după aplicarea tratamentului termic. Viteza de stabilizare a procesului de eroziune cavitațională tinde către valoarea de $MDER_s=0,044 \mu\text{m}/\text{min}$ (fig. 3.51b).

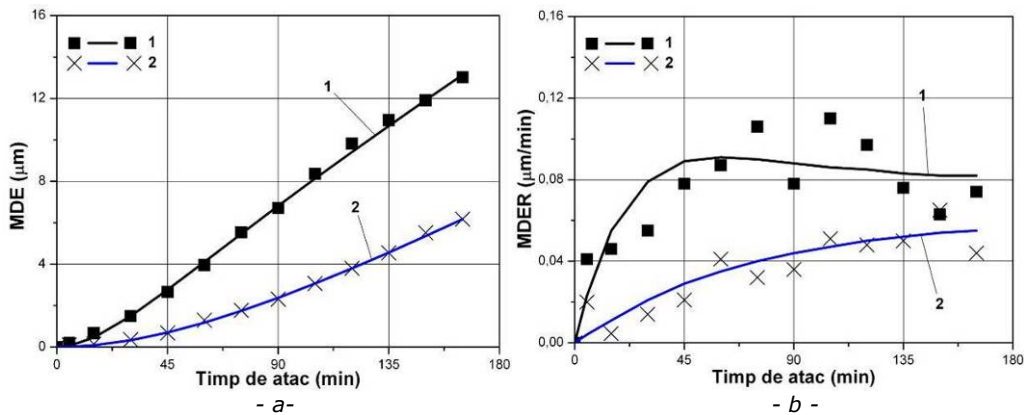


Fig. 3.51. Compararea rezistenței la cavitație a aliajului Ti-6Al-4V aflat în stare recoaptă (1), cu cea de după călirea pentru punere în soluție de la 1050°C în apă urmată de îmbătrânire la 550°C (2)
a) - MDE; b) - MDER

Analizând suprafața erodată cu ajutorul microscopului electronic cu baleiaj (fig. 3.52) și cu microscopul optic (fig. 3.53) s-a constatat o degradare uniformă a suprafeței cu mici cratere, create datorită fisurilor apărute la limita de grăunte.

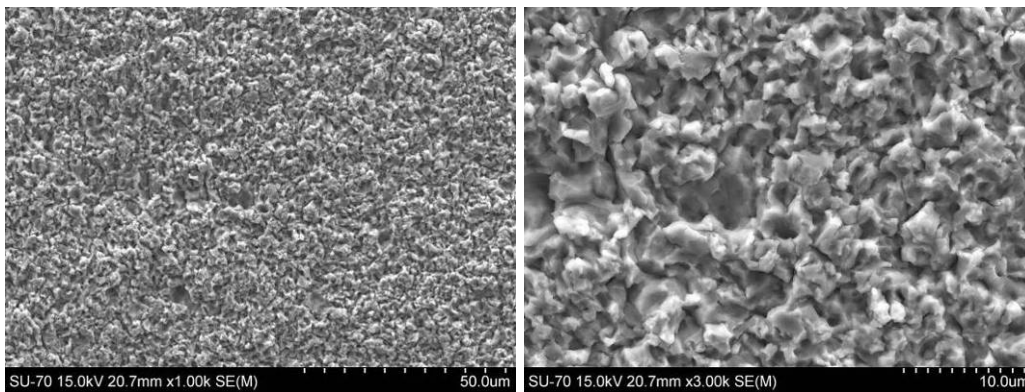


Fig. 3.52. Imaginea microfractografică a aliajului Ti-6Al-4V după călirea pentru punere în soluție de la 1050°C în apă urmată de îmbătrânire la 550°C, după atacul cavitațional

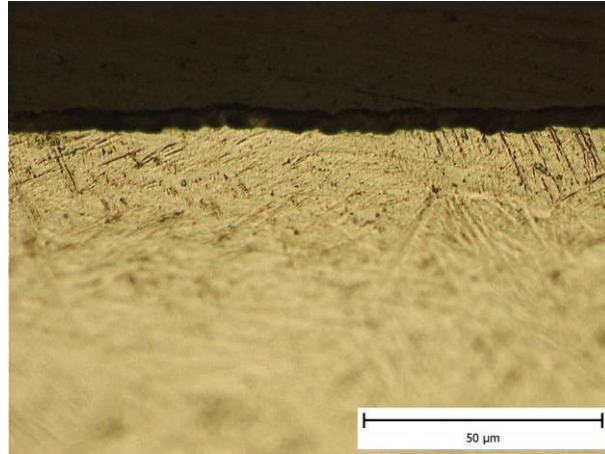


Fig. 3.53. Imaginea micrografică a suprafeței erodate a aliajului Ti-6Al-4V după călirea pentru punere în soluție de la 1050°C în apă urmată de îmbătrânire la 550°C, în secțiune longitudinală

Comparând curbele specifice ale aliajului Ti-6Al-4V în stare recoaptă cu cele ale aliajului după călirea pentru punere în soluție de la 1050°C în aer urmată de îmbătrânire la 550°C (fig. 3.54), s-a constatat o creștere a rezistenței aliajului după tratamentul termic secundar. Viteza de eroziune a aliajului tratat termic prezintă o distribuție neuniformă față de curba de aproximare, tinzând să se stabilizeze la valoarea $MDER_s = 0,056 \mu\text{m}/\text{min}$ (fig. 3.54b).

Imaginile microfractografice din fig. 3.55 și micrografice (fig.3.56) prezintă o degradare mai accentuată a suprafeței în comparație cu suprafața probelor supuse călirii de la 1050°C cu răcire în apă urmată de îmbătrânire la 550°C.

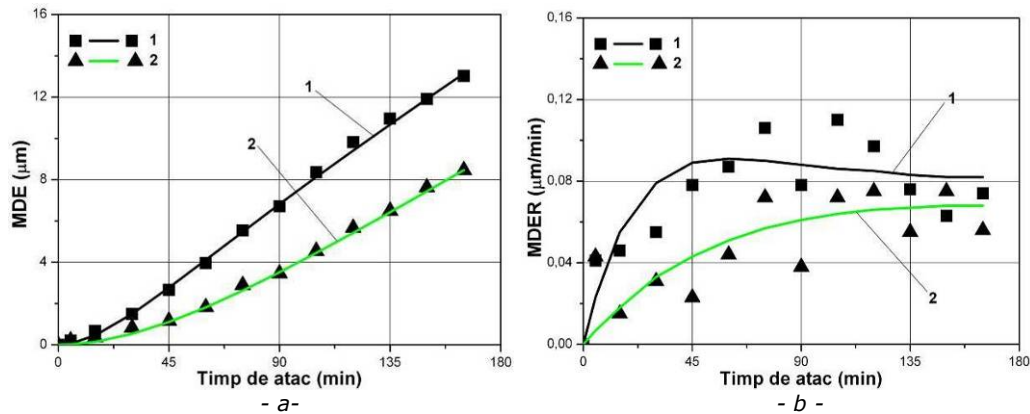


Fig. 3.54. Compararea rezistenței la cavitație a aliajului Ti-6Al-4V aflat în stare recoaptă (1), cu cea de după călirea pentru punere în soluție de la 1050°C în aer urmată de îmbătrânire la 550°C (2)

a) - MDE; b) - MDER

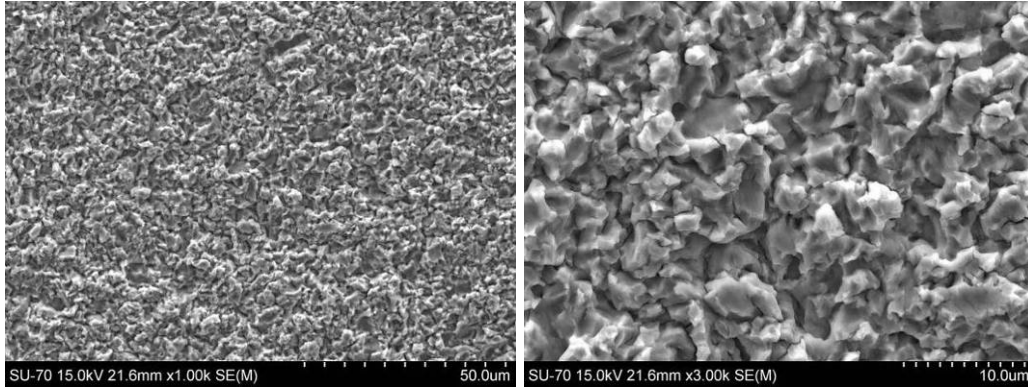


Fig. 3.55. Imaginea microfractografică a aliajului Ti-6Al-4V după călirea pentru punere în soluție de la 1050°C în aer urmată de îmbătrânire la 550°C după atacul cavitațional

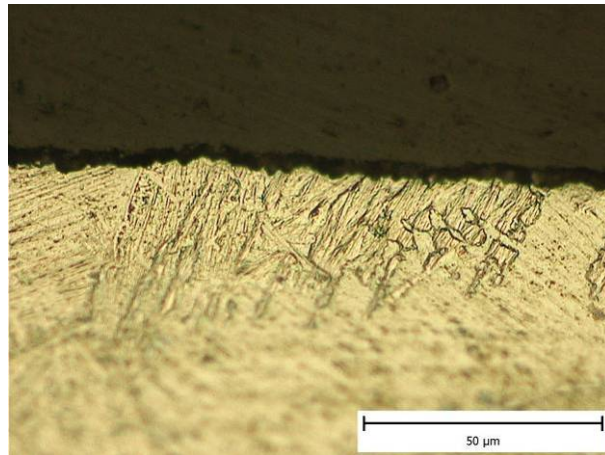


Fig. 3.56. Imaginea micrografică a suprafeței erodate a aliajului Ti-6Al-4V după călirea pentru punere în soluție de la 1050°C în aer urmată de îmbătrânire la 550°C, în secțiune longitudinală

Încălzirea materialului la o **temperatură de 930°C** favorizează obținerea unei microstructuri apropiată de cea de echilibru, formată din fazele α și β (fig. 3.57). Îmbătrânirea ulterioară a aliajelor călite în apă de la 930°C a declanșat formarea unor germeni de cristalizare α care se dezvoltă în grăunți echiaxiali (fig. 3.58a), în timp ce la probele răcite în aer, microstructura este formată din fazele α și $\alpha'+\beta$ (fig. 3.58b).

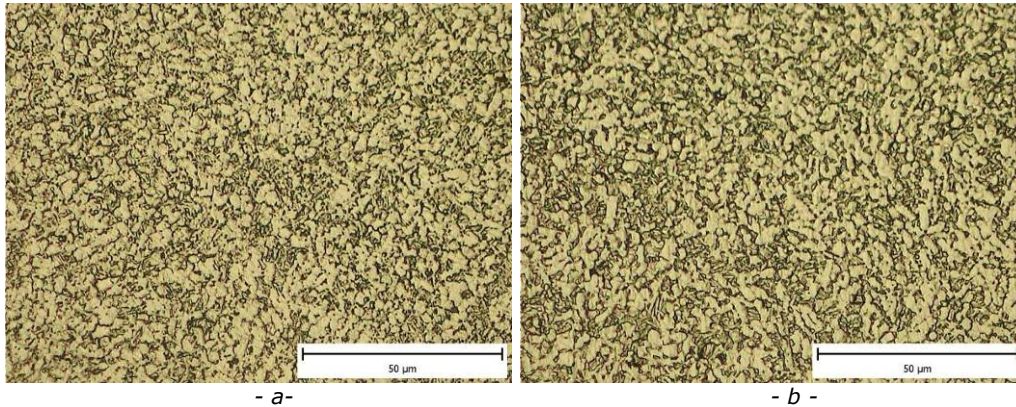


Fig. 3.57. Microstructura dezvoltată în urma răcirii aliajului din domeniul bifazic $\alpha+\beta$:
a- 930°C/apă; b- 930°C/aer

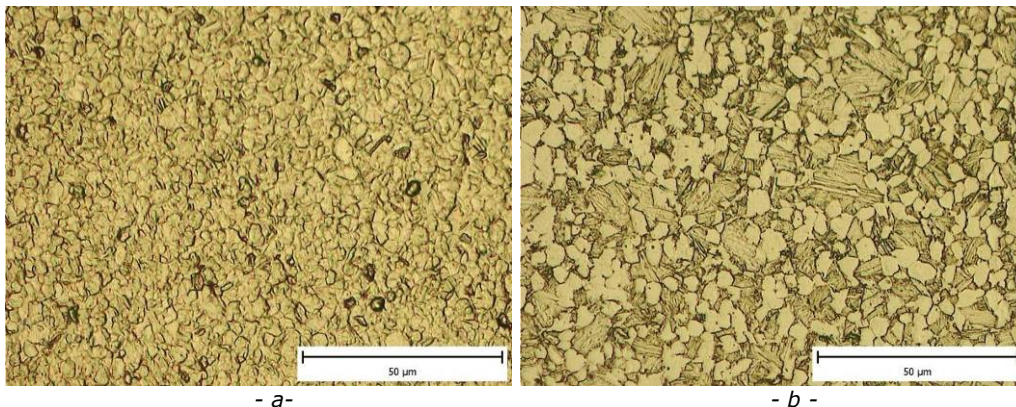


Fig. 3.58. Microstructura aliajului Ti-6Al-4V după călire de la 930°C în apă (a) sau aer (b) urmată de îmbătrânire la 550°C/aer

Tabelul 3.16 oferă informații despre evoluția suprafeței erodate pe parcursul testelor de eroziune cavitațională.

Tabel 3.16. Evoluția în timp a eroziunii cavitaționale a aliajului Ti-6Al-4V după călirea pentru punere în soluție de la 930°C urmată de îmbătrânire la 550°C

Proba	0 min	30 min	90 min	120 min	165 min
călire 930°C/apă + îmbătrânire 550°C/aer					
călire 930°C/aer + îmbătrânire 550°C/aer					

Analiza prin difracție cu raze X (fig. 3.59) atât a suprafeței netestate cât și a suprafeței testate pune în evidență prezența fazelor α , α' și β . Probele călite în aer și apoi îmbătrânite la 550°C prezintă o cantitate mai mare de fază β .

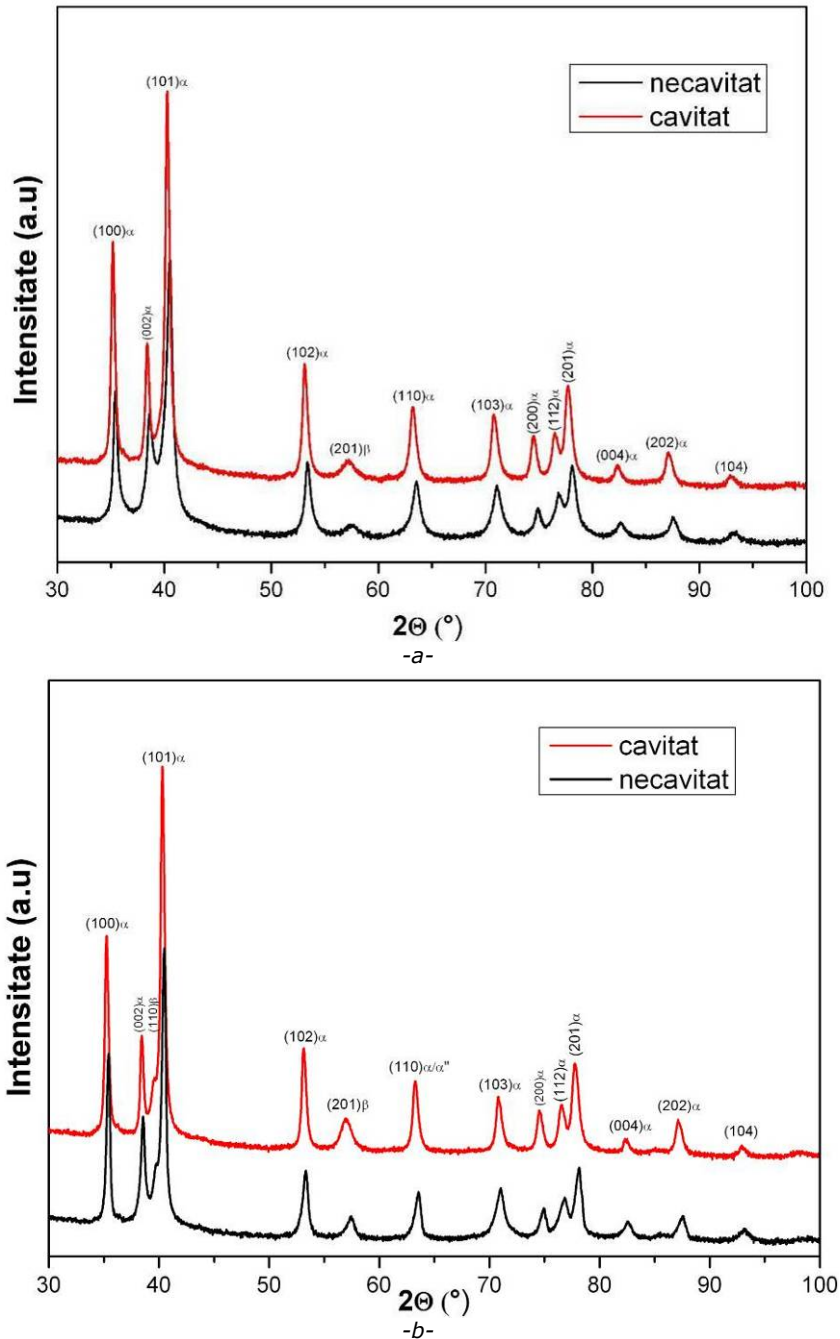


Fig. 3.59. Difractograme ale aliajului Ti-6Al-4V după călirea pentru punere în soluție de la 930°C în apă (a) sau aer (b) urmată de îmbătrânire la 550°C

Pierderile masice pentru probe studiate, atât pentru răcirea în apă cât și pentru răcirea în aer se încadrează în banda de eroare (fig. 3.60). Valoarea maximă a erorii estimate pentru cele două stări sunt 8,07mg și 11,54mg, conform Tabelului 3.17.

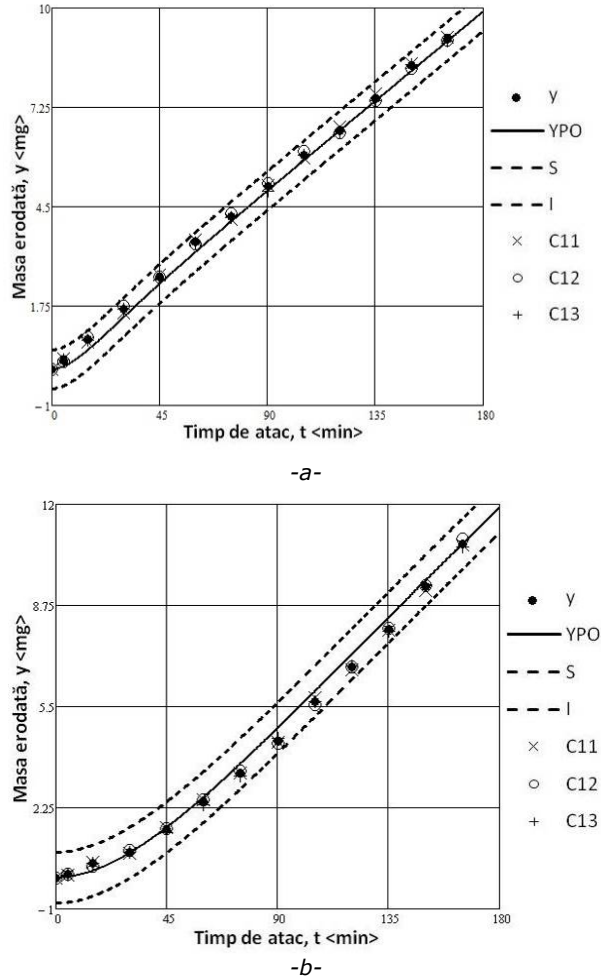


Fig. 3.60. Banda de dispersie pentru aliajul Ti-6Al-4V după călirea pentru punere în soluție de la 930°C în apă(a) sau aer (b) urmată de îmbătrânire la 550°C

Tabel 3.17. Comparație între pierderile masice și eroarea maximă

Tratament termic	călire 930°C/apă + îmbătrânire 550°C/aer	călire 930°C/aer + îmbătrânire 550°C/aer
Pierderi masice cumulate experimental [mg]	9,13	10,73
Valoarea maximă a erorii de estimare [mg]	9,61	11,54

Curbele specifice din fig. 3.61 pun în evidență o creștere a rezistenței la cavitație a probelor călite de la 930°C cu răcire în apă, urmate de îmbătrânire la 550°C. Viteza de eroziune are o distribuție neuniformă față de curba de aproximare (fig. 3.61b), tinzând spre stabilizare începând cu minutul 150 și având valoarea $MDER_s=0,069 \mu\text{m}/\text{min}$.

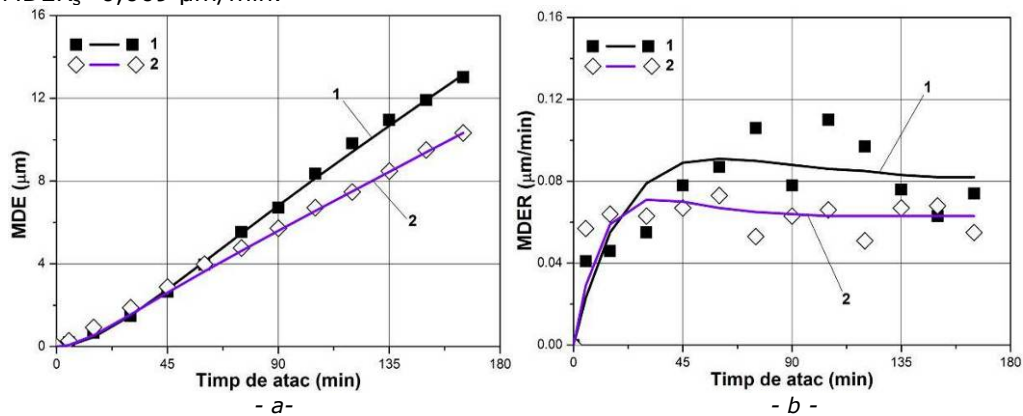


Fig. 3.61. Compararea rezistenței la cavitație a aliajului Ti-6Al-4V aflat în stare recoaptă (1), cu cea după călirea pentru punere în soluție de la 930°C în apă urmată de îmbătrânire la 550°C (2)

a) – MDE; b) – MDER

În fig. 3.62 și fig. 3.63 se observă o degradare accentuată a suprafeței cu expulzare de grăunți datorită fisurării ductile a suprafeței.

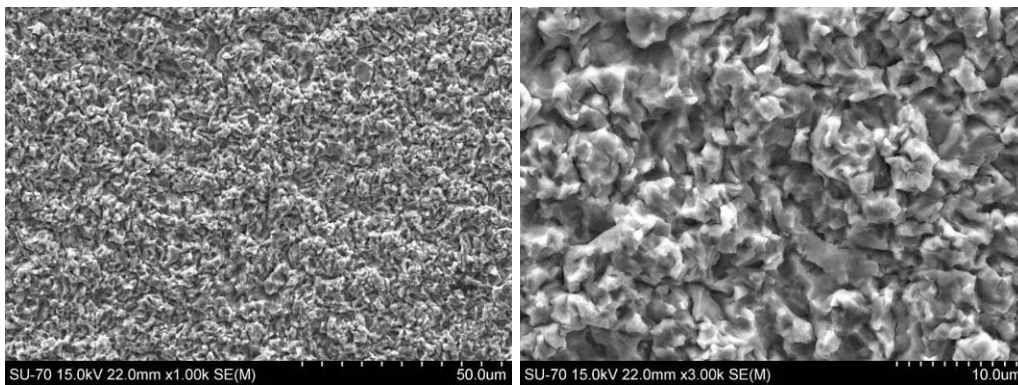


Fig. 3.62 Imaginea microfractografică a aliajului Ti-6Al-4V după călirea pentru punere în soluție de la 930°C în apă urmată de îmbătrânire la 550°C, după atacul cavitațional

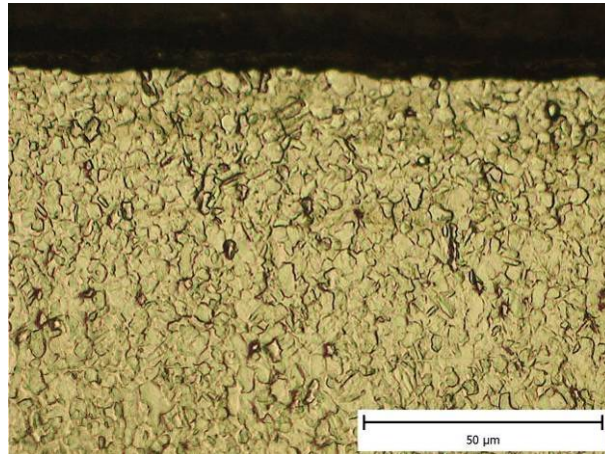


Fig. 3.63. Imaginea micrografică a suprafeței erodate a aliajului Ti-6Al-4V după călirea pentru punere în soluție de la 930°C în apă urmată de îmbătrânire la 550°C, în secțiune longitudinală

Analizând curbele specifice din fig. 3.64 se observă că rezistența la cavitație a aliajului Ti-6Al-4V după călirea pentru punere în soluție de la 930°C în aer urmată de îmbătrânire la 550°C a crescut dar nu foarte mult în comparație cu starea recoaptă. Viteza de stabilizare tinde spre valoarea $MDER_s=0,104 \mu\text{m}/\text{min}$ (fig. 3.64b).

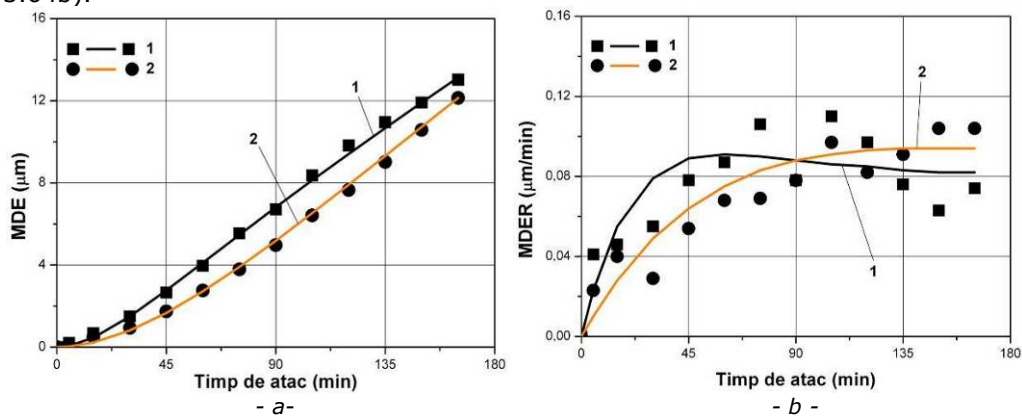


Fig. 3.64. Compararea rezistenței la cavitație a aliajului Ti-6Al-4V aflat în stare recoaptă (1), cu cea după călirea pentru punere în soluție de la 930°C în aer urmată de îmbătrânire la 550°C (2)

a) - MDE; b) - MDER

Morfologia suprafeței erodate a aliajului Ti-6Al-4V după călirea pentru punere în soluție de la 930°C în aer urmată de îmbătrânire la 550°C după testele de cavitație este prezentată în fig. 3.65 și fig. 3.66. Aceasta prezintă numeroase cavități întrepătrunse de fisuri intergranulare (fig. 3.65).

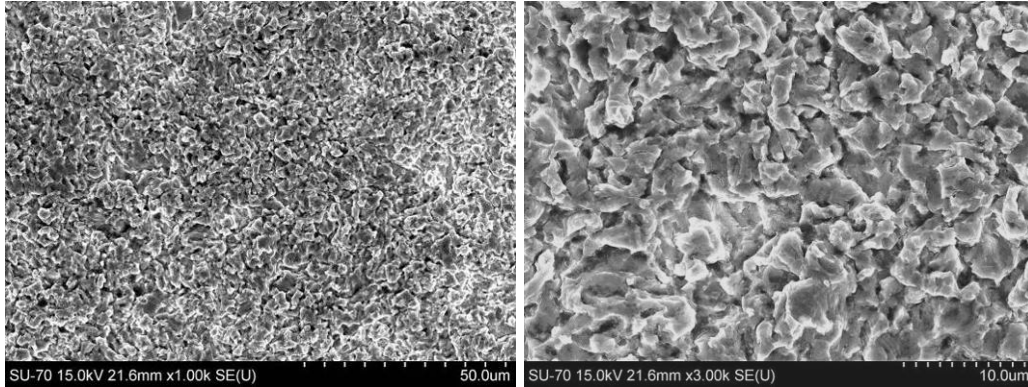


Fig. 3.65. Imaginea microfractografică a aliajului Ti-6Al-4V după călirea pentru punere în soluție de la 930°C în aer urmată de îmbătrânire la 550°C, după atacul cavitațional

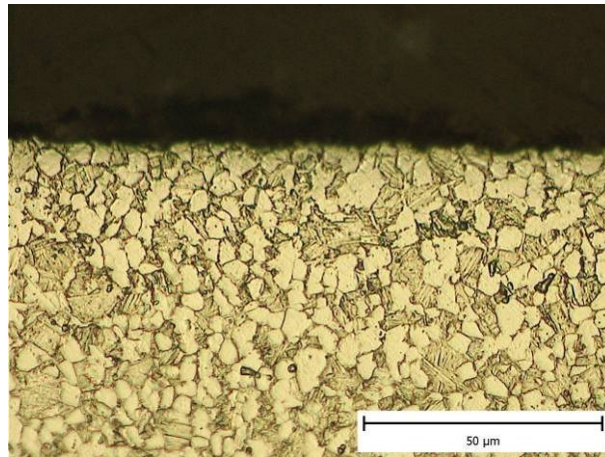


Fig. 3.66. Imaginea micrografică a suprafeței erodate a aliajului Ti-6Al-4V după călirea pentru punere în soluție de la 930°C în aer urmată de îmbătrânire la 550°C, în secțiune longitudinală

În urma încălzirii aliajelor la o **temperatură de 810°C**, microstructura probelor răcite în aer sau în apă nu a suferit modificări majore asupra fazelor α și β (fig. 3.67). În fig. 3.68 se prezintă microstructura aliajelor călite de la 810°C în apă sau răcite în aer și supuse ulterior tratamentului de îmbătrânire la 550°C. Microstructura acestora este formată din fazele α și β .

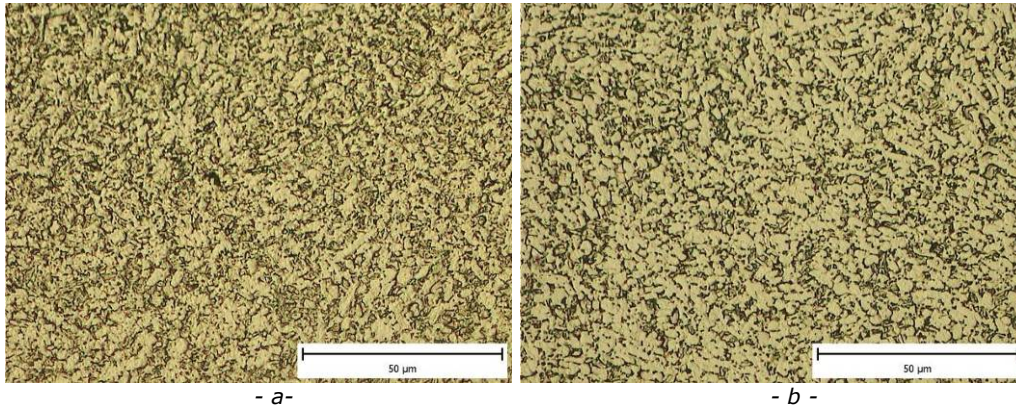


Fig. 3.67. Microstructura dezvoltată în urma răcirii aliajului de la 810°C: 810°C/apă; b- 810°C/aer

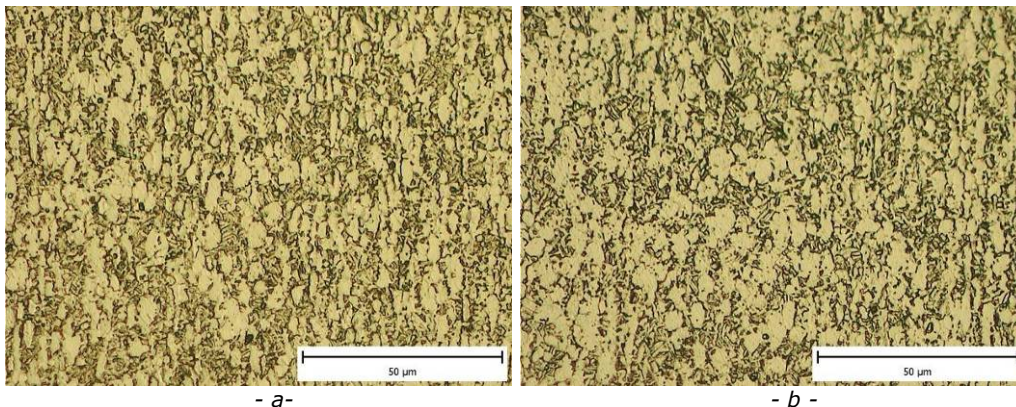


Fig. 3.68. Microstructura aliajului Ti-6Al-4V după călire de la 810°C în apă (a) sau aer (b) urmată de îmbătrânire la 550°C/aer

Evoluția distrugerilor produse prin cavitație, cu durata atacului este prezentată în Tabelul 3.18.

Tabel 3.18. Evoluția în timp a eroziunii cavitaționale a aliajului Ti-6Al-4V după călirea pentru punere în soluție de la 810°C urmată de îmbătrânire la 550°C

Proba	0 min	30 min	90 min	120 min	165 min
călire 810°C/apă + îmbătrânire 550°C/aer					
călire 810°C/aer + îmbătrânire 550°C/aer					

În urma difracției cu raze X la începutul și finalul testelor de cavitație, fig. 3.69, a materialului călit s-a observat prezența fazelor α și β , cu diferite intensități.

