

CERCETĂRI ASUPRA PROCESULUI DE REALIZARE A ÎMBINĂRILOR SUDATE ETEROGENE, ALIAJ DE TITAN-OȚEL INOXIDABIL AUSTENITIC

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

Ing. Cosmin-Florin Groza

Conducător științific: prof .dr.ing. Ion Mitelea
Referenți științifici: prof.univ.dr.ing. Ioan Vida-Simiti
prof.univ.dr.ing. Valeriu Deac
conf.univ.dr.ing. Corneliu Marius Crăciunescu

Ziua susținerii tezei: 02.12.2013

Seriile Teze de doctorat ale UPT sunt:

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

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

Copyright © Editura Politehnica – Timișoara, 2013

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

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

Cuvânt înainte

Teza de doctorat a fost elaborată pe parcursul activității mele în cadrul Facultății de Mecanică, la Departamentul de Ingineria Materialelor și Fabricației a Universității *Politehnica* Timișoara.

Lucrarea se adresează tuturor celor interesați a cunoaște aspectele principale legate de soluționarea incompatibilității metalurgice de sudare a celor două materiale prin selecția unor procedee moderne de îmbinare și prin intercalarea unei folii din cupru între acestea, aprofundarea transformărilor fazice și structural induse în suduri și în zonele limitrofe ale acestora.

Consider că lucrarea este un suport științific de luat în seamă pentru cercetările viitoare.

Pentru realizarea acestei teze doresc să adresez mulțumiri deosebite conducătorului științific, domnului Prof.Dr.Ing. Ion Mitelea pentru îndrumarea și sprijinul acordat pe parcursul întregii perioade de stagiu.

De asemenea doresc să aduc alese mulțumiri domnului Prof.Dr.Ing. Pierre Salamand și colegilor de la Institut Universitaire de Technologie Le Creusot France pentru sprijinul acordat în perioada stagiului de doctorat.

Nu în ultimul rând, doresc să adresez din suflet călduroase mulțumiri familiei care mi-a oferit sprijin moral și înțelegere în toți acești ani și în mod special soției mele Mimi Groza și copiilor mei pentru suportul necondiționat, răbdarea și încurajarea acordată, toate acestea ajutându-mă să depășesc momentele dificile ale acestei perioade.

Timișoara, noiembrie 2013

Cosmin-Florin Groza

Groza, Cosmin-Florin

Cercetări asupra procesului de realizare a îmbinărilor sudate eterogene, aliaj de titan-oțel inoxidabil austenitic

Teze de doctorat ale UPT, Seria 15, Nr. 9, Editura Politehnica, 2013, 152 pagini, 125 figuri, 17 tabele.

ISSN: 2285-1720

ISSN-L: 2285-1720

ISBN: 978-606-554-736-0

Cuvinte cheie: aliaj de titan, oțel inoxidabil, sudare laser, sudare prin frecare.

Rezumat,

Numeroase structuri din industria aerospațială, a vehiculelor terestre, navelor maritime și fluviale se execută din materiale disimilare.

Întrucât îmbinarea materialelor disimilare nu poate fi realizată întotdeauna cu ajutorul tehnicilor obișnuite (sudare WIG, MIG etc), pentru rezolvarea problemelor de incompatibilitate între aliajele de titan și oțelurile inoxidabile ne-am propus ca prim obiectiv al tezei de doctorat studiul procesului de sudare cu fascicul laser folosind ca strat intermediar o folie din cupru.

Al 2-lea obiectiv a vizat oportunitatea sudării prin frecare a acestor materiale, iar aprecierea calității îmbinărilor sudate s-a făcut prin investigații macro- și micrografice, încercări mecanice, analize rontgenostructurale și la microsonda electronica.

Sudarea prin topire a acestui cuplu de materiale nu poate fi realizată direct deoarece în urma solidificării băii topite se formează faze intermetalice fragile între fier și titan care provoacă fenomene de fisurare. De aceea s-a adoptat tehnica sudării laser Nd-YAG cu mod de operare continuă, iar pentru diminuarea proporției de faze intermetalice nedorite s-a intercalat o folie din cupru cu grosimea de 600 μm între cele două materiale de baza.

CUPRINS

CAP.1 STADIUL ACTUAL AL CERCETĂRIILOR PRIVIND OBȚINEREA ÎMBINĂRILOR ETEROGENE, ALIAJ DE TITAN-OȚEL INOXIDABIL AUSTENITIC	7
1.1 Caracterizarea titanului și a aliajelor sale.....	7
1.2 Aliajele titanului	8
1.3. Tratamentul termic al aliajelor de titan.....	12
1.4 Comportarea la sudare a titanului și a aliajelor sale	15
1.5 Alegerea materialelor de adaos la sudare.....	166
1.6 Tratamente termice aplicate îmbinărilor sudate din titan și aliajele sale	166
1.7 Aspecte ale sudabilității oțelurilor inoxidabile austenitice	177
1.7.1 Introducere	177
1.7.2 Faze secundare prezente în microstructura oțelurilor inoxidabile austenitice și în îmbinările sudate ale acestora	177
1.7.3 Previziuni asupra comportării la sudare a oțelurilor inoxidabile austenitice	211
1.7.3.1 Metode de limitare a formării peliculelor fragile la sudarea a două oțeluri disimilare.....	211
1.8 Probleme de incompatibilitate la realizarea îmbinărilor sudate Ti-6Al-4V + X10CrNiTi18-10.....	244
1.8.1 Introducere	244
1.8.2 Bazele sudabilității materialelor metalice disimilare.....	244
1.9 Oportunități de realizare a îmbinărilor eterogene, aliaje de Ti – oțeluri austenitice.....	288
1.9.1 Sudarea WIG	29
1.9.2 Sudarea prin explozie	300
1.9.3 Lipirea tare (brazarea) a titanului cu oțelul inoxidabil	311
1.9.4 Sudarea prin frecare	322
1.10 Obiectivele tezei de doctorat	333
CAP. 2 CERCETĂRI EXPERIMENTALE ASUPRA PROCESULUI DE SUDARE LASER ND-YAG CONTINUU	34
2.1 Baze fundamentale	34
2.2 Fenomene hidrodinamice asociate procesului de sudare	38
2.2.1 Regimuri de curgere într-o baie de metal topit	38
2.2.2 Efectul Marangoni.....	40
2.2.3 Convecția naturală.....	41
2.3 Materiale îmbinate prin sudare.....	42
2.4 Parametrii procesului de sudare cu laser Nd-YAG continuu	45
2.5 Geometria îmbinărilor sudate	48
2.6 Încercări mecanice de tracțiune statică.....	53
2.7 Examinări micrografice, măsurători de duritate și analize de difracție cu raze X.....	58
2.8 Analize de microcompoziție chimică	66
2.9 Concluzii	69

CAP.3 PARAMETRII PROCESULUI DE SUDARE CU LASER ND-YAG PULSAT	70
3.1 Procedura experimentală	70
3.2 Evaluarea rezultatelor experimentale	71
3.3 Examinări micrografice, măsurători de duritate și analize de difracție cu raze X.....	81
3.4 Concluzii	93
CAP.4 CERCETĂRI ASUPRA PROCESULUI DE SUDARE PRIN FRECAR CONVENȚIONALĂ ALIAJ DE TITAN Ti6Al-4V+OȚEL INOXIDABIL X5CRNI18- 10.	94
4.1 Fenomene care guvernează sudarea prin frecare.....	94
4.1.1 Introducere	94
4.1.2 Sudarea prin frecare – proces de sudare în stare solidă.....	94
4.1.3 Principiul sudării prin frecare	95
4.1.4 Sudarea prin frecare pilotată (convențională).....	97
4.2 Limite și posibilități la sudarea materialelor disimilare	100
4.2.1 Combinații de materiale.	100
4.2.2 Geometria componentelor	102
4.2.3 Mașini pentru sudare prin frecare.	102
4.2.4 Aplicații potențiale.	105
4.3 Structura și proprietățile îmbinărilor sudate eterogene, Ti-6Al-4V+ X5CrNi 18-10	109
4.3.1 Introducere	109
4.3.2 Procedura experimentală	109
4.3.3 Rezultate și discuții.....	111
4.3.4 Examinări la microsonda electronică	115
4.4 Concluzii	127
CAP. 5 MODELAREA MATEMATICĂ A PROCESULUI DE SUDARE LASER PRIN METODA EXPERIMENTULUI FACTORIAL	128
5.1 Modelarea matematica prin experiment factorial a procesului de sudare cu laser continuu	129
5.2 Modelarea matematica prin experiment factorial a procesului de sudare cu laser pulsant.....	135
5.3 Concluzii	139
CAP.6 CONCLUZII FINALE ȘI CONTRIBUȚII ORIGINALE.....	141
LISTA LUCRĂRILOR ȘTIINȚIFICE ÎN CARE SE VALORIFICĂ CERCETĂRILE ORIGINALE ALE DOCTORANDULUI, ÎN CADRUL TEZEI DE DOCTORAT, SUB AFILIERE UPT	144
1. Lucrări științifice publicate în reviste indexate ISI	145
2. Lucrări științifice publicate în volumele unor manifestări științifice (Proceedings) indexate ISI.....	145
3. Lucrări științifice publicate în reviste de specialitate (BDI)	145
 BIBLIOGRAFIE.....	146

Cap.1 Stadiul actual al cercetărilor privind obținerea îmbinărilor eterogene, aliaj de titan-oțel inoxidabil austenitic

1.1 Caracterizarea titanului și a aliajelor sale

Titanul este un metal de culoare argintie care prezintă următoarele două forme alotropice: până la 882°C există sub forma de Ti_{α} cu rețea cristalină hexagonală ($a=2,9503\text{\AA}$, $c=4,8631\text{\AA}$ și $c/a=1,5873$) și la temperaturi mai ridicate sub formă de Ti_{β} cu rețea cristalină cubică cu volum centrat ($a=3,3132\text{\AA}$ la 900°C). Punctul de fuziune este situat la 1725°C. El se situează la limita dintre metalele grele și ușoare, a cărui utilizare în tehnică a crescut într-un ritm intens în ultima perioadă de timp datorită unui complex de proprietăți cum sunt:

- masă specifică relativ mică, $\rho=4505\text{ kg/m}^3$ pentru Ti_{α} și $\rho = 4320\text{ kg/m}^3$ pentru Ti_{β} la 900°C ;
- valori extrem de favorabile ale caracteristicilor de rezistență mecanică ($R_m \approx 230-550\text{N/mm}^2$; $R_{p_{0,2}} \approx 150-480\text{N/mm}^2$);
- una dintre cele mai mari rezistențe specifice, R_m/ρ ;
- o bună stabilitate la cald pentru temperaturi medii de utilizare (până la cca. 550°C);
- o mare stabilitate la coroziune;

Între 20 și 100°C coeficientul de dilatație liniară al Ti este de $8,3 \cdot 10^{-6} \text{ } ^\circ\text{C}^{-1}$, iar conductibilitatea termică la 50°C este de $0,0369\text{ cal/cm}\cdot\text{s}\cdot^\circ\text{C}$. Impuritățile nocive ale Ti 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. Unele proprietăți mecanice ale titanului pur sunt redate în tabelul 1.1, iar evoluția acestora cu conținutul în oxigen echivalent este arătată în figura 1.1. 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 în apa dulce, în apa de mare, în anumiți acizi, precum și o rezistență la coroziunea sub tensiune și cavitațională; la temperatura ambiantă pelicula de oxid poate avea o grosime de 20-50 Å care face ca Ti 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, provocându-se fenomene de fragilizare (fragilizarea prin hidrogen).

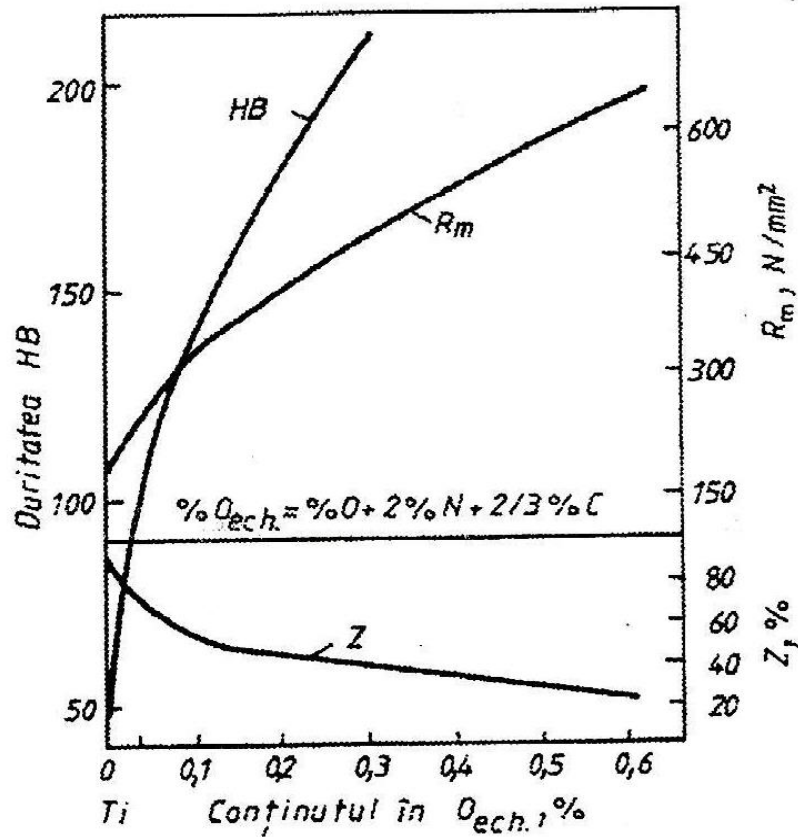


Fig. 1.1 Efectul conținutului în oxigen echivalent asupra unor caracteristici mecanice ale titanului [56]

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 deformare la cald și sudare, dar are o slabă prelucrabilitate prin așchiere. În industrie, el se livrează sub formă de table, țevi, bare, sârme, și alte semifabricate

1.2 Aliajele titanului

Comparativ cu metalul pur, aliajele de titan au proprietăți mecanice mai ridicate (tabelul 1.1), o limită de oboseală și fluaj mai bună, precum și o rezistență mai mare la coroziune. Rezistența specifică a aliajelor de titan (raportul R_m/ρ) este ridicată, fiind superioară celei a oțelurilor aliate.

Tab. 1.1 Unele proprietăți mecanice ale Ti și aliajelor sale

Material	Rezistența la rupere, N/mm ²	Limita de curgere, N/mm ²	Alungirea la rupere, %
Titan pur	230	150	70
Titan tehnic(99,5%Ti)	240	170	24
Titan tehnic(99%Ti)	550	480	15

Aliaj cu structură monofazică α : Ti-5%Al-2,5%Sn	860	780	15
Aliaj cu structură monofazică β : Ti-13%V-11%Cr-3%Al	1290	1210	5
Aliaje cu structură preponderentă α : Ti-8%Al-1%Mo-1%V Ti-6%Al-4%-Zr-2%Sn-2%Mo	960 1000	825 990	14 3
Aliaje cu structură $\alpha+\beta$: Ti-8%Mn Ti-6%Al-4%V Ti-7%Al-4%Mo Ti-6%Al-6%V-2%Sn	960 1035 1170 1100	860 960 1035 1035	15 8 10 12

Elementele de aliere influențează pregnant temperatura de transformare polimorfă. Conform figurii 1.2 a, b, elemente ca Al, O, N, ridică temperatura de transformare $\alpha \rightarrow \beta$, măbind domeniul de existență al fazei α (ele se numesc **stabilizantea**); o parte din aceste elemente formează cu Ti combinații chimice.