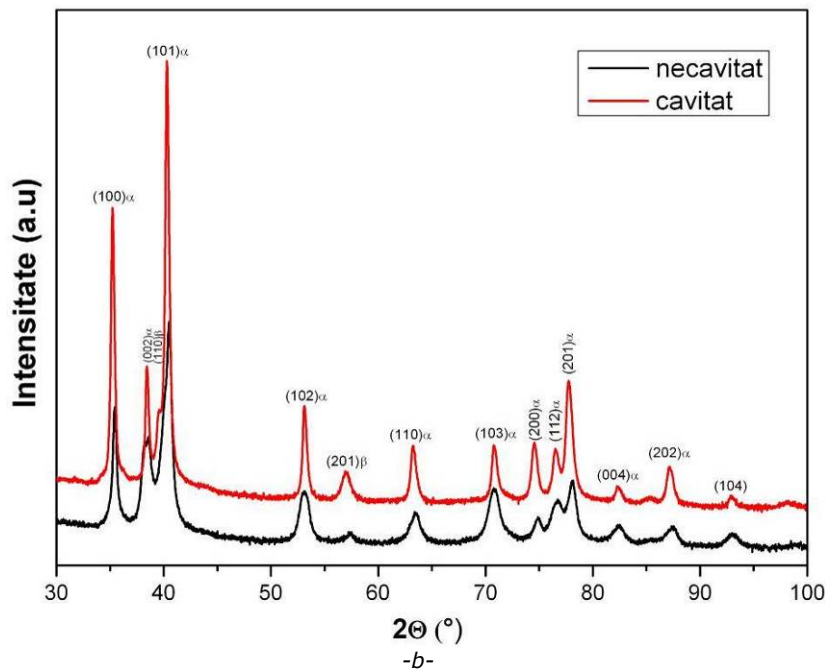
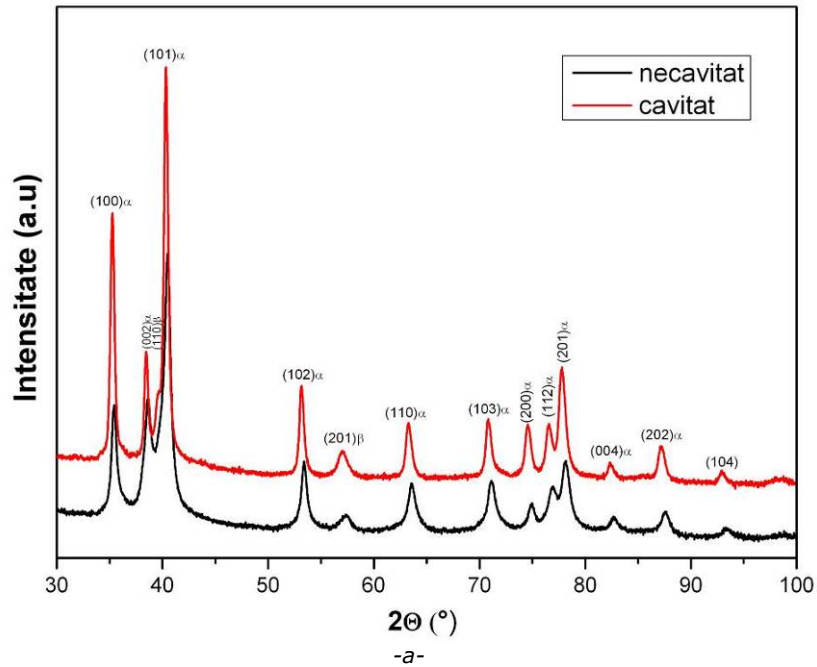


Fig. 3.69. Diffractograme ale aliajului Ti-6Al-4V după călirea pentru punere în soluție de la 810°C în apă (a) sau aer (b) urmată de îmbătrânire la 550°C

Pierderile masice ale probele testate cavitațional se încadrează în banda de dispersie, conform fig. 3.70. Deși, media pierderilor masice cumulate pentru cele două stări este apropiată ca valoare, valoarea erorii estimate pentru răcirea în aer este mai mare, de 10,14mg (fig. 3.70 și Tabelul 3.19).

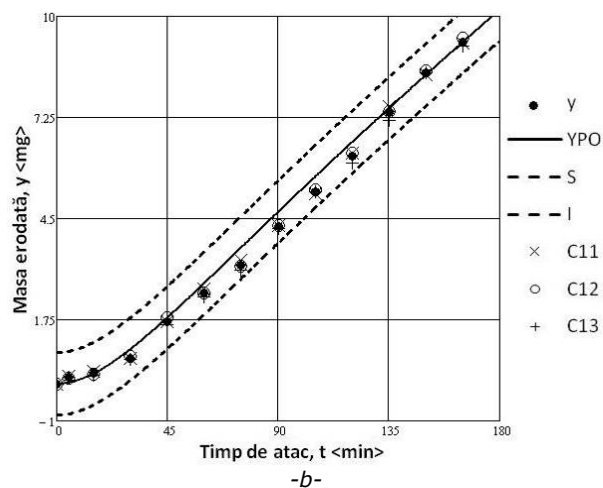
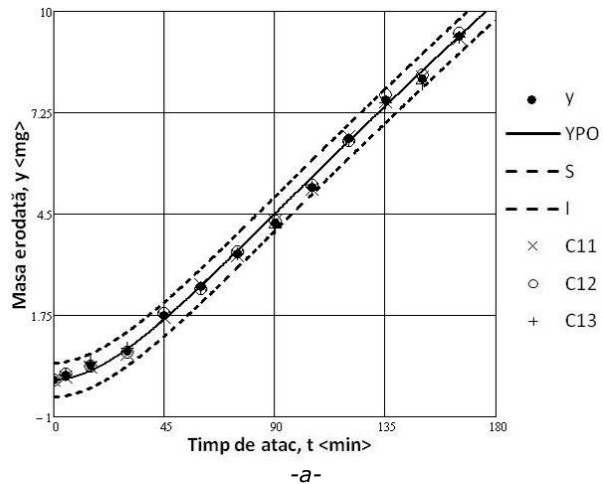


Fig. 3.70. Banda de dispersie pentru aliajul Ti-6Al-4V după călirea pentru punere în soluție de la 930°C în apă(a) sau aer (b) urmată de îmbătrânire la 550°C

Tabel 3.19. Comparație între pierderile masice și eroarea maximă

Tratament termic	călire 810°C/apă + îmbătrânire 550°C/aer	călire 810°C/aer + îmbătrânire 550°C/aer
Pierderi masice cumulate experimental [mg]	9,32	9,29
Valoarea maximă a erorii de estimare [mg]	9,78	10,14

În fig. 3.71 se prezintă curbele caracteristice de cavitație. Astfel, după călirea pentru punere în soluție de la 810°C în apă urmată de îmbătrânire la 550°C se obține o mai bună rezistență la cavitație în comparație cu starea de livrarea a materialului, adică cu starea de recoacere. Din fig. 3.71b se poate observa că viteza de eroziune are o distribuție neuniformă față de curba de aproximare și tinde spre stabilizare la valoarea de $MDER_s=0,856\mu\text{m}/\text{min}$.

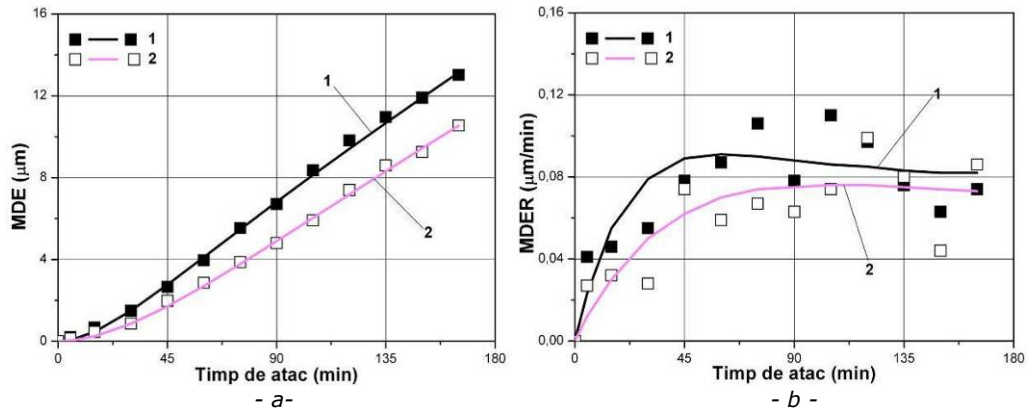


Fig. 3.71. Compararea rezistenței la cavitație a aliajului Ti-6Al-4V aflat în stare recoaptă (1), cu cea după călirea pentru punere în soluție de la 810°C în apă urmată de îmbătrânire la 550°C (2)
a) – MDE; b) – MDER

Sub atacul bulelor cavitaționale, suprafața materialului (fig. 3.72, fig. 3.73) prezintă numeroase microcavități datorită ruperilor fragile intercrystaline.

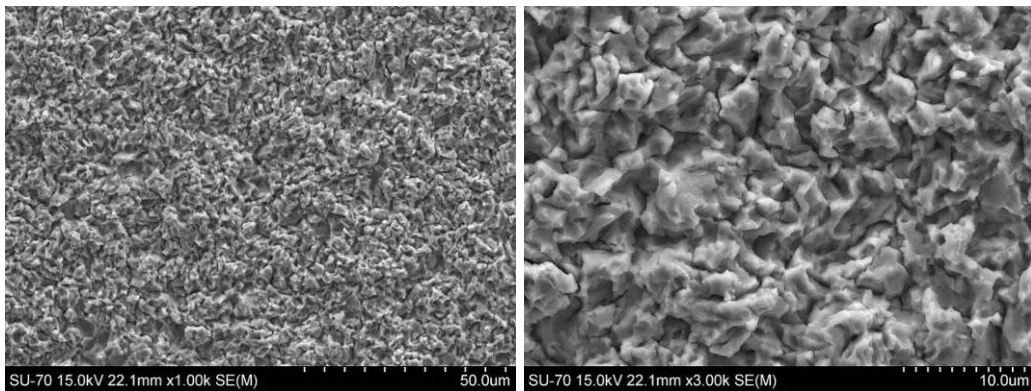


Fig. 3.72. Imaginea microfractografică a aliajului Ti-6Al-4V după călirea pentru punere în soluție de la 810°C în apă urmată de îmbătrânire la 550°C, după atacul cavitațional

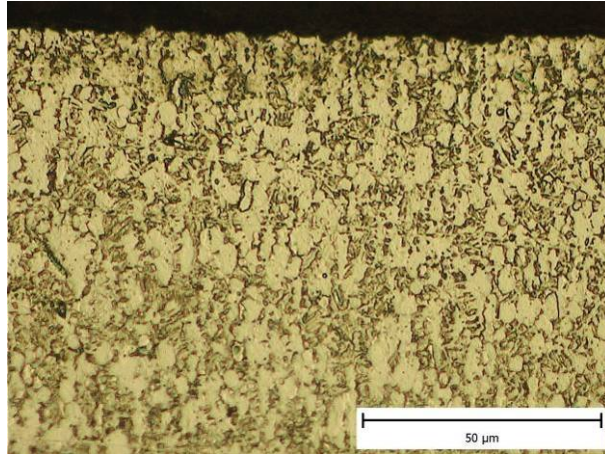


Fig. 3.73. Imaginea micrografică a suprafeței erodate a aliajului Ti-6Al-4V după călirea pentru punere în soluție de la 810°C în apă urmată de îmbătrânire la 550°C, în secțiune longitudinală

Din analiza curbelor caracteristice din fig. 3.74 a rezultat că aliajul de titan supus călirii pentru punere în soluție de la 810°C în aer urmat de îmbătrânire la 550°C are o mai bună rezistență la atacul bulelor cavitaționale comparativ cu starea recoaptă. Viteza de eroziune tinde să se stabilizeze după minutul 90 și valoarea de $MDER_s = 0,063 \mu\text{m}/\text{min}$.

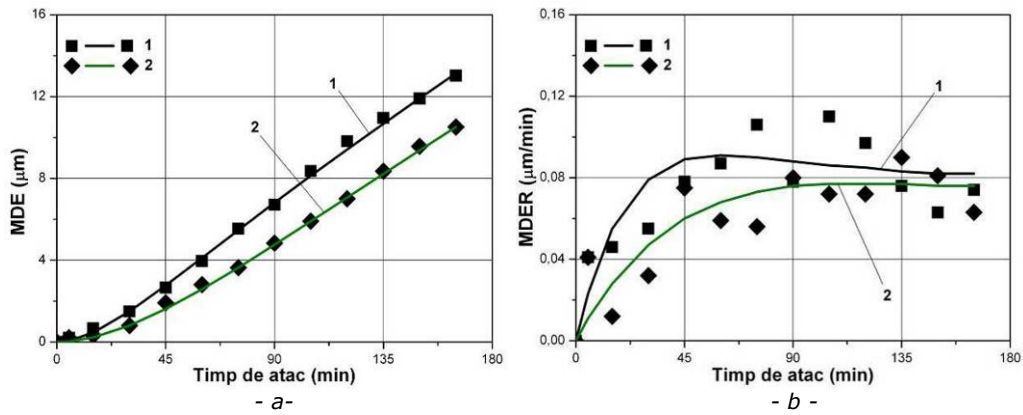


Fig. 3.74. Compararea rezistenței la cavitație a aliajului Ti-6Al-4V aflat în stare recoaptă (1), cu cea după călirea pentru punere în soluție de la 810°C în aer urmată de îmbătrânire la 550°C (2)
a) - MDE; b) - MDER

Îndepărtarea de material sub acțiunea bulelor cavitaționale a condus la obținerea unei suprafețe cu microcavități și microfisuri intergranulare (fig. 3.75, fig. 3.76).

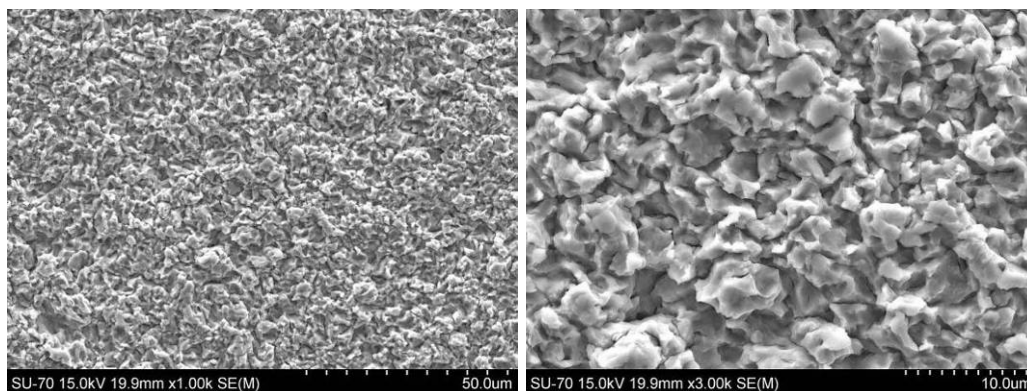


Fig. 3.75. Imaginea microfractografică a aliajului Ti-6Al-4V după călirea pentru punere în soluție de la 810°C în aer urmată de îmbătrânire la 550°C după atacul cavitațional

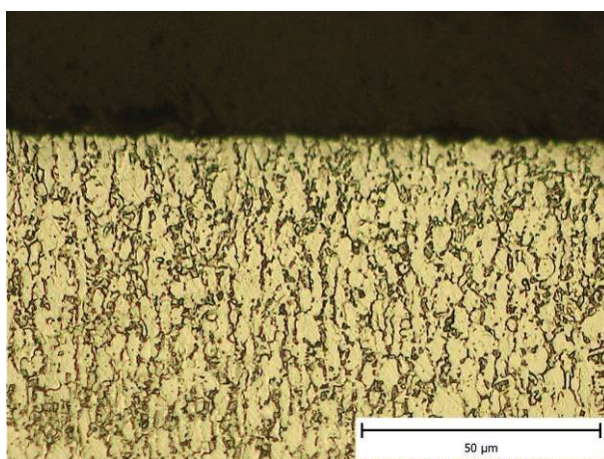


Fig. 3.76. Imaginea micrografică a suprafeței erodate a aliajului Ti-6Al-4V după călirea pentru punere în soluție de la 810°C în aer urmată de îmbătrânire la 550°C, în secțiune longitudinală

Analizând histograma din fig. 3.77 se poate observa că aliajul Ti-6Al-4V supus călirii pentru punere în soluție la 1050°C în apă și urmat de îmbătrânire la 550°C prezintă duritatea cea mai ridicată, fapt ce a condus în același timp și la creșterea rezistenței la cavitație.

O comparație a tratamentelor aplicate după valoarea vitezei de eroziune MDER, funcție de tratamentul aplicat este prezentată în fig. 3.78. Analizând histograma din fig. 3.78 remarcăm că, dintre cele șapte stări structurale testate pe aparatul vibrator cu cristale piezoceramice, aliajul călit de la 1050°C în apă urmat de îmbătrânire la 550°C are viteza adâncimii medii de pătrundere a eroziunii cea mai mică, în timp ce aliajul călit de la 930°C în aer urmat de îmbătrânire la 550°C are cea mai mare viteză a adâncimii de pătrundere a eroziunii cavitaționale. De asemenea, se poate observa o evoluție bună și la aliajul călit în aer de la 1050°C urmat de îmbătrânire la 550°C cât și la aliajul călit în apă de la 930°C și îmbătrânit la 550°C.

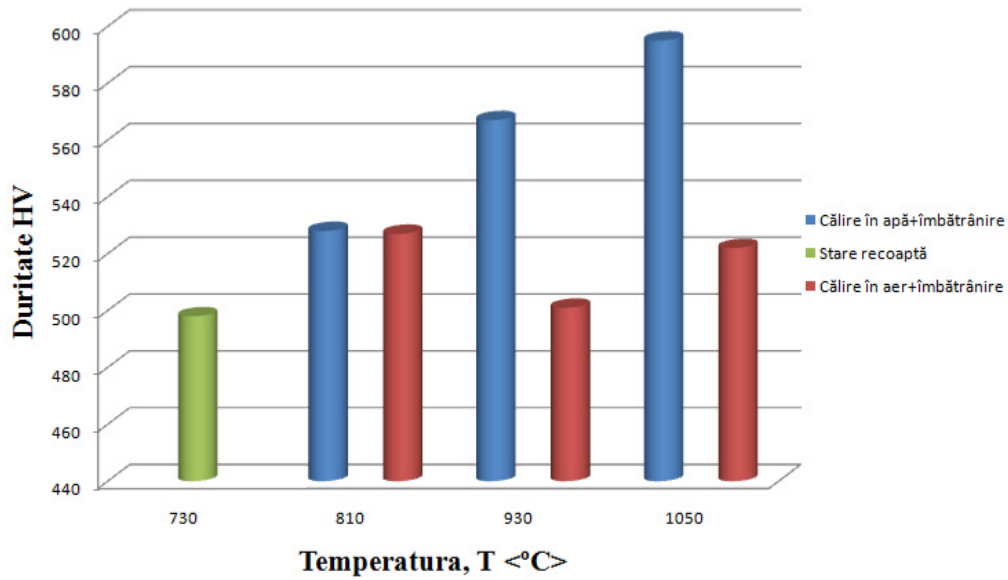


Fig. 3.77. Variația durtății aliajului Ti-6Al-4V cu temperatura de tratament

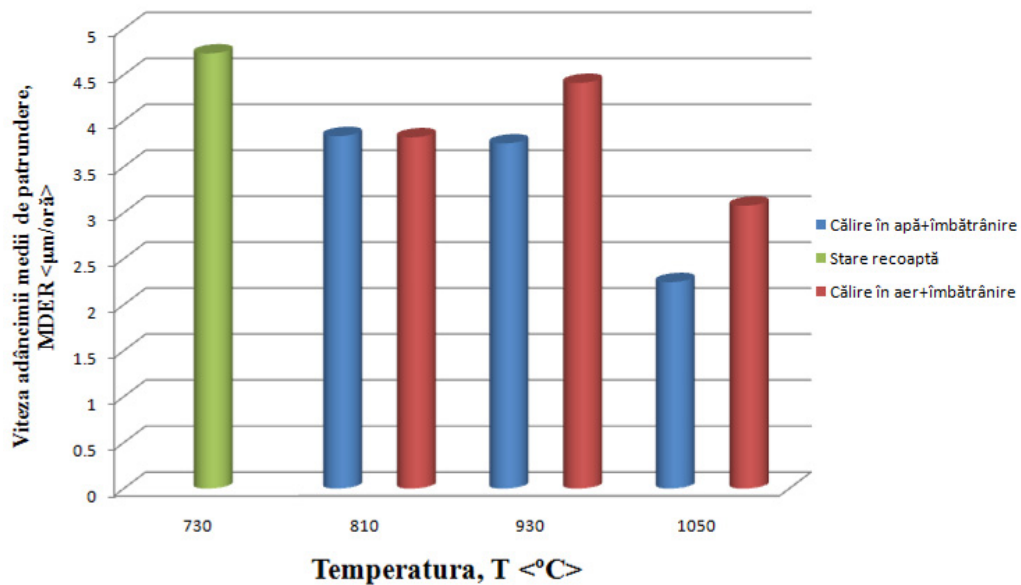


Fig. 3.78. Variația vitezei medii a adâncimii de pătrundere a eroziunii cu temperatura de tratament

Pentru a realiza o clasificare a materialelor testate pe aparatul vibrator cu cristale piezoceramice s-au realizat graficele din fig. 3.79.

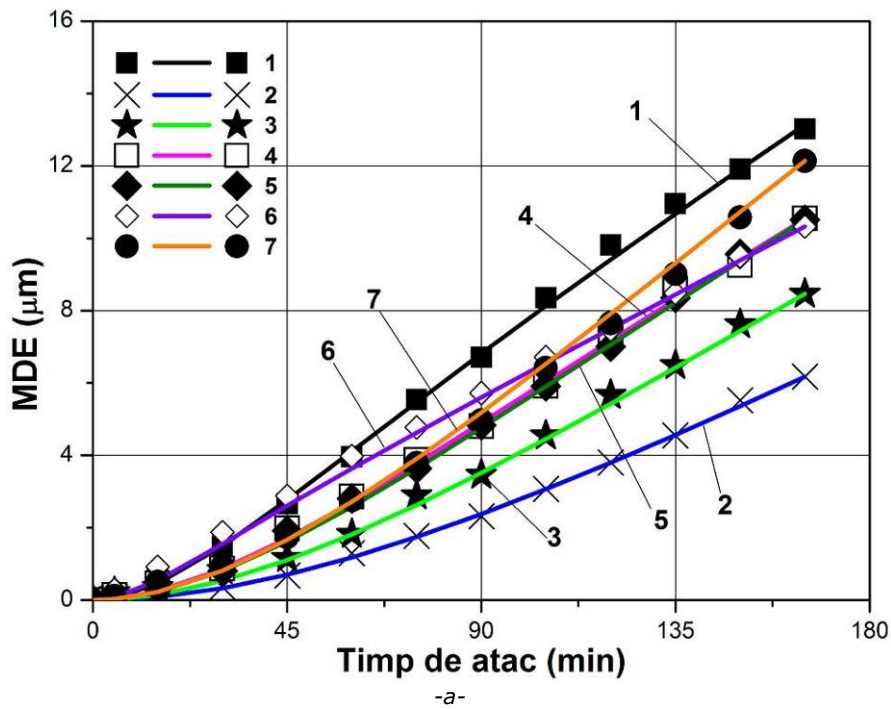
În fig. 3.79 notațiile au următoarea semnificație:

1 - recoacere 730°C/cuptor;

2 - călire 1050°C/apă + îmbătrânire 550°C/aer;

- 3 - călire 1050°C/aer + îmbătrânire 550°C/aer;
 4 - călire 810°C/apă + îmbătrânire 550°C/aer;
 5 - călire 810°C/aer + îmbătrânire 550°C/aer;
 6 - călire 930°C/apă + îmbătrânire 550°C/aer;
 7 - călire 930°C/aer + îmbătrânire 550°C/aer.

Analizând aceste grafice se constată că cea mai bună rezistență la cavitație o are aliajul călit în apă de la 1050°C și îmbătrânit la 550°C, iar cea mai slabă rezistență la cavitație o prezintă aliajul supus călirii în aer de la 930°C urmată de îmbătrânire la 550°C.



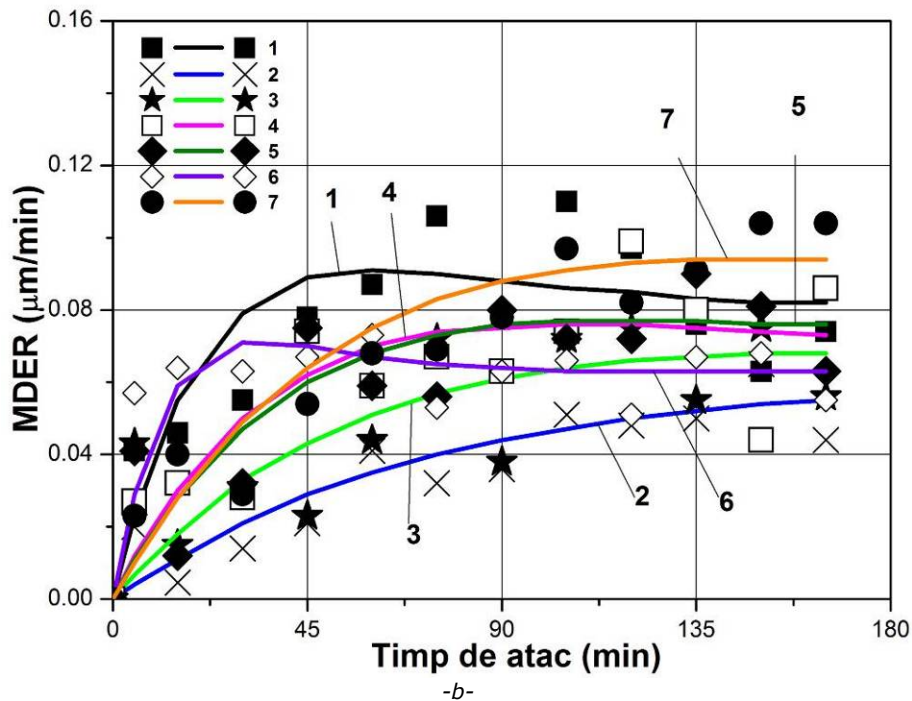


Fig. 3.79. Variația adâncimii medii de pătrundere a eroziunii (a) și a vitezei de eroziune (b) cu timpul de atac al cavitației

3.3. Concluzii parțiale

1. Deși rezultatele obținute pe cele două tipuri de aparate de testare a rezistenței la cavitație sunt similare calitativ, aparatul vibrator magnetostrictiv asigură condiții mai severe de încercare;
2. Aliajul de titan cercetat are în stare recoaptă o rezistență mult mai mare la eroziunea produsă prin cavitație în comparație cu cea a oțelului etalon OH12NDL, considerat ca material etalon pentru asemenea teste;
3. Tratamentul termic de călire în apă de la 1050°C urmat de îmbătrânire la 550°C conduce la cea mai mică adâncime de pătrundere a eroziunii cavitaționale, urmare a efectului de durificare creat de faza martensitică α' ;
4. Tratamentul termic de călire în apă de la 810°C urmată de îmbătrânire la 550°C asigură o rezistență la cavitație apropiată sau similară cu cea a stării structurale obținute prin răcire în aer de la 1050°C urmată de îmbătrânire la 550°C;
5. În fine, cea mai scăzută rezistență la cavitație se obține în urma aplicării tratamentului termic de călire de la 930°C urmată de îmbătrânire la 550°C, fenomen datorat prezenței fazei α'' .

4. Îmbunătățirea rezistenței la cavitație prin tratamente mecanice și termochimice

4.1. Nitrurarea în gaz

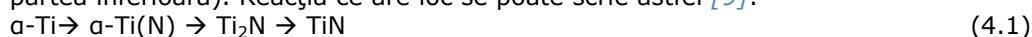
4.1.1. Introducere

Pentru îmbunătățirea proprietăților mecanice ale titanului și aliajelor sale, se pot utiliza diferite tratamente termochimice. Aceste tratamente măresc rezistența la oboseală și coroziune, micșorează coeficientul de frecare și durifică suprafața materialului. Cele mai eficiente tratamente termochimice aplicate acestor materiale sunt: oxidarea, carburarea și nitrurarea [9].

Nitrurarea titanului și aliajelor sale a fost investigată mulți ani și a fost folosită ca și metodă de protecție împotriva uzurii.

4.1.2. Transformări de fază în timpul nitrurării gazoase

Formarea straturilor nitrurate în aliajele de titan este un proces complicat și implică câteva reacții ce au loc simultan la limita dintre gaz și metal și în substrat. Un model simplificat de formare și creștere a straturilor nitrurate în timpul nitrurării în gaz este prezentat în fig. 4.1. Dacă materialul se află într-un mediu bogat în azot la temperatură înaltă, are loc un transfer de masă de azot dinspre mediu spre solid. Azotul adsorbit la suprafață difuzează în titan și formează o soluție interstițială de azot în faza H.C. a α -Ti (fig. 4.1 sus). Stratul format poartă denumirea de zonă de difuzie ($\alpha(N)$). Acest proces poate continua atâta timp cât matricea de titan α poate dizolva azot în mediul de azot sau în interfața solidului (unde concentrația de azot este mare). Dacă concentrația de azot din interfața gaz/metal devine superioară fazei α , o reacție are loc în interfață conducând la formarea unei noi faze – Ti_2N (fig. 4.1 mijloc). Creșterea bruscă a concentrației de azot pe suprafața materialului are ca rezultat formarea unui strat total nitrurat format din Ti_2N în partea de sus urmat de o zonă de difuzie. Atunci când concentrația de azot crește și mai mult are loc o transformare de fază la suprafața materialului și Ti_2N se transformă în TiN (fig. 4.1 partea inferioară). Reacția ce are loc se poate scrie astfel [9]:



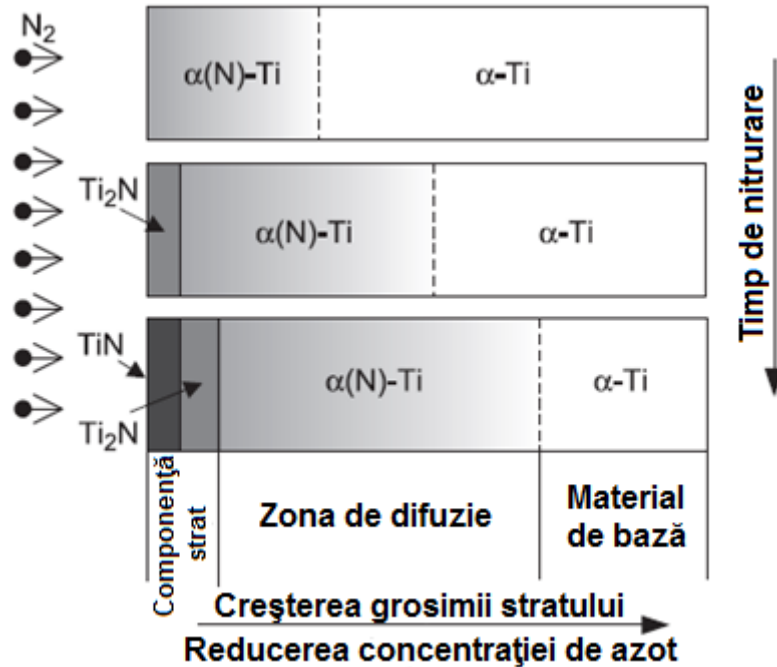


Fig. 4.1 Reprezentarea schematică a cineticii de formare și creștere a straturilor în timpul nitrurării titanului [9]

Difuzia azotului în cazul aliajului Ti-6Al-4V nu a fost investigată sistematic. D.J. Wang și alții [24] au observat că elementele de aliere Al și V împiedică difuzia azotului. A. Chen și alții [1] au încercat să estimeze coeficientul de difuzie al azotului în aliajul Ti-6Al-4V, iar rezultatele lor au arătat că, coeficientul de difuzie este inferior coeficientului de difuzie în titanul pur.

4.1.3. Materialul de cercetare. Procedura experimentală

Probele din Ti-6Al-4V au fost curățate cu etanol după ce s-a lustruit suprafața de lucru. Nitrurarea în gaz s-a realizat în condiții industriale într-un cuptor cu vid, aparținând companiei Star Transmission Cugir. Gazele folosite în cadrul procesului de nitrurare au fost azotul pur (5l/oră) și amoniacul (2l/oră). Probele au fost menținute în cuptor timp de 16 ore (fig. 4.2). O parte dintre probe au fost introduse într-un cuptor la 700°C timp de 4 ore.

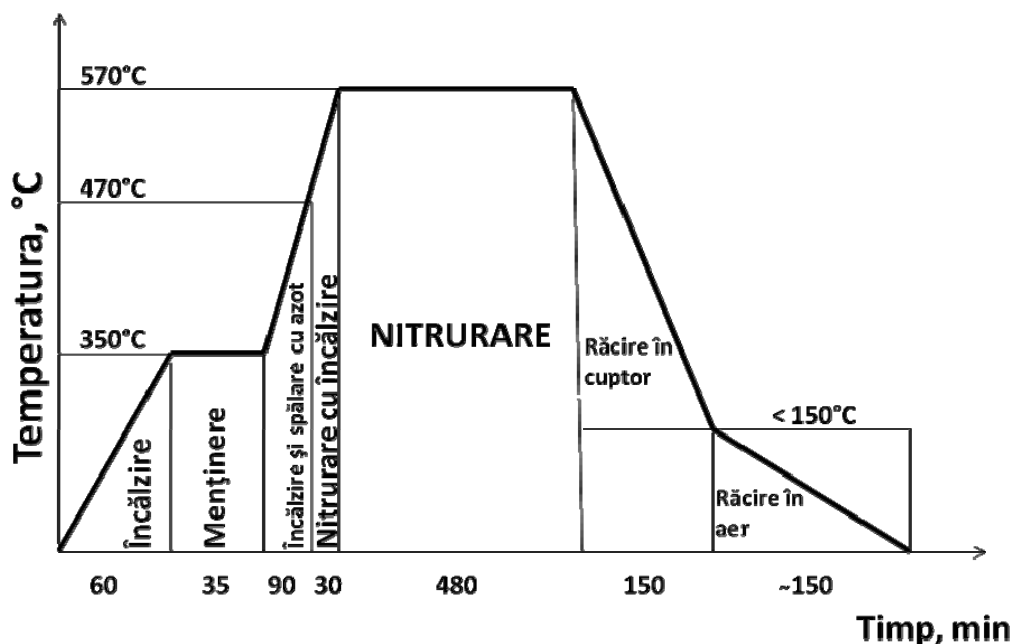


Fig. 4.2 Schema de nitrurare

Testele de cavitație s-au realizat pe aparatul vibrator ultrasonic cu cristale piezoceramice T2.

4.1.4. Rezultate și discuții

Suprafața probelor nitrurate și apoi tratate termic prezintă diferite culori. Astfel, după nitrurarea în gaz probele (N5) prezintă o culoare albastră (Tabel 4.1), însă după tratamentul termic (N6) efectuat după nitrurare, probele au o culoare gri (Tabel 1).

Formarea stratului de nitrură rezultă din descreșterea solubilității sau difuziei azotului în soluția solidă. Stratul de nitrură oferă o protecție împotriva dizolvării oxigenului în aliaj. De asemenea, oxidarea este controlată de formarea unui strat de rutil la suprafața stratului nitrurat. În plus, este cunoscută superioritatea rezistenței la oxidare a straturilor nitrurate pentru majoritatea aliajelor de titan. În urma acestor rezultate, s-a stabilit că o prenitrurare a aliajelor de titan este indicată pentru a îmbunătăți rezistența la oxidare. Cu toate acestea, o creștere a rezistenței la oxidare se obține în condițiile în care stratul nitrurat este stabil în timpul procesului de oxidare. Deși nitrurarea titanului și aliajelor sale a fost foarte mult studiată, influența sa asupra comportamentului la oxidare nu este pe deplin lămurită [144].

Testele de nanoindentare s-au efectuat folosind echipamentul CSM Indentation Tester type NHTX S/N, echipat cu un indenter de tip Berkovich, ce aparține Departamentului de mecanică al Universității Aveiro din Portugalia.

Efectul tratamentului termochimic și a tratamentului termic ulterior asupra nanodurității este arătat în fig. 4.3a. Din această figură se poate observa că duritatea stratului nitrurat este superioară durității stratului nitrurat și apoi urmat de

tratament termic. Duritatea descrește odată cu creșterea forței aplicate. În fig. 4.3 b se prezintă influența tratamentului termochimic și apoi urmat de tratament termic asupra modulului de elasticitate, E. Modulul de elasticitate E descrește rapid odată cu creșterea forței aplicate (fig. 4.3 b).

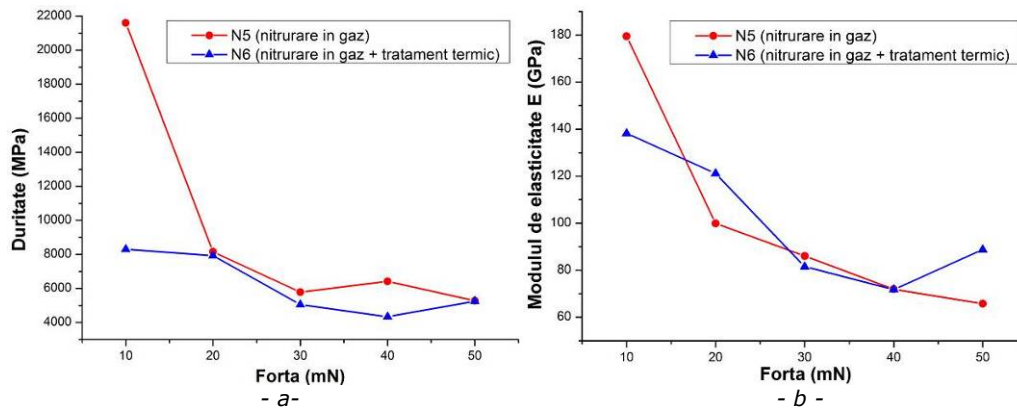
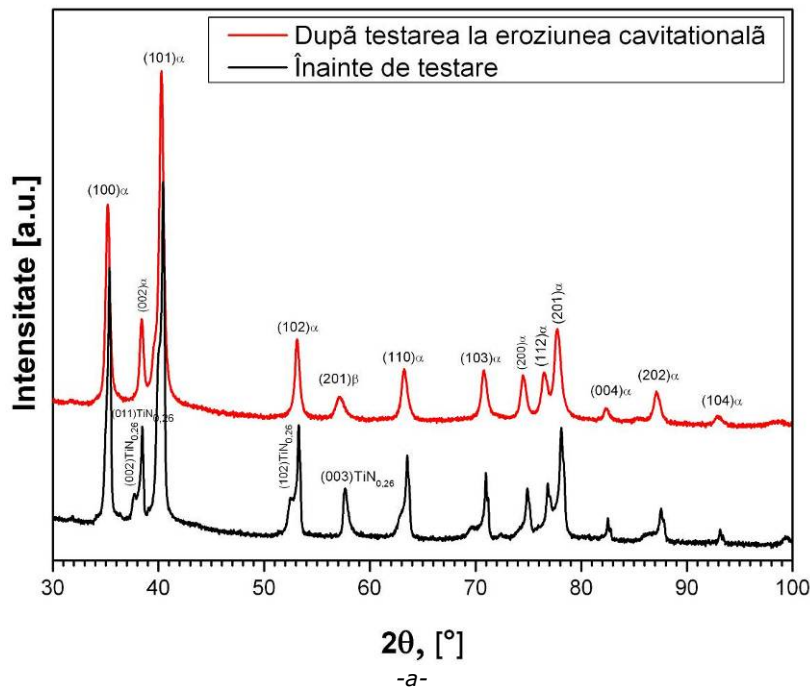


Fig. 4.3. Influența tratamentelor aplicate asupra: a- durității; b- modulului de elasticitate

În fig. 4.4 se prezintă difractogramele efectuate asupra straturilor obținute înainte și după testele de cavitație. Stratul obținut după nitrurarea în gaz prezintă în urma difracției cu raze X fazele α -Ti și $\text{TiN}_{0.26}$, iar cel după tratamentul termic are în compoziție fazele α -Ti și TiO_2 . Conform studiilor efectuate de P. Pérez [144] și Dong Bol Lee și colaboratorii [28], pentru a menține o cantitate mică de TiN după oxidare, tratamentul de nitrurare în gaz trebuie să aibă loc la temperaturi înalte, mai mari de 800°C și pentru o perioadă mai mare de timp.



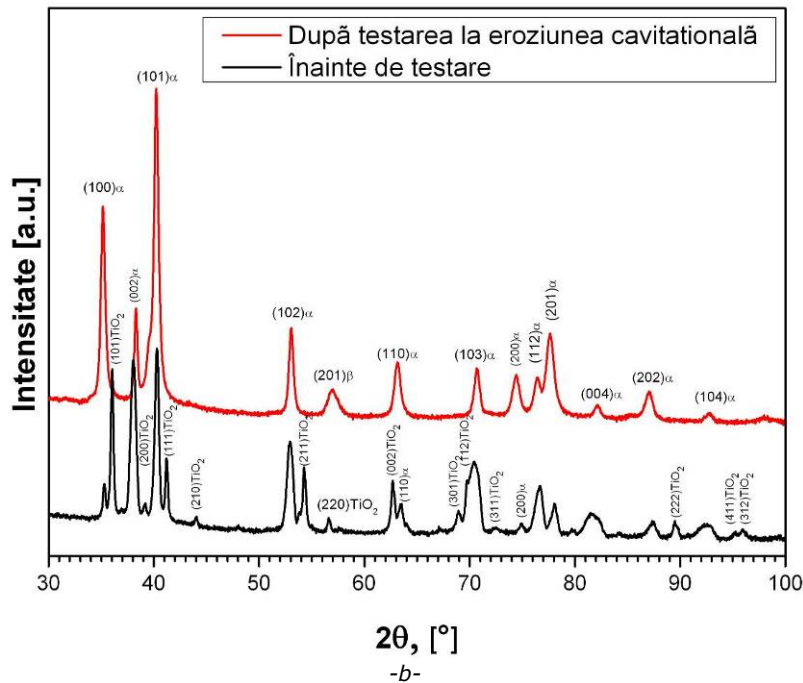


Fig. 4.4 Difractogramele aliajului de Ti-6Al-4V după tratamente: a- N5(nitrurare în gaz); b- N6(nitrurare în gaz +tratament termic)

Difracțiile cu raze X (fig. 4.4) efectuate după testele de eroziune cavitațională au arătat că straturile obținute în urma tratamentelor termochimice au fost eliminate rămânând doar substratul din aliaj de Ti-6Al-4V.

În Tabelul 4.1 s-a exemplificat evoluția suprafețelor de eroziune cavitațională în timpul testelor. Conform imaginilor din Tabelul 4.1, straturile obținute în urma tratamentelor aplicate nu au rezistat la testele de eroziune cavitațională. Stratul de nitrură de titan a fost eliminat complet după minutul 120, în timp ce stratul de oxid de titan a fost eliminat după minutul 30.

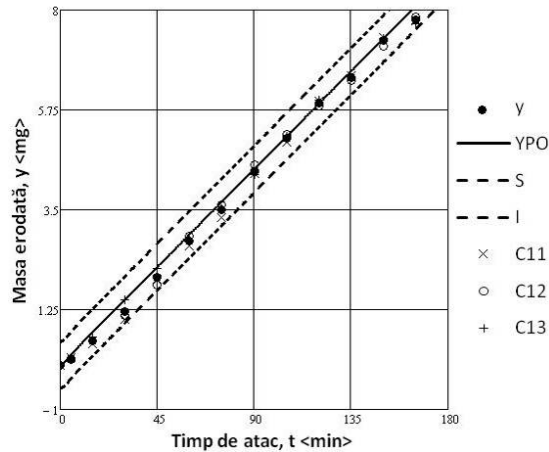
Tabel 4.1. Evoluția în timp a eroziunii cavitaționale a aliajului Ti-6Al-4V tratat termochimic

Proba	0 min	30 min	90 min	120 min	165 min
N5 (nitrurare în gaz)					
N6 (nitrurare în gaz + tratament termic)					

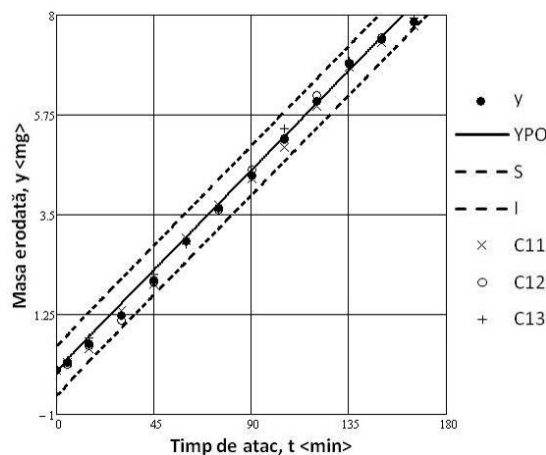
Notațiile utilizate în graficele de evaluare statistică a rezultatelor experimentale sunt:

- y – pierderi masice cumulate medii;
- YP – curba de regresie liniară;
- S – limita superioară a intervalului de toleranță;
- I – limita inferioară a intervalului de toleranță;
- C11, C12, C13 – pierderi masice pentru o serie de probe.

În fig. 4.5 se prezintă curbele ce evidențiază benzile de eroare unde se încadrează cele trei probe studiate din fiecare material cât și media valorilor pierderilor masice. În urma analizei graficelor din fig. 4.5 s-a constatat că pierderile masice se încadrează în banda de eroare, lucru valabil pentru toate probele testate cavitațional. În Tabelul 4.2 se prezintă o comparație între valorile pierderilor masice cumulate la finalul testelor și valorile estimate statistic. Analizând valorile din Tabelul 4.2 se constată ce deși valorile estimate diferă ușor de valorile experimentale, ierarhizarea materialelor nu s-a schimbat, rezultând o bună rezistență la cavitație pentru probele N5.



-a-



-b-

Fig. 4.5 Banda de dispersie pentru aliajul Ti-6Al-4V supus tratamentului termochimic a – N5 (nitrurare în gaz); b – N6 (nitrurare în gaz +tratament termic)

Tabel 4.2. Comparație între pierderile masice și eroarea maximă

Tratament termic	N5	N6
Pierderi masice cumulate experimental [mg]	7,77	7,85
Valoarea maximă a erorii de estimare [mg]	8,61	8,80

În fig.4.6 sunt comparate curbele specifice de cavitație ale aliajului Ti-6Al-4V (media celor trei probe testate, conform normelor ASTM G32), pentru cele două stări.

Compararea curbelor specifice probelor N5 și N6 (curbele de variație a adâncimilor medii de pătrundere, MDE și a vitezelor de eroziune, MDER, în funcție de durata de atac) cu cele ale substratului din aliaj de titan, Ti-6Al-4V în stare recoaptă a condus la următoarele concluzii:

- 1- cea mai bună rezistență la cavitație a fost obținută în cazul nitrurării în gaz (fig. 4.7);
- 2- o bună rezistență la cavitație și în cazul oxidului de titan, dar mai slabă în comparație cu nitrura de titan (fig. 4.6);
- 3- în raport cu materialul din substrat, Ti-6Al-4V, straturile obținute au evidențiat, după valorile spre care tind să se stabilizeze vitezele MDER la 165 minute (fig. 4.6b), o creștere a rezistenței la cavitație de circa $1,37 \div 1,77$ ori, față de cea a aliajului de titan în stare recoaptă (fig. 4.6).

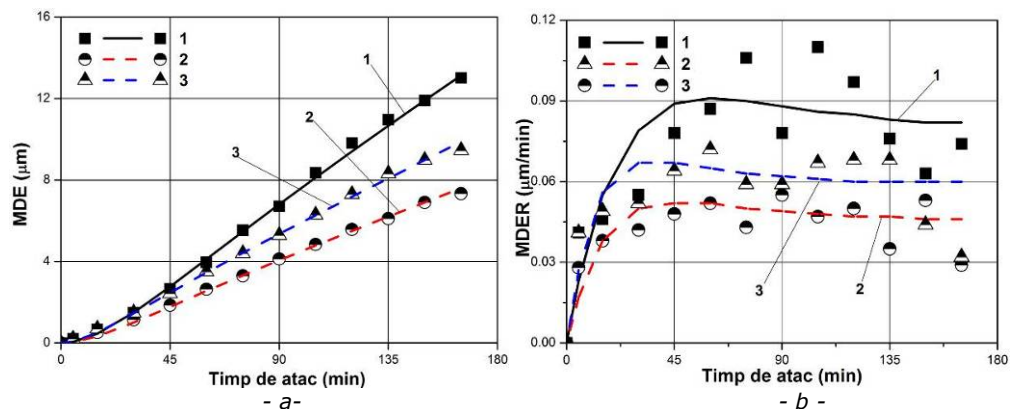


Fig. 4.6 Compararea rezistenței la cavitație pe baza curbelor caracteristice
a) - adâncimea medie de pătrundere, MDE ; b) - viteza adâncimii medii de pătrundere, MDER
(1- aliaj de titan Ti-6Al-4V în stare recoaptă; 2 - N5 (nitrurare în gaz); 3 - N6 (nitrurare în gaz +tratament termic))

În fig. 4.7 se prezintă secțiunile transversale ale probelor N5 și N6 după testare. Secțiunea transversală efectuată după testele cavitaționale demonstrează că propagarea fisurilor are loc doar în zona de suprafață.

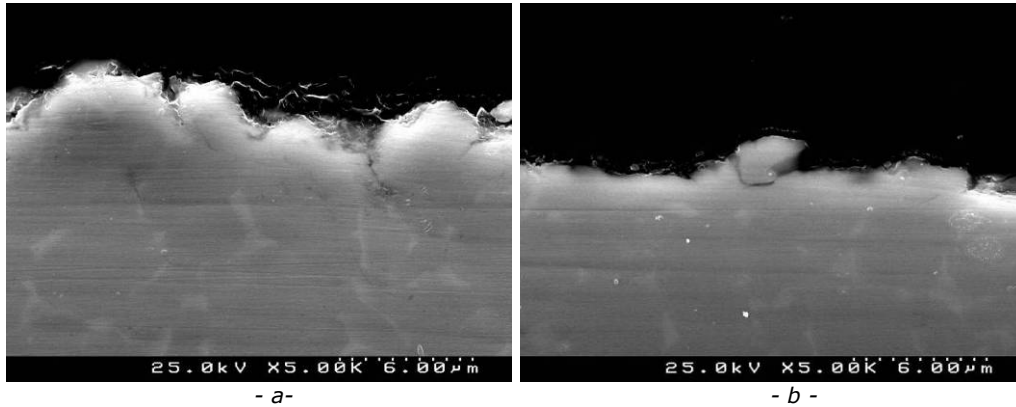


Fig. 4.7 Imaginea micrografică a suprafeței erodate a aliajului Ti-6Al-4V în secțiune longitudinală: a- N5(nitrurare în gaz); b- N6 (nitrurare în gaz +tratament termic)

Morfologia suprafețelor erodate cavitațional este prezentată în fig. 4.8. Analizând aceste imagini, se poate observa că suprafețele materialelor testate nu sunt uniform erodate. Inițierea fisurilor de oboseală are loc de-a lungul limitei de grăunte determinând, în acest fel, îndepărtarea de material.

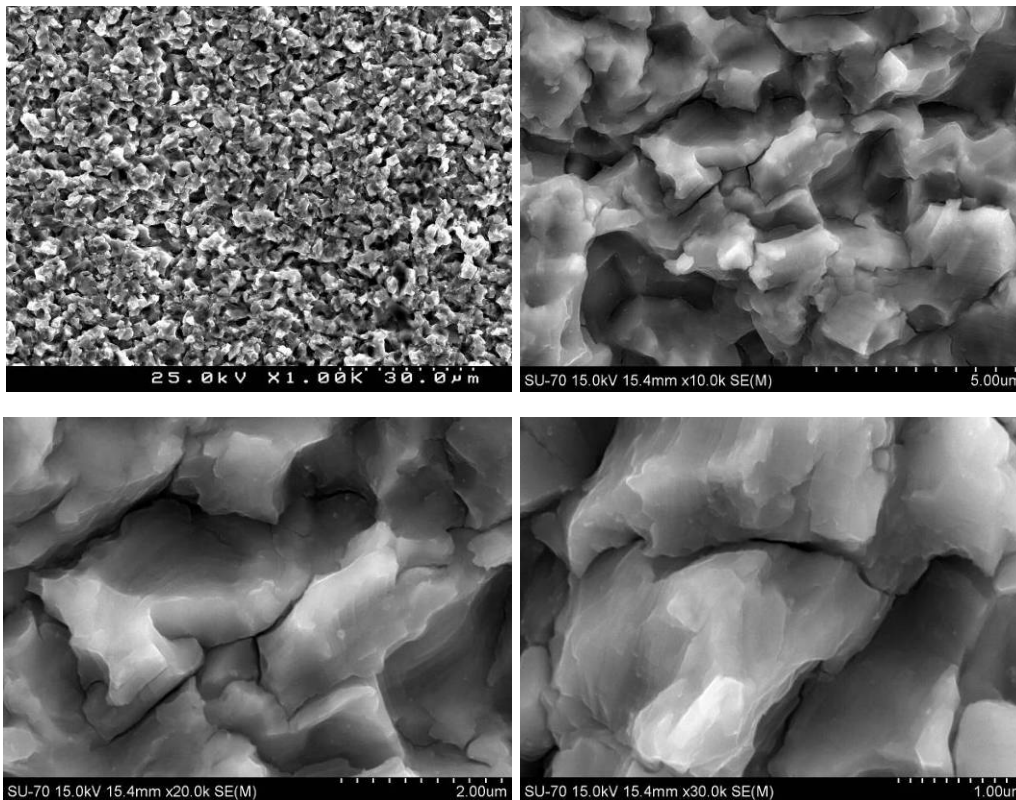


Fig. 4.8 Imagini microfractografice ale suprafeței erodate cavitațional

4.2. Nitrurarea LASER

4.2.1. Introducere

Nitrurarea cu laser este una dintre cele mai eficiente tehnici de a îmbunătăți proprietățile de suprafață ale aliajelor. În acest caz, azotul, este folosit în afara axei sau coaxial cu raza laserului în timp ce laserul acționează pe suprafața materialului. De asemenea, parametrii de proces ai laserului ca puterea, frecvența pulsului, diametrul spotului razei pe suprafața piesei de prelucrat, viteza transversală a piesei sau a radiației laser, presiunea gazului folosit, cât și puritatea gazului au un puternic efect asupra procesului de nitrurare. Cu toate acestea, majoritatea parametrilor sunt asociați cu intensitatea puterii impulsului laserului pe suprafața piesei, prin urmare investigarea procesului de nitrurare laser cu gaz și influența intensității impulsului asupra calității suprafeței nitrurate devine esențială. Conținutul de azot din suprafață poate fi uniform distribuit în timpul nitrurării laser cu gaz, iar creșterea cantității de azot în stratul topit conduce la creșterea durității substratului obținut [13]. Azotul, la rândul lui, îmbunătățește semnificativ rezistența la uzură a suprafeței, iar adăugarea în timpul procesului de nitrurare a unei cantități de heliu minimizează reacțiile de oxidare. De asemenea, solidificarea rapidă după tratamentul cu laser modifică microstructura la suprafață, influențând duritatea acesteia. Odată cu reducerea debitului de azot în zona topită are loc formarea structurii dendritice ce conduce la o scădere a durității în suprafață. Atunci când debitul de azot este mare, are loc formarea unei structuri columnare de TiN în stratul superficial orientat perpendicular pe suprafața rezultată. Concentrația de azot în secțiune este influențată de debitul de azot, de energia pulsului laser și de profilul pulsului [13].

Azotul are o solubilitate ridicată în α -Ti durificând stratul de suprafață semnificativ [9]. În timpul procesului de nitrurare are loc formarea de nitruri de titan TiN_x în matricea de soluție solidă $Ti(\alpha)$ -N. Prin urmare, prin nitrurare se obține o creștere a rezistenței la uzură a aliajelor de titan. Îmbunătățirea calității suprafeței poate fi realizată prin consolidarea soluției solide sau prin schimbări microstructurale [156].

Nitrurarea cu laser este o tehnică atractivă deoarece îmbunătățește proprietățile tribologice și rezistența la coroziune a diferitelor substraturi, datorită simplității și posibilității de formare a unor straturi protectoare și cu o duritate crescută, afectând puțin materialul de bază. La viteze transversale de 100 mm/s are loc o amplă și rapidă dizolvare a azotului în titanul topit și în acest mod se formează nitrurile de titan sub formă de dendrite. O problemă majoră a straturilor nitrurate o prezintă apariția de fisuri în straturile nitrurate cu laser. Această problemă poate fi controlată prin ajustarea parametrilor de proces ca: energia pulsului laser, viteza de înaintare, concentrația de azot [104, 167].

Suprafața exterioară a probelor nitrurate are o culoare galben – aurie. Culoarea galbenă se datorează formării de nitrurii de titan [151]. După nitrurarea cu laser, structura dendritică obținută poate fi împărțită în trei zone: zona topită cu laserul (A), zona afectată termic (B) și materialul de bază, Ti-6Al-4V (C) (fig. 4.9). Microstructura zonei topite cu laserul este formată dintr-un strat subțire de TiN, sub care se află o zonă aciculară, similară cu martensita (fig. 4.9) [50, 151].

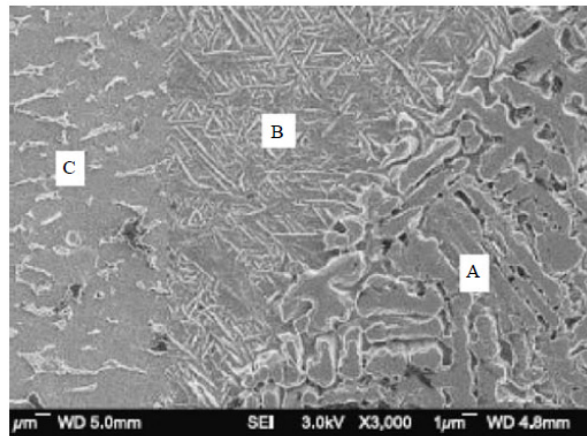


Fig. 4.9 Imaginea micrografică a suprafeței nitrurate în secțiune transversală cu specificarea diferitelor zone formate

4.2.2. Procesul de nitrurare cu laser

Standul experimental este prezentat în fig. 4.10 și este format dintr-o microunită laser cu o masă inerțială și un sistem de poziționare a capului laser, un laser pulsant Nd:YAG programabil, Trumpf HL 124P LCU, a cărui putere medie este de 150W și robotul YAMAHA FXYX-A1 în sistem cartezian xOy. Standul se află în dotarea Institutului Național de Cercetare – Dezvoltare în Sudură și Încercări de Materiale din Timișoara.

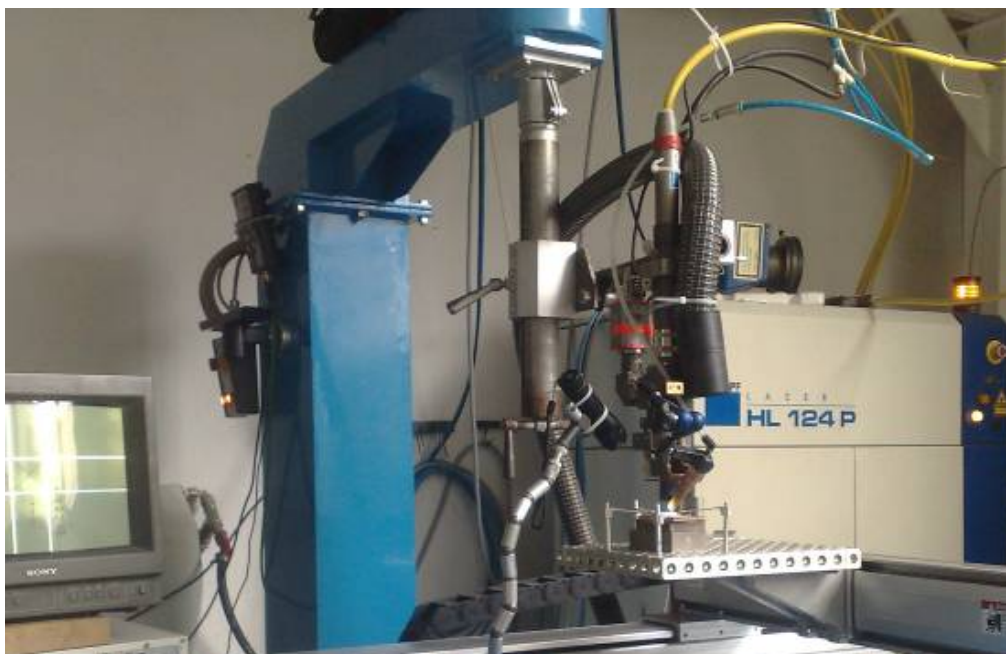


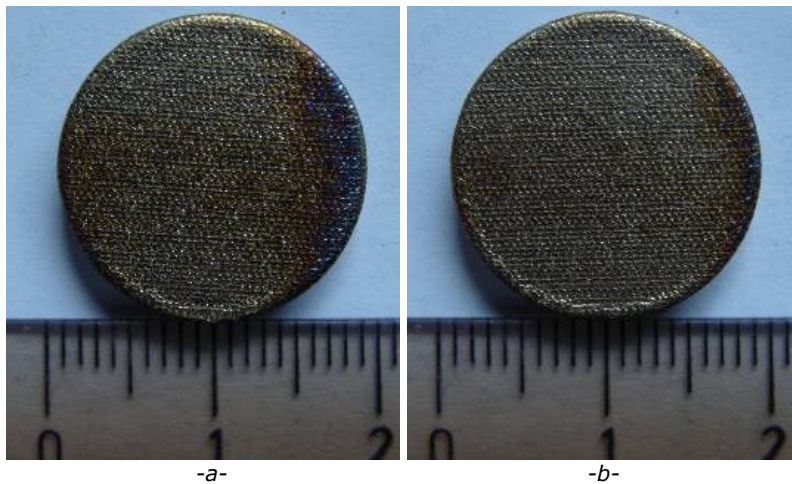
Fig. 4.10 Sistemul laser

Un proces cât mai stabil se obține folosind un fascicul defocalizat și menținut astfel pe parcursul procesului de niturare a probelor din Ti-6Al-4V. Distanța de focalizare a fost de 5,5 mm față de suprafață, în timp de dimensiunea spotului laser pe suprafața probelor a fost de 0,735 mm. Procesul de niturare s-a realizat prin baleierea razei laser pe suprafață cu un pas de 0.32 mm, iar viteza de trecere a fost constantă, 4.07 mm/s. Parametrii procesului de niturare au fost:

- puterea în puls $P=800\text{W}$;
- frecvența de repetiție a pulsului $f=10\text{Hz}$;
- durata impulsului: 10 ms (proba N1), 8 ms (proba N2), 6ms (proba N3), 4 ms (proba N4);
- azot pur, al cărui debit a fost de 33 l/min.

4.2.3. Rezultate și discuții

Culoarea straturilor nitate este galbenă, specifică niturii de titan, conform imaginilor din fig. 4.11. Intensitatea culorii variază pentru cele patru regimuri de tratament. De asemenea, pe suprafața probelor se poate observa o ușoară oxidare și este vizibilă pentru regimuri energetice înalte datorită efectului de margine, combinat cu o slabă optimizare a debitului de azot la finalul trecerii razei laser. Intensitatea oxidării scade cu descreșterea duratei impulsului și a absorbției de căldură. Valorile rugozității obținute pentru cele patru probe, măsurate cu rugozimetrul Mitutoyo, prezintă o variație redusă cuprinsă între $3,92\div 5,47\mu\text{m}$, datorită faptului că în timpul procesului de niturare toți parametri s-au păstrat constanți variind doar durata impulsului.



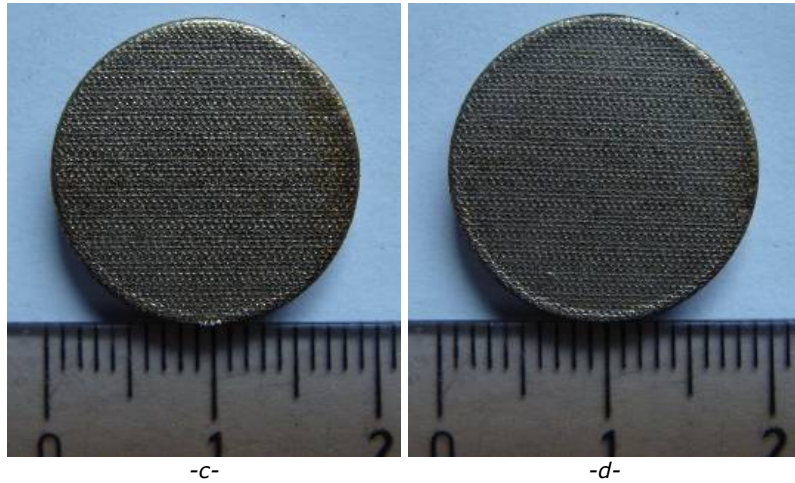
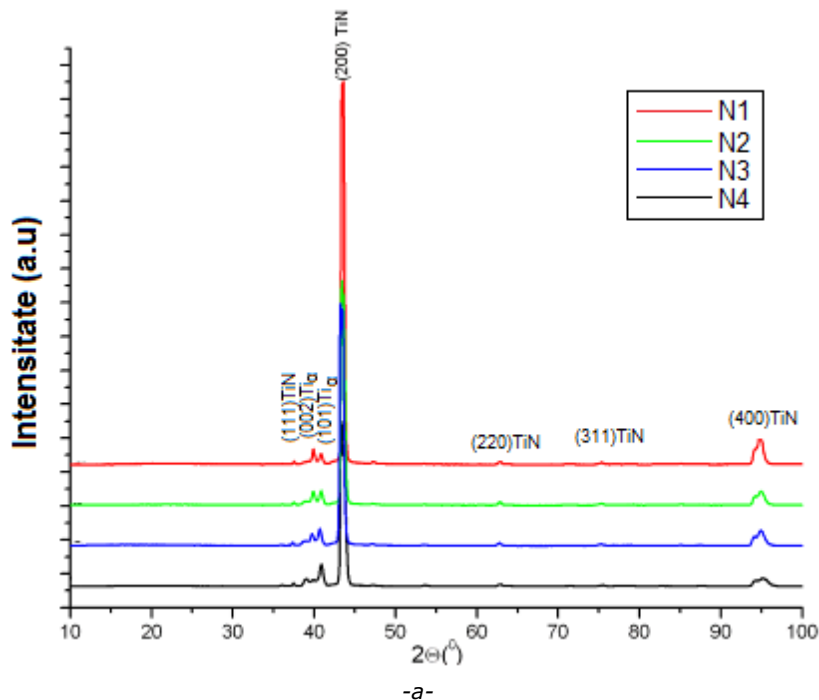


Fig. 4.11 Vedere de sus a straturilor nitrurate obținute: a- proba N1; b- proba N2; c- proba N3; d- proba N4

O analiză detaliată prin difracție cu raze X a fost realizată pentru a determina fazele obținute în urma nitrurării cu laser cât și fazele prezente după testele de eroziune cavitațională (fig. 4.12). În urma difracției cu raze X s-au obținut două faze principale: nitrura de titan, TiN, și α' -Ti (fig. 4.12a). Intensitatea peak-urilor de TiN este mult mai puternică în comparație cu α' -Ti, evidențiind formarea unui strat subțire de TiN. Din fig. 4.12b se observă că după testele de cavitație, stratul nitrurat nu s-a eliminat fiind prezent pe suprafața celor patru probe.



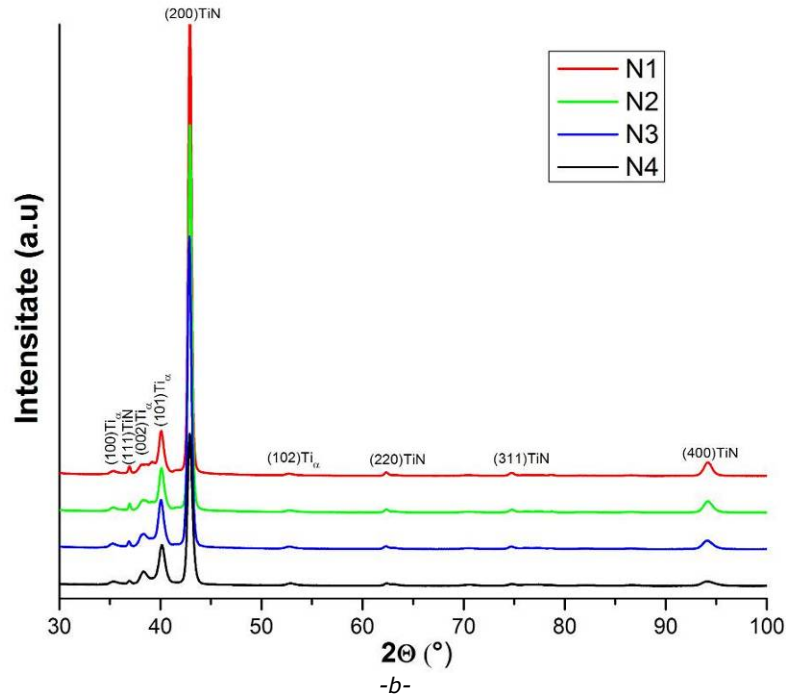
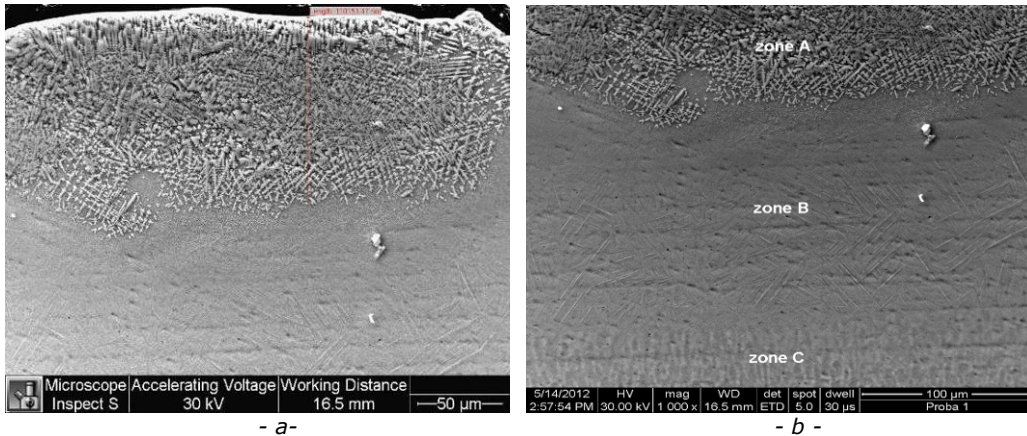


Fig. 4.12 Difractograme ale aliajului Ti-6Al-4V supus nitrurării cu laser: a- înainte de testele cavitaționale; b- după testele cavitaționale

Grosimea stratului nitrurat scade odată cu scăderea duratei impulsului și are valori cuprinse între 78 μ m (proba N4) și 110 μ m (proba N1) (fig. 4.13).