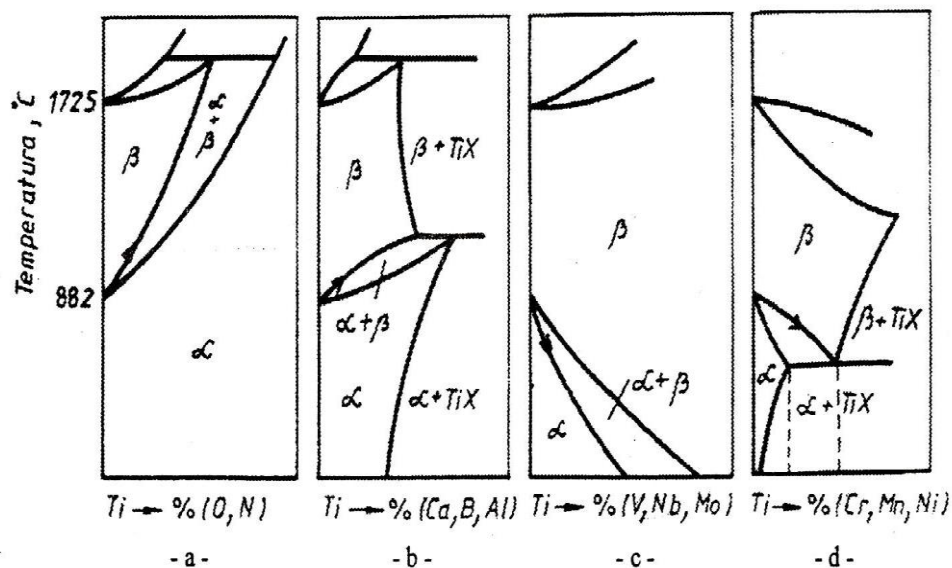


Fig. 1. 2 Diagrame de echilibru ale aliajelor de titan; a, b – elemente de aliere care ridică temperatura de transformare polimorfă $\alpha \rightarrow \beta$; c, d – elemente de aliere care coboară această temperatură [56]

O altă grupă de elemente de aliere ca Mo, V, Mn, Cr, Fe micșorează temperatura de transformare polimorfă și extind domeniul fazei β (figura 1.2 c, d); ele se numesc **stabilizante β** . Staniul și zirconiu nu modifică temperatura de transformare polimorfă; ele se numesc **elemente neutre**.

10 Stadiul actual al cercetărilor privind obținerea îmbinărilor eterogene -1

Totodată, în cazul alierii cu Mn, Fe, Cr, Si și cu alte câteva elemente se formează combinații chimice și are loc transformarea eutectoidă $\beta \rightarrow \alpha + \text{Ti}_x\text{M}_y$ (figura 1.2d) cu fragilizarea aliajului. În aliajele titanului cu metalele de tranziție (Fe, Mn, Cr, etc.) transformarea eutectoidă evoluează lent și în cazul vitezelor obișnuite de răcire, chiar la temperatura ambiantă, structura aliajului este constituită din faza β care n-a suferit încă transformare.

Toate aliajele industriale ale titanului conțin în general aluminiu. Pentru aliajele de titan, sistemul Ti-Al prezintă aceeași importanță ca sistemul Fe-Fe₃C la aliajele fierului.

Prezența aluminiului se manifestă prin creșterea rezistenței la rupere și scăderea ductilității aliajului, figura 1.3.

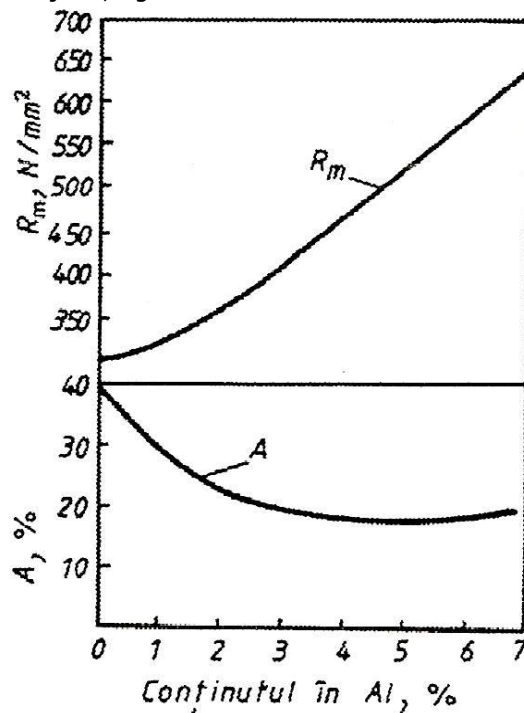


Fig.1.3 Unele proprietăți mecanice ale aliajelor Ti-Al

În funcție de microstructură se disting:

- aliaje cu **structură monofazică α** , alcătuite dintr-o soluție solidă de elemente de aliere în Ti_α (figura 1.4a). 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 (figura 1.4 b); în afara de Al ele conțin 2-4% elemente stabilizatoare ale fazei β ca de exemplu Cr, Mo, Fe, etc.;
- 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 . Cele mai utilizate industrial sunt aliajele α și $\alpha + \beta$.

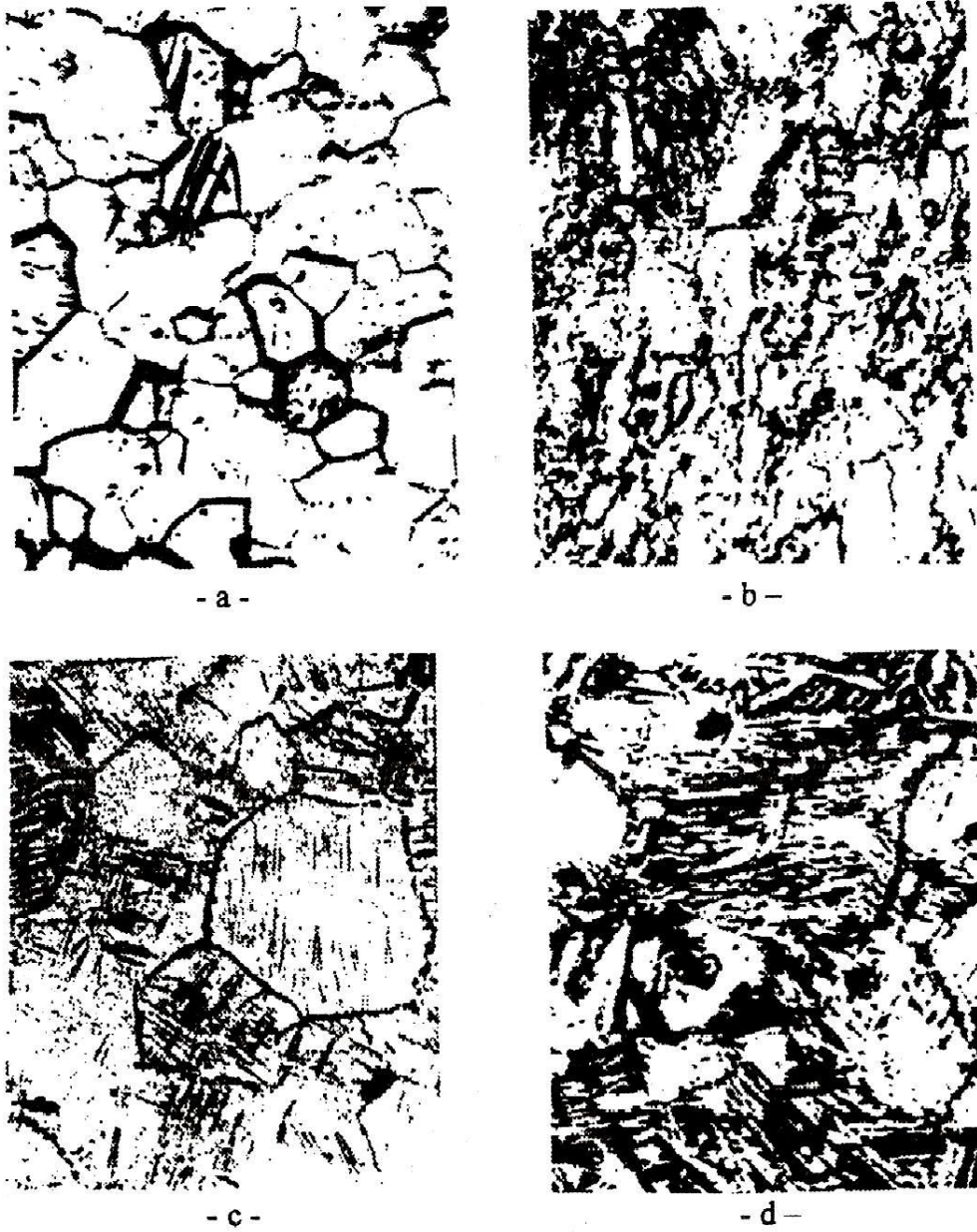


Fig.1.4 Structura microscopică a aliajelor de titan : a-faza α ;
b-fazele $\alpha+\beta$; c-faza α' ; d-fazele $\alpha' + \beta$. [56]

1.3. Tratamentul termic al aliajelor de titan

În funcție de compoziția chimică și de destinație, aliajele titanului pot fi supuse recoacerii, călirii, îmbătrânirii, și tratamentului termochimic (nitrurare, carburare, etc). Titanul și aliajele α nu suferă tratament termic de durificare, ele fiind supuse doar 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. La aliajele bifazice $\alpha+\beta$ se aplică frecvent o coacere izotermă care constă într-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 termic asigură obținerea unei structuri cu stabilitate termică maximă. Recoacerea care provoacă o recristalizare fazică completă în vederea finisării graunților nu se utilizează în practică. În schimb, recristalizarea fazică parțială produsă în cursul recoacerii pentru recristalizare influențează favorabil proprietățile aliajelor. În vederea eliminării tensiunilor interne apărute la prelucrarea prin așchiere a aliajelor α și $\alpha+\beta$, se recurge la o recoacere incompletă la 550...600°C.

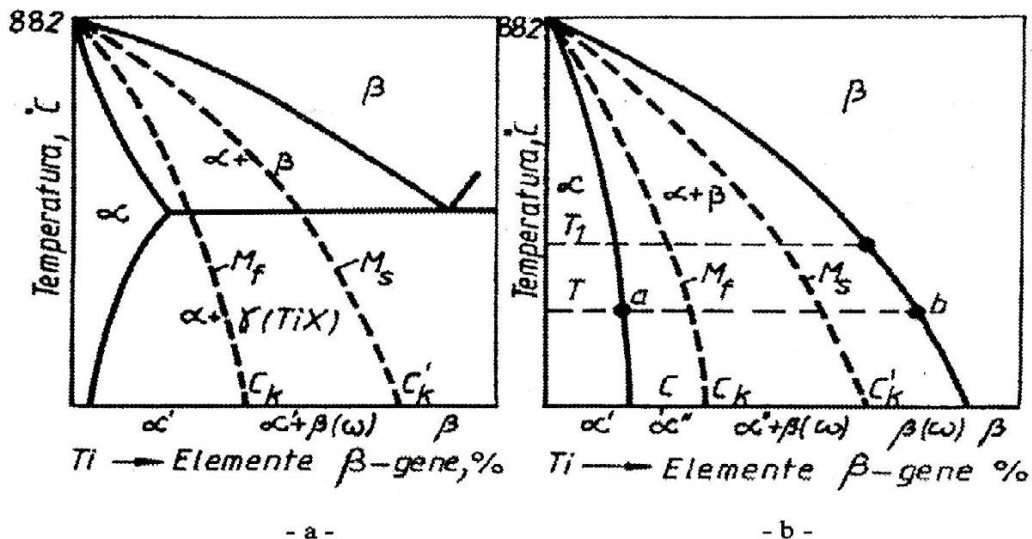


Fig. 1.5 Structura de călire a aliajelor de titan cu elemente stabilizante β :
 a-aliaje cu transformare eutectoidă călite din domeniul β ;
 b-aliaje fara transformare eutectoidă călite din domeniul β [61]

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 (figura 1.5).

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 (figura 1.5a),

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 solidă suprasaturată de elemente de aliere în Ti_α . Ea posedă o rețea hexagonală ușor perturbată și o structură aciculară caracteristică martensitei din oțeluri (fig.1.4 c); duritatea și rezistența fazei α' sunt cu atât mai ridicate cu cât concentrația în elemente de aliere este mai mare.

Pentru cazul reprezentat în figura 1.5b, după călirea aliajelor cu un conținut redus în elemente de aliere, se formează o structură de fază α' ; la depășirea concentrației punctului C (figura 1.5b), 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 (figura 1.5b). Așa cum se observă din figura 1.5, faza β poate da naștere unei faze martensitice, ω , cu rețea hexagonală, coerentă cu matricea, dar care nu a fost evidențiată prin analiză microscopică; faza ω are o puternică acțiune fragilizantă. Călirea aliajelor $\alpha+\beta$ poate fi executată și de la temperaturi corespunzătoare domeniului $\alpha+\beta$ (fig. 1.5 b). În asemenea condiții, faza α rămâne neschimbată, iar faza β suferă aceleași transformări ca și când aliajul ar fi fost călit de la temperaturi corespunzătoare domeniului β . De exemplu, pentru cazul reprezentat în figura 1.5b, 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 (figura 1.5b) 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 $\alpha+\beta$ (fig.1.5 b) se obțin structuri alcătuite din $\alpha+\alpha''+\beta(\omega)$, din $\alpha+\alpha''$, sau din $\alpha+\alpha'$. Îmbătrânirea ulterioară a utilajelor călite, 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 subrăcită. În figura 1.6a 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 punctele

C_k și C'_k sunt redată în figura 1.6b. Punctul M_f al acestor aliaje se găsește sub temperatura ambiantă.

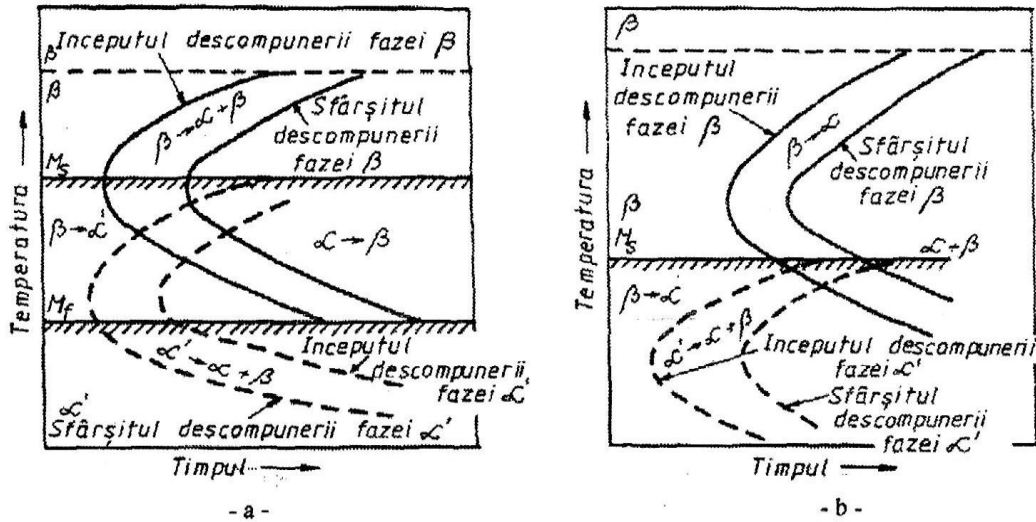


Fig.1.6 Diagrame TTT ale fazei β în aliaje de titan a-conținutul în elemente stabilizante β este inferior punctului C_k ; b-conținutul în elemente stabilizante β este cuprins între punctele C_k și C'_k [61]

Dintre tratamentele termochimice aplicate aliajelor de titan, nitrurarea prezintă o importanță deosebită. Ea se realizează într-o atmosferă de azot, la o temperatură de 850-950°C, cu o durată de 30-60h. Grosimea stratului de difuzie obținut prin nitrurare la 950°C timp de 30h este de 0,05-0,15 mm și are o duritate HV= 750...900daN/mm² (în funcție de compoziția aliajului).