- a -

- b -

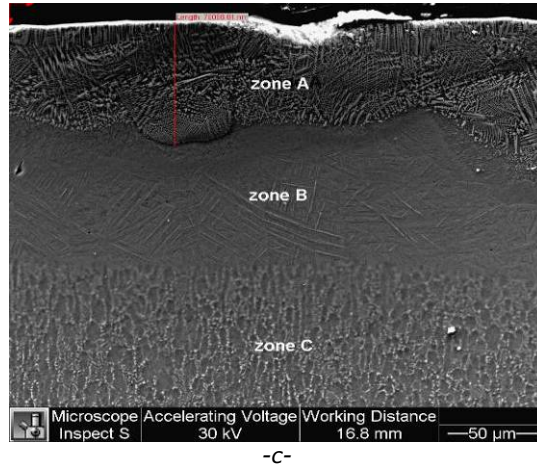
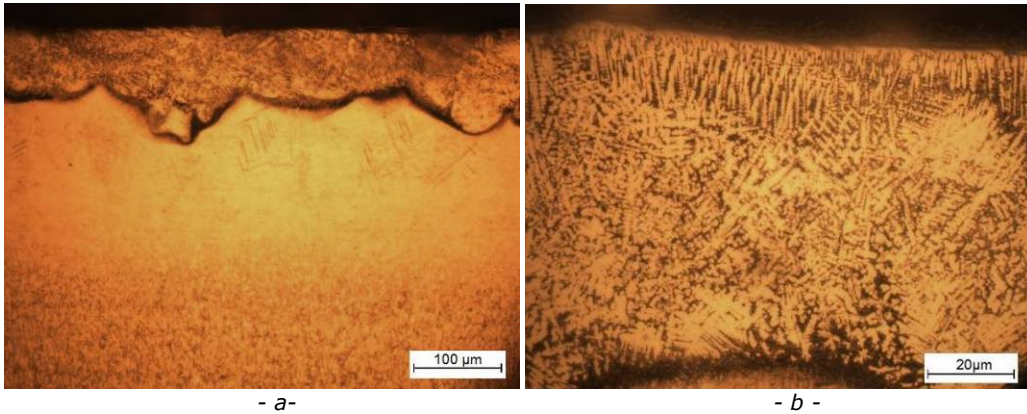


Fig. 4.13 Secțiunea transversală a probelor nitrurate cu laser (a,b- proba N1; c- proba N4) (Zonele A, B, C reprezintă: zona topită cu laser, zona afectată termic și respectiv materialul de bază, Ti-6Al-4V)

În fig. 4.14 se prezintă microstructura straturilor nitrurate obținute. Din fig. 4.14 se poate observa că în urma nitrurării cu laser s-a obținut un strat continuu și fără fisuri de nitrură de titan. Structura dendritică este prezentă indiferent de parametrii aplicați. Structura dendritică de la suprafață este orientată perpendicular pe suprafață, în timp ce în zona imediat următoare dendritele au orientare aleatorie (fig. 4.14 b, d, f, h). În partea inferioară a stratului nitrurat se poate observa o mixtură de dendrite și martensită aciculară. Sub zona de difuzie se află zona afectată termic, o zonă aciculară similară, martensitei (fig. 4.13 b,c). În zona C se observă structura materialului de bază, format din fazele α și β .



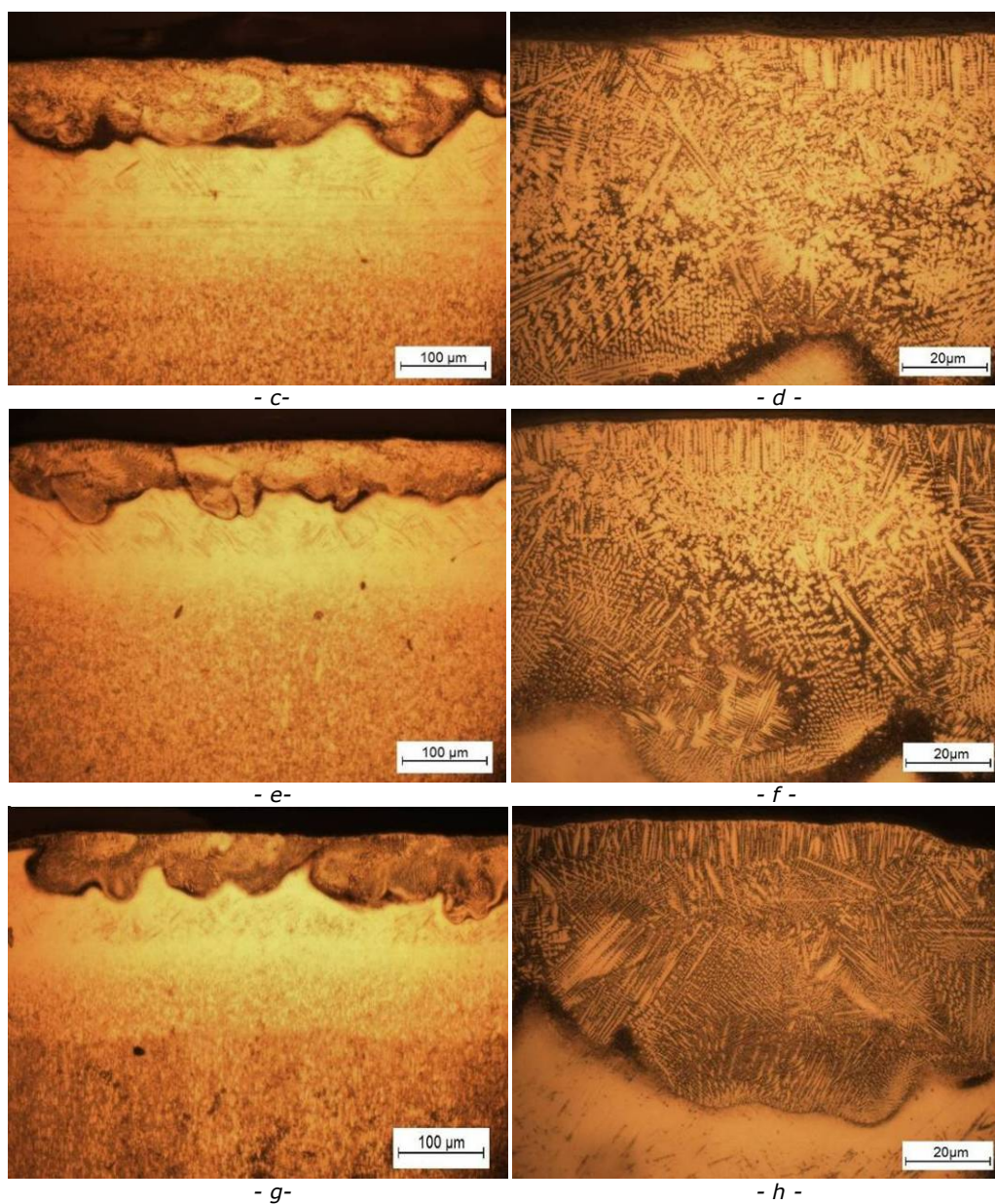


Fig. 4.14 Micrografiile optice ale straturilor nitrurate cu laser în secțiune transversală: a,b- N1; c,d- N2; e,f- N3; g,h- N4

În fig. 4.15 se prezintă variația microdureității în secțiune transversală. Valoarea durezzații descrește de la suprafață, spre zona afectată termic și atinge valoarea durezzații materialului de bază, Ti-6Al-4V. Stratul nitrurat al probei N1 prezintă durezzații cu valoarea cea mai mare, $1045\text{HV}_{0.2}$, în timp ce proba N4 prezintă durezzații cea mai scăzută, $900\text{HV}_{0.2}$.

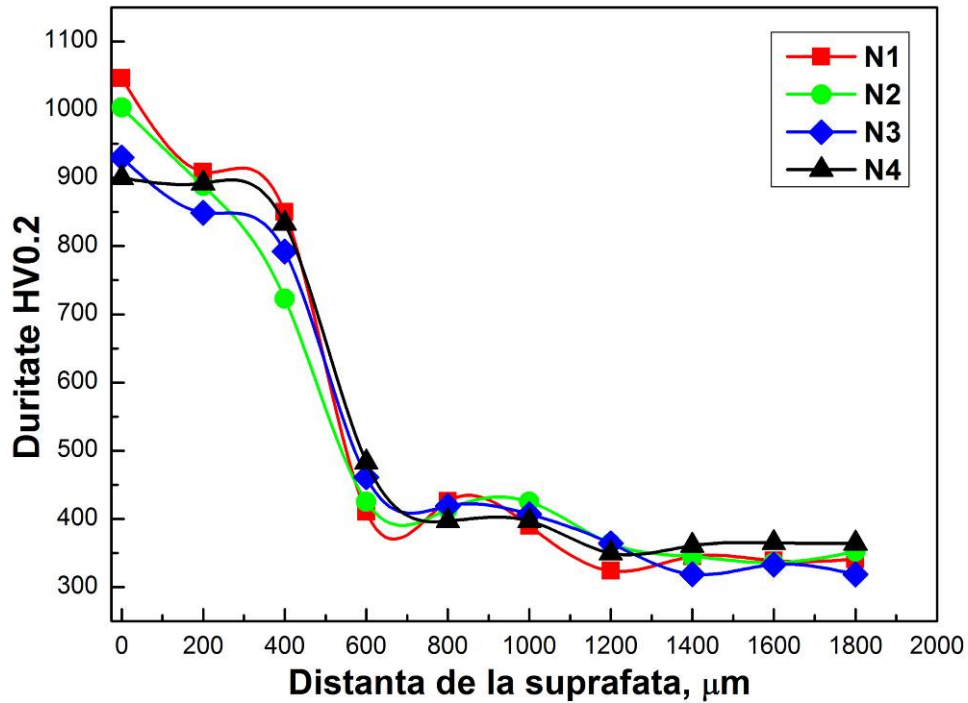


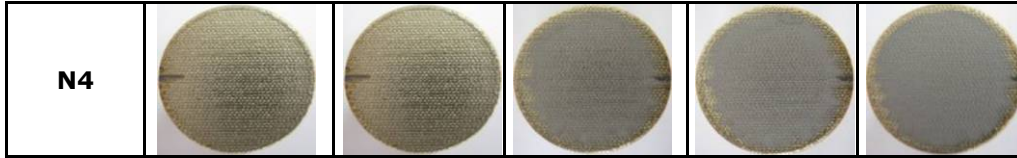
Fig. 4.15 Microduritatea straturilor nitrurate în secțiune transversală

Testele de cavitație s-au realizat pe aparatul vibrator ultrasonic cu cristale piezoceramice T2.

În Tabelul 4.3 este prezentată evoluția eroziunii cavitației în suprafața expusă atacului.

Tabel 4.3. Evoluția în timp a eroziunii cavitaționale a aliajului Ti-6Al-4V după nitrurarea cu laser

Proba	0 min	30 min	90 min	120 min	165 min
N1					
N2					
N3					



În fig. 4.16 se poate observa distribuția valorilor pierderilor masice cumulate pentru cele patru tipuri de straturi nitruate. Conform fig. 4.16, pierderile masice pentru fiecare material studiat, cât și valoarea medie a acestora, se încadrează în banda de eroare. Din Tabelul 4.4 se poate constata că valorile erorilor estimate statistic diferă puțin în comparație cu valorile experimentale, obținându-se aceeași ierarhizare a materialelor, adică proba N4 prezintă cele mai mici pierderi masice la finalul atacului cavitațional.

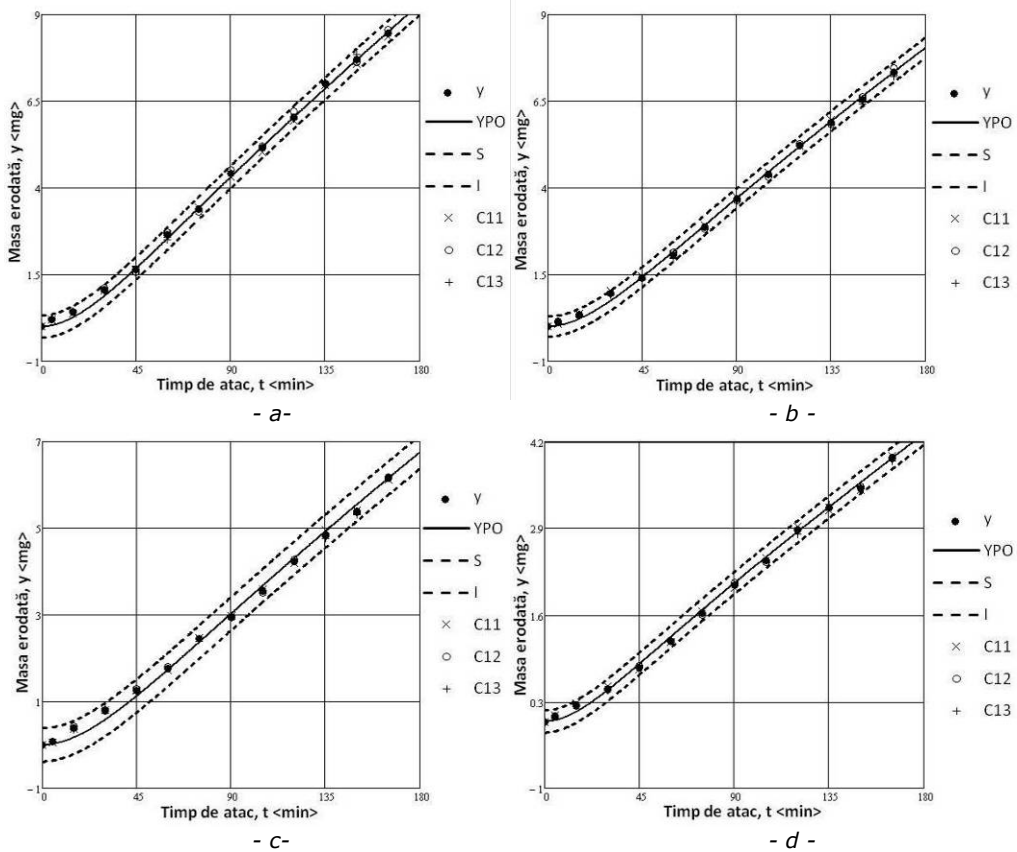


Fig. 4.16 Banda de dispersie pentru aliajul Ti-6Al-4V supus nitruării cu laser
a- N1, b- N2, c- N3, d- N4

Tabel 4.4. Comparație între pierderile masice și eroarea maximă

Simbol probă	N1	N2	N3	N4
Pierderi masice cumulate experimentale [mg]	8,46	7,34	6,15	3,95
Valoarea maximă a erorii de estimare [mg]	8,82	7,63	6,54	4,12

În fig. 4.17 sunt comparate curbele specifice de cavitație ale aliajului Ti-6Al-4V în stare recoaptă (media celor trei probe testate conform ASTM G32) cu cele ale straturilor nitrurate. Din fig. 4.17b se observă că vitezele de eroziune pentru probele N1-N4 au o distribuție uniformă. Cea mai bună rezistență la cavitație o prezintă proba N4, iar cea mai slabă rezistență proba N1. Chiar dacă cea mai mare duritate a avut-o proba N1, stratul nitrurat s-a dovedit a fi fragil, conducând la scăderea rezistenței acestuia la atacul cavitațional.

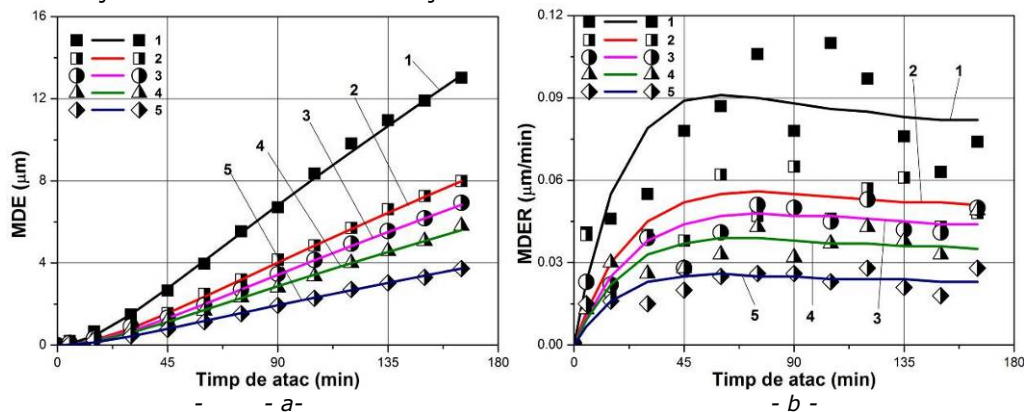
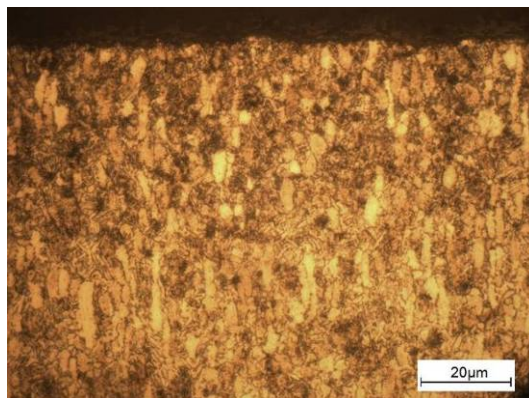


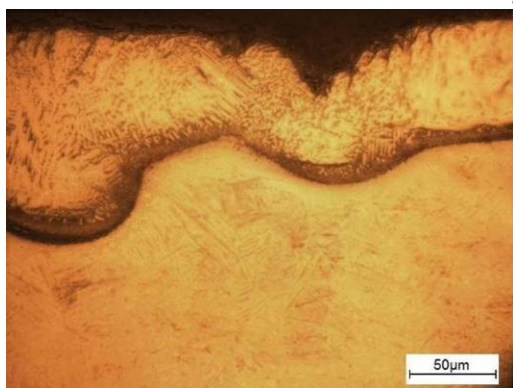
Fig. 4.17 Compararea rezistenței la cavitație pe baza curbelor caracteristice
 a) - adâncimea medie de pătrundere, MDE ; b) - viteza adâncimii medii de pătrundere, MDER
 (1- aliaj de titan Ti-6Al-4V în stare recoaptă; 2 - N1; 3 - N2; 4- N3; 5- N4)

Pentru a observa propagarea deteriorării în straturile obținute, s-a realizat o secțiune transversală a probelor erodate cavitațional (fig. 4.18). Rezultatele obținute sugerează faptul că pierderea de material la probele din materialul de bază, Ti-6Al-4V, are loc progresiv fără formare de microfisuri (fig. 4.18a). Probele nitrurate cu laser prezintă fisuri în zona nitrurată, așa cum se poate observa în fig. 4.18c, e, g, i. Unele dintre fisuri străbat stratul nitrurat, trec prin zona afectată termic și ajung la materialul de bază. Formarea acestor fisuri se datorează ductilității scăzute a straturilor nitrurate cât și prezenței unei tensiuni reziduale ridicate în zona afectată de laser, la care se adaugă efectele din timpul solidificării topiturii. Cu toate acestea, aceste fisuri par că nu au o influență puternică asupra comportamentului straturilor nitrurate la eroziune, probabil datorită caracterului localizat al tensiunilor interne. Diferențele de microstructură și proprietăți ale materialului de bază și ale probelor nitrurate, conduc la mecanisme diferite de eroziune. Probele din materialul de bază, Ti-6Al-4V, fiind mai ductile suferă o deformare plastică sub acțiunea bulelor cavitaționale. Prejudiciul provocat de bulele cavitaționale în fazele incipiente este de formare a unor cratere superficiale datorită deformării plastice. Expunerea îndelungată la atacul cavitațional conduce la creșterea impactului asupra craterelor și la o exfoliere a straturilor deformate plastic. Din contră, o duritate ridicată, o ductilitate scăzută și tensiuni interne ridicate ale probelor nitrurate conduc la

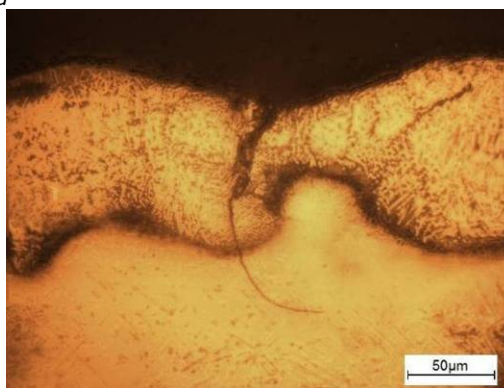
creșterea sensibilității la fisurare, reducând în acest mod rezistența la deformarea plastică. Sub intensitatea ridicată a impactului are loc o exfoliere puternică de material în zonele casante cu fisuri (fig. 4.19).



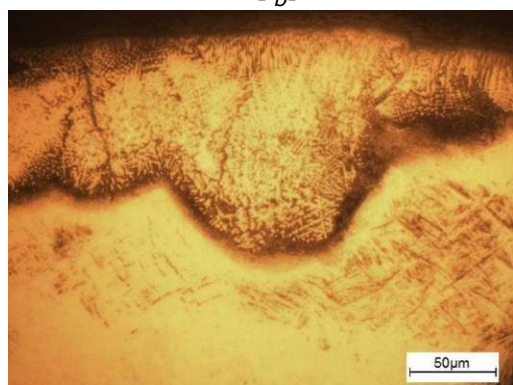
- a -



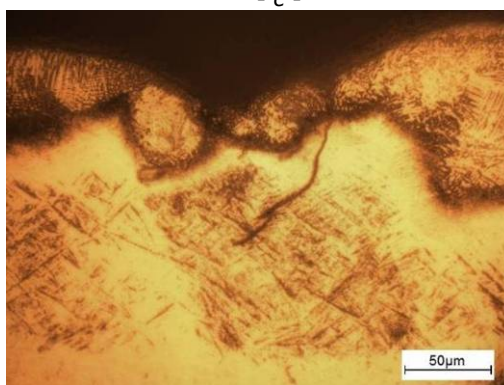
- b -



- c -



- d -



- e -

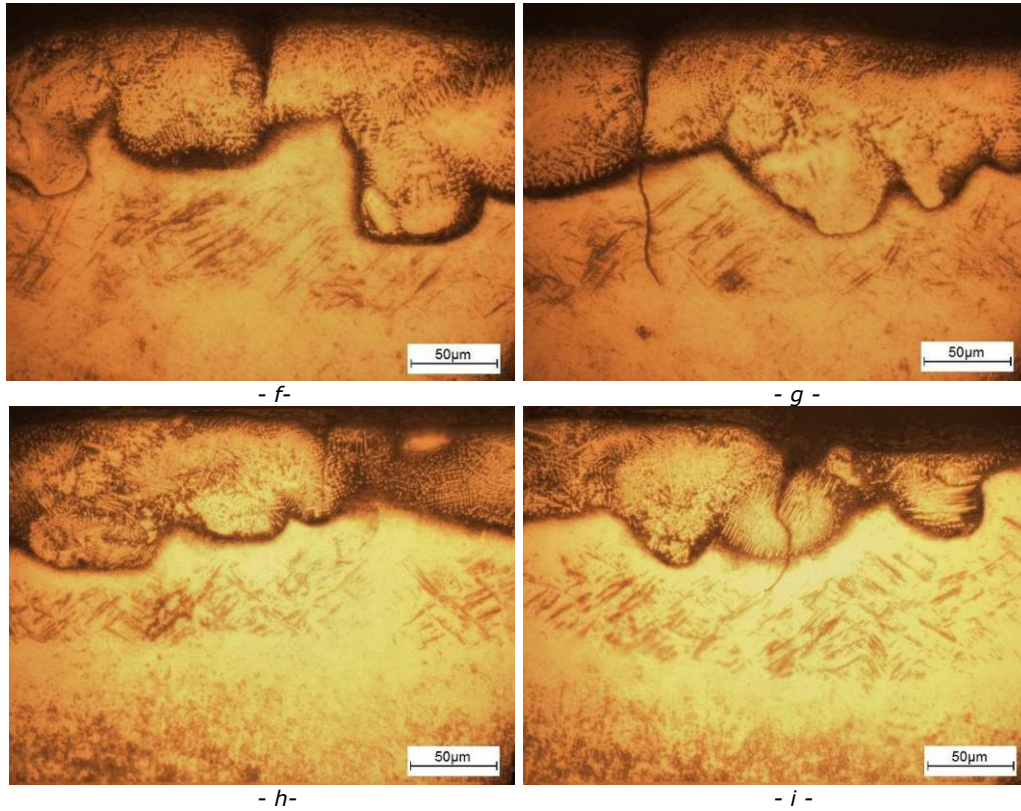
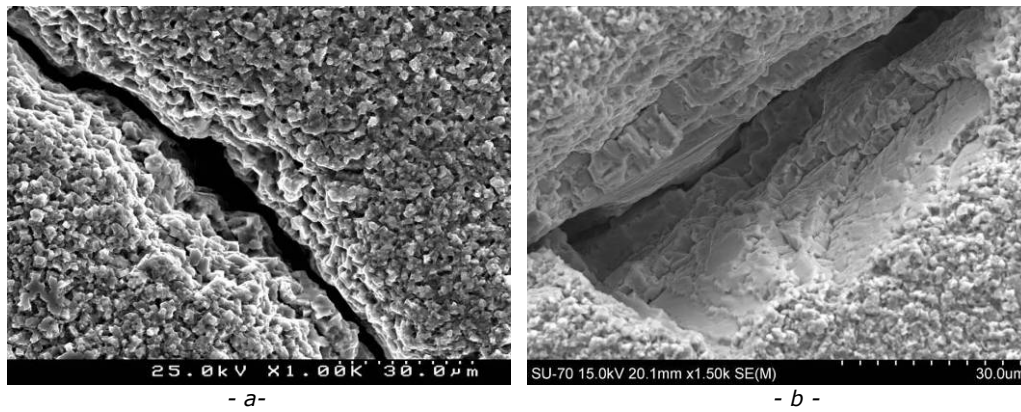


Fig. 4.18 Compararea modului de îndepărtare de material între materialul de bază, Ti-6Al-4V, și straturile nitrurate: a- material de bază; b,c - N1; d,e - N2; f, g - N3; h,i - N4



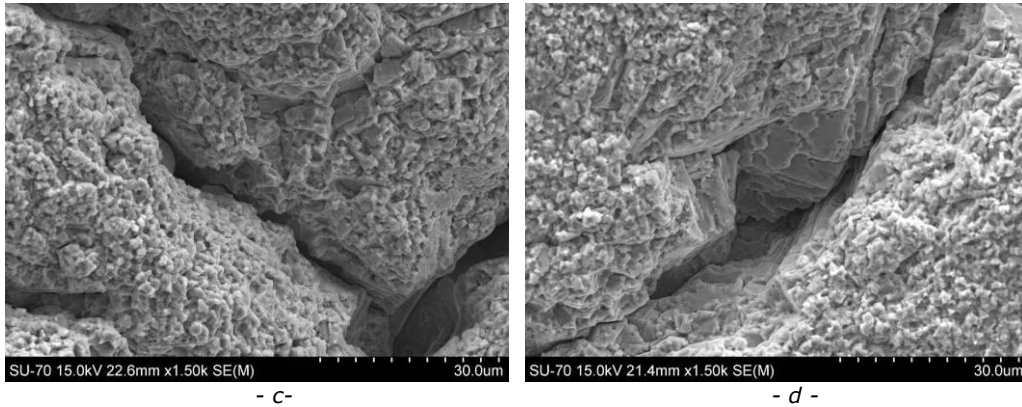
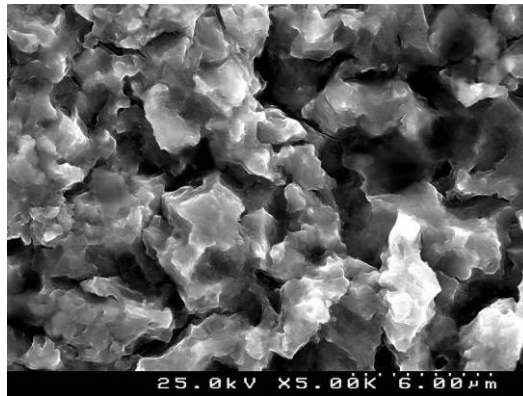


Fig. 4.19 Mecanismul de eroziune în cazul straturilor nitrurate: a- N1, b- N2, c- N3, d- N4

În fig. 4.20 se poate observa topografia suprafeței erodate pentru cele patru tipuri de straturi nitrurate cât și pentru materialul de bază, având o structură asemănătoare „fagurelui de miere”. Probele din materialul de bază, Ti-6Al-4V, prezintă semnificative deformări plastice ale suprafeței după testele de eroziune cavitațională. Pierderea de material se datorează caracterului ductil al fazei α -Ti. Eroziunea cavitațională este un fenomen tipic de oboseală, iar defectele din suprafața materialului ca, incluziuni de natură nemetalică, interfața dintre faza dură și matrice dar și limitele de separare dintre dendrite reprezintă puncte de inițiere a eroziunii cavitaționale. Difracția cu raze X (fig. 4.12) a indicat prezența unei mici cantități de α -Ti printre dendritele de TiN, fază care este preferențial atacată în timpul atacului cavitațional datorită durtății scăzute. De asemenea, s-a putut observa că fisurarea dendritelor de TiN prezente pe suprafața probelor nitrurate provoacă o rupere fragilă a materialului (fig. 4.18).



-a-

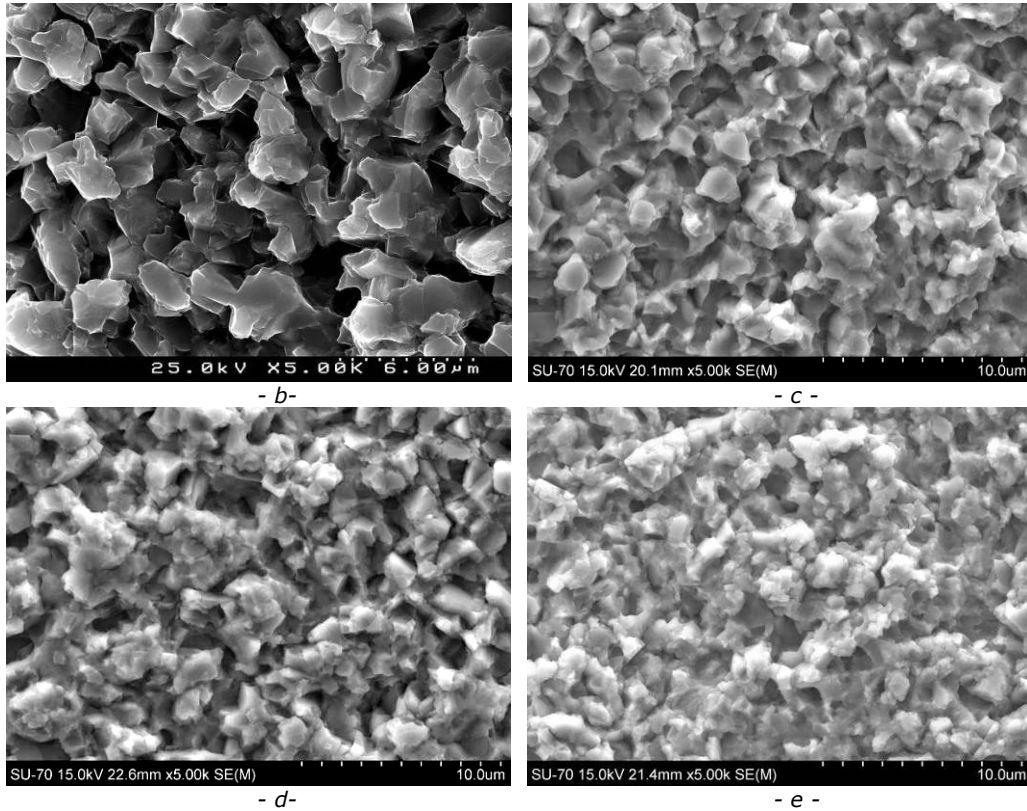


Fig. 4.20 Imagini microfractografice ale suprafeței deteriorate la atacul cavitațional: a- stare recoaptă, b- N1, c- N2, d- N3, e- N4

Pentru a realiza o clasificare a materialelor testate pe aparatul vibrator cu cristale piezoceramice s-au realizat graficele din fig. 4.21.

În fig. 4.21 notațiile au următoarea semnificație:

- P – starea recoaptă 730°C/cuptor;
- N1- niturare cu laser, durata impuls 10ms;
- N2- niturare cu laser, durata impuls 8ms;
- N3- niturare cu laser, durata impuls 6ms;
- N4- niturare cu laser, durata impuls 4ms;
- N5- niturare în gaz;
- N6- niturare în gaz+tratament termic.

Analizând rezultatele se poate observa că, proba N4 prezintă cea mai bună rezistență la cavitație.

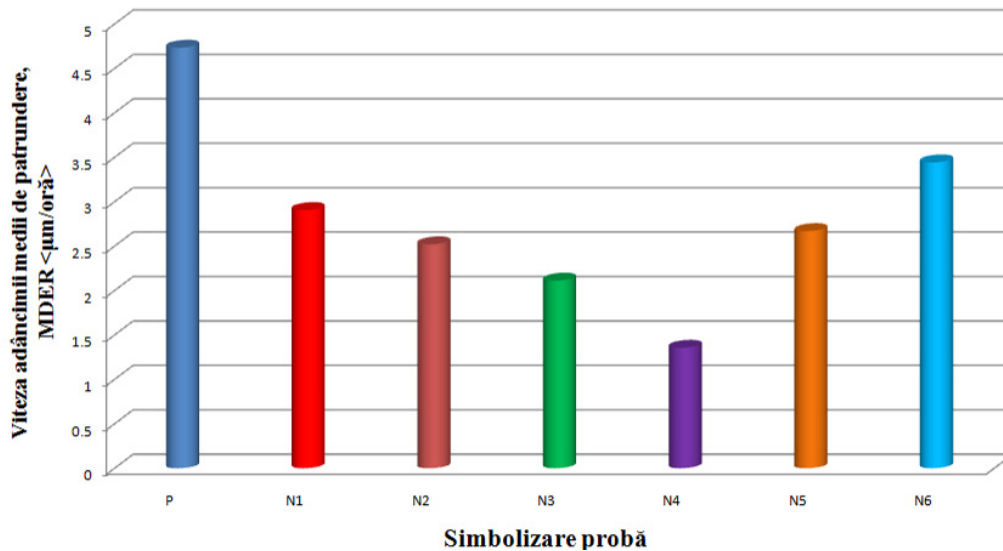


Fig. 4.21. Variația vitezei medii a adâncinii de pătrundere a eroziunii în funcție de tratamentul termochimic

4.3. Sablarea cu alice

Sablarea este un tratament mecanic de suprafață realizat de regulă cu particule de oxizi. În urma acestuia se obține o ecruisare mecanică a stratului superficial care favorizează o creștere a rezistenței la oboseală a materialului.

În cadrul programului experimental, sablarea probelor s-a realizat cu electrocorindon, având dimensiunea particulelor cuprinsă între 0.8÷2 mm. Presiunea de antrenare a particulelor pentru sablare a fost de 5 bar, iar distanța de sablare a fost de 50÷60 mm. După efectuarea tratamentului mecanic de sablare, probele au fost spălate cu alcool tehnic.

Testele de cavitație au fost realizate pe aparatul vibrator magnetostrictiv cu tub de nichel T1.

În fig. 4.22 se prezintă topografia suprafeței aliajului Ti-6Al-4V după efectuarea tratamentului de sablare cu electrocorindon. Materialul eliminat în timpul procesului de sablare a condus la apariția unor linii de alunecare la limita dintre grăunți și de mici caverne în suprafață.