Titanul și aliajele sale posedă bune proprietăți mecanice și o rezistență ridicată la coroziune. Cele mai favorabile combinații de proprietăți sunt asigurate de aliajele bifazice $\alpha+\beta$. În general, ele conțin Al care pe de o parte lărgeste domeniul de temperaturi al fazei α , iar pe de altă parte, ridică stabilitatea termică a fazei β . Aluminiul având o densitate redusă, compensează tendința de creștere a acesteia provocată de introducerea unor elemente mai grele (stabilizatoare ale fazei β).

Din figura 1.7, în care se arată efectul temperaturii asupra limitei de curgere a unor aliaje de titan se desprinde concluzia că ele pot fi folosite la execuția unor piese puternic sollicitate mecanic și a unor piese exploatare timp îndelungat la temperaturi de până la 400°C sau o durată redusă de timp, la 500°C. Titanul și aliajele sale se folosesc în construcția avioanelor, a rachetelor, în fabricarea echipamentului pentru tratamentul combustibilului nuclear, în industria chimică și petro-chimică, construcții navale, energetice, etc. Datorită bunelor caracteristici de plasticitate la temperaturi scăzute, ele sunt folosite în tehnicile frigorifice.

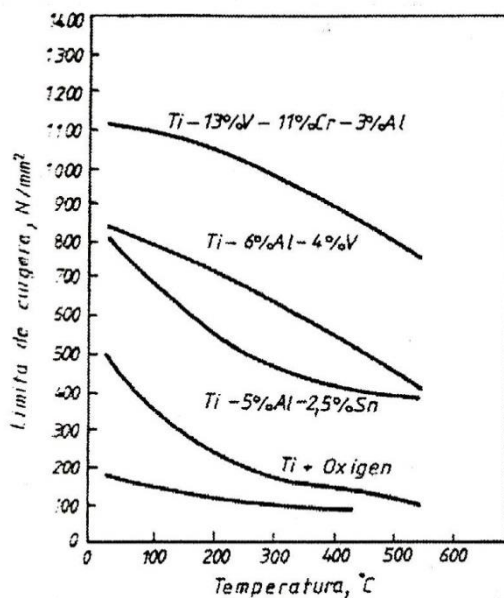


Fig. 1.7 Influența temperaturii asupra limitei de curgere a unor aliaje de titan[61]

1.4 Comportarea la sudare a titanului și a aliajelor sale

Sudabilitatea titanului și a aliajelor sale este determinată de prezența impurităților, a gazelor și de transformările structurale intervenite în ZIT. Odată cu creșterea temperaturii, titanul manifestă o puternică tendință de a dizolva gazele din atmosferă (azot și hidrogen). Oxigenul reacționează cu titanul chiar la temperaturi de 200-400°C, însă oxidarea intensă se desfășoară la peste 700°C. Oxigenul se dizolvă în Ti_2O_3 , limita maximă de solubilitate fiind de 14,5%. Titanul cu peste 0,5-0,7% oxigen își pierde complet capacitatea de deformare plastică și devine atât de fragil încât nu mai poate fi utilizat.

Azotul reacționează cu titanul la temperaturi de peste 850°C când formează nitruri de tipul TiN și Ti_3N . La un conținut de peste 0,1 % azot, titanul devine fragil. Hidrogenul reacționează puternic cu titanul la temperaturi mai mari de 100° C și formează hidrura

TiH_2 . Aceasta se separă în timpul răcirii pe limitele grăunților, înrăutățind semnificativ caracteristicile de tenacitate. Totodată, ea poate constitui cauza unor fenomene de fisurare la rece, după lungi perioade de timp.

Carbonul, în concentrație de peste 0,1% și fierul la peste 0,3% influențează nefavorabil plasticitatea titanului și de aceea ambele elemente se limitează în cursul proceselor de elaborare. La sudare se impun măsuri care să evite contaminarea băii metalice cu aceste două elemente. Eliminarea acțiunii daunătoare a gazelor O, N, H, se realizează prin protecția băii de sudură cu gaze inerte. Oxigenul se limitează la cantități foarte mici, sub 0,01% și se iau măsuri severe de reducere a hidrogenului și azotului.

16 Stadiul actual al cercetărilor privind obținerea îmbinărilor eterogene -1

Un criteriu de apreciere a comportării la sudare a titanului și aliajelor de titan se bazează pe duritatea rezultată în îmbinare, calculată cu relația:

$$HB = 40 + 310 \sqrt{O_{ech}}$$

în care: O_{ech} este oxigenul echivalent în metal calculat cu relația:

$$O_{ech} = O + 2N + \frac{1}{3}C$$

Dacă $O_{ech} \leq 0,2\%$ și hidrogenul este sub 0,01 % se consideră că titanul are o bună comportare la sudare. După reacția sa față de ciclul de sudare, titanul tehnic și aliajele sale se aseamănă cu oțelurile carbon și slab aliate. La fel ca acestea titanul are o tendință accentuată spre creșterea grăunților (forma $Ti\beta$) și spre formarea structurilor de călire în ZIT. Astfel, în timpul sudării aliajelor bifazice $\alpha + \beta$ structura caracteristică temperaturilor înalte se transformă la răcire parțial în structură α , iar restul rămâne în soluție suprasaturată și formează o structură fragilă de călire. Remediu pentru înlăturarea acestui aspect negativ constă în aplicarea de tratamente termice, după sudare, care să aducă materialul cusăturii și ZIT la structura inițială.

Pentru sudarea titanului și aliajelor sale se utilizează următoarele procedee: sudarea cu arc în mediu de gaze inerte (WIG sau MIG), sudarea sub flux, sudarea electrică în baie de zgură, sudarea cu jet de plasmă, sudarea prin difuzie, sudarea prin ultrasunete, sudarea cu fascicul de electroni și sudarea prin presiune. Nu se utilizează sudarea cu gaze, sudarea în mediu de CO_2 (MAG) pentru a evita contaminarea cusăturii cu gaze. Titanul topit este reactiv cu cele mai multe materiale și din această cauză nu se utilizează sudarea manuală cu electrozi înveliți.

1.5 Alegerea materialelor de adaos la sudare

Materialul de adaos la sudarea Ti și a aliajelor sale este asemănător cu metalul de bază. În general, se folosește sârmă cu aceeași compoziție cu metalul de bază, dar sunt situații când se utilizează sârme cu compoziție chimică diferită, în vederea obținerii unei cusături cu plasticitate sporită. Înainte de sudare sârma se decapează.

1.6 Tratamente termice aplicate îmbinărilor sudate din titan și aliajele sale

Toate îmbinările sudate din titan și aliajele de titan trebuie detensionate, deoarece titanul este ușor fisurabil după sudare. La aliajele cu structură α prin răcirea rapidă se produce transformarea martensitică având ca rezultat formarea fazei α' ($Ti\beta \rightarrow Ti \alpha'$) cu structură aciculară caracteristică. Martensita aliajelor de titan este mai puțin stabilă, stabilizarea structurii se face prin recoacere la 600-700°C, menținerea la această temperatură timp de 10-15 min., urmată de o răcire în aer liniștit.

Aliajele de tip $\alpha + \beta$ nu prezintă transformare martensitică completă, astfel încât prin călire structura obținută este de tipul $\alpha' + \beta$ rez.

Pentru stabilizarea structurii aceste aliaje sunt supuse recoacerii la 650-700°C. La anumite aliaje, în procesul de călire se produce precipitarea unor faze intermediare ω , care determină obținerea unor valori mai mari ale durității decât

cele caracteristice fazei α' . Prin îmbatrânirea ulterioară, la temperaturi sub 540°C, timp suficient de îndelungat, se poate obține dispariția totală a fazei ω .

1.7 Aspecte ale sudabilității oțelurilor inoxidabile austenitice

1.7.1 Introducere

Aprecierea comportării la sudare a oțelurilor se face în general după conținutul în carbon al acestora. Astfel, oțelurile nealiatate cu până la 0,24 %C au o aptitudine redusă la durificare prin călire martensitică directă și de aceea se consideră că ele pot fi sudate fără precauții speciale. În cazul oțelurilor cu conținut mai ridicat în carbon precum și la oțelurile aliate se recurge la determinarea prin calcul a carbonului echivalent și pe baza acestuia se stabilesc prescripțiile de tratament termic anterior, concomitent și ulterior sudării. Totodată, se procedează la selecția atentă a parametrilor regimului termic al procesului pentru ca valorile energiei liniare de sudare să nu coboare și nici să depășească anumite limite.

1.7.2 Faze secundare prezente în microstructura oțelurilor inoxidabile austenitice și în îmbinările sudate ale acestora

Oțelurile inoxidabile sunt aliaje complexe care au în compoziția lor chimică un conținut de peste 12% Cr și alte elemente de aliere ca Ni, Mo, Mn, Si, Al, N, Ti, Nb, etc. Pe plan mondial au fost dezvoltate următoarele clase structurale de asemenea oțeluri [10,24,90]:

- oțeluri austenitice;
- oțeluri feritice;
- oțeluri martensitice;
- oțeluri Duplex;
- oțeluri durificabile prin precipitare.

Oțelurile inoxidabile austenitice se livrează fie în stare laminată, fie în stare forjată. Ele au în compoziția chimică peste 16%Cr, element care stabilizează ferita și suficiente elemente (C, N, Ni și Mn) care stabilizează austenita, respectiv conservă o microstructură de austenită stabilă la temperatura camerei. Mărcile de oțeluri (X6CrNiTi18-10, X6CrNiNb18-10, X6CrNiMoNb17-12-2 conform normelor EN, care conțin Si, Mo, Ti, Nb, elemente cu caracter alfa-gen, vor prezenta în microstructură o cantitate mică de ferită δ ; cele cu conținut mai ridicat în Ni (X2CrNiMoN25-22-2, X2NiCrMoCuNb27-23-3, X2NiCrMoCuN25-20-6 sunt complet austenitice.

Proporția de ferită δ din microstructura unor oțeluri austenitice depinde de compoziția lor chimică, de gradul de omogenitate chimică și de condițiile de prelucrare prin deformare la cald. Aliajele care au un conținut foarte redus în carbon pentru a minimiza dificultățile care pot interveni la sudare vor prezenta în microstructură o cantitate mai mare de ferită δ . Există numeroase studii care au condus la predicția microstructurii îmbinărilor sudate pe baza compoziției chimice a metalului de bază și a celui de adaos.

În cele mai multe asemenea oțeluri, austenita prezentă în microstructură **nu este stabilă ci metastabilă**. Transformarea ei în martensită se poate produce **fie prin răcire la temperaturi foarte coborâte, fie printr-o deformare plastică extensivă**. Martensita ϵ cu rețea hexagonală compactă și martensita α cu rețea cubică cu volum centrat au putut fi puse în evidență în microstructura oțelurilor înalt

aliante cu 12-14% Mn și 1,2% C. Au fost dezvoltate o serie de relații empirice care să arate influența compoziției chimice asupra caracteristicilor de rezistență mecanică ale unor oțeluri cu microstructură martensitică indusă prin deformare [72,90].

În majoritatea cazurilor, conținutul în carbon al oțelurilor inoxidabile austenitice este limitat la 0,03, 0,08 sau 0,15%. De fiecare dată, tratamentul termic anterior sudării este o **călire pentru punere în soluție de la 1050 - 1150°C**. În cursul fazei de încălzire are loc dizolvarea în totalitate sau în cea mai mare parte a carburilor și a altor faze secundare prezente în microstructura oțelului după operația de laminare la cald. Prin călire bruscă de la temperatura de încălzire este asigurată menținerea carbonului în soluție, rezultând o microstructură austenitică lipsită de carburi și de tensiuni interne.

Tipul de **carbura** observată în **majoritatea oțelurilor austenitice este $M_{23}C_6$** , care frecvent mai este cunoscută sub forma $Cr_{23}C_6$ și mai corect $(Cr,Fe)_{23}C_6$ sau $(Cr,Fe,Mo)_{23}C_6$. Precipitarea acestor carburi pe limitele grăunților în timpul proceselor de sudare provoacă fenomenul de coroziune intercristalină [87,48].

Prin încălzirea la 500 - 900°C a oțelurilor supuse tratamentului termic de călire pentru punere în soluție se favorizează precipitarea carburilor $M_{23}C_6$. Viteza maximă de precipitare apare la temperaturi de 650 - 700°C. Ea se produce mai întâi pe interfața austenită - ferită și când aceasta există, urmată de precipitarea pe alte interfețe necoerente (grăunte și limite de macles), iar în final pe limitele maclelor coerente. Suplimentar, carbura $M_{23}C_6$ poate precipita pe limitele de fază matrice - incluziuni.

Apariția carbunii $M_{23}C_6$ variază în funcție de temperatura și durata de precipitare. Pentru temperaturi situate la limita inferioară a domeniului de precipitare aspectul morfologic al carbunii este de peliculă continuă. La temperaturi de precipitare de 600 - 700°C particulele cu formă dendritică, de pană, germinează la intersecția limitelor dintre grăunți. Pe măsura creșterii timpului de expunere aceste precipitate se îngroașă devenind grosolane. Ridicarea ușoară a temperaturii conduce la separarea pe limitele grăunților a unor particule ușor globulare, forma lor fiind influențată de orientarea grăunților, gradul de anizotropie și de temperatură. Carburile $M_{23}C_6$ care precipită pe limitele maclelor incoerente au formă lamelară sau de bastonașe, iar cele care se separă pe limitele maclelor coerente au o formă de placă. Trebuie subliniat faptul că precipitatele formate la temperaturi mai mici înrăutățesc în cea mai mare măsură rezistența la coroziune intercristalină.

O serie de oțeluri inoxidabile austenitice prezintă în compoziția chimică mici cantități de titan (**%Ti \geq 5x %C**) sau de niobiu (**%Nb \geq 8x %C**). Ambele elemente se numesc stabilizatoare deoarece au o afinitate mai mare față de carbon decât cromul, formând **carburi "stabile" de titan sau de niobiu** și astfel preîntâmpinând formarea carburii $M_{23}C_6$. Pentru a mări suplimentar avantajul oferit de aceste adiții, după tratamentul termic de călire pentru punere în soluție oțelurile respective se supun unei **recoaceri pentru stabilizare**. Ea constă dintr-o încălzire la 845 - 900°C urmată de o menținere timp de 2 -3 h și de o răcire în aer. Acest tratament termic asigură precipitarea carbonului în exces sub formă de **carburi de titan (TiC) sau de niobiu (NbC)**, iar în cursul răcirii se formează o proporție redusă de carburi de crom ($M_{23}C_6$). Precipitarea carburilor de tipul MC, (TiC, NbC) se face intragranular pe dislocații sau chiar pe limitele grăunților [10,72].

Recoacerea pentru stabilizare se folosește și pentru eliminarea tensiunilor interne din structurile sudate, deci poate constitui și tratament termic ulterior sudării. În acest caz el se va efectua local cuprinzând cusătura și o fâșie de cca. 200 mm din jurul ei.

De fiecare dată, adășiile de titan sau de niobiu trebuie controlate îngrijit pentru a neutraliza carbonul dizolvat în soluția solidă. Atât carburile de titan cât și cele de niobiu pot conține mici cantități de azot și ambele elemente stabilizatoare pot forma mai repede nitruri pure. Nitrurile de titan apar la microscop sub formă de particule cubice de culoare galbenă strălucitoare, iar carburile de titan sunt cenușii cu o formă mai puțin regulată.

Carburile de tipul M_6C [48,72] au fost observate în microstructura oțelurilor inoxidabile austenitice care au în compoziția chimică adășiile de molibden sau de niobiu. De regulă, ele precipită intragranular. De exemplu, în oțelurile aliate cu 2-3% Mo, carburile M_6C se formează după o menținere de aproximativ 1500 h la 650°C. Așa cum se arată în tabelul 1, cele mai multe tipuri de carburi M_6C sunt Fe_3Mo_3C , Fe_3Nb_3C și $(Fe,Cr)_3Nb_3C$.

Dintre sulfurile care apar în oțelurile austenitice, cea mai frecventă este MnS. Totuși, dacă conținutul în mangan este scăzut, o parte din acesta va fi înlocuit de crom în compoziția sulfurii. La concentrații de mangan sub cca. 0,20% se va forma o sulfură pură de crom care datorită durtății foarte mari va reduce durabilitatea sculelor la prelucrarea prin așchiere.

Pentru optimizarea așchiabilității, unele mărci de oțeluri au în compoziție mici cantități de seleniu pentru a se forma **seleniuri de mangan** mai repede decât sulfuri de mangan. De asemenea, în oțelurile stabilizate cu titan pot apărea mai multe tipuri de sulfuri de titan cum sunt Ti_2S , Ti_2SC și $Ti_4C_2S_2$.

Expunerea acestor oțeluri la temperaturi înalte conduce la formarea unor **faze intermetalice**. Ele sunt formate din titan, vanadiu și crom (elemente "A") și din mangan, fier, cobalt, nichel (elemente "B"). O parte din aceste faze reprezintă compuși stoichiometrici.

Cea mai importantă dintre ele este **faza σ** , care în urma expunerii oțelului la temperaturi de 650 - 900°C precipită mai repede din ferita δ și mult mai târziu din austenită. Cu toate că faza σ este considerată ca fiind un compus intermetalic FeCr, compoziția ei chimică poate fi mult mai complexă și variabilă, de la B_4A la BA_4 .

Prezența ei în microstructură se manifestă printr-o scădere a tenacității, o creștere a durtății și fragilității și uneori o micșorare a rezistenței la coroziune.

În oțelurile austenitice cu un conținut de 2-4%Mo exploatate la temperaturi de 730° - 1010°C se formează **faza χ** . Ea poate dizolva carbon și se poate afla fie sub formă de compus intermetalic, fie sub formă de carbură, $M_{18}C$. La microscop, forma ei variază de la cea de bastonașe la cea aciculară [24].

Prelucrarea oțelurilor prin diverse procedee de deformare plastică la rece accelerează nuclearea atât a fazei σ cât și a fazei χ .

Faza Laves (faza η) este prezentă în microstructura oțelurilor austenitice care conțin Mo, Ti, Nb și care au fost expuse timp îndelungat la temperaturi înalte (650 - 950°C). Ea este un compus intermetalic de forma AB_2 cu rețea cristalină hexagonală care apare la microscop sub formă de particule globulare distribuite intragranular.

Există și alte faze care se mai pot forma în oțelurile inoxidabile, ca de exemplu [24,48]:

- **faza R**, care a fost evidențiată în aliajele Fe-12Cr-Co-Mo și în îmbinările sudate din oțel X8CrNiMo18.10.2;
- **faza G**, care este o siliciură de nichel-titan observată în aliajele rezistente la cald cu 26%Ni și 15%Cr;
- **faza Z**, care este un compus Cr-Fe-Nb detectat într-un aliaj cu 18%Cr, 12%Ni și 1%Nb supus încercărilor de fluaj la 850°C.

În tabelul 1.2 se centralizează principalele tipuri de faze secundare observate în microstructura oțelurilor inoxidabile austenitice

TABELUL 1.2 Faze secundare observate în oțelurile inoxidabile				
Faza	Rețeaua cristalină	Parametrii rețelei nm	Compoziție	Observații
$M_{23}C_6$	CFC	$a_0=1.057-1.068$	$(Cr_{16}Fe_5Mo_2)C_6$ $(Cr_{17}Fe_{4,5}Mo_{1,5})C_6$ $(Fe,Cr)_{23}C_6$	Cele mai des întâlnite carburi în oelurile inoxidabile austenitice, precipitate între 500-950°C, viteza maximă fiind la 650-700°C.
M_6C	CFC	$a_0=1.085-1.111$	$(Cr,Co,Mo,Ni)_6C$ $(Fe_3Mo_3)C$ Fe_3Nb_3C $(Fe,Cr)_3Nb_3C$	Observate în oțelurile austenitice care conțin Mo sau Nb după o expunere îndelungată.
MC	Cubică	$a_0=0.430-0.470$	TiC NbC	Observate în oțelurile stabilizate cu Ti sau Nb. Ele sunt foarte stabile și uzual conțin ceva N.
Sigma (σ)	Tetragonală	$a_0=0.8799-0.9188$ $c_0=0.4544-0.4599$	FeCr FeMo Fe(Cr,Mo) $(Fe,Ni)_x(Cr,Mo)_y$	Formarea din ferita δ este mai rapidă decât formarea din faza austenitică. Sub 595°C provoacă fragilizarea oțelului. Precipitarea are loc prin expunerea îndelungată a oțelurilor la 650-900°C
Hi (X)	CVC (rețeaua Mn_0)	$a_0=0.8862-0.892$	$Fe_{36}Cr_{12}Mo_{10}$ $(Fe,Ni)_{36}Cr_{18}Mo_4$ $M_{18}C$	Observată în aliaje cu conținut ridicat în Mo. Faza X precipită la temperaturi cuprinde între 730-1010°C
(η)	Hexagonală	$a_0=0.470-0.4744$ $c_0=0.772-0.7725$	Fe_2Mo $(Ti_{21}Mo_9)$ $(Fe_{50}Cr_{15}Si_5)$	Se formează în oțelurile austenitice care conțin Ti, Mo, Nb, după expunere îndelungată la 600-1100°C

1.7.3 Previziuni asupra comportării la sudare a oțelurilor inoxidabile austenitice

Aceste oțeluri se caracterizează printr-o aptitudine mare la sudare în condițiile folosirii unor materiale de adaos de aceeași natură cu metalul de bază, care să conducă la obținerea unui metal depus cu microstructură constituită din austenită și o cantitate mică de ferită δ , corespunzătoare punctajului $N = 4 - 12$. Procesul de sudare are în vedere anumite reguli pentru a nu fi afectate **rezistența la coroziune, la fisurare la cald și tenacitatea**. El va trebui să fie condus cu arce electrice scurte deoarece azotul existent în mediul înconjurător poate fi absorbit în cusătură. Ca urmare a puternicei sale acțiuni gamagene, azotul poate provoca formarea unei microstructuri complet austenitice în urma cristalizării primare a metalului depus și deci o mărire a sensibilității la fisurare la cald.

Prescripțiile tehnologice care se au în vedere la sudarea **oțelurilor austenitice nestabilizate** sunt următoarele [72]:

- selecția unor materiale de adaos cu o compoziție chimică similară metalului de bază, care să asigure în metalul depus o cantitate de ferită δ corespunzătoare punctajului $N = 4 - 12$;
- arcul electric trebuie să fie menținut cât mai scurt astfel încât absorbția azotului din aer să poată fi evitată; pentru aceasta se recomandă folosirea unor electrozi cu înveliș rutilic sau în alte cazuri a procedeelor de sudare în medii de gaze protectoare, când este permisă utilizarea unor arce electrice mai lungi. La sudarea MAG se vor folosi numai gaze cu conținut redus de CO_2 pentru ca procesul de carburare să fie limitat la maximum;
- la sudarea componentelor cu grosime mare se necesită aplicarea unui tratament termic de preîncălzire la $100 - 150^\circ C$;
- între două treceri succesive temperatura nu va depăși $150^\circ C$;
- diluția cu metalul de bază trebuie să se situeze sub 30%;
- se va evita o îndreptare a structurii sudate folosind flacăra de gaz deoarece rezistența la coroziune poate fi afectată.

În cazul sudării **oțelurilor austenitice stabilizate** se mai adaugă următoarele recomandări:

- materialele de adaos vor avea aceeași compoziție chimică cu metalul de bază fiind stabilizate cu niobiu (deoarece Ti arde necontrolat) astfel încât conținutul de ferită δ al metalului depus să corespundă punctajului $N = 6 - 12$;
- utilizarea materialelor de adaos nestabilizate cu conținut redus în carbon este în general posibilă, dar există și cazuri când acest lucru nu este recomandabil din cauza valorii scăzute a temperaturii limită de declanșare a coroziunii intercristaline.

1.7.3.1 Metode de limitare a formării peliculelor fragile la sudarea a două oțeluri disimilare

Pentru a împiedica formarea unor zone fragile și a preîntâmpina fenomenele de difuzie, în afara utilizării unor materiale de adaos potrivite, se mai utilizează și alte metode.

Metoda stratului tampon

Aceasta constă în depunerea prin sudare pe muchiile materialului de bază care este sensibil la durificare prin călire a unui strat din oțel care nu are această tendință.

Grosimea stratului de placare (tampon) trebuie să fie cel puțin egală cu lățimea zonei de influență termică și ea se realizează din cel puțin trei straturi de sudură.

După prelucrare, grosimea stratului de placare nu trebuie să fie mai mică de 5-6 mm. În cazul sudării unor oțeluri călibile, stratul de placare nu trebuie să fie mai subțire de 9 mm.

Pentru placare, metalul de bază se preîncălzește la temperatura prescrisă pentru marca respectivă de oțel, iar ulterior întregul subansamblu se supune tratamentului termic prescris pentru metalul de bază. Scopul tratamentului termic constă în eliminarea tensiunilor interne și a constituenților microstructurali duri și fragili care s-au format în zona de influență termică în urma placării. Stratul de placare (figura 1.8) se ajustează prin prelucrări mecanice la forma teșiturii indicate în proiect.

Sudarea în rost se execută cu electrozi similari cu cei utilizați pentru placare. Uneori, pentru placare se utilizează electrozi cu conținut ridicat de nichel, în timp ce sudarea în rost se execută cu electrozi cu conținut mai scăzut de nichel, deoarece aceștia au un preț de cost mai redus.

În timpul sudării, zona încălzită la temperaturi la care au loc transformări de fază în stare solidă nu trebuie să fie mai lată decât lățimea stratului de placare. În acest fel se evită încălzirea metalului de bază, evitându-se prin aceasta călirea și fragilizarea lui. Prin această metodă de sudare se înlătură necesitatea preîncălzirii și a tratamentului termic pentru întregul ansamblu. Metoda se utilizează pentru asamblările foarte mari, care nu pot fi preîncălzite și tratate termic în întregul volum. Ea poate fi aplicată și în cazul sudării a două metale diferite dintre care unul singur trebuie preîncălzit și tratat termic după sudare.

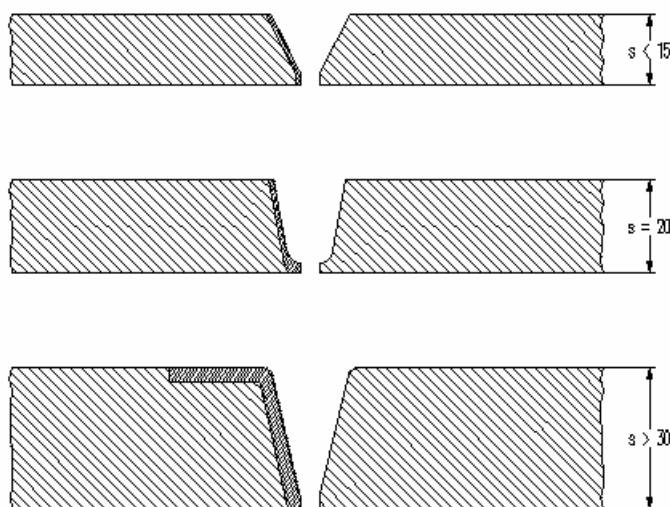
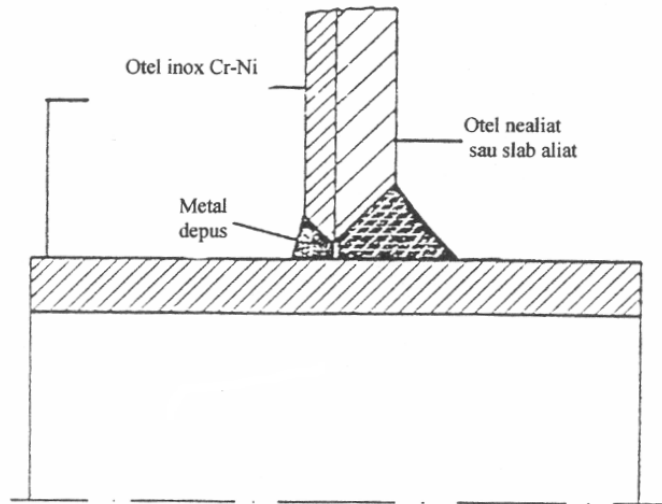


Fig. 1.8 Metoda stratului tampon

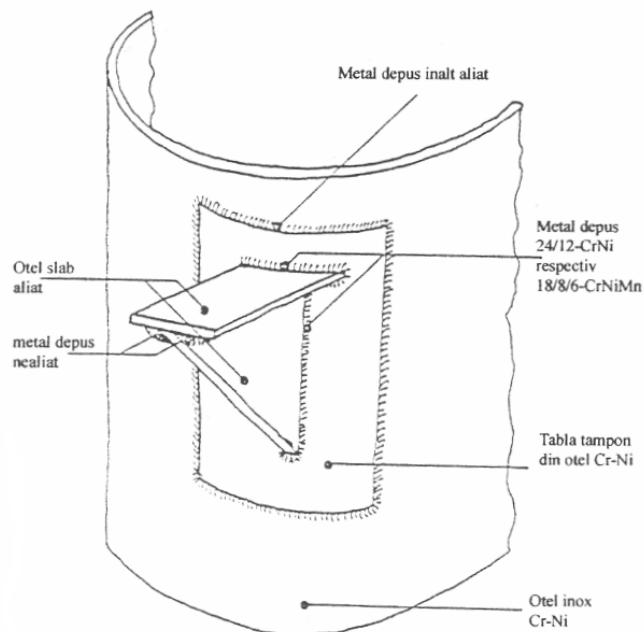
Metoda introducerii unor piese intermediare

Uneori se utilizează procedeul sudării unui subansamblu din oțel greu sudabil (figura 1.9) cu un fragment din subansamblul de oțel care se sudează fără precauții speciale. Acest procedeu se utilizează la ansamblurile foarte mari, care nu pot fi preîncălzite și tratate termic în întregul volum. Procedeul poate fi utilizat și în cazul în care cele două subansamble urmează să fie sudate pe șantier, unde nu se

pot asigura condiții optime pentru sudarea unui oțel greu sudabil. Folosind acest procedeu, pe șantier urmează să se sudeze între ele două metale ușor sudabile, de același fel. Necesitatea îmbinării țevilor din oțeluri diferite apare foarte des în construcția aparatelor pentru industria energetică și chimică.



a-Exemplu de pregătire a rostului



b-Consola de intarire

Fig. 1.9 Metoda utilizării unor piese intermediare

Pentru a executa îmbinarea eterogenă în condiții optime, se sudează separat două fragmente de țevă, câte una din fiecare material. După sudare se execută un control al îmbinării și apoi se prelucrează diametrul interior și exterior pentru îndepărtarea concentratorilor de tensiuni. Pentru a nu reduce grosimea țevilor, se poate efectua o deformare a muchiiilor în regiunea îmbinării în așa fel încât deformația rezultată împreună cu nepătrunderea care se formează la rădăcină să fie înlăturată prin pelucrarea mecanică. Ulterior, fragmentul se introduce între cele două țevi din materiale diferite, executându-se cusăturile între materiale de același fel. Uneori, în cazul sudării unor țevi din oțel austenitic cu țevi din oțel ferito-perlitic, între cele două țevi se introduce un fragment de țevă din oțel austenitic cu conținut ridicat de nichel.