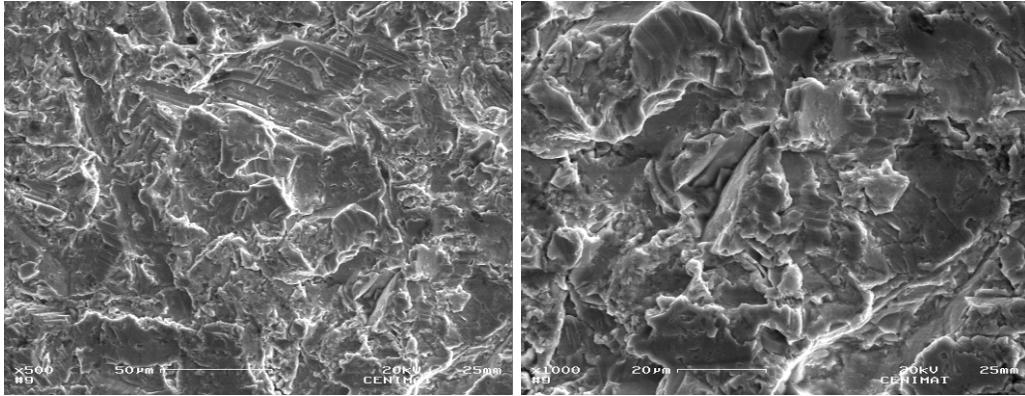


Fig.4.22 Imaginea microfractografică a aliajului Ti-6Al-4V sablat înainte de atacul cavitațional

În urma tratamentului mecanic de sablare s-a obținut o creștere a durității suprafeței (fig. 4.23). Duritatea obținută este de 327HV_{0.2}.

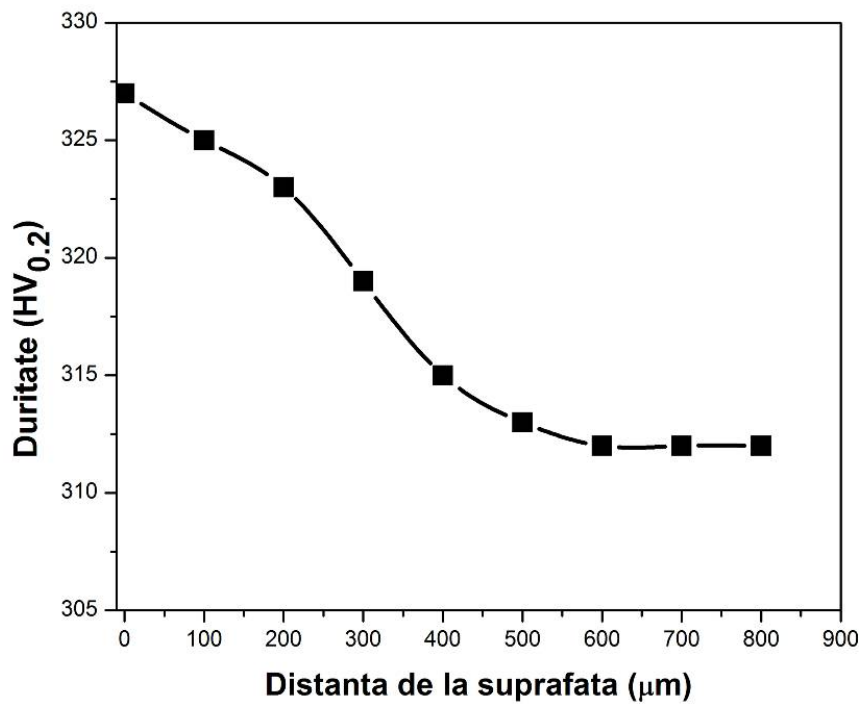
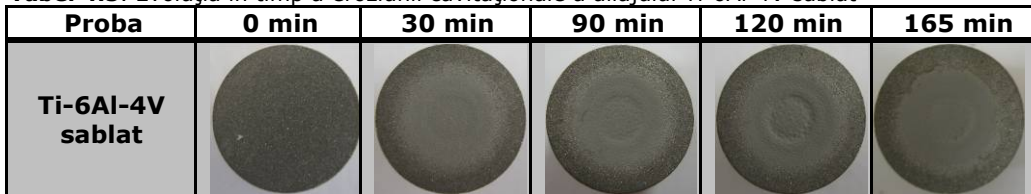


Fig. 4.23 Microduritatea aliajului Ti-6Al-4V sablat cu electrocorindon în secțiune transversală

În Tabelul 4.5 este prezentată evoluția eroziunii cavitației în suprafața expusă.

Tabel 4.5. Evoluția în timp a eroziunii cavitaționale a aliajului Ti-6Al-4V sablat

În Tabelul 4.6 se prezintă rezultatele analizei EDX a suprafeței erodate la finalizarea testelor de cavitație. După cum se observă din Tabelul 4.6, cantitatea de aluminiu aproape se înjumătățește, datorită expulzării compuşilor acestuia prin cavitație.

Tabel 4.6 Analiză EDX a aliajului Ti-6Al-4V sablat cu alicie

Tratament mecanic	Elemente chimice	Valori prescrise	EDX în mijlocul ariei cavitate	EDX în afara ariei cavitate
Sablata cu electrocorindon	Al Ti V	5.5-6.75 Rest 3.5-4.5	5.68 90.25 4.07	10.21 85.76 4.03

În urma difracției cu raze X la finalul testelor de cavitație, fig. 4.24, a zonei cavitate s-a observat prezența fazelor α și β , corespunzătoare aliajului Ti-6Al-4V.

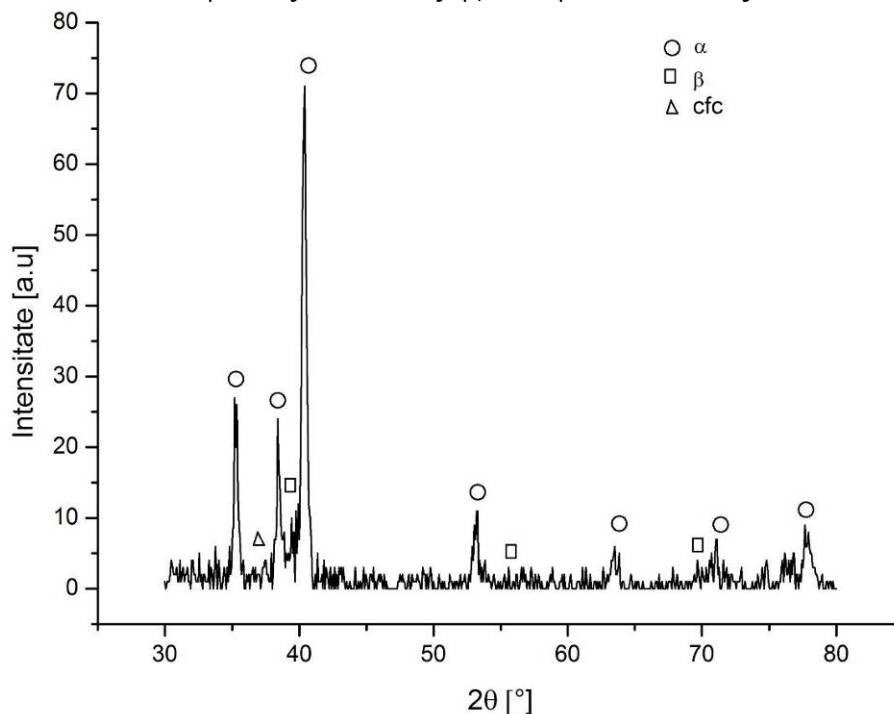


Fig. 4.24 Difractograma aliajului Ti-6Al-4V sablat cu electrocorindon

În fig. 4.25 se prezintă banda de dispersie a punctelor experimentale pentru aliajul Ti-6Al-4V sablat cu electrocorindon. După cum se observă din fig. 4.25 valoarea erorii estimate este mare datorită pierderilor masice mari de la începutul procesului de atac cavitațional și este de 24.81, net superioară pierderilor masice cumulate medii, 18.87mg. Punctele experimentale se încadrează în banda de eroare.

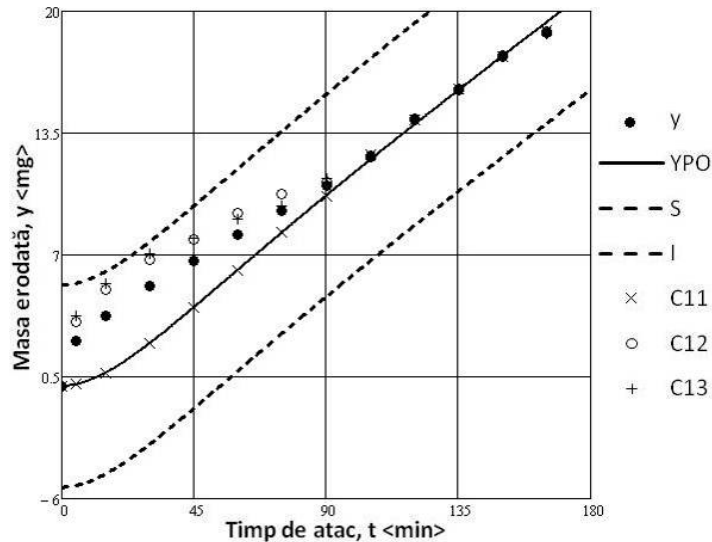


Fig. 4.25 Banda de dispersie pentru aliajul Ti-6Al-4V sablat cu electrocorindon

În fig. 4.26 se prezintă o comparație a curbelor specifice de cavitație ale aliajului Ti-6Al-4V sablat cu cele ale oțelurilor etalon 41Cr4 și OH12NDL. De asemenea, în fig. 4.27 sunt comparate curbele specifice ale aliajului Ti-6Al-4V, în stare recoaptă (material de bază), cu cele ale aliajului supus tratamentului mecanic de sablare.

În urma analizei graficelor din fig. 4.26 și fig. 4.27 s-a constatat:

- deși prin sablare se crește duritatea suprafeței, aceasta devine rugoasă și se înregistrează pierderi mari de material chiar de la primele minute de atac cavitațional; după minutul 90 al atacului cavitației, pierderile pe fiecare perioadă de atac tind să devină aproximativ constante (fig. 4.26a și fig. 4.27a);
- în comparație cu oțelurile etalon, fig. 4.26, aliajul Ti-6Al-4V sablat cu electrocorindon, se comportă ceva mai bine la atacurile cavitației;
- în comparație cu materialul de bază (fig. 4.27), aliajul Ti-6Al-4V sablat cu electrocorindon prezintă o slabă rezistență la cavitație datorită faptului că tratamentul mecanic de sablare a condus la formarea unor amorse de fisuri, care sub atacul cavitațional provoacă o erodare accentuată a suprafeței, adâncind fisurile deja create prin sablare.

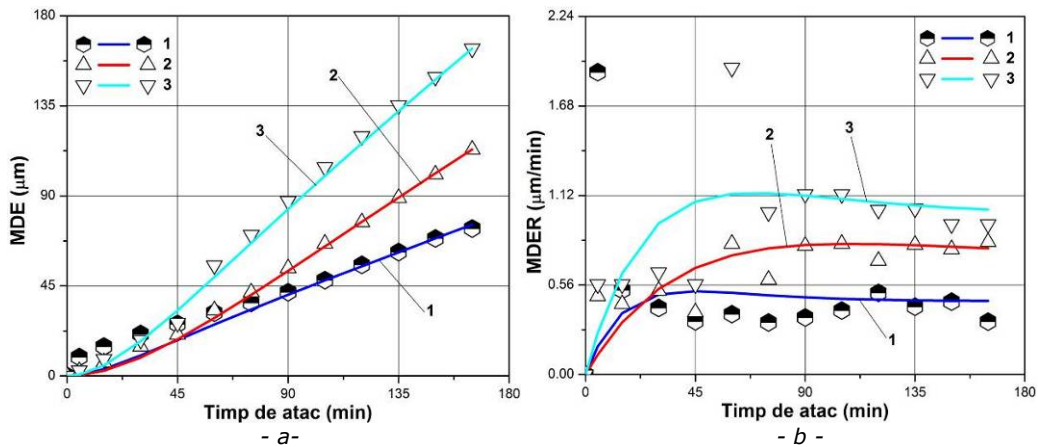


Fig. 4.26 Compararea rezistenței la cavitație a aliajului Ti-6Al-4V sablat cu electrocorindon, cu a oțelurilor etalon (1-aliaj Ti-6Al-4V sablat; P2 –oțelul etalon 41Cr4, P3 – oțelul etalon OH12NDL)
 a) – MDE; b) – MDER

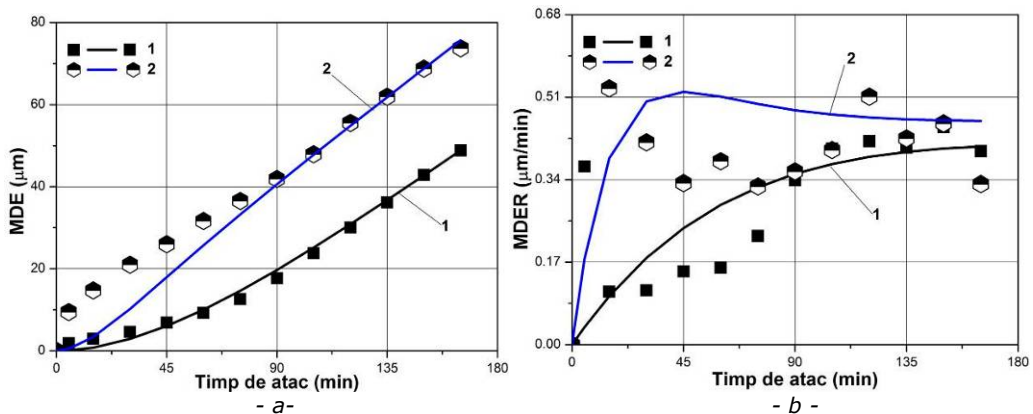


Fig. 4.27 Compararea rezistenței la cavitație pe baza curbelor caracteristice
 a) – adâncimea medie de pătrundere ; b) – viteza adâncimii medii de pătrundere
 (1- aliaj de titan Ti-6Al-4V în stare recoaptă; 2 – aliaj Ti-6Al-4V sablat)

În fig. 4.28 – 4.29 sunt redată imagini microfractografice și micrografice ale aliajului studiat, care oferă date despre evoluția distrugerii în structura sa. În fig. 4.28, realizată la finalul atacului cavitației, se observă o erodare uniformă a suprafeței cu microcavități, eliminarea de material realizându-se predominant prin ruperea vârfurilor asperităților.

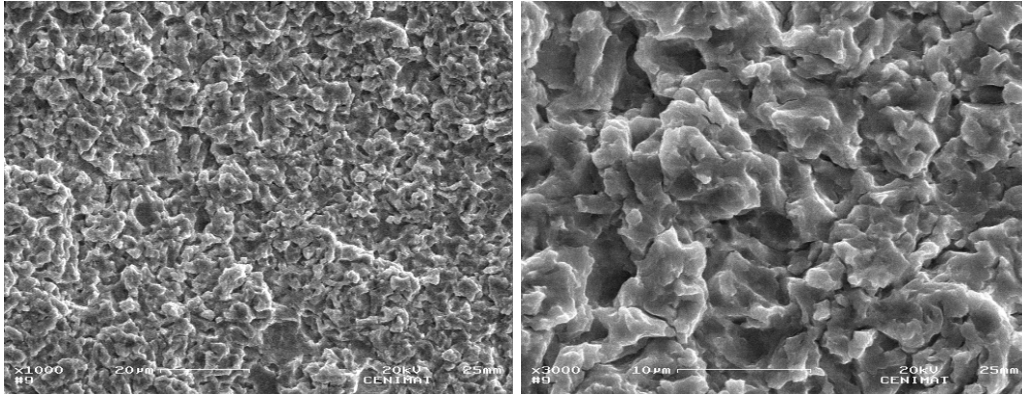


Fig.4.28 Imaginea microfractografică a aliajului Ti-6Al-4V sablat după atacul cavitațional

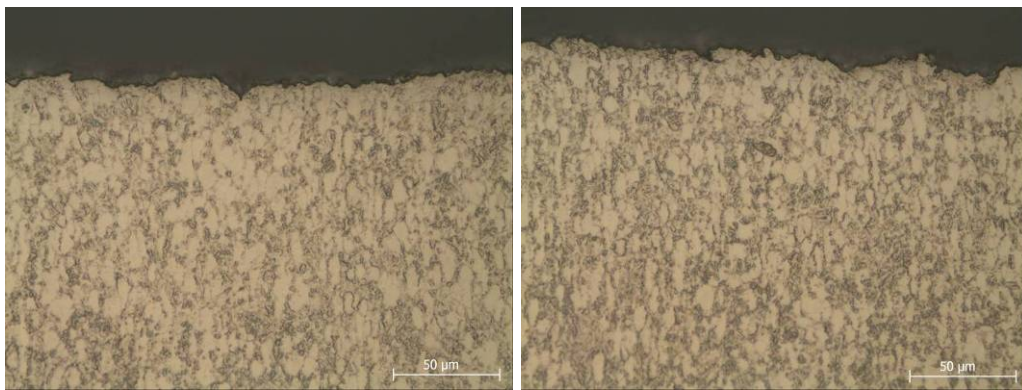


Fig. 4.29 Imaginea micrografică a suprafeței erodate a aliajului Ti-6Al-4V sablat, în secțiune transversală

4.4. Concluzii parțiale

În urma tratamentului termochimic de nitrurare în gaz cu sau fără tratament termic ulterior, s-a constatat o creștere a rezistenței la cavitație, deși filmul format la suprafața materialului a fost eliminat în timpul atacului cavitațional. Pentru a crește durata de viață a straturilor formate se recomandă ca tratamentul de nitrurare în gaz să se realizeze la temperaturi mai înalte, peste 850°C, și timp lung de menținere [28].

Nitrurarea cu laser în gaz a condus la modificarea structurii bifazice a aliajului Ti-6Al-4V într-o structură dendritică de TiN într-o matrice de α -Ti. Mecanismul de distrugere cavitațională s-a modificat dintr-o ecrusare a suprafeței și o exfoliere a acesteia în cazul materialului în stare recoaptă, la o fisurare cu desprinderi localizate de material, în cazul straturilor nitrurate.

Creșterea durității suprafeței în urma nitrurării cu laser în mediu gazos a condus la o creștere semnificativă a rezistenței la atacul cavitațional al acestui aliaj.

Deși tratamentul mecanic de sablare a condus la creșterea durității stratului marginal, urmare a rugozității mai ridicate a suprafeței, pierderile masice la începutul atacului cavitațional au fost ceva mai mari, procesul uniformizându-se începând cu minutul 90.

5. Rezistența la cavitație a aliajelor de titan acoperite cu pulberi oxidice prin pulverizare în plasmă și retopire cu fascicul laser și de electroni

5.1. Introducere

Datorită unei densități relative scăzută, unei bune rezistențe la coroziune și bune proprietăți de fluaj, titanul și aliajele sale au fost intens folosite începând cu anul 1950 în industria aerospațială, chimică, militară, în construcția componentelor navale și maritime, în aplicații medicale etc. [177]

Unul dintre factorii majori care limitează viața aliajelor de titan este degradarea în medii gazoase în timpul funcționării la temperaturi diferite. Prin încălzirea acestor aliaje la temperaturi de aproximativ 800°C, elemente ca oxigenul, hidrogenul, azotul sunt adsorbite și difuzează în stratul de suprafață. Acest fenomen este nedorit deoarece provoacă o creștere a durității și fragilității materialului [26].

Anterior s-a precizat ca Ti și aliajele sale au slabe proprietăți tribologice, ce reduc performanțele pieselor care lucrează în condiții de uzură. Din acest motiv, ele sunt supuse unor tratamente de suprafață care vizează în principal mărirea rezistenței la uzare abrazivă în condițiile unor solicitări înalte în exploatare [82, 129, 135].

În prezentul capitol se prezintă alte soluții alternative de creștere a rezistenței la coroziune prin eroziune cavitațională, bazate pe tehnici de acoperire a suprafeței.

Dintre acestea, acoperirile cu materiale pulverulente se consideră a fi cele mai eficiente și mai economice metode de creștere a rezistenței la eroziune la diferite temperaturi fără a distruge proprietățile mecanice ale substratului. Aceste straturi dure se depun fie prin pulverizare cu vaporizare cu fascicul de electroni – EB-PVD (Electron Beam Physical Vapour Deposition), fie prin pulverizare termică cu jet de plasmă [27, 122, 162].

Metoda pulverizării cu jet de plasmă (Plasma Spraying) este un procedeu de pulverizare termică, ce permite acoperirea unui substrat cu un strat protector la temperaturi înalte, care poate fi de natură ceramică sau metalică. Gazul purtător, adesea Ar, transportă materialul de pulverizat spre zona unde se află fasciculul de plasmă format, unde are loc topirea parțială sau totală a particulelor. Particulele aflate în această stare se vor proiecta pe suprafața aliajelor de titan ce urmează a fi acoperită. Răcirea pe suprafața substratului are loc foarte rapid astfel încât picăturile de topitură se solidifică cu viteze foarte mari, iar încălzirea substratului este limitată [88]. Principalul inconvenient al straturilor depuse cu această metodă este porozitatea ridicată, sensibilitatea mare la apariția unor microfisuri și lipsa unei legături între microzonele lamelare prezente în înveliș, ce reduc izolarea termică și rezistența la coroziune. Pentru a reduce porozitatea stratului depus, respectiv pentru obținerea unui strat cu o omogenitate chimică mai bună, combinat cu creșterea proprietăților protectoare este necesar ca stratul depus să fie retopit [98]. Straturile retopite oferă obișnuit o mai mare izotropie a proprietăților de suprafață și sunt

lipsite de arhitectura lamelară, care este responsabilă de sensibilitatea mărită la fisurare și exfoliere.

Materialele ceramice depuse pe substraturi metalice sau polimerice oferă multe avantaje datorită durității mari, unei bune rezistențe în condiții termice și corozive și datorită densității relative mici. Ceramicele oxidice precum Al_2O_3 , ZrO_2 , TiO_2 , SiO_2 și Y_2O_3 sunt utilizate frecvent ca materiale de acoperire pentru a mări rezistența la uzură, eroziune, cavitație, oboseală și pentru a asigura o lubrifiere și o izolare termică. Acestea sunt, de asemenea, folosite în aplicații unde rezistența la oboseală și corozivitate sunt necesare simultan [162].

Oxidul de zirconiu (ZrO_2) este cel mai utilizat material în aplicațiile industriale datorită combinației excelente a rezistenței înalte la încovoiere (~ 1 GPa), a rezistenței la rupere (~ 10 MPa $\text{m}^{1/2}$) și datorită stabilității la temperaturi înalte. În plus, ZrO_2 este cunoscut ca fiind materialul cu cele mai înalte caracteristici de rezistență mecanică. Transformarea oxidului de zirconiu (ZrO_2) din fază tetragonală în fază stabilă monoclinică cu modificare de volum are loc atunci când se modifică temperatura [122]. Această transformare nu este dorită în timpul depunerii și de aceea pentru a stabili faza polimorfă se adaugă compuși oxidici ca Y_2O_3 , MgO , CaO , CeO , etc. ce conduc la apariția fazei cubice a oxidului de zirconiu și previn fisurarea. Cel mai utilizat stabilizator al fazei tetragonale este Y_2O_3 deoarece acesta conduce la creșterea durității și a rezistenței materialului la temperatura camerei făcând posibilă utilizarea sa în diferite aplicații [27]. Oxidul de magneziu este folosit atunci când se dorește ca stratul depus să fie folosit acolo unde temperatura este mai scăzută. Adăosul de oxid de calciu stabilizează faza cubică a oxidului de zirconiu și de asemenea face ca amestecul obținut să fie utilizat ca un excelent izolator termic cu o bună rezistență la șocurile termice.

5.2. Materialul de cercetare.Procedura experimentală

5.2.1. Pulberi utilizate

Compoziția chimică a aliajului folosit ca substrat și din care s-au executat probe pentru testarea pe aparatul magnetostrictiv cu tub de nichel, este redată în Tabelul 5.1.

Tabelul 5.1. Compoziția chimică a aliajului cercetat

Marca de aliaj	Compoziția chimică, %								Observații
	Al	V	C	N	H	O	Fe	Ti	
Ti-6Al-4V	5,5-6,75	3,5-4,1	<0,08	<0,05	<0,01 5	<0,20	<0,30	Rest	Valori prescrise
	6,05	4.08	0,08	0,05	0,01	0,13	0,025	Rest	Valori efective

O parte din aceste probe au fost acoperite prin pulverizare în plasmă cu următoarele materiale ceramice oxidice:

- 100% Al_2O_3 , având o granulație de $-62+11\mu\text{m}$;
- 95% ZrO_2 + 5% CaO , având o granulație de $-45+15\mu\text{m}$;
- 76% ZrO_2 + 24% MgO , având o granulație de $-75+11\mu\text{m}$;
- 94% ZrO_2 + 8% Y_2O_3 , având o granulație de $-75+45\mu\text{m}$;
- 92% Cr_2O_3 + 5% SiO_2 + 3% TiO_2 , având o granulație de $-45+15\mu\text{m}$.

5.2.2. Instalația de pulverizare în plasmă

Instalația de pulverizare termică în plasmă folosită la realizarea depunerilor de straturi de materiale ceramice este formată din: sursa de curent, modulul de comandă, dozator de pulbere, instalația de răcire, pistol de pulverizare, exhaustor. Pulverizarea pulberilor ceramice s-a realizat cu ajutorul pistolului de pulverizat Sulzer Metco 3MBM Spray Gun (fig. 5.1), iar ca și gaz plasmagen s-a folosit amestecul de Ar + 6% H₂. Dozarea pulberilor s-a realizat cu ajutorul instalației din fig. 5.2.



Fig. 5.1 Pistolul de pulverizare 3MBM



Fig. 5.2 Dozatorul de pulbere

Parametrii procesului de pulverizare termică în plasmă folosiți pentru pulverizarea materialelor ceramice sunt:

- intensitatea plasmăi, $I_p=320-330$ A;
- tensiunea arcului, $U_a=90-100$ V;
- debit gaz plasmagen, $Q_p=40-45$ l/min;
- debit gaz transport, $Q_{tr}=6-7$ l/min;
- distanța de pulverizare, $d_p=150\pm 5$ mm.

Grosimea straturilor depuse prin această tehnică a variat între 200 și 300 μm .

5.2.3. Instalația laser

Straturile depuse au fost retopite cu fascicul laser. Acest proces a fost condus pe o instalație, Laser HL 124P LCU, (fig. 5.3) ai cărei parametri de regim sunt:

- durată puls, $d_p=0.6$ ms;
- frecvența, $f=34$ Hz;
- puterea în puls, $P_p=5000$ W;
- puterea medie, $P_m=102$ W;

- presiunea de lucru, $p=1.5$ bar.

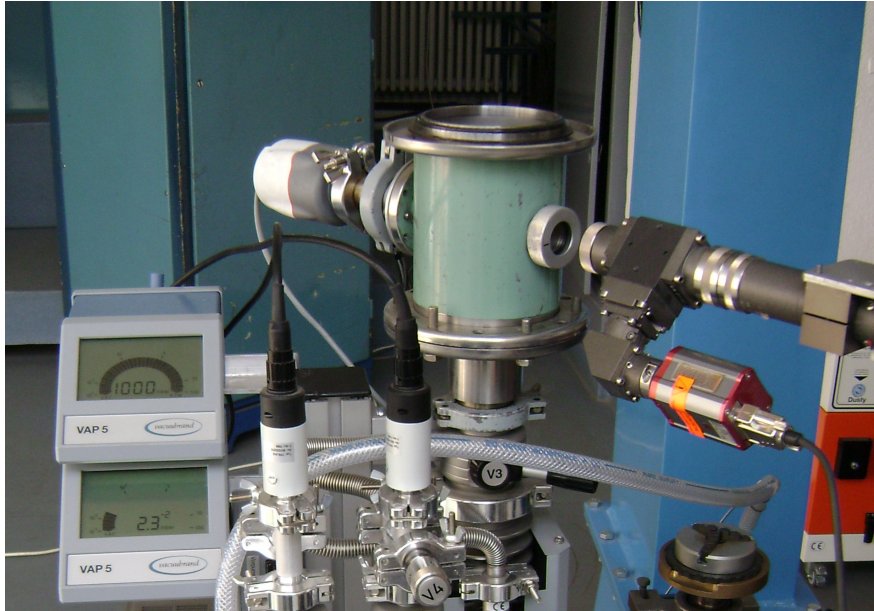


Fig. 5.3 Instalația Laser HL 124P LCU

5.2.4. Instalația cu fascicul de electroni

Pentru creșterea performanțelor stratului depus, după pulverizare, s-a efectuat o retopire integrală a acestuia și a unei mici porțiuni din substrat, realizându-se practic un nou aliaj metalic pe suprafața acoperită. Acest proces a fost condus pe o instalație cu fascicul de electroni de tip ESW 700/3-60 (fig. 5.4), metoda aleasă fiind cea a baleierii fasciculului focusat de electroni cu o amplitudine de 12 mm, tensiunea de accelerare, curentul și viteza de deplasare a probelor variind în anumite limite. Deflexia fasciculului de electroni s-a realizat la o frecvență de 1 kHz, după o funcție triunghiulară sinus.



Fig. 5.4 Instalația cu fascicul de electroni de tip ESW 700/3-60

5.3. Pulverizarea în plasmă și retopirea cu fascicul laser

După efectuarea acoperirii prin pulverizare în plasmă, grosimea straturilor depuse prin această tehnică a variat între 200 și 300 μm .

Pentru a evidenția calitățile anticavitaționale ale noilor materiale, obținute prin depunere termică în plasmă și ulterior retopite cu fascicul laser, s-a recurs la compararea curbelor specifice (curbele de variație a adâncimilor medii de pătrundere, MDE și a vitezelor de eroziune, MDER, în funcție de durata de atac) cu cele ale substratului din aliaj de titan, Ti-6Al-4V aflat în stare recoaptă (vezi capitolul 3). Totodată, curbele specifice ale celor patru straturi depuse și retopite, au fost comparate și cu cele ale oțelului aliat 41Cr4, considerat ca etalon în Laboratorul de Cavitație din Universitatea Politehnică din Timișoara și cu cele ale oțelului inoxidabil OH12NDL, material etalon pentru execuția paletelor și rotoarele turbinelor hidraulice din România [70, 73, 81] (fig. 5.5, 5.6, 5.7, 5.8).

Valorile experimentale approximate prin curbele prezentate în figurile 5.5, 5.6, 5.7, 5.8 reprezintă media a trei măsurători.

Analiza acestor rezultate permite următoarele observații:

- 1) cea mai bună rezistență la cavitație este oferită de materialul rezultat în urma depunerii și retopirii amestecului de oxizi format din 76% ZrO_2 + 24% MgO (fig. 5.9); fenomenul se explică pe de o parte prin tipul de rețea cristalină a acestora, care posedă un număr mare de sisteme de alunecare și deci sunt mai puțin fragile, iar pe de altă parte, printr-o porozitate scăzută a stratului depus;
- 2) amestecul de oxizi constituit din 92% ZrO_2 + 8% Y_2O_3 conduce la obținerea unui strat de suprafață cu o comportare la cavitație similară cu cea a

materialului utilizat ca substrat (fig. 5.9); în consecință, el poate constitui o soluție avantajoasă numai pentru alte proprietăți de suprafață impuse în exploatare;

- 3) cea mai slabă rezistență la cavitație o prezintă stratul rezultat în urma depunerii și retopirii pulberilor de Al_2O_3 ; porozitatea relativ ridicată, alături de duritatea și fragilitatea mare a acestui tip de oxid, caracteristică rețelei hexagonale cu împachetare compactă, justifică acest comportament la cavitație;
- 4) în raport cu oțelurile etalon (41Cr4 și OH12NDL), materialele ceramice ($95\% \text{ZrO}_2 + 5\% \text{CaO}$, $76\% \text{ZrO}_2 + 24\% \text{MgO}$, $92\% \text{ZrO}_2 + 8\% \text{Y}_2\text{O}_3$), depuse prin pulverizare urmată de retopire, au evidențiat, după valorile spre care tind să se stabilizeze vitezele MDER la 165 minute, o creștere de circa $3,7 \div 5,6$ ori a rezistenței la cavitație (fig. 5.6b, 5.7b, 5.8b);
- 5) stratul depus și retopit cu $100\% \text{Al}_2\text{O}_3$ are o rezistență la cavitație apropiată de cea a oțelului 41Cr4 și superioară oțelului OH12NDL, fig. 5.5.