În acest mod se împiedică fenomenul de oboseală termică, datorită faptului că oțelul austenitic cu conținut ridicat de nichel are un coeficient de dilatare intermediar între cele două metale care se assemblează. Tot prin această metodă se preîntâmpină și fenomenul de difuzie a carbonului.

1.8 Probleme de incompatibilitate la realizarea îmbinărilor sudate Ti-6Al-4V + X10CrNiTi18-10

1.8.1 Introducere

Îmbinarea materialelor disimilare prin tehnici care să asigure o continuitate metalică are la bază fructificarea unei combinații favorabile de proprietăți ca de exemplu:

- bune proprietăți mecanice ale unui material și o masă specifică redusă a celui alt material;
- bune proprietăți mecanice ale unui material și o bună stabilitate la coroziune a celui de - al doilea material;
- bune proprietăți mecanice ale unui material și bune proprietăți electrice ale celui alt material.

Una din principalele rațiuni de utilizare a structurilor din materiale disimilare rezidă în micșorarea greutateii totale a acestora. Numeroase structuri din industria aerospațială, a vehiculelor terestre, navelor maritime și fluviale, etc. se execută din materiale disimilare.

1.8.2 Bazele sudabilității materialelor metalice disimilare

În general, problemele legate de sudabilitatea acestor materiale se bazează pe diferențele existente între proprietățile lor mecanice, fizice și chimice:

- tipul și parametrul rețelei cristaline;
- temperatura de topire;
- masa specifică;
- coeficientul de dilatație liniară;
- conductivitatea termică;
- tipul diagramei de echilibru a celor două metale de bază.

Alături de acestea, o mare influență o are capacitatea lor de a putea fi îmbinate prin brazare și lipire moale. În tabelul 1.3 se prezintă proprietățile avute în vedere la analiza sudabilității unor metale disimilare.

Tabelul 1.3 Proprietățile unor metale utilizate la realizarea unor îmbinări disimilare

Proprietate	Metal						
	Ti	Fe	Cu	Ni	Al	Mo	Zn
Tipul rețelei cristaline la 20 °C	Hexagonală	c.v.c.	c.f.c	c.f.c	c.f.c	c.v.c.	Hexagonală
Parametrul rețelei cristaline, Å	a=2,95 c=4,86	a=2,86	a=3,607	a=3,517	a=4,04	a=3,14	a=2,67 c=4,94
Coefficientul de dilatație liniară, 1/K	8,3x10 ⁻⁶	11,7- 12,3x10 ⁻⁶	16,5x10 ⁻⁶	13,3x10 ⁻⁶	23,5x10 ⁻⁶	5,1x10 ⁻⁶	33x10 ⁻⁶
Căldura specifică, J/gK	0,54	0,46	0,37	0,46	0,91	0,27	0,37
Conductivitatea termică, w/cm K	0,15	0,92	3,97	0,92	2,3	1,42	1,13
Temperatura de topire, °C	1725	1538	1083	1455	658	2622	419
Densitatea kg/m ³	4505	7870	8940	8907	2720	10200	7430
Duritatea HB, daN/mm ²	140-200	50-80	32-37	65-70	20-25	200	30
Rezistența la rupere, N/mm ²	230-550	180-320	160-235	280-300	50-100	500-550	150
Limita de curgere, N/mm ²	150-480	90-250	35-75	140-200	15-30	350	40
Modulul de elasticitate, N/mm ²	116000	196000	115000	214000	69000	300000	130000
Alungirea la rupere, %	15-70	30-50	25-60	35-40	35-50	40-50	20-25

Pentru aprecierea modificărilor structurale care intervin la sudarea diverselor combinații de materiale se pot folosi diagramele de echilibru, care oferă informații legate de:

- solubilitatea unui component în altul;
- tendința de formare a unor compuși chimici sau intermetalici;
- sensibilitatea la fisurare a îmbinării sudate.

În figura 1.9 sunt prezentate tipurile posibile de diagrame de echilibru precum și microstructura simplificată a sudurilor obținute între metale disimilare.

26 Stadiul actual al cercetărilor privind obținerea îmbinărilor eterogene -1

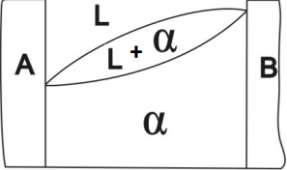

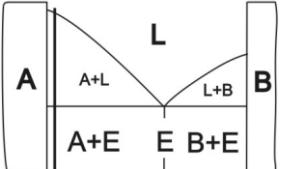

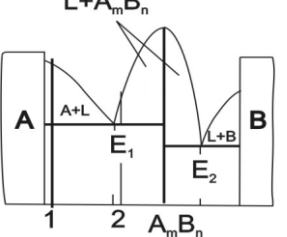
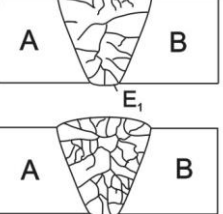
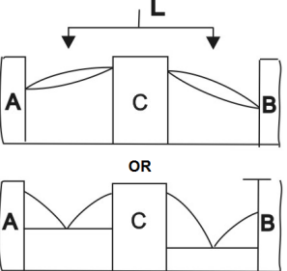

Nr. crt.	Diagrama de echilibru	Microstructura simplificată a sudurii	Proprietăți predictibile ale sudurii
1.		<p>α bogată în A α α bogată în B</p>  <p>segregație microcristalină</p>	<ul style="list-style-type: none"> - sudura constă dintr-o soluție solidă tenace cu sensibilitate scăzută la fisurare; - sudura are proprietăți mecanice acceptabile; - prezintă segregații și fisuri la cald.
2.		<p>cristale primare A</p>  <p>Eutectic</p>	<ul style="list-style-type: none"> - proprietățile sudurii depind de cele ale eutecticului; - valorile proprietăților sunt inferioare celor ale soluției solide primare; - temperatura scăzută de topire a eutecticelor poate promova fisurarea la cald.
3.1		<p>cristale primare A</p>  <p>Microstructura predominant eutectica</p>	<ul style="list-style-type: none"> - o cantitate mai mare de compuși intermetalici poate conduce la fragilizarea sudurii; - prin măsuri suplimentare se pot influența: <ul style="list-style-type: none"> - descreșterea proporției de compuși intermetalici; - creșterea cantității de cristale A și B.
3.2		 <p>Sistemul A-C Sistemul C-B</p>	<ul style="list-style-type: none"> - selecția metalului C și a metalului de acoperire A, asigură formarea sistemelor A-C și C-B care prezintă compuși intermetalici.

Fig.1.9 Legătura dintre diagramele de echilibru și microstructura sudurilor din metale disimilare

La sudarea materialelor disimilare pot apare urmatoarele situații caracteristice:

- ambele materiale se topesc în timpul procesului de sudare;
- numai un material va fi topit în cursul sudării;
- nici unul dintre materiale nu se topește în timpul sudării.

Indiferent de schimbările de stare care au intervenit, procesul de sudare se poate divide în două faze:

- faza de „close in” cînd atomii celor două metale se apropie la distanțe mai mici decît parametrul rețelei cristaline; această fază facilitează procesele de difuzie și de deformare plastică;
- faza de reacție interactivă a suprafețelor în contact, care provoacă formarea de legături metalice și/sau covalente.

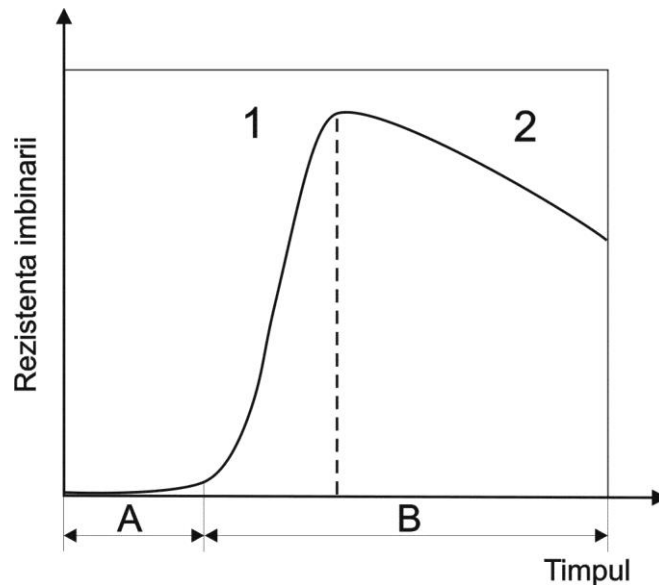


Fig. 1.10 Formarea unei îmbinări din materiale disimilare: A-activitate fizică; B-activitate chimică a suprafețelor aflate în contact; 1-formarea soluției solide; 2-formarea și creșterea compușilor intermetalici

Figura 1.10 evidențiază fazele care se formează într-o îmbinare din materiale disimilare precum și căile de modificare a rezistenței mecanice. Cele mai importante precauții avute în vedere la conducerea unui proces fiabil sunt următoarele:

- minimizarea timpului de contact în starea lichidă;
- evitarea accesului aerului în baia de metal topit;
- evitarea formării și creșterii compușilor intermetalici.

Ele pot fi asigurate numai prin prescrierea uneia din următoarele măsuri:

- sudarea cu energie liniară cât mai mică;
- sudarea în mediu de gaz protector (Ar, He, vid) și utilizarea de învelișuri protectoare pe partea de material care nu se topește în timpul sudării (Ni, Cu, Al), ele conducând la o mai bună umectare a părții de material care se topește în timpul sudării. Cel mai mare pericol pentru calitatea și siguranța în funcționare a unei îmbinări sudate îl constituie combinațiile chimice din zona de contact a celor două materiale. Ele se pot forma atât în baia de metal topit cât și în faza solidă, în funcție de ciclul termic al fiecărui punct de sudură. Temperatura maximă atinsă la sudare și timpul de menținere deasupra punctului critic superior de transformare, sunt factorii care influențează în cea mai mare măsură germinarea și creșterea unor

combinații chimice. Natura și cantitatea de compuși chimici și intermetalici mai depinde de:

- selecția judicioasă a materialului de adaos;
- utilizarea de straturi intermediare între cele două materiale de bază care au o bună compatibilitate la sudare cu fiecare dintre ele;
- folosirea unor echipamente specializate de sudare, cu un ciclu termic controlat.

În tabelul 1.4 se prezintă sintetic principalele combinații de materiale disimilare pentru sudare, problemele care apar și procesele recomandate de sudare.

Tab. 1.4 Probleme specifice sudării materialelor disimilare

Combi-nații de ma-te-riale	Pro-ce-se de su-dare prin to-pire	Pro-ce-se de su-dare prin pre-siune	Fen-o-mene specifice	
			Sol-u-bi-li-tate	Tipu-ri de com-pu-și
Oțel și aliaje de Ti	WIG, MIG, laser	Frecare, difuzie	Pîna la 0,5% Fe în Ti_{α}	FeTi; Fe_2Ti
Oțel și aliaje de Al	WIG, MIG, laser, fascicul electroni	Frecare, difuzie, rezistență, explozie	Pîna la 33% Al în Fe_{α}	$FeAl_3$, Fe_2Al_5
Oțel și aliaje de Cu	WIG, MIG, fascicul electroni, laser	Frecare, explozie	Pîna la 8% Cu în Fe_{γ} ; pînă la 1,4% Cu în Fe_{α}	-
Al – Cu	WIG, MIG	Explozie	Pînă la 9,8% Al în Cu	Al_2Cu
Al – Ti	WIG, MIG	Frecare, difuzie, explozie	Pînă la 6% Al în Ti_{α}	TiAl, Al_3Ti
Cu -Ti	WIG, MIG	Difuzie, explozie	Pînă la 2,1% Cu în Ti_{α} ; pînă la 17%Cu în Ti_{β}	TiCu, Ti_2Cu , Ti_2Cu_3

1.9 Oportunități de realizare a îmbinărilor eterogene, aliaje de Ti – oțeluri austenitice

Având în vedere proprietățile de întrebuințare extrem de favorabile ale titanului și aliajelor sale asistăm la o lărgire permanentă a sferelor de aplicabilitate a acestora în industria chimică, aerospațială și energetică nucleară. Principalul său dezavantaj este prețul de cost foarte ridicat. Titanul pur tehnic este de circa 10 ori mai scump decât oțelurile inoxidabile și de cca.100 de ori mai scump decât oțelurile nealiat. Din această cauză, numeroase piese și organe de mașini nu sunt executate din titan sau aliaje de titan, ci din materiale de construcție mai ieftine acoperite la suprafața cu un strat din titan. De exemplu, aceasta este calea de producere a recipientelor pentru reziduuri municipale care conțin cantități semnificative de clor. În practică apare frecvent necesitatea de a îmbina elemente de construcție fabricate

din titan cu elemente din oțeluri. Un exemplu îl constituie îmbinarea țevilor de exhaustare din titan cu armăturile din oțel ale navelor.

Pentru soluționarea problemelor de sudare se recurge la interpunerea unor straturi potrivite între cele doua materiale, sau la folosirea unor metode speciale de sudare.

În cele ce urmează se prezintă succint avantajele și dezavantajele unor metode de îmbinare (fig.1.11).

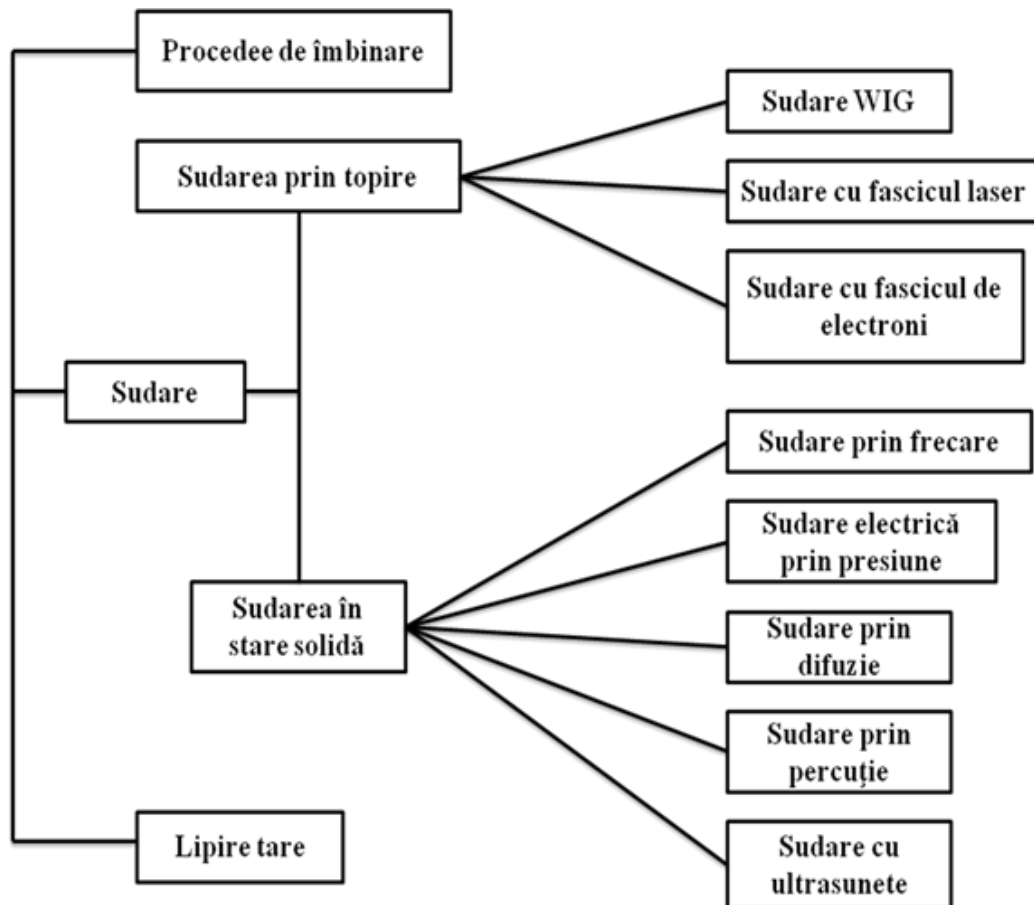


Fig. 1.11 Modalități de îmbinare

1.9.1 Sudarea WIG

Procesul de sudare cu arcul electric a titanului cu oțelul provoacă apariția unor fisuri în îmbinare, care sunt datorate fazelor intermetalice fragile, generate de solubilitatea incompletă a titanului în fier. Din diagrama de echilibru Fe-Ti redată în fig.1.12 rezultă că la concentrații de peste 0,1% Fe alături de soluția solidă de titan în fier se formează fazele intermetalice Fe Ti sau Fe₂ Ticu efect fragilizant.

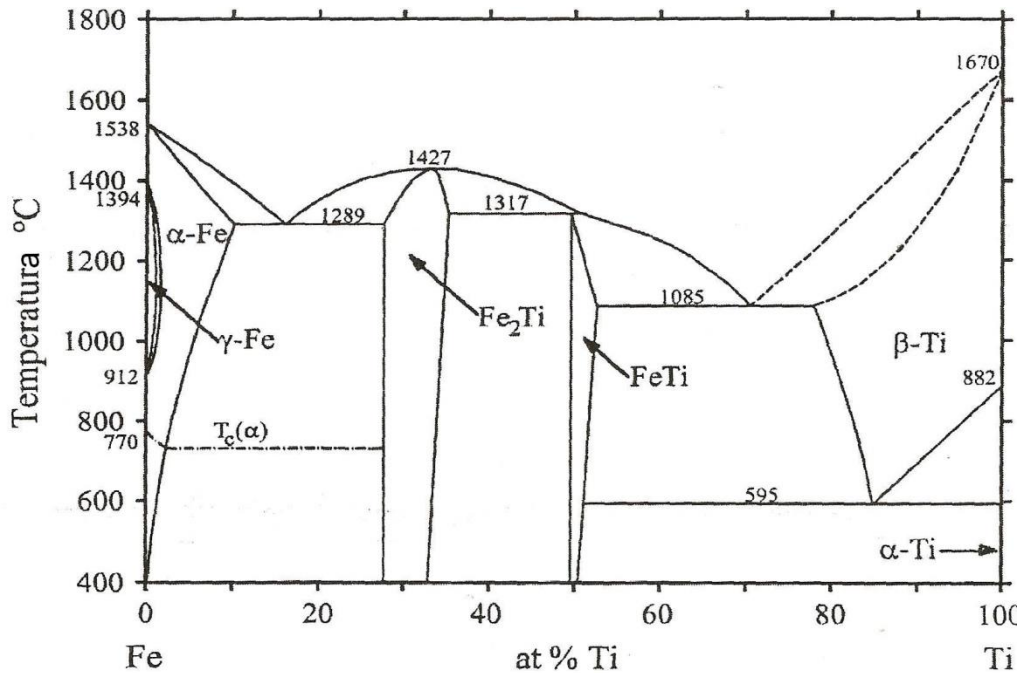


Fig.1.12 Diagrama de echilibru Fe-Ti [35]

Pe plan mondial s-a încercat sudarea WIG a unui aliaj de titan OT4 cu un oțel inoxidabil austenitic 1X18H9T prin interpunerea unei folii de tantal tehnic pe partea titanului și a unei folii din bronz pe partea oțelului [53]. Rezultatele experimentale obținute sunt neconcludente în sensul că proprietățile mecanice ale îmbinării sudate au fost doar satisfăcătoare, iar pericolul formării unor defecte nu a fost eliminat complet. Alte încercări au vizat înlocuirea foliei din tantal cu o folie din vanadiu [46].

Un alt dezavantaj al sudării WIG a acestor materiale disimilare constă în necesitatea utilizării unor fâșii foarte scumpe de tantal sau de vanadiu și a derulării unui proces în etape multiple pentru execuția acestor îmbinări.

1.9.2 Sudarea prin explozie

Această metodă presupune obținerea unei îmbinări ca rezultat al presiunii dinamice exercitate pe suprafața îmbinată, generată de energia care se eliberează la detonarea unui material exploziv (fig.1.13). Ea poate fi aplicată la producerea discurilor forjate și a foliilor acoperite cu titan. În timpul sudării prin explozie a titanului cu oțelul, pe suprafața îmbinării se formează un strat de faze intermetalice, dar grosimea acestuia este semnificativ mai mică decât cea specifică altor metode de îmbinare. În plus, procesul de formare a cavităților pe limitele îmbinării distorsionează continuitatea și coerența acestui strat.

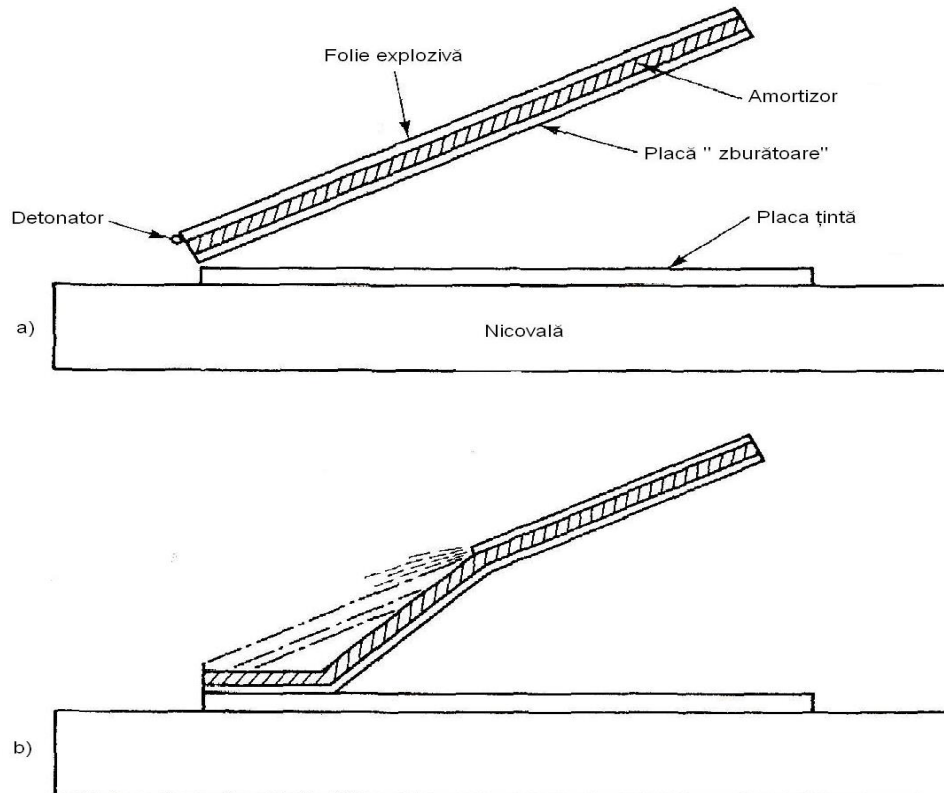


Fig.1.13 Principiul sudării prin explozie

Cercetările anterioare au arătat că această metodă de sudare asigură înalte caracteristici de rezistență mecanică ale îmbinărilor realizate. De exemplu, la sudarea unor plăci cu lungimea de 6000mm și lățimea de 1250mm s-au obținut valori ale rezistenței la forfecare de până la 430N/mm² [32].

Avantajele sudării prin explozie a titanului cu oțelul sunt:

- posibilitatea de îmbinare a unor elemente de construcție cu lățimi variabile;
- bune proprietăți mecanice și tehnologice ale îmbinării;
- preț de cost scăzut.

Dezavantajele metodei sunt legate de necesitatea de a se dispune de un spațiu special în care se poate conduce procesul de sudare și de dificultatea selecției corecte a parametrilor tehnologici.

1.9.3 Lipirea tare (brazarea) a titanului cu oțelul inoxidabil

Încercările de realizare a unor asemenea îmbinări folosind ca material de adaos o compoziție eutectică Ag72Cu28 cu o temperatură de topire de 779°C, nu au condus la rezultate satisfăcătoare datorită formării de faze intermetalice fragile de Cu și Ti și de faze cu plasticitate mare de Ag și Ti [25]. Pentru mărirea caracteristicilor de rezistență mecanică ale îmbinării s-a recurs la selecția unui nou material de adaos, AgCu24In14Ti, dar cu toate că numărul de faze fragile s-a redus, gradul de umețare a oțelului inoxidabil a fost scăzut, iar temperatura de brazare a depășit 900°C [13].

Alte cercetări au vizat selecția unor materiale de adaos de tipul Ti-Zr-Be, Ti-Ni-Cu, Ni-Cr-Fe-Si-B, Au-Ni și Pd-Ag-Si [76]. Ele nu au permis obținerea unor îmbinări de calitate și în plus beriliul este toxic, nichelul provoacă fenomene de fragilizare, iar aurul și paladiul sunt foarte scumpe.

Pentru prevenirea dezvoltării de faze intermetalice fragile s-a recomandat acoperirea suprafeței titanului cu un strat de metal sau de aliaj cu rol de barieră protectoare împotriva difuziei componentelor din materialul de adaos [81]. Metoda PVD de depunere a unui înveliș din 3 straturi, Cr-Ni-Cu, (temperatura de brazare fiind de 990°C) face ca acest proces să fie mult mai dificil iar costurile aferente să fie exagerate [93].

1.9.4 Sudarea prin frecare

Încercările de sudare prin frecarea directă a titanului cu fierul ARMCO au arătat că nu este posibilă evitarea creerii de faze intermetalice în planul îmbinării. Ele se formează în special la distanța de 2/3 din rază pornindu-se din centrul probei. De aceea, s-a încercat interpunerea unor straturi de vanadiu și de cupru între cele două materiale, titan-otel, obținerea unei asemenea îmbinări presupunând parcurgerea următoarelor 3 etape:

- îmbinarea oțelului cu cupru;
- îmbinarea titanului cu vanadiu;
- îmbinarea componentei titan-vanadiu cu componenta cupru-otel.

Rezultatele obținute au arătat că rezistența mecanică a îmbinărilor este scăzută, ruperea producându-se de fiecare dată în zona stratului de cupru.

Alte dezavantaje ale sudării prin frecare convențională a titanului cu oțelul sunt:

- necesitatea folosirii unor straturi intermediare, fapt care prelungește perioada de pregătire a îmbinării.

Analiza datelor bibliografice (tab.1.5) arată că valorile rezistenței la rupere a acestor îmbinări sudate variază în limite foarte largi, în funcție de condițiile operatorii specifice fiecărui proces.

Insertia unei folii din cupru între cele două materiale de bază provoacă o creștere de 2 – 3 ori a tenacității îmbinării sudate, fenomen datorat caracteristicilor sale ridicate de ductilitate, a separării spațiale a interfețelor dintre Ti și Fe, precum și a naturii mai puțin fragile a fazelor intermetalice formate între cupru și titan, comparativ cu cele formate între Fe și Ti.

Tab.1.5 Valorile rezistenței la rupere pentru diverse tehnici de îmbinare a aliajelor de titan cu oțeluri [11]

Nr.crt.	Tehnica de îmbinare	Rezistența la rupere, R_m , N/mm^2
1	Sudarea prin frecare Ti-6Al-4V + AISI 4140	120
2	Sudarea prin frecare Ti-6Al-4V + Cu (600 μm) + AISI 4140	250
3	Sudarea prin frecare Ti-6Al-4V + Cu (200-300 μm) + AISI 4140	350 - 370
4	Brazare prin inducție cu material de adaos Ag-Cu-Ni	320
5	Sudare prin difuzie TiAl – AISI 304	185 - 217
6	Sudare prin difuzie Ti-Cu-AISI 304	318
7	Sudare prin explozie	719

Din acest tabel se poate observa că sudarea prin explozie titan + oțel inoxidabil [10] permite obținerea unor îmbinări cu înaltă rezistență mecanică, la care ruperea se produce în vecinătatea titanului. Interfața cordonului de sudură nu prezintă nici o fază intermetalică și nici defecte de continuitate. Grăunții ambelor materiale sunt alungiți în timpul exploziei ca urmare a deformării plastice. Creșterea durității sudurii comparativ cu cea a materialelor de bază se datorează efectului de ecruisare mecanică.

1.10 Obiectivele tezei de doctorat

Îmbinarea materialelor de natură diferită ramane o problemă de actualitate întrucât ea nu poate fi realizată întotdeauna cu ajutorul tehnicilor obisnuite cum sunt: sudarea manuală cu arcul electric, sudarea MIG, sudarea WIG, etc.

Aplicarea sudării cu fascicul laser sau a sudării în stare solidă (prin frecare, prin difuzie sau explozie) poate conduce la rezolvarea problemelor de incompatibilitate între aliajele de titan și oțelurile inoxidabile.

De aceea, în cadrul cercetarilor ulterioare, un prim obiectiv îl constituie **studierea procesului de sudare cu fascicul laser** a unor table din cele două materiale folosind ca strat intermediar o folie din cupru.

Prin modificarea compoziției chimice a băii de sudură se încearcă evitarea formării de faze intermetalice fragile între fier și titan, iar mediul de lucru al procesului de sudare va evita oxidarea rapidă a titanului.