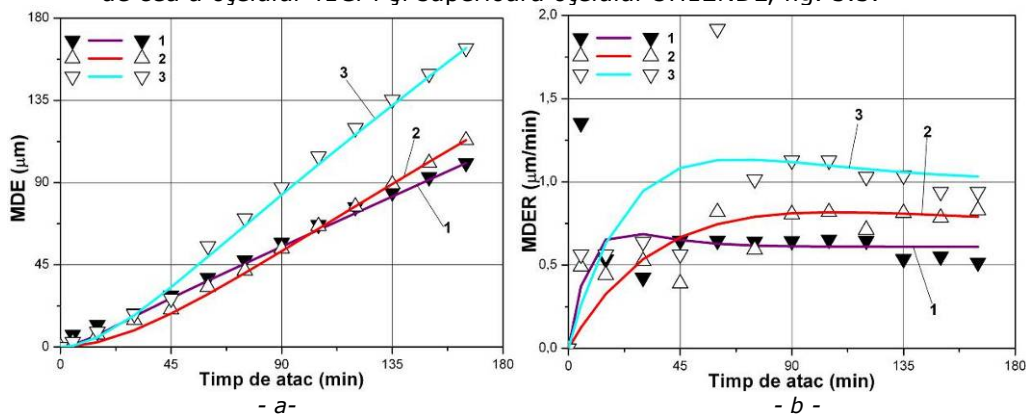


Fig. 5.5 Compararea rezistenței la cavitație a titanului acoperit cu $100\% \text{Al}_2\text{O}_3$ prin pulverizare, urmată de retopire, cu cea a oțelurilor etalon (1- titan acoperit cu $100\% \text{Al}_2\text{O}_3$ prin pulverizare, urmată de retopire; 2 - oțelul etalon 41Cr4; 3 - oțelul etalon OH12NDL)

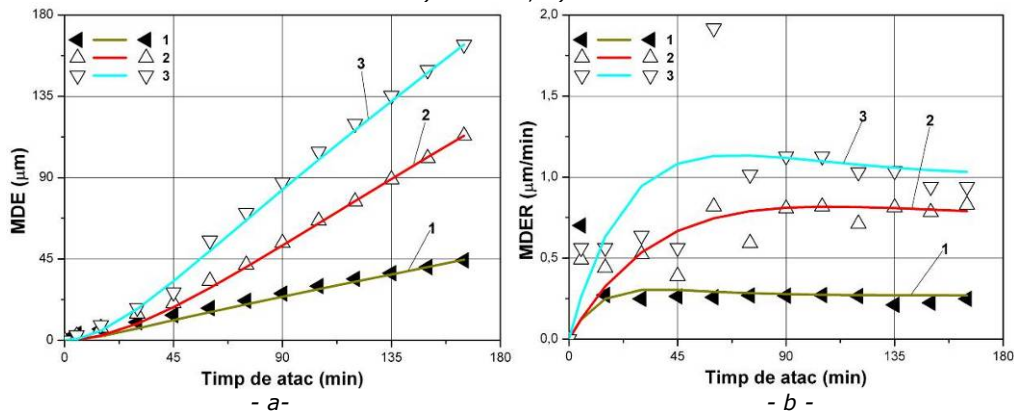


Fig. 5.6 Compararea rezistenței la cavitație a titanului acoperit cu $95\% \text{ZrO}_2 + 5\% \text{CaO}$ prin pulverizare, urmată de retopire, cu cea a oțelurilor etalon (1- titan acoperit cu $95\% \text{ZrO}_2 + 5\% \text{CaO}$ prin pulverizare, urmată de retopire; 2 - oțelul etalon 41Cr4; 3 - oțelul etalon OH12NDL)

a) - MDE; b) - MDER

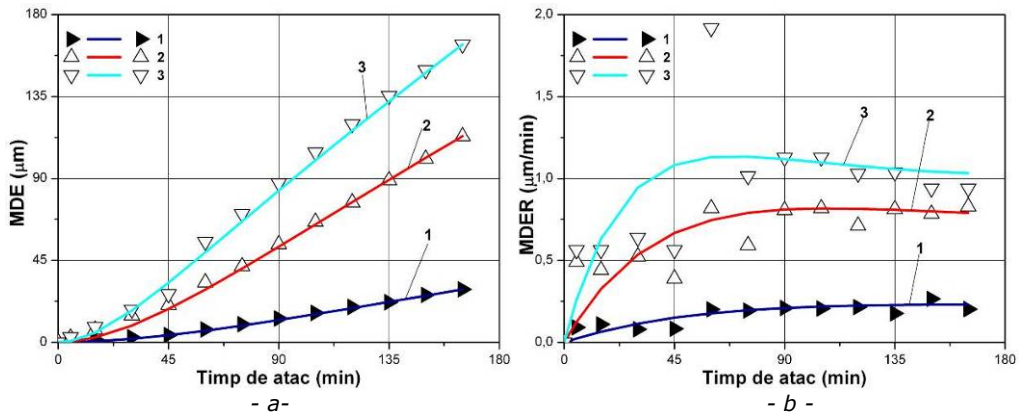


Fig. 5.7 Compararea rezistenței la cavitație a titanului acoperit cu 76% ZrO₂+ 24% MgO prin pulverizare, urmata de retopire, cu cea a oțelurilor etalon (1- titan acoperit cu 76% ZrO₂+ 24% MgO prin pulverizare, urmată de retopire; 2 -oțelul etalon 41Cr4; 3 - oțelul etalon OH12NDL)

a) - MDE; b) - MDER

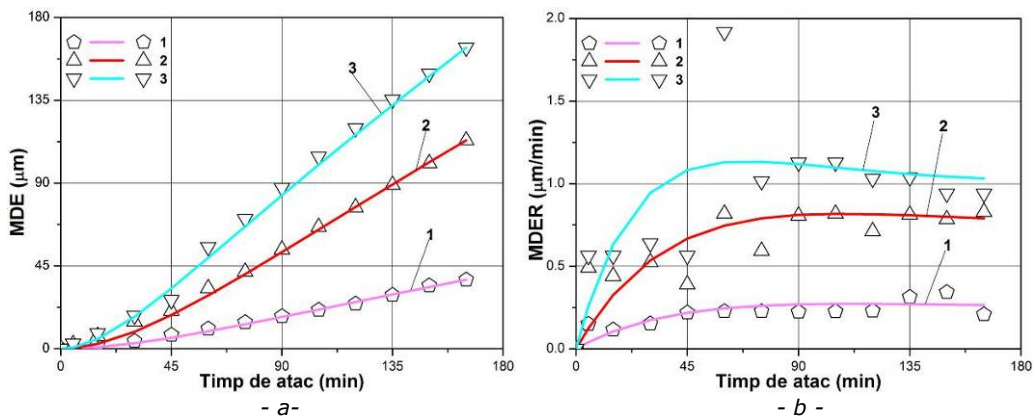


Fig. 5.8 Compararea rezistenței la cavitație a titanului acoperit cu 92% ZrO₂+ 8% Y₂O₃ prin pulverizare, urmata de retopire, cu cea a oțelurilor etalon (1- titan acoperit cu 92% ZrO₂+ 8% Y₂O₃ prin pulverizare, urmată de retopire; 2 -oțelul etalon 41Cr4; 3 - oțelul etalon OH12NDL)

a) - MDE; b) - MDER

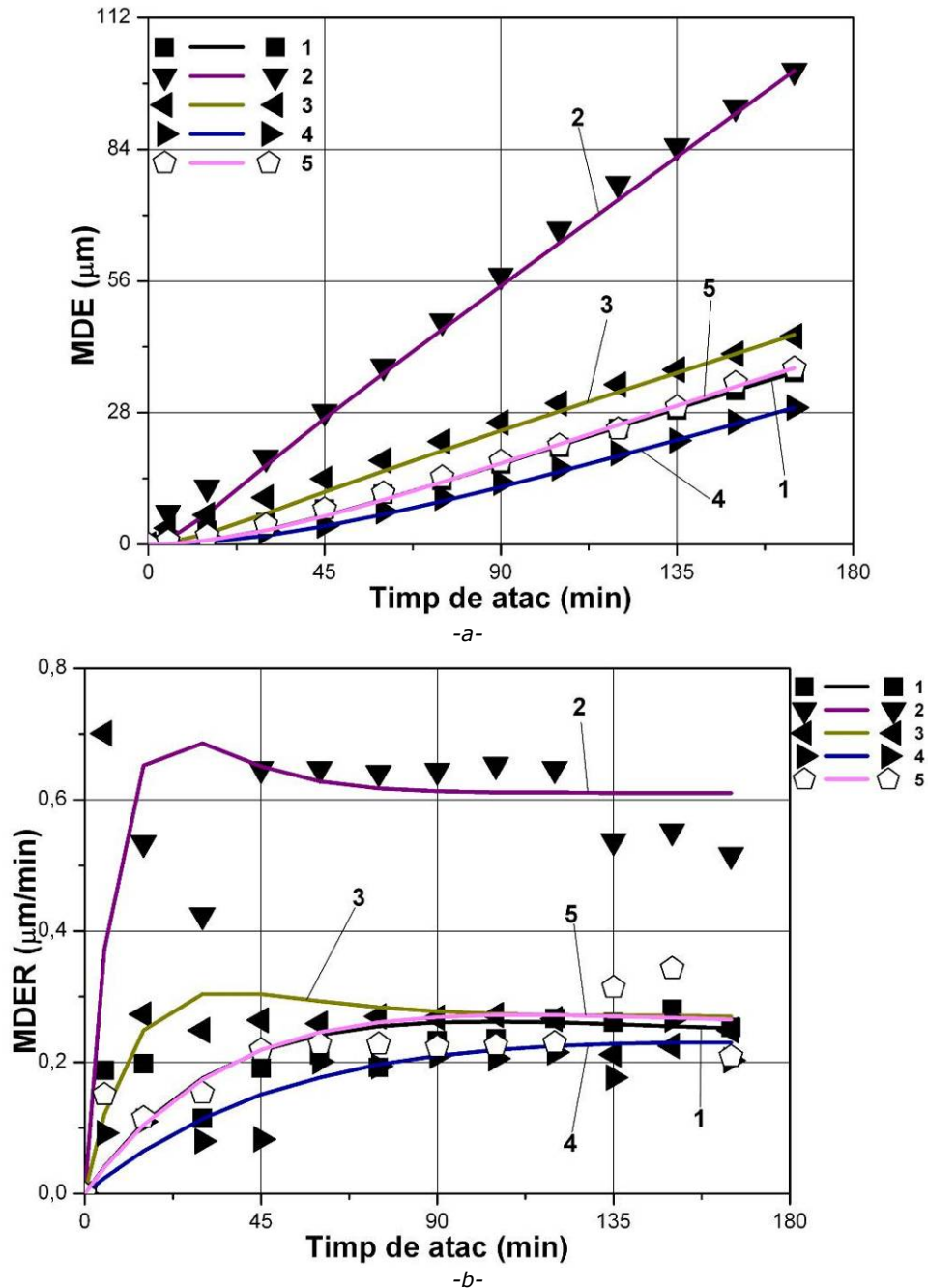


Fig. 5.9 Compararea rezistenței la cavitație pe baza curbelor caracteristice
 a) - adâncimea medie de pătrundere ; b) - viteza adâncimii medii de pătrundere
 (1- aliaj de titan Ti-6Al-4V în stare recoaptă; 2 - titan acoperit cu Al_2O_3 prin pulverizare, urmată de retopire; 3 - titan acoperit cu 95% ZrO_2 + 5% CaO prin pulverizare, urmată de retopire; 4 - titan acoperit cu 76% ZrO_2 + 24% MgO prin pulverizare, urmată de retopire; 5 - titan acoperit cu 92% ZrO_2 + 8% Y_2O_3 prin pulverizare, urmată de retopire)

Investigarea la microscopul electronic cu baleiaj a suprafețelor deteriorate prin atacul bulelor cavitaționale (fig. 5.10, 5.11) confirmă rezultatele macroscopice prezentate anterior. Ele reliefează o degradare pronunțată a suprafeței acoperite cu Al_2O_3 , craterele formate având dimensiuni mari (fig. 5.10) și o erodare uniformă, cu cratere fine, a suprafeței pe care s-a depus și retopit un strat alcătuit din 76% ZrO_2 + 24% MgO (fig. 5.11).

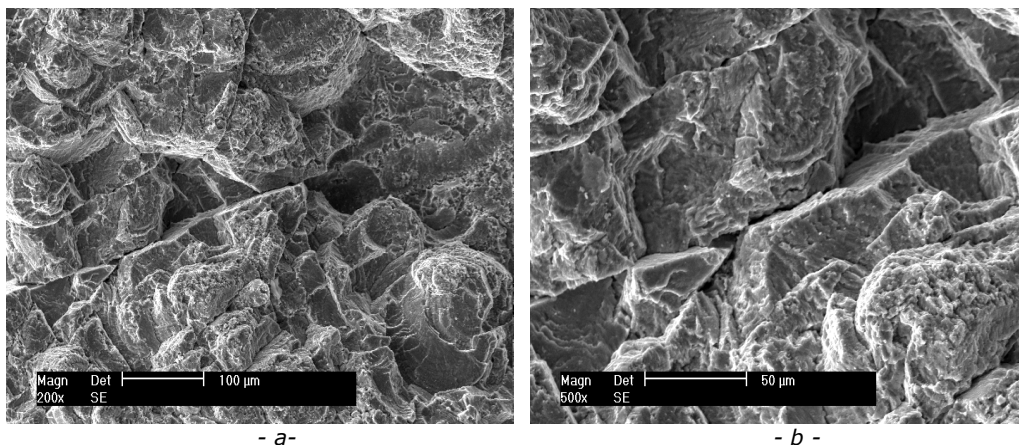


Fig. 5.10 Imaginea microfractografică a stratului depus și retopit din Al_2O_3 după atacul cavitațional

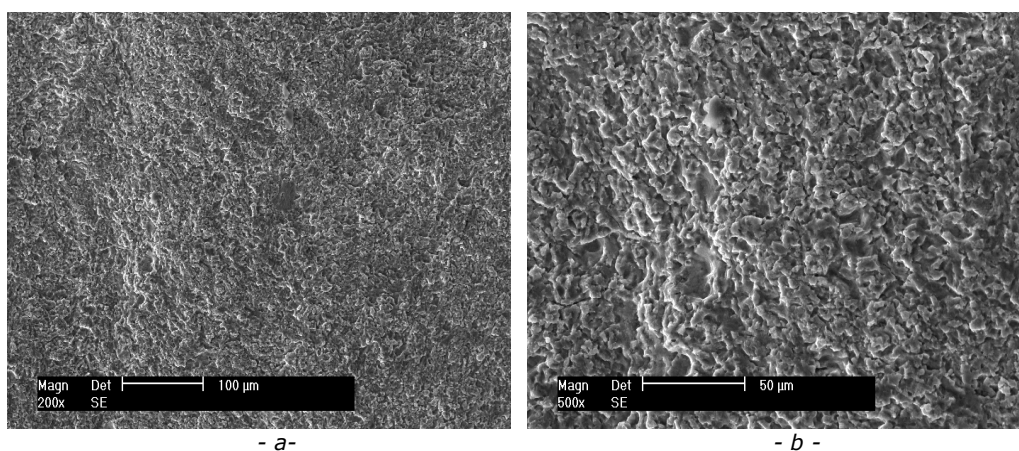


Fig. 5.11 Imaginea microfractografică a stratului depus și retopit din 76% ZrO_2 + 24% MgO după atacul cavitațional

5.4. Pulverizarea în plasmă și retopirea cu fascicul de electroni

În fig. 5.12 și 5.13 sunt comparate curbele specifice de cavitație ale aliajului de titan cercetat acoperit prin pulverizare în plasmă, urmată de retopire cu cele ale oțelurilor etalon 41Cr4 și OH12NDL. Această comparație oferă informații legate de rezistența la eroziunea cavitației a straturilor de amestecuri ceramice, raportată la cea oferită de oțelurile etalon.

În fig. 5.14 sunt comparate curbele specifice ale aliajului de titan cercetat Ti-6Al-4V, în stare recoaptă, cu cele ale aceluiși aliaj acoperit prin pulverizare în plasmă, urmată de retopire. Scopul acestei comparații îl constituie evidențierea comportamentului cavitațional al celor două straturi depuse, comparativ cu aliajul de bază.

Și aceste valori experimentale aproximare prin curbele prezentate în figurile 5.12 și 5.13 reprezintă media a trei măsurători.

Analiza acestor rezultate permite următoarele observații:

- evoluția curbelor din fig. 5.14a arată că în prima parte a atacului (până la minutul 60) aliajul de titan Ti-6Al-4V, în stare recoaptă, rezistă ceva mai bine solicitărilor cavitației, datorită structurii mai omogene a suprafeței. Însă, în ultima parte a atacului pulberile ceramice de oxizi, depuse pe suprafețele solicitate, oferă o rezistență ceva mai mare, dar nesemnificativă, decât a aliajului de titan de bază. Apreciem că acest comportament diferit este cauzat de tehnologia de depunere a pulberilor ceramice de oxizi și de neuniformitățile suprafețelor cu pulberi, care sunt distruse în primele minute ale atacului. Întrucât în evaluările de rezistență la cavitație, ca indicator de referință se ia zona de stabilizare a curbelor de viteză de eroziune (după minutul 60) [73], evoluțiile din fig. 5.14b arată, însă, că aliajul de titan, în stare recoaptă rezistă ceva mai bine solicitărilor cavitaționale decât straturile de pulberi ceramice de oxizi; deoarece în eroziunea cavitațională, ecartul de viteze de eroziune și de pierderi masice, în zonele de stabilizare [82], au o bandă destul de largă, apreciem ca aliajul de titan în stare recoaptă Ti-6Al-4V și cele două amestecuri de pulberi de oxizi, au rezistențe cavitaționale comparabile.
- straturile de pulberi ceramice, fig.5.12 și 5.13, se comportă foarte bine la atacurile cavitației, comparativ cu oțelul etalon OH12NDL, folosit la turnarea paletelor rotorilor turbinelor hidraulice și cu oțelul 41Cr4, etalon pentru Laboratorul de cavitație al Universității Politehnica din Timișoara.

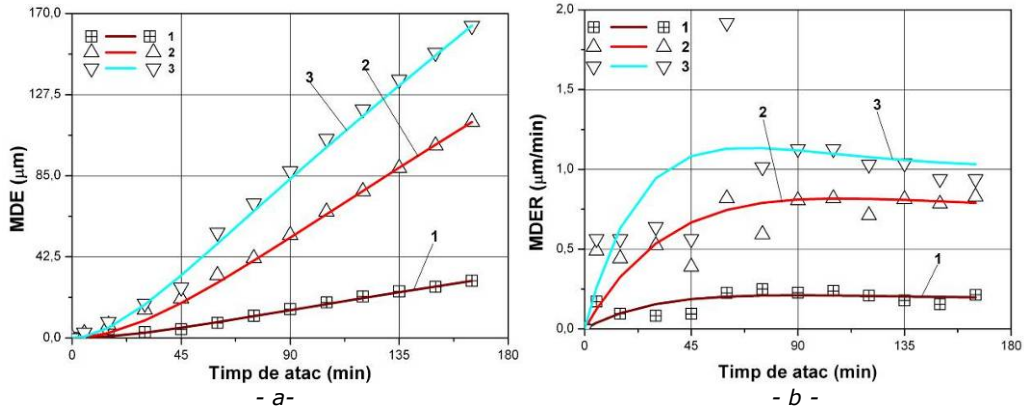


Fig. 5.12 Compararea rezistenței la cavitație a titanului acoperit cu 92% Cr₂O₃ + 5% SiO₂ + 3% TiO₂ prin pulverizare, urmata de retopire, cu cea a oțelurilor etalon (1- titan acoperit cu 92% Cr₂O₃ + 5% SiO₂ + 3% TiO₂ prin pulverizare, urmată de retopire; 2 –oțelul etalon 41Cr4, 3 – oțelul etalon OH12NDL)
 a) – MDE; b) – MDER

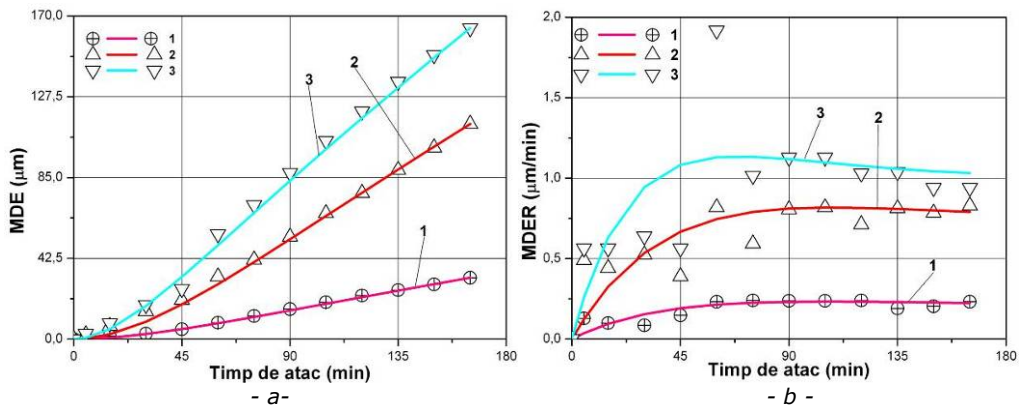


Fig. 5.13 Compararea rezistenței la cavitație titanului acoperit cu 95% ZrO₂ + 5% CaO prin pulverizare, urmata de retopire, cu cea a oțelurilor etalon (P1- titan acoperit cu 95% ZrO₂ + 5% CaO prin pulverizare, urmată de retopire; P2 –oțelul etalon 41Cr4, P3 – oțelul etalon OH12NDL)
 a) – MDE; b) – MDER

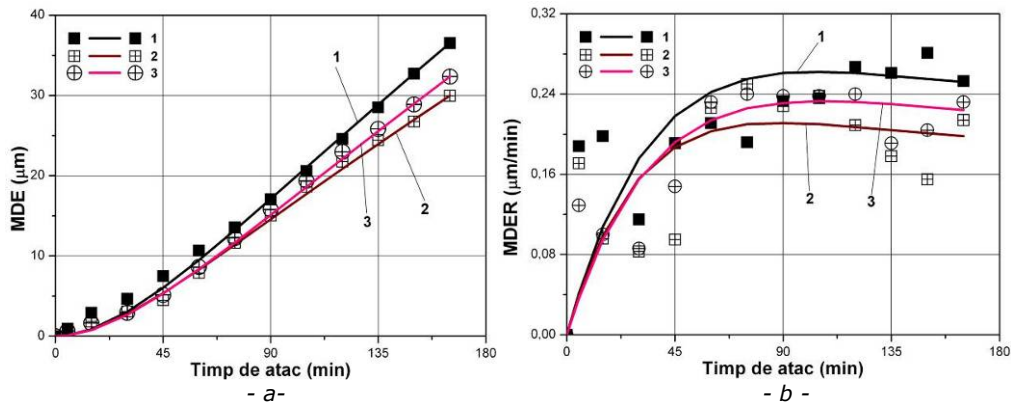
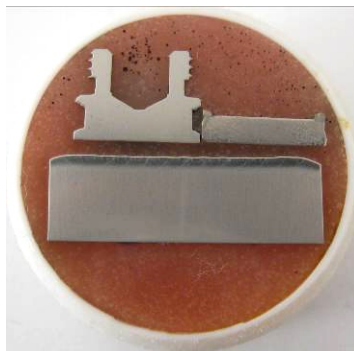


Fig. 5.14 Compararea rezistenței la cavitație pe baza curbelor caracteristice
 a) - adâncimea medie de pătrundere ; b) - viteza adâncimii medii de pătrundere
 (1- aliaj de titan Ti-6Al-4V în stare recoaptă; 2 - titan acoperit cu 92% Cr_2O_3 + 5% SiO_2 + 3% TiO_2 prin pulverizare, urmată de retopire; 3 - titan acoperit cu 95% ZrO_2 + 5% CaO prin pulverizare, urmată de retopire)

Suprafețele de atac cavitațional sunt caracterizate de "ciupituri" extrem de fine și de uniforme ale particulelor de material, fenomen explicabil prin microstructura omogenă rezultată în urma retopirii stratului cu fascicul de electroni.

Acoperirea prin pulverizare în plasmă se diferențiază de celelalte procedee de pulverizare termică (cu flacără, cu arc electric) prin temperaturile atinse. Starea de plasmă se obține prin ionizarea unui gaz, ca argonul sau hidrogenul și asigură temperaturi de cca. 20 000°C. Ca urmare, acest procedeu este oportun pentru prelucrarea materialelor cu punct de topire foarte ridicat. Pulberile ceramice pot fi topite numai în fascicul de plasmă pentru a se obține un strat dens și aderent la substrat. Prin retopire cu fascicul de electroni se favorizează eliminarea oricărui defect de continuitate metalică, în paralel cu o aliere a stratului cu o porțiune din substrat. Imaginea macro- și micrografică a structurii stratului marginal în urma retopirii sale este redată în fig. 5.15.



-a-

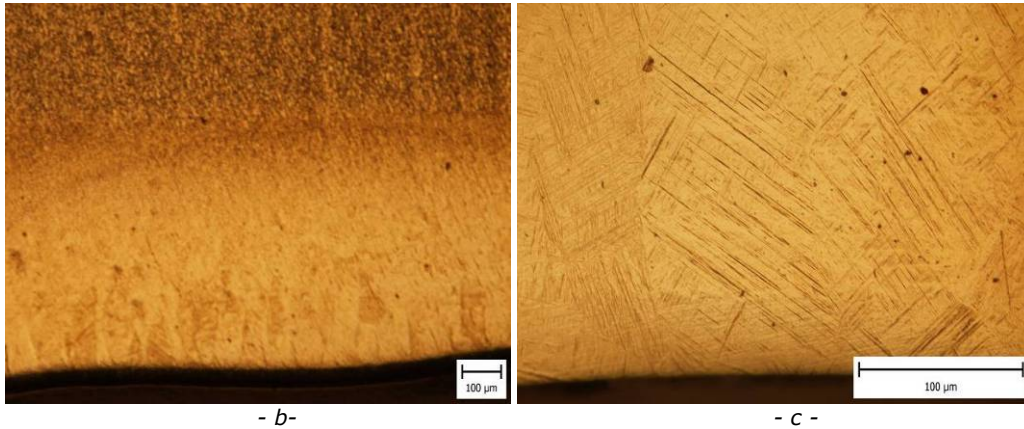


Fig. 5.15 Macrostructura (a) și microstructura (b,c) stratului pulverizat și retopit

Dată fiind grosimea redusă a acestuia și viteza mare de răcire de la temperaturi înalte, sunt facilitate condițiile de producere a unei transformări martensitice, $\beta \rightarrow \alpha' + \beta_{rez}$. Faza α' este o soluție suprasaturată de elemente de aliere dizolvate în forma polimorfă Ti_{α} . Ea are o rețea cristalină hexagonală ușor perturbată și o microstructură aciculară caracteristică martensitei din oțeluri. Duritatea și rezistența mecanică a fazei α' sunt cu atât mai ridicate cu cât concentrația în elemente de aliere este mai mare.

Examinarea la microscopul electronic cu baleiaj a suprafețelor acoperite cu cele două tipuri de amestecuri ceramice oxidice și ulterior retopite cu fascicul de electroni și testate cavitațional, pune în evidență o degradare uniformă a materialului, cu dimensiuni reduse ale craterelor formate (fig. 5.16, 5.17).

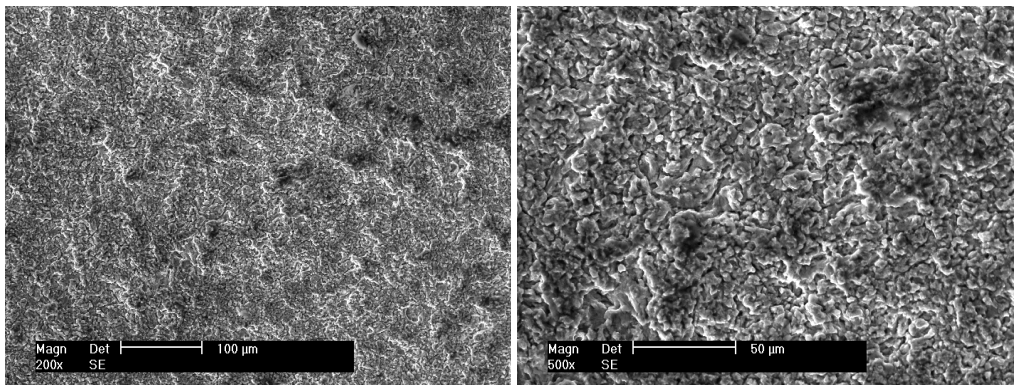


Fig. 5.16 Imaginea microfractografică a stratului depus și retopit din 92% Cr_2O_3 + 5% SiO_2 + 3% TiO_2

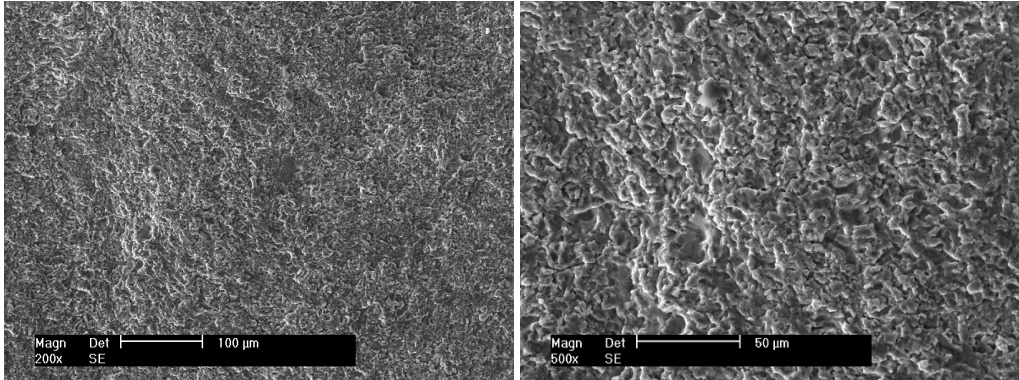


Fig. 5.17 Imaginea microfractografică stratului depus și retopit din 95% ZrO_2 + 5% CaO

Totuși, pe suprafața acoperită cu primul amestec de pulberi oxidice (fig. 5.16a) se poate remarca existența unor microzone mai accidentate, cu o distribuție aleatorie, care, probabil au fost sediul unor precipitări de compuși cu duritate ridicată și implicit o fragilitate pronunțată. Din aceste motive, pe ansamblu, rugozitatea suprafeței acestor probe este mai slabă decât cea a suprafeței acoperite cu oxid de zirconiu dopat cu oxid de calciu.

5.5. Concluzii parțiale

- 1) Rezistența la eroziune cavitațională a straturilor depuse cu pulberi de oxizi și retopite cu fascicul laser depinde în principal de tipul de rețea cristalină a acestora și de gradul de porozitate.
- 2) Pentru condițiile experimentale folosite, cea mai bună comportare la cavitație o prezintă stratul obținut în urma depunerii și retopirii cu fascicul laser a unui amestec de 76% ZrO_2 + 24% MgO .
- 3) Examinarea microfractografică a suprafeței acestui strat în urma atacului cavitațional atestă o degradare uniformă, cu cratere de dimensiuni mici, specifice materialelor cu proprietăți izotrope.
- 4) Utilizarea tehnologiilor de pulverizare în plasmă a amestecurilor de ceramice oxidice pulverulente 92% Cr_2O_3 + 5% SiO_2 + 3% TiO_2 și 95% ZrO_2 + 5% CaO urmată de retopire cu fascicul de electroni constituie o soluție modernă de tratare a suprafețelor supuse avariilor prin eroziunea produsă prin cavitație.
- 5) Conform fig. 5.18 amestecul de oxizi 76% ZrO_2 + 24% MgO depus și retopit cu fascicul laser asigură cea mai bună rezistență la cavitație (viteza adâncimii medii de eroziune are cea mai mică valoare).

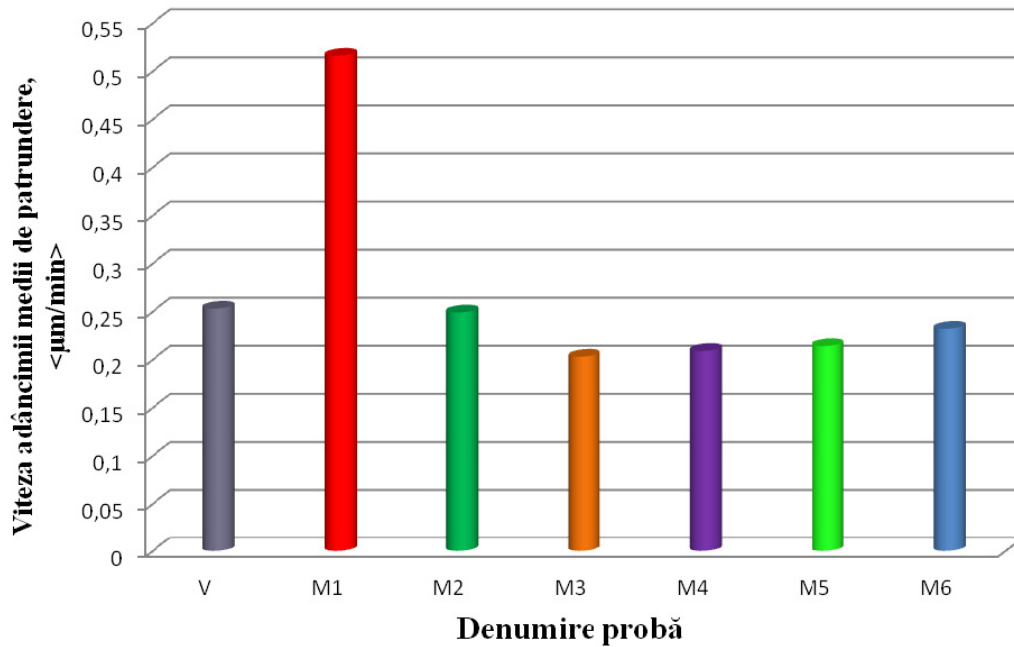


Fig. 5.18 Variația vitezei medii a adâncimii de pătrundere a eroziunii (V- aliaj de titan Ti-6Al-4V în stare recoaptă; M1 – titan acoperit cu Al_2O_3 prin pulverizare, urmată de retopire cu laser; M2 – titan acoperit cu 95% ZrO_2 + 5% CaO prin pulverizare, urmată de retopire cu laser; M3 – titan acoperit cu 76% ZrO_2 + 24% MgO prin pulverizare, urmată de retopire cu laser; M4 – titan acoperit cu 92% ZrO_2 + 8% Y_2O_3 prin pulverizare, urmată de retopire cu laser; M5 – titan acoperit cu 92% Cr_2O_3 + 5% SiO_2 + 3% TiO_2 prin pulverizare, urmată de retopire cu fascicul de electroni; M6 – titan acoperit cu 95% ZrO_2 + 5% CaO prin pulverizare, urmată de retopire cu fascicul de electroni)

6. Corelarea rezistenței la cavitație cu proprietățile de material obținute prin nanoindentare

6.1. Introducere

În momentul actual, deși au fost publicate numeroase lucrări cu rezultate impresionante în înțelegerea mecanismelor de degradare prin eroziune cavitațională a materialelor folosite deja în industrie cât și a noilor materiale sau straturi obținute prin diferite metode, nu se poate stabili o metodă clară de evaluare și precizare a comportării materialelor la eroziunea cavitațională. De asemenea nu se poate stabili o lege care să realizeze o corelare între proprietățile mecanice ale materialelor și parametrii funcționali ai mașinii industriale sau ai stațiunii de laborator, asupra gradului de distrugere prin cavitație. Prin aceste metode empirice se dorește de o anticipare a rezistenței la cavitație în funcție de proprietățile fizico-mecanice și constituția chimică și microstructurală ale materialelor, cât și de intensitatea atacului cavitațional [4, 31, 32, 71, 91, 92, 100, 101, 111- 114].

Metodele empirice dezvoltate de-a lungul anilor țin cont de următoarele:

- clasificarea materialelor după rezistența la cavitație se face în funcție de instalația de laborator utilizată cât și în funcție de lichid;
- corelarea dintre rezistența la cavitație și proprietățile mecanice ale materialelor este limitată de viteza lichidului, parametrii de cavitație precum și de tipul de material;
- transformarea din model în prototip nu este complet definită.[92]

Pentru ierarhizarea materialelor testate metoda cea mai utilizată este cea a comparației curbelor specifice, de pierdere masică/volumică/gravimetrică și a vitezelor de eroziune (conform normelor internaționale ASTM [161]), rezultate în urma cercetărilor. Pentru estimarea comportamentului la eroziunea cavitațională s-au realizat numeroase cercetări pe diferite stațiuni de încercare, însă rezultatele nu au condus la o satisfacție deplină datorită dependenței procesului de eroziune cavitațională de foarte mulți factori hidrodinamici și specifici materialului. Datorită acestor motive se continuă intens studiile de corelare a parametrilor de cavitație cu proprietățile fizice, chimice și mecanice ale materialului.

În continuare se vor prezenta principalele modele folosite pentru aproximarea rezistenței la cavitație.

În 1960, Garcia s.a [149] au propus relații de corelare între parametrii procesului de cavitație și diferite proprietăți de material. Încercările s-au realizat în diverse medii de lichide, precum plumb-bismut, mercur și apă pe aparatul vibrator de la Universitatea din Michigan. Relațiile de mai jos permit determinarea adâncimii medii de pătrundere pentru testele realizate în apă, deoarece cercetările din cadrul acestei teze s-au realizat în acest mediu lichid:

a) corelarea cu o singură proprietate:

$$MDE = -6.023 + 1.30 \cdot 10^4 \cdot (HB)^{-1/3} - 6.17 \cdot 10^2 \cdot (HB)^{-1} - 8.00 \cdot 10^4 \cdot (HB)^{-3} \quad (6.1)$$

b) corelarea cu mai multe proprietăți

$$MDE = -0.068 + 3.07 \cdot 10^8 (TS)^{-2} - 8.32 \cdot 10^{-7} (RA)^3 - 2.03 \cdot 10^3 (HB)^{-3} + 1.49 \cdot 10^2 (TS)^{-1/2} \quad (6.2)$$

unde: TS – energia de deformație

RA – reducerea suprafeței neerodate (în procente)

HB – duritatea Brinell

Autorii au recunoscut în lucrare că aceste relații nu oferă rezultate precise deoarece nu au fost luați în calcul și alți factori, precum coroziunea chimică.