Al doilea obiectiv vizează **oportunitatea sudării prin frecare** a celor două materiale. Acest proces de sudare în stare solidă va permite obținerea unor îmbinări cu înalte caracteristici mecanice fără defecte de tipul fisurilor și crăpăturilor.

Aprecierea **calitatii îmbinărilor sudate** se va face prin **investigații macro- și micrografice, încercări mecanice, analize röntgenostructurale și la microsonda electronică.**

Cap. 2 Cercetări experimentale asupra procesului de sudare laser Nd-YAG continuu

2.1 Baze fundamentale

Sudarea cu fascicul laser, aplicată atât îmbinărilor omogene cât și eterogene, constituie un proces de topire fără utilizarea unui material de adaos. Contrar altor procese de sudare continuă, laserul permite un aport punctiform extrem de precis al căldurii. Unificarea punctelor asigură obținerea unei suduri continue. Timpul de interacțiune este extrem de scurt, de numai câteva milisecunde pentru fiecare punct. În funcție de absorbția specifică a materialului, zona de sudare va fi încălzită rapid până la atingerea temperaturii de topire. După răcirea băii de metal topit se obține cusătura sudată. Ca urmare a densității foarte mari de energie, ($10^5 - 10^6 \text{ W/cm}^2$), zona influențată termic este îngustă, iar pătrunderea este proporțională cu puterea pusă în operă și depinde de poziția punctului focal; pătrunderea are o valoare maximă atunci când punctul focal se află situat puțin sub suprafața componentelor de sudat. Diametrul fascicului laser variază între 0,2 și 133 mm, valorile cele mai mici fiind utilizate pentru sudare.

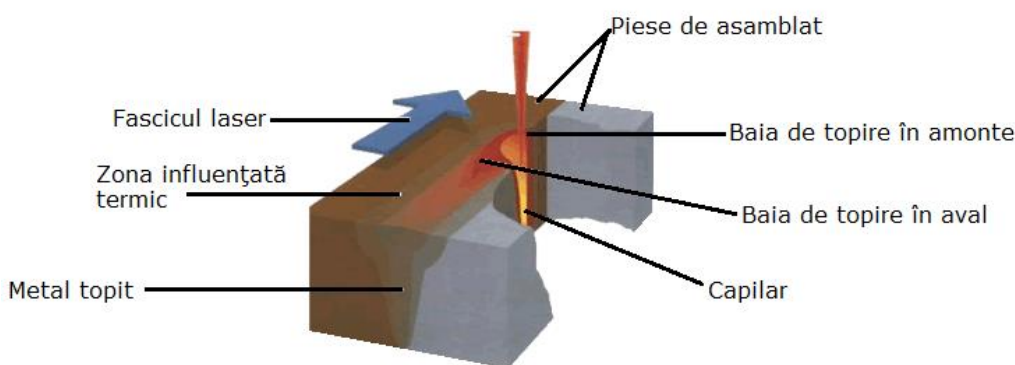


Fig. 2.1 Procesul de sudare laser [82]

În funcție de aplicația dorită, se poate utiliza fie varianta laser care operează în mod continuu (pentru componente cu grosime mare), fie varianta laser în mod pulsant (pentru componente subțiri).

Comparativ cu sudarea cu fascicul de electroni, acest proces oferă următoarele avantaje :

- laserul poate traversa aerul și nu necesită realizarea vidului;
- întregul sistem poate fi ușor robotizat;
- nu generează raze X;
- calitatea îmbinării sudate este mai bună.

Există două tipuri de laseri care se utilizează frecvent și anume: laseri cu mediu solid (îndeosebi laserii Nd – YAG) și laseri cu mediu gazos (îndeosebi laserii cu CO_2). Primul tip folosește numeroase medii amplificatoare solide, ca de ex. rubinul sintetic, cromul în oxid de aluminiu, neodim – sticlă și cel mai frecvent este cristalul compus din granat de ytriu aluminiu dopat cu neodim (Nd – YAG). Laserii cu gaz au ca medii amplificatoare amestecuri de gaze (helium, azot, sau CO_2). Indiferent

de tipul folosit, prin excitarea mediului amplificator laserul emite fotoni care formează un fascicul incident ce este dirijat către zona sudurii printr-o fibră optică. Lungimea de undă a laserilor cu medii solide este de ordinul micrometrilor și de aceea operatorii sunt obligați să poarte ochelari speciali sau să facă uz de ecrane pentru a evita deteriorarea retinei oculare.

Pentru puteri suficient de mari ale laserilor Nd – YAG care lucrează atât în mod continuu, cât și pulsant, în material apare un capilar umplut cu vapori metalici (fig.2.1). Pereții capilarului sunt formați din metal lichid rezultat prin topire. Baia de fuziune astfel creată și întreținută este deplasată între componentele de sudat iar după trecerea fasciculului se produce solidificarea materialului și realizarea îmbinării sudate.

Eficacitatea utilizării surselor laser pentru sudarea materialelor metalice este limitată de coeficientul de reflexie ale cărui valori sunt cuprinse între 0,6 și 0,95, în funcție de natura acestora (fig. 2.2).

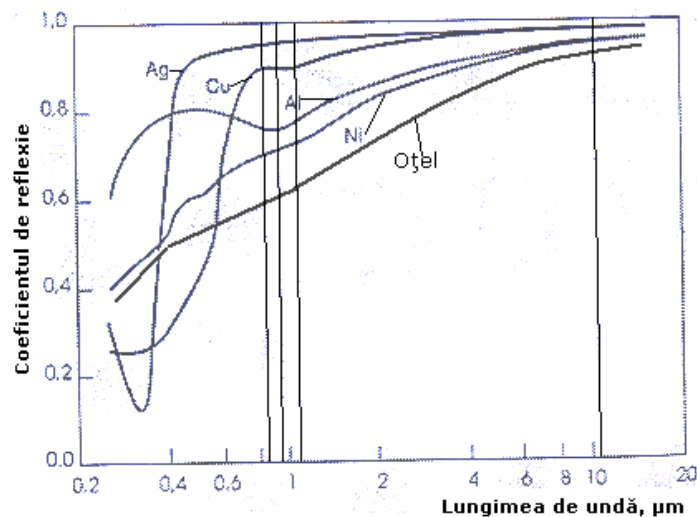


Fig. 2.2 Variația coeficienților de reflexie ai unor materiale metalice cu lungimea de undă (la temperatura camerei) [46]

Pentru minimizarea fenomenelor de oxidare a materialelor metalice la temperaturi înalte se utilizează diferite medii protectoare de gaze inerte (Ar, He, CO_2). În majoritatea cazurilor, protecția se limitează la introducerea unor duze coaxiale la capul laser. Având în vedere că titanul este foarte avid față de oxigen la temperaturi mai mari de 800°C , la sudarea acestuia se impun măsuri suplimentare de protecție (fig. 2.3), care să evite oxidarea în timpul fazei de răcire a îmbinării sudate.

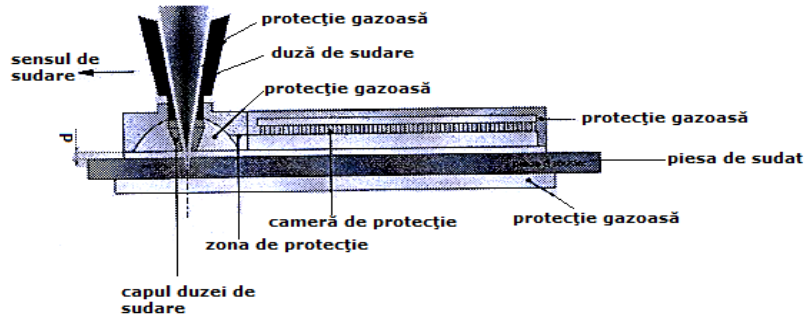


Fig. 2.3 Sistem de protecție gazoasă

Avantajele esențiale ale utilizării laserului Nd - YAG pentru îmbinările eterogene sunt :

- rapiditatea ciclului termic care permite evitarea precipitării de faze fragile;
- precizia ridicată a procedurii;
- libertatea relativă a geometriei îmbinării.

Unul dintre dezavantaje constă în slaba absorbție a radiației de către materialele metalice, în special la materialele reflectoare ca argintul, cuprul, etc. [6].

Parametrii de bază ai procesului de sudare laser continuu sunt:

- puterea;
- diametrul fasciculului;
- focalizarea;
- viteza de sudare.

Încălzirea cu fascicul laser poate fi prezentată ca fiind o sursă complexă de căldură ce conține o parte de suprafață (distribuția gaussiană a energiei fasciculului la suprafața piesei) și o parte volumică (capilarul). Vizualizarea capilarului în timpul procesului este dificilă cu mijloacele actuale de investigație. Radioscopia X este posibilă, dar permite doar informații sumare legate de geometria capilarului.

Xiangzhong și colaboratorii [4] au reușit să vizualizeze în sticla GG17 Pyrex (fig. 2.4) profilul capilarului, ca având o formă asimetrică cu o parte inferioară înclinată înapoi care depinde de energia introdusă și de viteza de sudare. Autorii atribuie această asimetrie fenomenelor de reflexie multiplă a fasciculului în interiorul capilarului și propun un model analitic de absorbție al lui Fresnel într-un capilar înclinat.

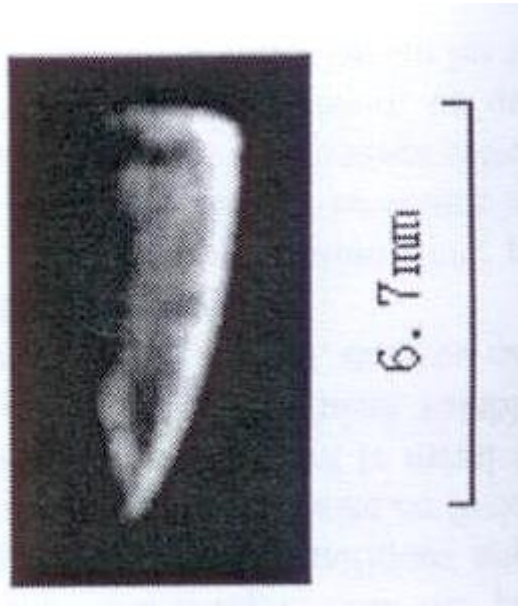


Fig. 2.4 Profilul capilarului în sticla Pyrex (planul sudării)

Cercetările lui Fabbro și colaboratorii [5] asociate cu modelele analitice ale geometriei capilarului, demonstrează că în cazul sudării pentru destupare, capilarul se lărgeste la baza sudurii datorită captării fasciculului laser (fig. 2.5).

Forma unui capilar poate fi considerată ca fiind rezultanta echilibrului presiunilor, unele dintre ele având tendința de a-l menține deschis, iar altele de a-l închide:

$$p_r + p_s + p_p = 0,$$

în care p_r este presiunea de recul, p_s este tensiunea superficială și p_p este ansamblul presiunilor hidrostatice și hidrodinamice.

Avantajele esențiale ale utilizării laserului Nd - YAG pentru îmbinările eterogene sunt :

- rapiditatea ciclului termic care permite evitarea precipitării de faze fragile;
- precizia ridicată a procedurii;
- libertatea relativă a geometriei îmbinării.

Unul dintre dezavantaje constă în slaba absorbție a radiației de către materialele metalice, în special la materialele reflectoare ca argintul, cuprul, etc. [6].

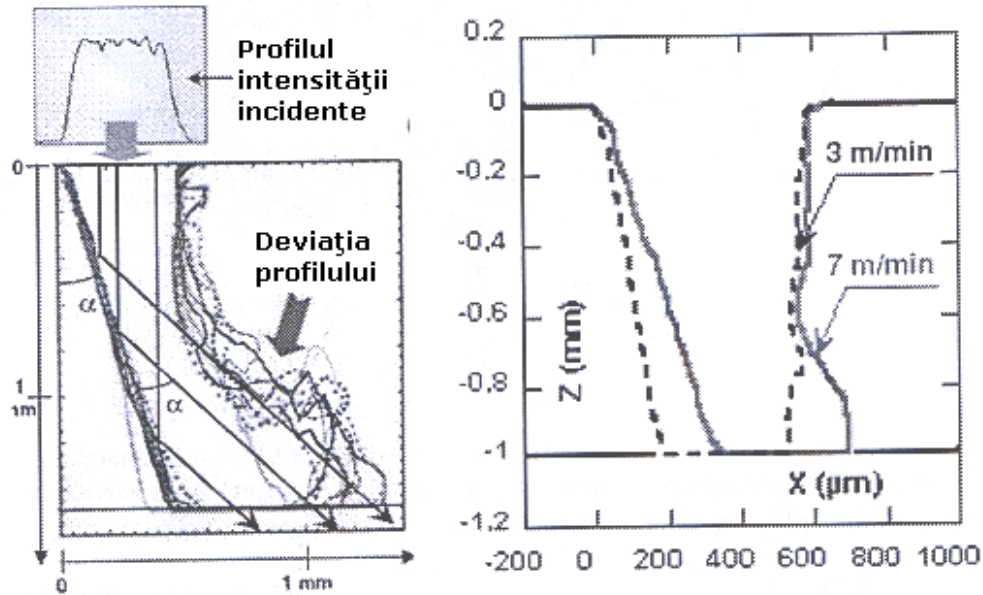


Fig. 2.5 Profilele analitice ale capilarului în cazul sudării de destupare [5]

2.2 Fenomene hidrodinamice asociate procesului de sudare

Morfologia băii de metal topit este determinată în principal de aportul de căldură și de transferul termic prin conducție și prin convecție. Căldura introdusă în piese depinde de natura materialelor care participă la formarea îmbinării și de particularitățile procesului de sudare. În cazul surselor de sudare de înaltă energie, fenomenele hidrodinamice pot să modifice semnificativ atât forma cât și compoziția chimică a băii topite, fapt care prezintă o importanță crucială pentru o îmbinare eterogenă.

Printre cele mai importante fenomene hidrodinamice care se produc în cursul procesului de sudare se exemplifică: curgerea de material topit în direcție opusă celei de sudare, convecția termocapilară (efectul Marangon), convecția naturală și convecția provocată de forța Lorentz (pentru sudarea cu fascicul de electroni).

2.2.1 Regimuri de curgere într-o baie de metal topit

Regimul de curgere poate fi estimat prin numărul adimensional al lui Reynolds :

$$Re = U \cdot W / \nu_s,$$

în care U este viteza de curgere, W - lățimea băii topite și ν_s - vâscozitatea cinematică a materialului.

Conform fig. 2.6 se disting următoarele regimuri de curgere [15]:

- la viteze mici ($Re \ll 1$), curgerea este laminară și perfect simetrică între amonte și avalul cilindrului (fig. 2.6 a);
- pentru o valoare a lui Re superioară unității, se observă doi turbioni (două vârtejuri) contrarotativi în avalul cilindrului (curgere de recirculare) (fig. 2.6 b);

- pentru o valoare critică a lui Re , de ordinul lui 47, curgerea încetează să fie staționară și viteza fluidului depinde explicit de timp: turbionii sunt emiși periodic în avalul curgerii (fig. 2.6 c). Ei formează un rând dublu de turbionii denumit "aleea lui Bernard-Von Karman". Frecvența de emisie a turbionilor este caracterizată de numărul lui Strouhal: $S = f \cdot W / U$, în care f este aproximativ constant și de ordinul unității, U este viteza de curgere și W este lățimea băii de metal topit.
- pentru curgeri cu un număr Reynolds foarte mare, apar mișcări turbulente incoerente (fig.2.6d).