Modelele oferite de Hammitt s.a [30, 31] sunt corelații dintre rezistența la cavitație, exprimată prin parametrul 1/MDER, cu una sau mai multe dintre proprietățile mecanice ale materialului. Cele mai semnificative sunt:

$$\frac{1}{MDER} = 0,998 \cdot (UR)^{0,811} \quad (6.3)$$

$$\frac{1}{MDER} = 0,811 \cdot (UR) \quad (6.4)$$

$$\frac{1}{MDER} = 0,798 \cdot (UR \cdot HB)^{0,720} \quad (6.5)$$

$$\frac{1}{MDER} = 0,716 \cdot (UR \cdot HB) \quad (6.6)$$

$$\frac{1}{MDER} = 0,744 \cdot (UR \cdot E^2)^{0,659} \quad (6.7)$$

$$\frac{1}{MDER} = 0,734 \cdot (HB)^{1,788} \quad (6.8)$$

$$\frac{1}{MDER} = 0,517 \cdot (SE)^{0,738} \quad (6.9)$$

Pentru aplicații practice Hammitt recomandă relațiile (6.4) și (6.8). Cum duritatea Brinell se măsoară foarte ușor, relația (6.8) este cea mai utilizată.

Totuși se observă că, în funcție de proprietatea materialului și forma relației de corelare, valorile coeficienților și exponenților diferă. Acest aspect arată că eroziunea cavitațională depinde și de alți factori, a căror influență nu poate fi acoperită de proprietatea considerată în relație (duritatea Brinell HB, reziliența finală UR, energia de deformație SE, modulul de elasticitate longitudinal E) [73].

Însă în ultima vreme, cercetătorii încearcă să găsească metode nedistructive pentru a determina proprietățile materialelor și în acest fel folosesc rezultatele obținute prin nanoindentare [35, 180]. Nanoindentarea a fost aleasă din două motive:

- 1) este similară eroziunii cavitaționale și în consecință va simula mai bine câmpul de tensiune decât un test de tracțiune sau încovoiere;
- 2) este un test simplu și nedistructiv.

F.T. Cheng s.a [35] au stabilit o relație empirică între rezistența la cavitație și proprietățile obținute prin nanoindentare pentru aliajul cu memoria formei NiTi. În urma cercetărilor au constat că nu pot corela duritatea Vickers (HV), duritatea Rockwell și nici nanoduritatea cu rezistența la cavitație (R_e (h/ μm)), însă au stabilit o relație între rezistența la cavitație și raportul cantitativ W/δ_u . W (μJ) reprezintă lucrul mecanic total, iar δ_u (J/m) reprezintă deformația plastică ireversibilă. Relația

(6.10) obținută evidențiază faptul că atât pseudoelasticitatea cât și pseudoplasticitatea materialului influențează rezistența la eroziunea cavitațională a aliajului NiTi.

$$R_e = \frac{201.4}{(0.196 - \frac{W}{\delta_U})^{0.66}} \quad (6.10)$$

Zaiyou Wang și Jinhua Zhu [180] au studiat efectul distrugerii prin cavitație a aliajelor cu memoria formei Fe-Mn-Si-Cr. Aceștia au efectuat teste de indentare pentru a determina proprietățile elastice, proprietăți ce le-au corelat cu pierderile masice cumulate (Δm) după 48h. Variația pierderilor masice cumulate Δm în funcție de deformația elastică reversibilă, h_e este dată de relația 6.11:

$$\Delta m = 2.6985 + \frac{1371.94}{4(h_e - 46.83)^2 + 12.751} \quad (6.11)$$

6.2. Metoda propusă

În majoritatea cercetărilor efectuate, ierarhizarea materialelor după rezistența la eroziunea cavitațională se face utilizând una dintre metodele:

1. prin compararea pantei curbilor de pierdere masică $m(t)$ sau volumică $V(t)$;
2. prin compararea vitezelor de stabilizare a eroziunii (finale de palier) v_s ;
3. prin compararea vitezelor maxime a eroziunii v_{max} ;
4. prin compararea adâncimilor maxime de pătrundere, MDE, sau a vitezelor adâncimii medii sau maxime de pătrundere a eroziunii, MDER respectiv $MDER_{max}$, sau inversul acestora, $1/MDER$ respectiv $1/MDER_{max}$.

Cu toate acestea, o relație între rezistența la cavitație și proprietățile mecanice ale titanului și aliajelor sale (în particular pentru aliajul Ti-6Al-4V), nu se găsește în literatura de specialitate. Astfel, în cadrul acestui capitol, mi-am propus să dezvolt o asemenea relație folosindu-mă de proprietățile de material obținute prin nanoindentare.

Testele de nanoindentare s-au efectuat folosind echipamentul CSM Indentation Tester type NHTX S/N, echipat cu un indenter de tip Berkovich, ce aparține Departamentului de Mecanică al Universității Aveiro din Portugalia.

Forța maximă utilizată este de 250mN, iar timpul de menținere a fost de 10s. În fig. 6.1(a) se prezintă curba P-h (forță-adâncime de pătrundere a indenterului) pentru un material elasto-plastic, unde W_p reprezintă lucrul mecanic datorat comportării plastice și W_e - lucrul mecanic datorat comportării elastice. Lucrul mecanic total (W_t) este dat de suma dintre W_e și W_p . Fig. 6.1 (b) prezintă adâncimea maximă de pătrundere, h_{max} , adâncimea reziduală, h_p , și deformația elastică reversibilă, h_e . Utilizând informațiile din fig. 6.1 și proprietățile geometrice și de material ale indenterului, se pot calcula nanoduritatea H_N și modulul de elasticitate [171]. Valorile H_N , E , W_p , W_e și W_t au fost calculate folosind programul CSM Indentation Tester.

Materialele utilizate pentru crearea relației empirice de estimare a rezistenței la cavitație sunt cele supuse călirii pentru punere în soluție urmată de îmbătrânire și testate pe aparatul cu cristale piezoceramice T2. Notarea acestor materiale după călirea pentru punere în soluție urmată de îmbătrânire s-a realizat astfel: Ti6Al4V-

X°C (temperatura la care s-a realizat călirea+mediul de răcire), iar materialul în stare recoaptă Ti6Al4V-SR.

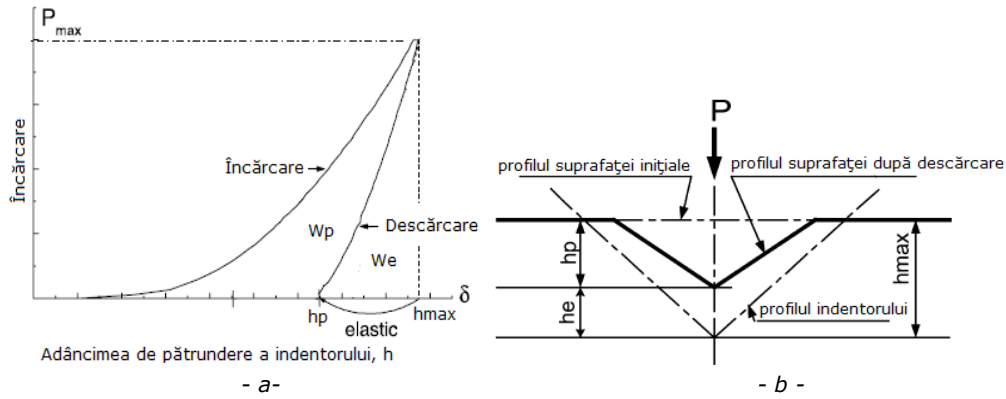


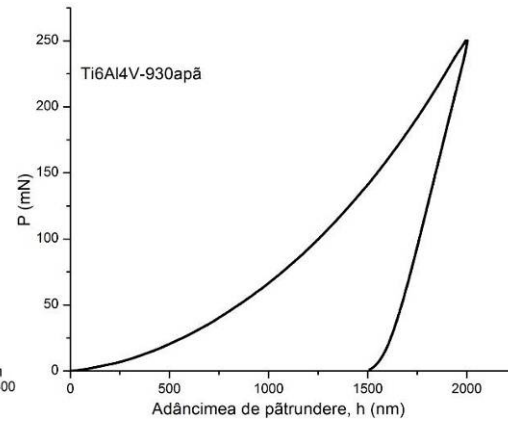
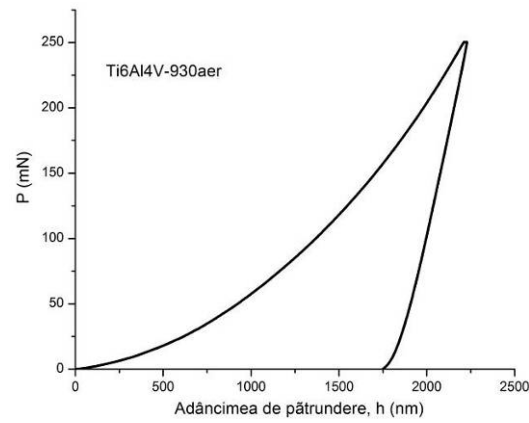
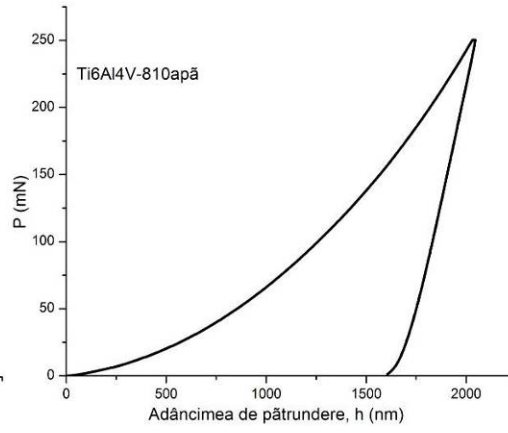
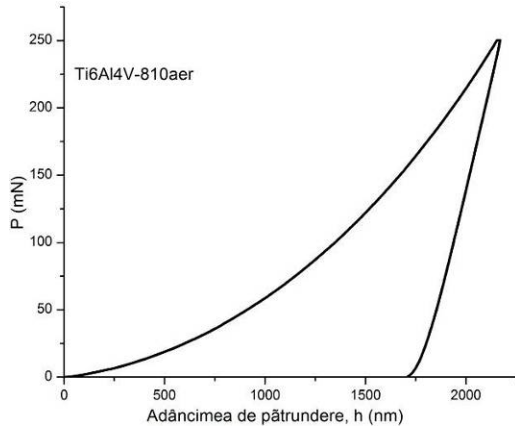
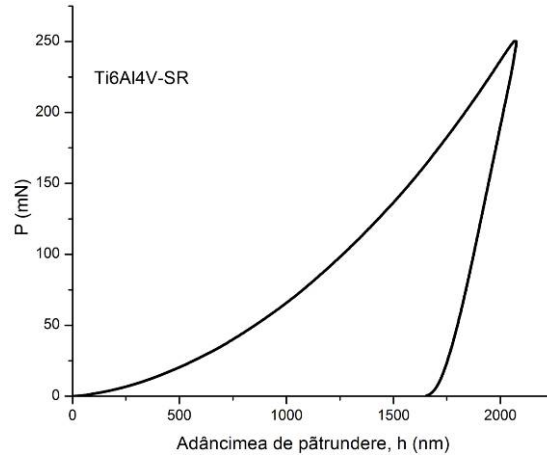
Fig. 6.1. Curba de încărcare-descărcare în testele de nanoindentare (a) și schema de principiu a profilului indentorului (b)

6.2.1. Corelarea cu duritatea

În Tabelul 6.1 se prezintă valorile utilizate pentru model, unde $R_e=1/MDER$. Curbele de încărcare-descărcare rezultate în urma testelor de nanoindentare sunt prezentate în fig. 6.2. Valorile H_N și E ce rezultă din curbele din fig. 6.2 sunt prezentate tot în Tabelul 6.2.

Tabel 6.1. Rezistența la cavitație și parametrii rezultați după nanoindentare

Proba	MDER ($\mu\text{m}/\text{h}$)	R_e ($\text{h}/\mu\text{m}$)	H_N (GPa)	E (GPa)	H_N/E
Ti6Al4V-SR	4.733	0.2113	3.02	74.548	0.0405
Ti6Al4V-1050apa	2.246	0.4452	3.25	62.92	0.0517
Ti6Al4V-1050aer	3.077	0.3250	3.03	61.91	0.0489
Ti6Al4V-930apa	3.754	0.2664	3.48	66.009	0.0527
Ti6Al4V-930aer	4.412	0.2267	2.99	68.007	0.0440
Ti6Al4V-810apa	3.834	0.2608	3.15	73.453	0.0429
Ti6Al4V-810aer	3.821	0.2617	2.853	62.381	0.0457



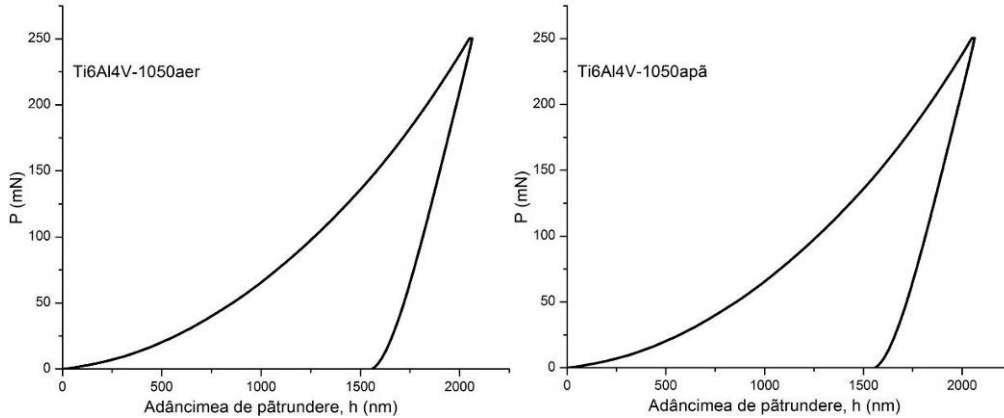


Fig. 6.2. Curbele de încărcare-descărcare în testele de nanoindentare pentru probele din Ti-6Al-4V

Duritatea H_N este calculată la încărcarea maximă de 250mN și aceasta include atât deformarea elastică cât și deformarea plastică. După cum se observă din fig. 6.3(a), dispersia punctelor experimentale este dificil a se aproxima printr-o relație analitică/curbă care să sugereze o tendință clară a evoluției rezistenței la cavitație cu duritatea, așa cum a reușit să stabilească Hammit [30, 31] pentru oțeluri. Pentru a îmbunătății proprietățile cavitaționale ale materialelor, este important să se controleze anumite proprietăți ale materialelor, cum ar fi modulul de elasticitate E și duritatea H_N , aspect sesizat și de Sakai-Shima [87]. Reducând modulul de elasticitate și crescând duritatea, pentru a obține un raport superior H_N/E , se obțin proprietăți tribologice superioare. În fig. 6.3(b) se poate observa că se poate realiza o bună corelare între parametrii R_e și H_N/E . Relația de corelare este:

$$R_e = 0.029 \cdot e^{48.32 \cdot H_N / E} \quad (6.12)$$

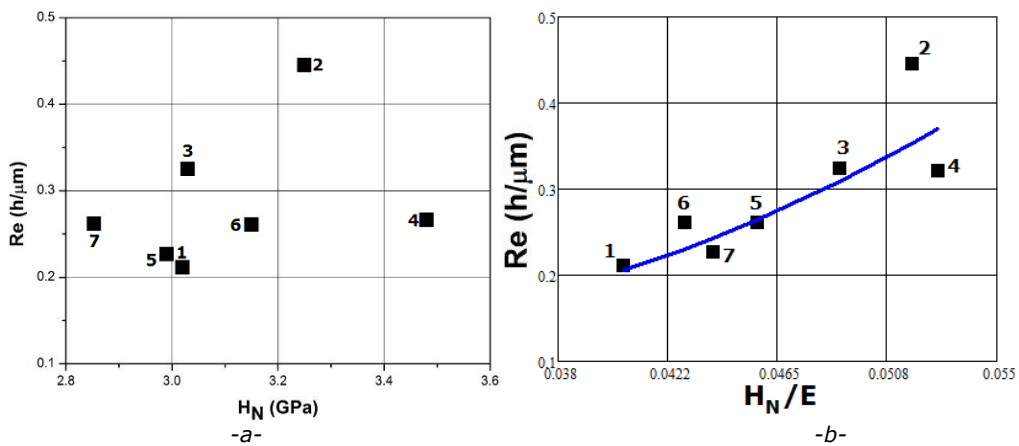


Fig. 6.3. Corelarea dintre rezistența la cavitație R_e și nanoduritatea H_N (a) și raportul H_N/E (b) Ti6Al4V-SR, 2- Ti6Al4V-150apă, 3- Ti6Al4V-1050aer, 4- Ti6Al4V-930apă, 5- Ti6Al4V-930aer, 6- Ti6Al4V-810apă, 7- Ti6Al4V-810aer

6.2.2. Corelarea cu lucrul mecanic și cu deformația elastică reversibilă

Lucrul mecanic total, W_t , lucrul mecanic datorat comportării plastice, W_p , și raportul acestora sunt prezentate în Tabelul 6.2.

Tabel 6.2. Rezistența la cavitație și parametrii rezultați după nanoindentare

Proba	MDER ($\mu\text{m/h}$)	Re ($\text{h}/\mu\text{m}$)	Wt (μJ)	Wp (μJ)	Wp/Wt	he (μm)
Ti6Al4V-SR	4.733	0.2113	0.1844	0.1412	0.765727	0.395
Ti6Al4V-1050apa	2.246	0.4452	0.1811	0.1277	0.705135	0.485
Ti6Al4V-1050aer	3.077	0.3250	0.1931	0.1416	0.733299	0.461
Ti6Al4V-930apa	3.754	0.2664	0.1728	0.1204	0.696759	0.477
Ti6Al4V-930aer	4.412	0.2267	0.1865	0.1401	0.751206	0.415
Ti6Al4V-810apa	3.834	0.2608	0.1791	0.1328	0.741485	0.427
Ti6Al4V-810aer	3.821	0.2617	0.1886	0.1394	0.73913	0.441

Deformarea obținută prin acțiunea indentorului se împarte în trei categorii:

- 1- deformarea elastică ce include elasticitatea și superelasticitatea sau pseudoelasticitatea rezultate din tensiunea indusă de transformarea martensitică;
- 2- deformarea superplastică sau pseudoplastică rezultată din reorientarea diferitelor tipuri de martensită;
- 3- deformarea plastică ireversibilă rezultată datorită defectelor permanente, precum dislocațiile. [35]

Pentru metalele ce nu prezintă efectul de memorie a formei, defectele sunt cauzate de plasticitate și de raportul (lucrul mecanic datorat comportării plastice/lucrul mecanic total) care este corelat cu efectul de plasticitate/elasticitate ce poate fi folosit pentru măsurarea susceptibilității defectului produs de indentare [35].

Rezistența la cavitație funcție de raportul W_p/W_t este prezentă în fig. 6.4. și este în concordanță cu comportamentul cavitațional al materialelor. Corelarea dintre cei doi parametri este dată de relația:

$$R_e = 0.038 \cdot (W_p / W_t)^{-6.46} \quad (6.13)$$

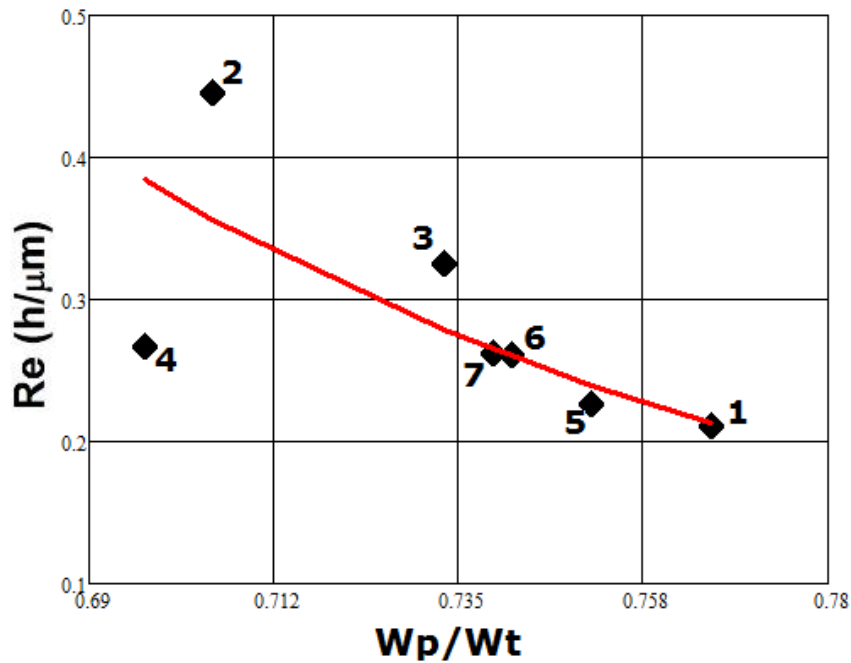
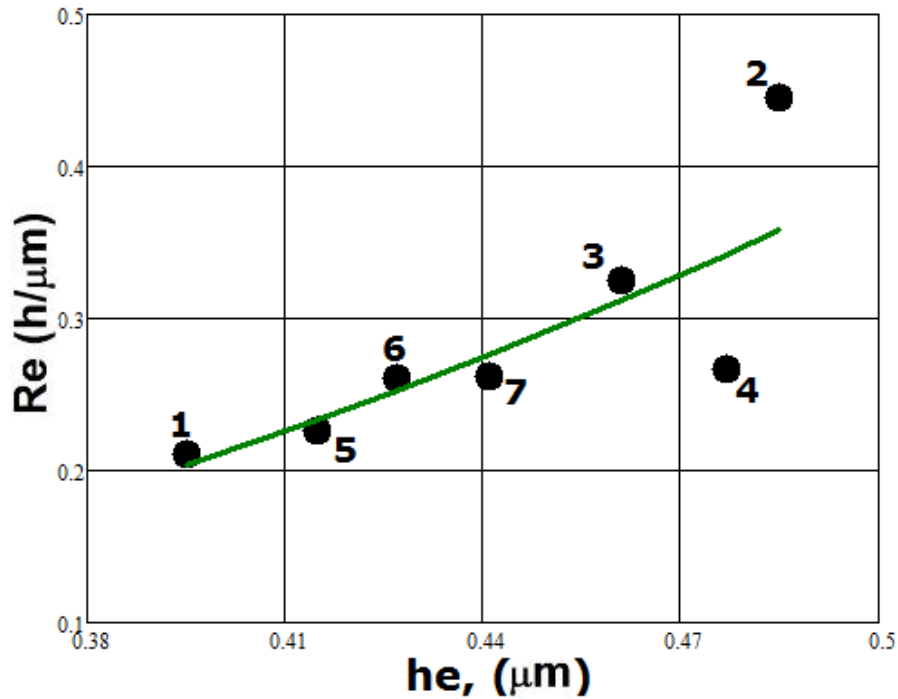


Fig. 6.4. Corelarea dintre rezistența la cavitație R_e și raportul W_p/W_t
 Ti6Al4V-SR, 2- Ti6Al4V-150apă, 3- Ti6Al4V-1050aer, 4- Ti6Al4V-930apă,
 5- Ti6Al4V-930aer, 6- Ti6Al4V-810apă, 7- Ti6Al4V-810aer

În fig. 6.5 s-a corelat rezistența la cavitație cu deformația elastică reversibilă, h_e . Variația rezistenței la cavitație R_e funcție de h_e poate fi exprimată prin relația (6.14) cu un factor de corelație (caracteristic preciziei de aproximare-acceptabil pentru procesul distrugerilor prin cavitație, datorită complexității sale [73, 87]) de 0,683:

$$R_e = 2.593 \cdot h_e^{2.737} \quad (6.14)$$

Evoluția curbei din fig. 6.5 sugerează că cu cât materialul prezintă o elasticitate mai ridicată cu atât rezistența sa la cavitație este mai bună.



bună.

Fig. 6.5. Corelarea dintre rezistența la cavitație R_e și h_e
 Ti6Al4V-SR, 2- Ti6Al4V-150apă, 3- Ti6Al4V-1050aer, 4- Ti6Al4V-930apă,
 5- Ti6Al4V-930aer, 6- Ti6Al4V-810apă, 7- Ti6Al4V-810aer

În concluzie, relațiile empirice create în cadrul acestui capitol, pe baza rezultatelor obținute prin cercetarea la cavitație a aliajelor de titan, supuse unor tratamente termice specifice, sunt o continuare a studiilor și modelelor propuse de Cheng (pentru acest tip de aliaje) și a ideilor lui Hammit, modificate și adaptate pentru prima dată, la aceste tipuri de aliaje, de subsemnata, în această teză.

7. Concluzii și contribuții originale

Teza de doctorat cu titlul „Cercetări asupra rezistenței la cavitație a aliajelor de titan cu structură bifazică” se înscrie în tendința actuală a cercetărilor din domeniul Științei și ingineriei materialelor de a găsi soluții eficiente de îmbunătățire a rezistenței la eroziune cavitațională a materialelor de vârf pentru secolul XXI și de a aprofunda mecanismul de degradare a suprafeței acestora în urma imploziei bulelor cavitaționale.

Principalele concluzii și contribuții originale ale lucrării pot fi sintetizate astfel:

1. aliajul de titan, Ti-6Al-4V, aflat în stare recoaptă are o foarte bună rezistență la eroziunea produsă prin cavitație în comparație cu cea a oțelurilor etalon 41Cr 4 și OH12NDL, considerate ca materiale cu bună rezistență la eroziunea cavitației și poate fi folosit în fabricarea elementelor de mașini, care funcționează în condiții de cavitație intensă;
2. dintre variantele de tratament termic volumic, cea mai mică adâncime de pătrundere a eroziunii cavitaționale, respectiv cea mai mică viteză de eroziune o prezintă aliajul supus călirii în apă de la 1050°C urmată de îmbătrânire la 550°C cu răcire în aer;
3. microstructura martensitică α' obținută în urma călirii pentru punere în soluție din domeniul monofazic β , provoacă o durificare pronunțată a aliajului, cu atât mai intensă cu cât viteza de răcire a fost mai mare;
4. cea mai slabă rezistență la cavitație se obține prin aplicarea tratamentului bazat pe o răcire în aer din domeniul bifazic $\alpha + \beta$ (de la 930°C) urmată de îmbătrânire la 550°C, fenomen cauzat de prezența în microstructură a unei proporții de faza α'' care provoacă o înrăutățire a caracteristicilor de rezistență mecanică și implicit o degradare prin eroziune a materialului;
5. tratamentul termic de călire în apă de la 810°C urmată de îmbătrânire la 550°C prezintă o rezistență la cavitație apropiată sau similară cu cea obținută după răcirea în aer de la 1050°C și îmbătrânire la 550°C;
6. analizele EDX efectuate asupra probelor care au suferit tratamente termice volumice au reliefat o scădere a concentrației în aluminiu în centrul ariei cavitare comparativ cu zonele din afara acesteia, probabil ca urmare a expulzării unor compuși intermetalici în cursul testului de cavitație;
7. difracția razelor X a pus în evidență prezența martensitei de călire α' , a fazelor α și β și a unor compuși intermetalici cu rețea cristalină c.f.c. la aplicarea diferitelor cicluri de tratament termic volumic;
8. prelucrarea statistică a datelor obținute la testele de cavitație atestă că în general distribuția punctelor experimentale față de curbele de aproximație este uniformă atât pentru adâncimea de pătrundere cât și pentru viteza de eroziune;
9. deși tratamentul mecanic de ecrusare prin sablare cu electrocorindon a condus la creșterea durității suprafeței, efectul de mărire a rezistenței la cavitație se produce întârziat, respectiv perioada de „stabilizare” se declanșează după îndepărtarea vârfurilor de rugozitate a suprafeței;
10. în urma tratamentelor de nitrurare în gaz la care au fost supuse probele, s-a constatat o creștere a rezistenței la cavitație, deși filmul format la suprafața

11. materialului a fost eliminat în timpul atacului cavitațional. Pentru a crește durata de viață a straturilor formate se recomandă ca tratamentul de nitrurare în gaz să se realizeze la temperaturi mai înalte, peste 850°C, cu durate lungi de menținere.
12. nitrurarea cu laser în gaz a condus la modificarea structurii bifazice a aliajului într-o structură dendritică de nitruri de titan, TiN, dispuse într-o matrice de α -Ti. Mecanismul de distrugere cavitațională nu se mai bazează pe o ecruisare a suprafeței și o exfoliere a acesteia ca în cazul materialului aflat în stare recoaptă, ci pe o fisurare transcristalină și cu desprinderi localizate de material, în cazul straturilor nitrurate. Creșterea durității suprafeței în urma nitrurării cu laser în mediu gazos a condus la o mărire semnificativă a rezistenței la atacul cavitațional;
13. rezistența la eroziunea cavitațională a straturilor depuse cu pulberi de oxizi și retopite cu fascicul laser depinde în principal de tipul de rețea cristalină a acestora și de gradul de porozitate a stratului;
14. pentru condițiile experimentale folosite, cea mai bună comportare la cavitație o prezintă stratul obținut în urma depunerii prin pulverizare în plasma și retopire cu fascicul laser a unui amestec de 76% ZrO₂ + 24% MgO;
15. examinarea microfractografică a suprafeței acestui strat în urma atacului cavitațional atestă o degradare uniformă, cu cratere de dimensiuni mici, specifice materialelor cu proprietăți izotrope;
16. utilizarea tehnologiilor de pulverizare în plasmă a amestecurilor de ceramice oxidice pulverulente 92% Cr₂O₃ + 5% SiO₂ + 3% TiO₂ și 95% ZrO₂ + 5% CaO urmată de retopire cu fascicul de electroni se manifestă printr-o îmbunătățire a caracteristicilor anticavitaționale, sistemul compus strat – substrat fiind lipsit de defecte de continuitate a materialului;
17. relațiile empirice dezvoltate pe baza rezultatelor obținute prin cercetarea la cavitație a aliajelor de titan, supuse unor tratamente termice volumice, sunt o continuare a studiilor și modelelor propuse de Cheng (pentru acest tip de aliaje) și a ideilor lui Hammit, modificate și adaptate pentru prima dată, la aceste tipuri de aliaje

Direcții viitoare de cercetare

1. Oportunități de îmbunătățire a rezistenței la cavitație a aliajelor de titan prin aplicarea nitrurării în gaz la temperaturi înalte (850 – 950°C) și a tratamentului termochimic de carburare in vid.
2. Studiul corelației dintre mărimile de influență oferite de analiza fractală și datele testelor de eroziune cavitațională.

8. BIBLIOGRAFIE

- [1] A. Chen, J. Blanchard, S.H. Han, J.R. Conrad, R.A. Dodd, P. Fetherston, et al., Study of Nitrogen Ion-Implanted Ti-6Al-4V by Plasma Source Ion-Implantation at High-Temperature, *Journal of Materials Engineering and Performance*, vol. 1(6), pp. 845-848, 1992
- [2] A. Karabenciov, A.D. Jurchela, N. Birau, **E. Dimian**, A. Lustyan, T. Binzar, I. Bordeasu, The study of cavitation erosion behaviour of a range of stainless steels with constant content of carbon and chromium, *Buletinul Institutului Politehnic din Iași*, ISSN 1011-2855, Tomul LXI (LX), Fasc. 2a, pp. 175-180, 2010
- [3] A. Karabenciov, **M.E. Dimian**, A.D. Jurchela, O. Oanca, Cavitation resistance of stainless steels with constant nickel and carbon content, *The 15th International Conference Modern Technologies, Quality and Innovation, ModTech 2011*, Vadul lui Vodă, Chișinău, Republica Moldova, vol. I, pp. 553-556, mai 2011
- [4] A. Karimi, W.R. Leo, Phenomenological model for cavitation erosion rate Computation *Material Science and Engineering*, vol. 95, pp. 1-14, 1987
- [5] A. Krella, A. Czyżniewski, Cavitation resistance of Cr-N coatings deposited on austenitic stainless steel at various temperatures, *Wear*, vol. 266, pp. 800-809, 2009
- [6] A. Momeni, S.M. Abbasi, Effect of hot working on flow behavior of Ti-6Al-4V alloy in single phase and two phase regions, *Materials and Design*, vol. 31, Issue 8, pp. 3599-3604, 2010
- [7] A. Naville, B.A.B. McDougall, Erosion- and cavitation erosion of titanium and its alloys, *Wear*, vol. 250, Issues 1-12, pp. 726-735, 2001.
- [8] A. Thiruvengadam, A unified theory of cavitation damage, *Transactions of the ASME: Journal of Basic Engineering*, vol. 85, pp. 365-376, 1963
- [9] A. Zhecheva, W. Sha, S. Malinov, A. Long, Enhancing the microstructure and properties of titanium alloys through nitriding and other surface engineering methods, *Surface and Coatings Technology*, vol. 200, issue 7, pp. 2192-2207, 2005
- [10] A.D. Jurchela, A. Karabenciov, I. Bordeasu, I. Mitelea, N. Birău, **E. Dimian**, Cavitation erosion resistance of unalloyed titanium treated with electron beam, *Proceedings of the 6th International Conference, Integrated Systems for Agri-Food Production, SIPA'09*, Nyíregyháza, Hungary, ISBN: 978-973-638-449-3, pp. 225-228, noiembrie 2009
- [12] Abdel-Wahab El-Morsy, Microstructural characterization of Ti-6Al-4V machining chips after remelting and severe deformation, *Materials and Design*, vol. 30, pp. 1825-1829, 2009
- [13] B. Y. Huang, Z.H. He, I.N. Wang, Improvement in mechanical and oxidation properties of TiAl alloys with Sb additions, *Intermetallics*, vol. 7, Issue 8, pp. 881-888, 1999
- [14] B.S. Yilbas, C. Karatas, Uslan, O. Keles, I.Y. Usta, M. Ahsan, CO2 laser gas assisted nitriding of Ti-6Al-4V alloy, *Applied Surface Science*, vol. 252, pp. 8557-8564, 2006
- [15] C. Deac, *Studiul Materialelor*, Editura Universității „Lucian Blaga” din Sibiu, pp.242-246, 2004
- [16] C. Gerdes, A. Karimi, H.W. Bieler, Water droplet erosion and microstructure of laser-nitrided Ti-6Al-4V, *Wear*, vol. 186-187, pp. 368-374, 1995

- [17] C. Groza, I. Mitelea, **M.E. Dimian**, Mechanical and structural characteristics of friction welded Ti-6Al-4V+X5CrNi18-10 dissimilar joints, Proceeding of the 20th Anniversary International Conference on Metallurgy and Materials, METAL2011, Brno, Czech Republic, pp. 614-619, mai 2011
- [18] C.E. Brennen, *Cavitation and Bubble Dynamics*, Oxford University Press, 1995
- [19] C.G. Duan, V.Y. Karelín, *Abrasive Erosion and Corrosion of hydraulic machinery*, Published by Imperial College Press, 2002
- [20] C.J. Heathcock, B.E. Protheroe, A. Ball, Cavitation erosion of stainless steels, *Wear*, vol. 81, pp. 311-327, 1982
- [21] C.T. Kowk, F.T. Cheng, H.C. Man, Laser surface modification of UNS S31603 stainless steel. Part II: cavitation erosion characteristics, *Materials Science and Engineering A*, vol. 290, pp. 74-86, 2000.
- [22] C.T. Kowk, F.T. Cheng, H.C. Man, Laser surface modification on UNS S31603 stainless steel using NiCrSiB alloy for enhancing cavitation erosion resistance, *Surface and Coatings Technology*, vol. 107, Issue 1, pp. 31-40, 1998
- [23] Ch. Leyens, M. Peters, *Titanium and titanium alloys. Fundamentals and applications*, WILEY-VCH Verlag GmbH & Co. KGaA, Weinheim, 2003
- [24] D. Drozd, R.K. Wunderlinch, H.-J. Fecht, Cavitation erosion behavior of Zr-based bulk metallic glasses, *Wear*, vol. 262, pp. 176-1783, 2007
- [25] D. J. Wang, A. Mitchell, Effects of alloying elements on nitrogen diffusion behavior around TiN/Ti interface alpha region in as-cast titanium alloys, *Transactions of Nonferrous Metals Society of China*, vol. 11, issue 5, pp. 738-742, 2001
- [26] D. Nolan, S.W. Huang, V. Leskovsek, S. Braun, Sliding wear of titanium nitride thin films deposited on Ti-6Al-4V alloy by PVD and plasma nitriding processes, *Surface and Coating Technology*, vol. 200, issues 20-21, pp. 5698-5705, 2006
- [27] D.A.P. Reis, C. Moura Neto, C.R.M. Silva, M.J.R. Barboza, F. Piorino Neto, Effect of coating on the creep behaviour of the Ti-6Al-4V alloy, *Materials Science and Engineering A*, vol. 486, pp. 421-426, 2008
- [28] D.A.P. Reis, D.S. Almeida, C.R.M. Silva, M.C.A. Nono, F. Piorino Neto, M.J.R. Barboza, C. Santos, Effect of the different sintering atmospheres on the structural characteristics of the partially stabilized zirconia doped with 8wt%Y2O3, *Revista Brasileira de Aplicações de Vácuo*, vol. 26, no.2, pp. 55-58, 2007
- [29] Dong Bol Lee, I. Pohrelyuk, O. Yaskiv, J.H. Lee, Gas nitriding and subsequent oxidation of Ti-6Al-4V alloys, *Nanosclae Research Letters*, 7:21, 2012
- [30] E.H.R. Wade, C.M. Preece, Cavitation erosion of iron and steel, *Metallurgical and Materials Transactions A*, vol. 9, no. 9, pp. 1299-1309, 1978
- [31] F.G. Hammitt, - *Cavitation and Multiphase Flow Phenomena*, McGraw Hill International Book Company, 1980
- [32] F.G. Hammitt, M. De, J. He, T. Okada, B-H. Sun, Scale effects of cavitation including damage scale effects, *Conf. Cavitation, Michigan*, Report No. UMICH, 014456 - 75 - I, 1980
- [33] F.G. Hammitt, N.R. Bhatt, - *Cavitation damage resistance of hardened steels*, Univ. Michigan, pp.1-36, 1970
- [34] F.J. Gil, M.P. Ginebra, J.M. Manero, J.A. Planell, Formation of α -Widmanstätten structure: effects of grain size and cooling rate on the Widmanstätten morphologies and on the mechanical properties in Ti-6Al-4V alloy, *Journal of Alloys and Compounds*, Vol. 329, pp. 142-152, 2001

- [35] F.T. Cheng, C.T. Kowk, H.C. Man, Laser surfacing of S31603 stainless steel with engineering ceramics for cavitation erosion resistance, *Surface and Coatings Technology*, vol. 139, issue 1, pp. 14-24, 2001.
- [36] F.T. Cheng, P. Shi, H.C. Man, Correlation of cavitation erosion resistance with indentation-derived properties for a NiTi alloy, *Scripta Materialia*, vol. 45, pp. 1083-1089, 2001
- [37] Fei Ren, John Jy-An Wang, Hong Wang, Alternative approach for cavitation damage study utilizing repetitive laser pulses, *Wear*, vol. 270, issues 1-2, pp. 115-119, 2010
- [38] G. Bregliozzi, A.D. Schino, S.I.U. Ahmed, J.M. Kenny, H. Haefke, Cavitation wear behaviour of austenitic stainless steels with different grain sizes, *Wear*, vol. 258, pp. 503-510, 2005
- [39] G. Lütjering, A. Gysler, *Titanium Science and Technology*, Vol 4, Deutsche Gesellschaft für Metallkunde e.V., pp. 2068, 1985
- [40] G. Lütjering, J.C. Williams, A. Gysler, *Microstructure and Mechanical Properties of Titanium Alloys*, in *Microstructure and Properties of Materials*, J.C.M. Li, Editor, World Scientific Publishing, pp. 1-74, 2000.
- [41] G. Lütjering, J.C. Williams, *Titanium*, Springer-Verlag Berlin Heidelberg, 2007
- [42] G. Lütjering, J.C. Williams, *Engineering Materials and Processes: Titanium*, Springer, Germany, pp.90, 2003
- [43] Guogang Wang, Guang Ma, Dongbai Sun, Hongying Yu, Huimin Meng, Numerical study on fatigue damage properties of cavitation erosion for rigid materials, *Journal of University of Science and Technology, Mineral, Metallurgy, Mineral*, vol. 15, Issue 3, pp. 261-266, 2008
- [44] H. Francillette, M. Benmaouche, N. Gauquelin, Anisotropic behavior of a Ti-6Al-4V sheet during cold rolling. Evidence of macroscopic shearing, *Journal of materials processing technology*, No. 198, pp. 86-92, 2008
- [45] H. Garbacz, M. Lewandowska, Microstructural changes during oxidation of titanium alloys, *Materials Chemistry and Physics*, vol. 81, Issues 2-3, p.542-547, 2003
- [46] H. Mochizuki, M. Yokota, S. Hattori, Effects of materials and solution temperatures on cavitation erosion of pure titanium and titanium alloy in seawater, *Wear*, vol. 262, pp.522-528, 2007
- [47] H. Murthy, G. Mseis, T.N. Farris, Life estimation of Ti-6Al-4V specimens subjected to fretting fatigue and effect of surface treatments, *Tribology International*, No. 42, pp. 1304-1315, 2009
- [48] H. Ouyang, Xiaodaong Li, Laser Remelting of Plasma- Sprayed Yttria Partially stabilized Zirconia Coating, *Journal of Materials Engineering and Performance*, vol. 9, No. 5/October, 2000
- [49] H. Xin, C. Hu, T.N. Baker, Microstructural assessment of laser nitride Ti-6Al-4V alloy, *Journal of Materials Science*, vol. 35, pp. 3373-3382, 2000
- [50] H.C Man, Z.D. Cui, T.M. Yue, F.T. Cheng, Cavitation erosion behavior of laser gas nitrided Ti and Ti6Al4V alloy, *Materials science and engineering A*, vol. 335, pp. 167-173, 2003
- [51] H.C Man., N.Q. Zhao, Z.D. Cui, Surface morphology of a laser surface nitrided and etched Ti-6Al-4V alloy, *Surface and Coatings Technology*, vol. 192, Issues 2-3, pp. 341-346, 2005.
- [52] <http://fys.kuleuven.be/iks/nvsf/experimental-facilities/x-ray-diffraction-2013-bruker-d8-discover>
- [53] <http://www.amg-nv.com/Innovation/Titanium-Aluminide/default.aspx>

- [54] <http://www.azom.com/details.asp?ArticleID=2591>
- [55] <http://www.beautyhungary.com/dentistry/dental-implants-hungary.php>,
- [56] <http://www.calphad.com/titanium-nitrogen.html>
- [57] <http://www.cheresources.com/centrifugalpumps2b.shtml>
- [58] [http://www.chinaypages.com/sampleroom/onesample/11266700/Orthopedic_Implants_\(Total_Orthopedic_Solution\).html](http://www.chinaypages.com/sampleroom/onesample/11266700/Orthopedic_Implants_(Total_Orthopedic_Solution).html)
- [59] <http://www.ctsnet.org/sorin/product/1038>,
- [60] http://www.efunda.com/materials/alloys/titanium/show_titanium.cfm?ID=T18_AB&show_prop=uts&Page_Title=Ti%20Alloy%20Ti-6Al-4V
- [61] <http://www.machinerylubrication.com/Read/380/cavitation-wear-hydraulic>
- [62] http://www.oceaniccorp.com/pdfs/imd_cav.pdf
- [63] <http://www.psi-pci.com>
- [64] http://www.sut.ac.th/engineering/metal/pdf/Nonferrous/05_Titanium%20and%20titanium%20alloys.pdf
- [65] <http://www.thefabricator.com/article/metalsmaterials/better-bonding-a-thermal-spray-primer>
- [66] <http://www.thermalspray.com/hvof-coating/>
- [67] <http://www.wikipedia.com>
- [68] <http://news.alibaba.com/article/detail/metalworking/100188591-1-metals-knowledge%25Anitriding-titanium-titanium-alloys.html>
- [69] I. Altenberger, Verhalten laserschockverfestiger und festgewalzter Randschichten der Ti-Legierungen Ti-6Al-4V bei schwingender Beanspruchung unter erhoehten Temperaturen, Materialwissenschaft und Werkstofftechnik, vol. 34, Issue 6, S. 521-541, 2003
- [70] I. Anton, Cavitația, vol. I, Editura Academiei RSR București, 1984
- [71] I. Bordeasu, M. Popovici, I. Mitelea, V. Balasoiu, B. Ghiban, Chemical and mechanical aspects of the cavitation phenomena, Revista de chimie București, Chem. Abs. RCBUAU 58 (12) (1250-1350), vol. 58, nr. 12, pp.1300-1304, , dec. 2007
- [72] I. Bordeasu, M.I. Anton, Correlation between cavitation rate with both parameters of the vibratory apparatus and the physical-mechanical properties of the material, Third International Symposium on Cavitation, Grenoble, 7-10 April, France, pp. 199-202, 1998
- [73] I. Bordeășu, A. Karabenciov, A.D. Jurchela, R. Bădărău, V. Bălășoiu, I. Mitelea, B. Ghiban, Consideration on the influence of nickel on the cavitation damage to stainless steel by 0.1% carbon content and constant chrome content, Metalurgia International, vol. 14, Issue 12, pp. 5-8, 2009
- [74] I. Bordeășu, Eroziunea cavitațională a materialelor, Editura Politehnica Timișoara, 2006
- [75] I. Bordeășu, I. Mitelea, Cavitation erosion behaviour of stainless steel with constant nickel and variable chromium content, Materials Testing, vol. 54, Issue 1, pp. 53-59, 2012
- [76] I. Bordeășu, I. Mitelea, M.O. Popoviciu, C. Chirita, Method for classifying stainless steels upon cavitation resistance, Proceeding of the 20th Anniversary International Conference on Metallurgy and Materials, METAL2011, Brno, Czech Republic, pp. 626-632, mai 2011
- [77] I. Bordeășu, M.O. Popoviciu, V. Bălășoiu, M.R. Gombos, M. Gombos, B. Ghiban, Contribution upon the cavitation erosion of two cast irons used in manufacturing control valves, Metalurgia International, vol. 14, Issue 11, pp. 5-7, 2009

- [78] I. Georgevici, Contribuții privind dezvoltarea unor oțeluri inoxidabile cu transformare martensitică directă, Teză de doctorat, Timișoara, 2003
- [79] I. Mitelea, D. Uțu, C. Pogan, Dilution phenomenon during coating of titanium alloys by Plasma Transferred Arc (PTA) process, 1ST EUCOMAS, vol. 2028, pp. 337-344, 2008
- [80] I. Mitelea, E. Lugscheider, W. Tillmann, Știința Materialelor în construcția de mașini, Editura Sudura, Timișoara, pp. 430-431, 1999
- [81] I. Mitelea, I. Bordeasu, The anticavitation characteristics of deposited layers of austenitic manganese, Metalurgia international, vol. XIV, no.7, pp. 91-94, 2009
- [82] I. Mitelea, I. Bordeasu, A. Hadăr, Cavitation erosion characteristics of stainless steel with controlled transformation, Revista de chimie București, Chem. Abs. RCBUAU 57 (2) (117-228), vol. 57, nr. 2, pp.215-220, febr. 2006
- [83] I. Mitelea, I. Bordeasu, **M.E. Dimian**, I.D. Uțu, Cavitation resistance coatings deposited on titanium alloys substrate by plasma spraying and electron beam remelting, Proceedings of the International Conference METAL2010, Cehia, pp. 945-950, ISBN: 978-80-87294-15-4, Roznov pod Radhostem, Czech Republic, May 18th-20th 2010
- [84] I. Mitelea, I. Bordeasu, Methods of enhancing the resistance to cavitation of titanium, Metalurgia International, vol. XIV, No. 10, pp. 05-13, 2009
- [85] I. Mitelea, **M.E. Dimian**, I. Bordeasu, Contributions to the microstructural changes induced by heat treatment of Ti-6Al-4V deformable alloy, Metalurgia, Editura Științifică F.M.F, București, Nr. 6, pp. 54-61, iunie 2010
- [86] I. Mitelea, Selecția materialelor în ingineria mecanică, ed. Politehnica, Timișoara, pp. 242-252, 2008
- [87] I. Mitelea, W. Tillmann, Știința materialelor II, ed. Politehnica, Timișoara, pp. 188-195, 2007
- [88] I. Sakai, A. Shima, On a new representative equation for cavitation damage resistance of materials, Report No. 385, Tokyo, 1987
- [89] I.D. Utu, Straturi acoperite rezistente la cald, Editura Politehnica Timișoara, pp. 41-48, 2008
- [90] J.H. Abboud, A.F. Fidel, K.Y. Benjounis, Surface nitriding of Ti-6Al-4V alloy with a high power CO₂ laser, Optics & Laser Technology, vol. 40, pp. 405-414, 2008
- [91] J.H. Ouyan, Li Xiaodong, Laser Remelting of Plasma-Sprayed Yttria Partially Stabilized Zirconia Coatings, Journal of Materials Engineering and Performance, vol. 9, pp. 516-521, ISSN: 1544-1024 (electronic version), 2000
- [92] J.M. Hobbs, Experience with a 20 - KC Cavitations erosion test, Erosion by Cavitations or Impingement, ASTM STP 408, Atlantic City, 1960.
- [93] J.P. Franc, J.M. Michel, Fundamentals of Cavitation, Kluwer Academic Publishers, 2005
- [94] J.P. Franc, M. Riondet, A. Karimi, G.L. Chahine, Material and velocity effects on cavitation erosion pitting, Wear, vol. 274-275, pp. 248-259, 2012
- [95] J.T. Chang, C.H. Yeh, J.L. He, K.C. Chen, Cavitation erosion and corrosion behavior of Ni-Al intermetallic coatings, Wear, vol. 255, Issues 1-6, pp. 162-169, 2003
- [96] Jiao Luo, Miaoquan Li, Weixin Yu, Hong Li, The variation of strain rate sensitivity exponent and strain hardening exponent in isothermal compression of Ti-6Al-4V alloy, Materials and Design, vol. 31, pp. 741-748, 2010
- [97] Jinjun Lu, Karl-Heinz Zum Gahr, Johannes Schneider, Microstructural effects on the resistance to cavitation erosion of ZrO₂ ceramics in water, Wear, vol. 265, issues 11-12, pp. 1680-1686, 2008

- [98] Jin-Keun Choi, Arvind Jayaprakash, George L. Chahine, Scaling of cavitation erosion progression with cavitation intensity and cavitation source, *Wear*, vol. 278-279, pp. 53-61, 2012
- [99] Józef Iwaszko, Surface remelting treatment of plasma-sprayed Al₂O₃+13wt.% TiO₂ coatings, *Surface & coatings technology*, vol. 201, pp. 3443-3451, 2006
- [100] Jyotsna Dutta Majumdar, Laser gas alloying of Ti-6Al-4V, *Physics Procedia*, vol. 12, pp. 472-477, 2001
- [101] K. Steller, - Prediction of cavitation damage in hydraulic turbomachinery, *Proceeding of the seventh Conference on Fluid Machinery*, vol. 2, Budapest, 1983
- [102] K. Steller, Z. Reymann, T. Krzysztoowicz, Evaluation of the resistance of materials to the cavitation erosion, *Proceedings of the fifth Conference on Fluid Machinery*, vol. 2, Akad Kiado, Budapest, 1975
- [103] K.Y. Chiu, F.T. Cheng, H.C. Man, Evolution of surface roughness of some metallic materials in cavitation erosion, *Ultrasonics*, vol. 43, issue 9, pp. 713-716, 2005
- [104] Kun Zhang, The microstructure and properties of hipped powder Ti Alloys, Thesis, School of Metallurgy and Materials, The University of Birmingham, 2009
- [105] L. Xue, M.U. Islam, A.K. Koul, W. Wallace, M. Bibby, Laser gas nitriding of Ti-6Al-4V, *Materials and Manufacturing Process*, vol. 12, No. 5, pp. 799-817, 1997
- [106] L. Zeng, T.R. Bieler, Effects of working, heat treatment and aging on microstructural evolution and crystallographic texture of α , α' , α'' and β phases in Ti-6Al-4V wire, *Materials Science and Engineering A* 392, pp. 403-414, 2005
- [107] L.A. Espitia, A. Toro, Cavitation resistance, microstructure and surface topography of materials used for hydraulic components, *Tribology International*, vol. 43, issue 11, pp. 2037-2045, 2010
- [108] M. Baleani, M. Viceconti, A. Toni, The effect of sandblasting treatment on endurance properties of titanium alloy hip prostheses, *Artificial organs*, vol. 24, No. 4, pp. 296-299, 2000
- [109] M. Dular, B. Bachert, B. Stoffel, B. Sirok, Relationship between cavitation structures and cavitation damage, *Wear*, vol. 257, pp. 1176-1184, 2004
- [110] M. Duraiselvam, R. Galun, V. Wesling, B.L. Mordike, R. Reiter, Oligmüller, G. Buvanashakaran, Cavitation erosion resistance of Ti6Al4V laser alloyed with TiC-reinforced dual phase intermetallic matrix composites, *Materials Science and engineering A*, vol. 454-455, pp. 63-67, 2007
- [111] M. Hassan, A. Qayyum, R. Ahmad, G. Murtaza, M. Zakauallah, Nitriding of titanium by using an ion beam delivered by a plasma focus, *Journal of Physics D: Applied Physics*, vol. 40, pp. 769-777, 2007
- [112] M. Matsumura, Influence of the test parameters in vibratory cavitation erosion tests. ASTM STP 664, pp. 434-458, 1979
- [113] M. Matsumura, S. Okumoto, Y. Saga, Effects of tensile stress on cavitation erosion, *Werkstoffe und Korrosion*, vol.30, pp.462-498, 1979
- [114] M. Matsumura, Y. Oka, M. Ueda, A. Yabuki, Prediction of service life of metallic Material Exposed to Cavitation Attack, *Bosyoku Gijutsu (Corrosion Engineering, Japan)*, vol. 39, pp. 550-555, 1990
- [115] M. Matsumura, Y.I. Oka, A. Sakamoto, Quantitative prediction of erosion damage to metallic materials exposed to cavitation attack, *International Conference*, Cambridge, 1992
- [116] M. Mubarak Ali, Ganesh Sundara Raman, S.D. Pathak, R. Gnanamoorthy, Influence of plasma nitriding of fretting wear behaviour of Ti-6Al-4V, *Tribology International*, vol. 43, pp. 152-160, 2010

- [117] M. Raaif, F.M. El-Hossary, N.Z. Negm, S.M. Khalil, P. Schaaf, Surface treatment of Ti-6Al-4V alloy by rf plasma nitriding, *Journal of Physics: Condensed Matter*, vol. 19, no. 39, 2007
- [118] M. Rozmus-Górnikowska, Surface Modifications of a Ti6Al4V Alloy by a Laser Shock Processing, *Acta physica polonica A*, Vol. 117, No. 5, pp. 808-811, 2010
- [119] M. Szkodo, B.G. Giren, Cavitation erosion of steels processed by CO₂ laser beams of various parameters, *Journal of Materials Processing Technology*, vol. 157-158, pp. 446-450, 2004
- [120] M. Szkodo, Mathematical description and evaluation of cavitation erosion resistance of materials, *Journal of Materials Processing Technology*, vol. 164-165, pp. 1631-1363, 2005
- [121] M. Topçuoğlu, Microstructural and electrochemical characterization of Ti-6Al-4V ELI alloy, M.S. Thesis, Department of Metallurgical and Materials Engineering, Middle East Technical University, Ankara, 2006
- [122] M. Truşculescu, R. Cucuruz, A. Răduță, *Studiul materialelor. Analize și încercări*, Editura Politehnica, 1992, pp. 284-291
- [123] M.C. Muñoz, S. Gallego, J.I. Beltrán, J. Cerdá, Adhesion at metal-ZrO₂ interfaces, *Surface Science Reports*, vol. 61, pp. 303-344, 2006
- [124] **M.E. Dimian**, I. Bordeasă, A. Karabenciov, A.D. Jurchela, N. Birau, I. Mitelea, *Rezistența la eroziunea cavitațională a unui aliaj de titan ecruisat, Știință și inginerie (AGIR)*, vol. 17, pp. 435-438, 2010
- [125] **M.E. Dimian**, I. Mitelea, I. Bordeasă, Cavitation erosion behaviour of heat treated Ti-6Al-4V alloy, *Proceedings of the 21th International Conference on Metallurgy and Materials, METAL2012, Brno, Czech Republic, mai 2012*, ISBN: 978-80-87294-29-1, pp. 6, full paper is on CD, paper no. 55, ISI Proceeding, in curs de publicare
- [126] **M.E. Dimian**, I. Mitelea, I. Bordeasă, J.J. Gracio, Cavitation erosion of gas nitrided Ti-6Al-4V alloy, *The 18th International Symposium on Plasticity & Its Current Application*, San Juan, Puerto Rico, ISBN: 0-9659463-0-4, pp. 259-261, 2012
- [127] **M.E. Dimian**, I. Mitelea, I. Bordeasă, Phenomenological aspects of cavitation Ti-6Al-4V alloy, *Scientific Bulletin of the "Politehnica" University of Timisoara, Romania Transactions on Mechanics*, Editura Politehnica, Timisoara, vol. 56(70), Issue 2, pp. 9-12, 2011
- [128] **M.E. Dimian**, I. Mitelea, I. Bordeasă, Cavitation erosion of titanium alloys coated with oxides powder by plasma spraying and laser beam remelting, *The 15th International Conference Modern Technologies, Quality and Innovation, ModTech 2011, Vadul lui Vodă, Chișinău, Republica Moldova*, vol. I, pp. 325-328, mai 2011
- [129] **M.E. Dimian**, I. Mitelea, I. Bordeasă, Opportunities to increase the cavitation resistance of titanium alloys, *Scientific Bulletin of the "Politehnica" University of Timisoara, Romania Transactions on Mechanics*, ISSN: 1224-6077, Editura Politehnica, Timisoara, vol. 55(69), Special Issue S1, pp. 25-32, noiembrie 2010
- [130] **M.E. Dimian**; I. Mitelea; I. Bordeasă, Considerations on the effect of heat treatments applied on a titanium alloy on its resistance to cavitation stress, *Proceedings of The 6th International Symposium about forming and design in mechanical engineering, KOD2010, Palic, Serbia*, pp. 353-356, 2010
- [131] M.G. Di V. Cuppari, R.M. Souza, A. Sinatora, Effect of hard second phase on cavitation erosion of Fe-Cr-Ni-C alloys, *Wear*, No. 258, 2005, pp. 569-603
- [132] M.J. Donachie, *Titanium-a technical guide*, ASM International, 2000

- [133] M.J. Hamedi, M.J.Torkamany, J.Sabbaghzadeh, Effect of pulsed laser parameters on in-situ TiC synthesis in laser surface treatment, *Optic and Lasers in Engineering*, vol. 49, pp. 557-563, 2011
- [134] M.P. Kapczinski, Carlos Gil, E.J. Kinast, C.A. dos Santos, Surface modification of titanium by Plasma Nitriding, *Materials Research*, vol. 6, No. 2, pp. 265-271, 2003
- [135] M.T. Jovanovic, S. Tadic, S. Zec, Z. Miskovic, I. Bobic, The effect of annealing temperatures and cooling rates on microstructure and mechanical properties of investment cast Ti-6Al-4V, *Materials and Design*, vol. 27, issue 3, pp. 192-199, 2006
- [136] M.Y.P. Costa, M.L.R. Venditti, H.J.C. Voorwald, M.O.H. Cioffi, T.G. Cruz, Effect of WC-10%Co-4%Cr coating on the Ti-6Al-4V alloy fatigue strength, *Materials Science and Engineering A*, vol. 507, pp. 29-36, 2009
- [137] Meng Han, Laser nitriding of metals- influences of the ambient pressure and the pulse duration, Dissertation zur Erlangung des Doktorgrades der Mathematisch-Naturwissenschaften Fakultätender Georg-August-Universität zu Göttingen, 2001
- [138] Myung Chul Park, Ki Nam Kim, Gyeong Su Shin, Seon Jin Kim, Effects of strain induced martensitic transformation on the cavitation erosion resistance and incubation time of Fe-Cr-Ni-C alloys, *Wear*, vol. 274-275, pp. 28-33, 2012
- [139] N. Stanford, P.S. Bate, Crystallographic variant selection in Ti-6Al-4V, *Acta Materialia*, vol. 52, pp. 5215-5224, 2004
- [140] N. Tsuji, S. Tanaka, T. Takasugi, Effect of combined plasma-carburizing and deep-rolling on notch fatigue property of Ti-6Al-4V, *Materials Science and Engineering A*, vol. 499, pp. 482-488, 2009
- [141] N. Tsuji, S. Tanaka, T. Takasugi, Evaluation of surface - modified Ti-6Al-4V alloy by combination of plasma - carburizing and deep-rolling, *Materials Science and Engineering A*, vol. 488, pp.139-145, 2008
- [142] O. Oanca, N. Pasca, N.A. Sirbu, **E. Dimian**, Ultrasonic welding simulation for metallic materials, The 15th International Conference Modern Technologies, Quality and Innovation, ModTech 2011, Vadul lui Vodă, Chişinău, Republica Moldova, vol. II, pp. 773-776, mai 2011
- [143] O.M. Ivasishin, R.V. Teliovich, Potential of rapid heat treatment of titanium alloys and steels, *Materials Science and Engineering A*, vol. 263, pp. 142-154, 1999
- [144] O.M. Ivasishin, S.V. Shevchenko, S.L. Semiatin, Effect of crystallographic texture on the isothermal beta grain-growth kinetics of Ti-6Al-4V, *Materials Science and Engineering A*, vol. 332, pp. 343-350, 2002
- [145] P. Pérez, Influence of nitriding on the oxidation behaviour of titanium alloys at 700°C, *Surface and Coatings Technology*, vol. 191, pp. 293-302, 2005
- [146] P. Pinke, L. Caplovic, T. Kovacs, The influence of heat treatment on the microstructure of casted Ti-6Al-4V titanium alloy, *Materials World*, vol. 2, No. 1, octomber 2007
- [147] R. Boyer, G. Welsch, E.W. Collings, *Materials Properties Handbook: Titanium Alloys*, ASM International, Materials Park, USA, pp.483, 1994
- [148] R. Filip, Laser nitriding of the surface layer of Ti-6Al-4V titanium alloy, *Archives of Materials Science and Engineering*, vol. 30, issue 1, pp. 25-28, 2008
- [149] R. Garcia, F.G. Hammitt, Cavitation Damage and Correlation with Mechanical and Fluid Properties, *Journal of Basic Engineering D*, vol. 89, pp. 753-763, 1967
- [150] R. Garcia, F.G. Hammitt, R.E. Nystrom, Correlation of cavitation damage with other material and fluid properties, *Erosion by Cavitation or Impingement*, ASTM, STP 408 Atlantic City, 1960

- [151] R. Pederson, Microstructure and Phase Transformation of Ti-6Al-4V, M.S. Thesis, Department of Applied Physics and Mechanical Engineering Division of Engineering Materials, Luleå University of Technology, Luleå, 2002
- [152] R.S. Razavi, M. Salehi, M. Monirvaghefi, G.R. Gordani, Corrosion behaviour of laser gas-nitrided Ti-6Al-4V alloy in nitric acid solution, *Journal of Materials Processing and Technology*, vol. 203, pp. 315-320, 2008
- [153] S. Hattori, N. Mikami, Cavitation erosion resistance of satellite alloy weld overlays, *Wear*, vol. 267, Issue 11, pp. 1954-1960, 2009
- [154] S. Malinov, W. Sha, Z. Guo, C.C. Tang, A.E. Long, Synchrotron X-ray diffraction study of the phase transformations in titanium alloys, *Materials Characterization*, vol. 48, pp. 279-295, 2002
- [155] S. Mironiov, M. Murzinova, S. Zherebtsov, G.A. Salishchev, S.L. Semiatin, Microstructure evolution during warm working of Ti-6Al-4V with a colony- α microstructure, *Acta Materialia*, vol. 57, issue 8, pp. 2470-2481, may 2009
- [156] S. Munsterer, K. Kohlhof, Cavitation protection by low temperature TiCN coating, *Surface and Coatings Technology*, vol. 74-75, pp. 642-647, 1995
- [157] S. Rossi, L. Fedrizzi, T. Bacci, G. Pradelli, Corrosion behaviour of glow discharge nitrided titanium alloys, *Corrosion Science*, vol. 45, pp. 511-529, 2003
- [158] S. Shademan, V. Sinha, A.B.O Soboyejo, W.O. Soboyejo, An investigation of the effects of microstructure and stress ratio on fatigue crack growth in Ti-6Al-4V with colony α/β microstructures, *Mechanical of Materials*, vol. 36, issues 1-2, pp. 161-175, january-february 2004
- [159] S. Zhang, X. Lin, J. Chen, W. Huang, Heat-treated microstructure and mechanical properties of laser solid forming Ti-6Al-4V alloy, *Rare Metals*, Vol. 28, no. 26, pp. 537, Dec. 2009
- [160] S.L. Semiatin, P.N. Fagin, M.G. Glavicic, I.M. Sukonnik, O.M. Ivasishin, Influence on texture on beta grain growth during continuous annealing of Ti-6Al-4V, *Materials Science and Engineering A*, v299, pp. 225-234, 2001
- [161] S.V. Zherebtsov, G.A. Salishchev, R.M. Galejev, O.R. Valiakhmetov, S.Yu. Mironov, S.L. Semiatin, Production of submicrocrystalline structure in large-scale Ti-6Al-4V billet by warm severe deformation processing, *Scripta Materialia*, vol. 51, pp. 1147-1151, 2004
- [162] Standard method of vibratory cavitation erosion test ASTM, Standard G 32 - 2010
- [163] Şenol Yılmaz, An evaluation of plasma-sprayed coatings based on Al₂O₃ and Al₂O₃-13 wt.% TiO₂ with bond coat on pure titanium substrate, *Ceramics International*, vol. 35, pp. 2017-2022, 2009
- [164] V. A. Joshi, Titanium alloys: an atlas of structures and fracture features, Published by CRC Press Taylor & Francis Group, 2006
- [165] V. Fouquet, L. Pichon, M. Drouet, A. Straboni, Plasma assisted nitridation of Ti-6Al-4V, *Applied Surface Science*, No. 221, pp. 248-258, 2004
- [166] V. Vijay, K. Arjun, H. Arun Kumar, A. Vinoth Kumar, P. Chandrasekar, V. Balusamy, Review of various surface treatment techniques on titanium alloys and their protective effects against corrosion, *Indian Journal of Science and Technology*, Vol. 23, No. 1-2, pp. 49-58, 2007
- [167] V.A.C. Haanappel, H. Clemens, M.F. Stroosnijder, The high temperature oxidation behaviour of high and low alloyed TiAl-based intermetallics, *Intermetallics*, vol.10, Issue 3, pp.293-305, 2002
- [168] V.W. Weerasinghe, D.R.F. West, J. de Damborenea, Laser surface nitriding of titanium and titanium alloy, *Journal of Materials Processing Technology*, vol. 58, issue 1, pp. 79-86, 1996

- [169] Vittal V. Prabhu, Indraneel V. Fuke, Sohyung Cho, Jogender Singh, Rapid manufacturing of rhenium components using EB-PVD, *Rapid Prototyping Journal*, vol. 11, Issue 2, pp. 66-73, 2005
- [170] W. Liu, Y.G. Zheng, C.S. Liu, Z.M. Yao, W. Ke, Cavitation erosion behavior of Cr-Mn-N stainless steel in comparison with 0Cr13Ni5Mo stainless steel, *Wear*, vol. 254, Issues 7-8, pp. 713-722, 2003
- [171] W. Ren, S. Mall, J.H. Sanders, S.K. Sharma, Evaluation of coating on Ti-6Al-4V substrate under fretting fatigue, *Surface and Coating Technology*, vol. 192, issues 2-3, pp. 177-188, 2005
- [172] W.C. Oliver, G.M. Pharr, An improved technique for determining hardness and elastic-modulus using load and displacement sensing indentation experiments, *Journal of Material Reserch*, vol. 7, pp. 1564 -1583, 1992
- [173] Wang Bao-Cheng, Zhu Jin-hua, Influence of ultrasonic cavitation on passive film of stainless steel, *Ultrasonics Sonochemistry*, No. 15, pp. 239-243, 2008
- [174] Welsch De Gerhard, E.W. Rodney Boyer, *Materials Properties Handbook Titanium Alloy*, Collings-editura ASM International, 1994
- [175] Y. Fu, N.L. Loh, A.W. Batchelor, D. Liu, X. Zhu, J. He, K. Xu, Improvement in fretting wear and fatigue resistance of Ti-6Al-4V by application of several surface treatments and coatings, *Surface and Coatings Technology*, vol. 106, issue 2-3, pp. 193-197, 1998
- [176] Y. V. R. K. Prasad, , T. Seshacharyulu, S.C. Medeiros, W.G. Frazier, Influence of oxygen content on the forging response of equiaxed ($\alpha+\beta$) preform of Ti-6Al-4V: commercial vs. ELI grade, *Journal of Materials Processing Technology*, vol. 108, Issue 3, pp.320-327, 2001
- [177] Y.S. Tian, C.Z. Chen, S.T. Li, Q.H. Huo, Research progress on laser surface modification of titanium alloys, *Applied Surface Science*, No. 242, pp. 177-184, 2005
- [178] Yuming Xiong, Shenglong Zhu, Fuhui Wang, Changhee Lee, Effect of vitreous enamel coating on the oxidation behavior of Ti6Al4V and TiAl alloys at high temperatures, *Journal of Coatings Technology and Research*, vol. 5, No. 1, pp. 93-98, 2008
- [179] Z. Sun, X.Q. Kang, X.H. Wang, Experimental system of cavitation erosion with water-jet, *Materials & Design*, vol. 26, issue 1, pp. 59-63, 2005
- [180] Z. Wang, J. ZHU, Effect of phase transformation on cavitation erosion resistance of some ferrous alloys, *Materials Science and Engineering A*, vol. 358, pp. 273-278, 2003
- [181] Zaiyou Wang, Jinhua Zhu, Cavitation erosion of Fe-Mn-Si-Cr shape memory alloys, *Wear*, vol. 256, pp. 66-72, 2004