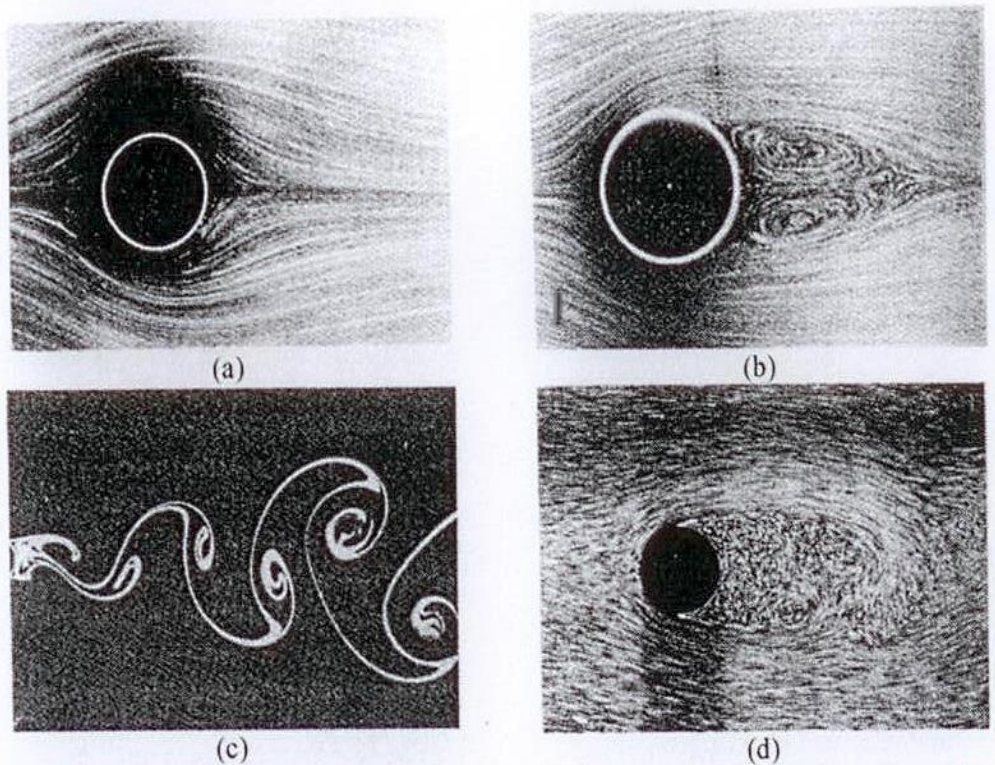


Fig. 2.6 Vizualizarea curgerilor în spatele unui cilindru cu diferite numere Reynolds:
a) $Re = 0,16$; b) $Re = 26$; c) $Re = 200$; d) $Re = 10\ 000$

Regimurile de curgere în băile de metal topit ale sudurilor eterogene pot conduce la formarea de structuri repetitive ale materialelor insolubile sau parțial solubile [61,7]. Acest fenomen este cunoscut sub numele de "structuri periodice de solidificare"(fig. 2.7).

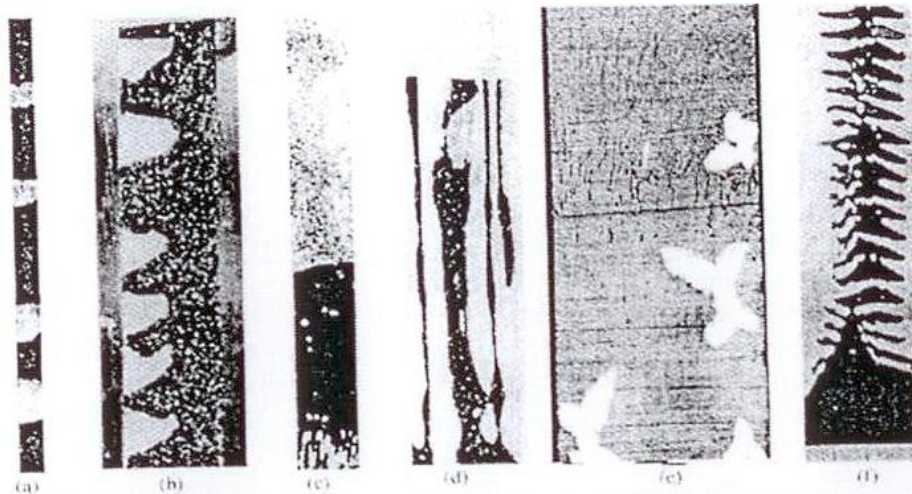


Fig. 2.7 Microstructuri controlate de curgeri în aliaje peritectice: a) două benzi de două faze; b) benzi parțiale în care insule dintr-o fază se află în matricea unei alte faze; c) tranziția de faze primare – peritectice; d) creșterea simultană a două faze cu interfață plană lichid / solid; e) faze dispersate ca urmare a nucleerii în aval de interfață; f) structuri continue oscilatorii dintr-o fază primară înconjurată de o fază peritectică

La sudarea cu fascicul laser, regimurile de curgere arătate de diverși autori sunt departe de a fi laminare. De exemplu, un model 3D propus de Koch și Leitz [8,61] reliefează mișcări puternice de recirculare (fig. 2.8) într-un plan $x - y$ și vârtejuri turbulente în spatele băii pentru condiții tipice de sudare (oțel inoxidabil sudat cu $P = 3,5 \text{ kW}$ și $v = 0,1 \text{ m / min.}$).

Importanța mișcărilor turbulente în cazul sudării laser a fost menționată de numeroși autori. Cercetările lui Kim [18] au demonstrat că turbulența poate fi unul din factorii care provoacă apariția porilor în suduri. Chakraborty [63] arată o bună corespondență între distribuția componentelor în cazul unei suduri cupru – nichel și rezultatele unui model numeric care include simulări ale mișcărilor turbulente. Pe de altă parte, modelul laminar al mișcărilor într-o baie topită propus de Wang [39], arată o foarte bună corespondență la nivel de profil al băii, fapt care demonstrează că mișcărilor turbulente nu prezintă o importanță deosebită.

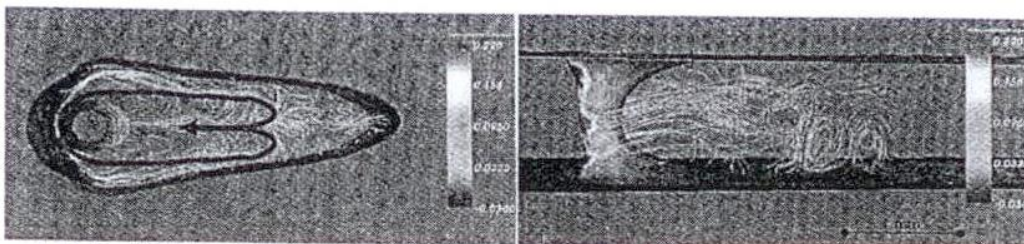


Fig. 2.8 Mișcările fluidului într-un model 3D elaborat de Koch și Leitz

2.2.2 Efectul Marangoni

Convecția termocapilară numită "efect Marangoni", este un fenomen provocat de gradientul tensiunii superficiale în funcție de temperatură:

$$\sigma(T) = \sigma_0 + \gamma_M \cdot (T - T_0)$$

$$\gamma_M = - \left. \frac{\partial \sigma}{\partial T} \right|_{T=T_f}$$

unde σ este tensiunea superficială în punctul de topire al materialului.

Tensiunea superficială este forța de coeziune care tinde să minimizeze suprafața lichidului. Mișcarea suprafeței pe care o implică această forță este comunicată către interiorul fluidului prin intermediul vâscozității de forfecare. Tensiunea superficială este în acest caz motorul mișcării de convecție deoarece tensiunea superficială variază cu temperatura. În cazul asimetric, condiția limită va fi :

$$-\eta \frac{\partial u}{\partial z} = \gamma_M \frac{\partial T}{\partial r}$$

Convecția termocapilară are ca efect omogenizarea temperaturii și a compoziției chimice a băii lichide. Pentru majoritatea metalelor pure, coeficientul γ este negativ. În acest caz, lichidul se deplasează la suprafață din zona de mijloc către periferia băii lichide (fig. 2.9 a), fapt care provoacă formarea de zone topite largi și puțin adânci. Heiple și colab. [13,12,14] au stabilit că prezența unor agenți tensio-activi (ca S, O, Te) chiar în cantități mici poate schimba coeficientul din negativ către pozitiv, ceea ce schimbă sensul convecției și conduce la formarea unei băii topite profunde și mai restrânsă (fig. 2.9 b).

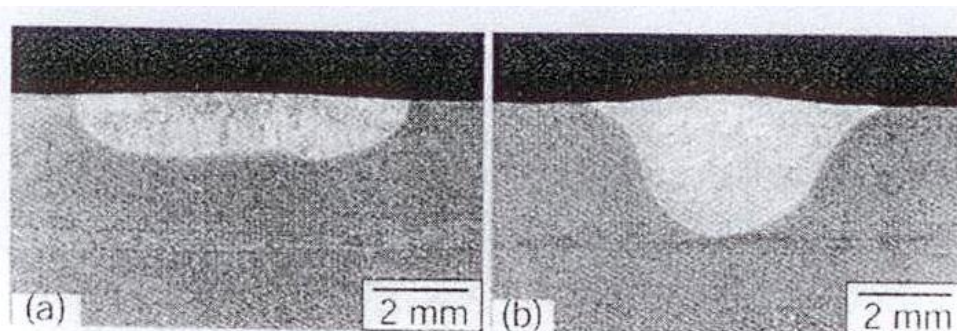


Fig. 2.9 Macrografii ale zonei topite cu laser Nd – YAG pentru oțelul inoxidabil AISI 304 ce conține : a) 40 ppm S; b) 140 ppm S [16]

Pentru a estima viteza de convecție, Marangoni, DebRoy și colab. au propus următoarea relație de calcul [81]:

$$U^{3/2} = \frac{(T_{max} - T_f) \cdot \gamma_M}{0.664 \cdot (\rho \cdot \eta \cdot W)^{1/2}}$$

unde W este lățimea băii topite.

Convecția Marangoni poate crea mișcări importante în ciuda densității mari a metalelor lichide: viteza maximă la suprafața băii lichide poate ajunge la câțiva metri pe secundă [40].

2.2.3 Convecția naturală

Acest fenomen este provocat de efectul termogravimetric datorat variației densității fluidului cu temperatura. Întrucât sursa de căldură este situată în centrul băii topite

(fig. 2.10 a), densitatea centrului băii (a) este mai scăzută decât cea de la periferie (b), fapt care crează mișcări de suprafață ale porțiunii centrale a băii către periferie (fig. 2.10 b).

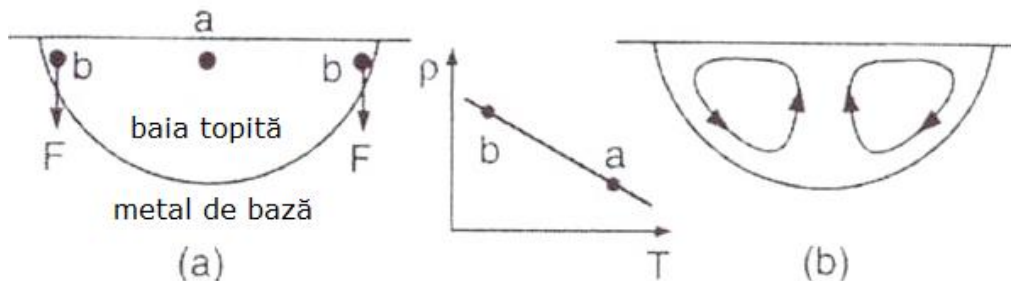


Fig. 2.10 Convecția naturală într-o baie topită

Pentru calculul forței lui Archimede, se poate utiliza aproximația lui Boussinesq:

$$\vec{F}_A = -g \cdot \rho \cdot \beta \cdot (T - T_f),$$

în care β este coeficientul de dilatație termică.

Pentru a estima ordinul de mărime al mișcărilor provocate de convecția naturală a fost propusă următoarea relație [23]:

$$U = \sqrt{g \cdot \beta \cdot H \cdot (T_v - T_f)},$$

unde H este pătrunderea sudurii.

Câmpurile vitezelor generate de convecția naturală sunt de cca. 1000 de ori mai scăzute decât la convecția termocapilară (de numai câțiva mm / s [40]).

La sudurile eterogene, prezența a două metale care nu sunt complet solubile și a căror densitate este diferită, poate genera o convecție naturală mai importantă care conduce la acumularea de metal mai ușor, precum și de faze intermetalice mai ușoare pe înălțimea băii de metal topit [32].

2.3 Materiale îmbinate prin sudare

Aliajul Ti-6Al-4V este cel mai utilizat dintre toate aliajele cu bază de titan. De peste 30 ani el reprezintă un excelent compromis economic și tehnic, în principal pentru industria aeronautică. Totodată, el are multiple aplicații în industria petrolieră (datorită rezistenței mari la coroziune), în domeniul medical (bune proprietăți de biocompatibilitate) și chiar în industria de armament.

Microstructura aliajului în stare de echilibru este bifazică (α și β), proporția fazei β la temperatura camerei fiind mică, de 5 – 10% (fig.2.11).

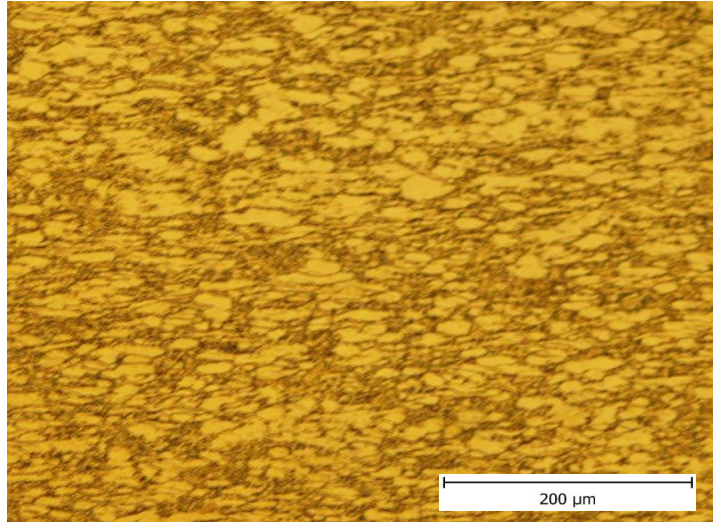


Fig. 2.11 Ti-6Al-4V: aliaj bifazic $\alpha + \beta$

Fazele α și β au structuri cristalografice diferite: faza α are o rețea hexagonală pseudocompactă (parametrii celulei: $a = 2,9505 \text{ \AA}$ și $c = 4,6826 \text{ \AA}$), iar faza β are o rețea cubică cu volum centrat (parametrul celulei: $a = 3,3065 \text{ \AA}$ [61].

Din diagrama pseudo-binară redată în fig.2.12, rezultă că la încălzirea acestui aliaj se produce o transformare polimorfă care debutează la cca. 900°C și se finalizează la cca. 1000°C . Efectuarea unei căliri din domeniul fazei β conduce la o structură martensitică, α' cu aspect acicular și rețea hexagonală, ca și faza α , dar ea conservă compoziția chimică a fazei β .

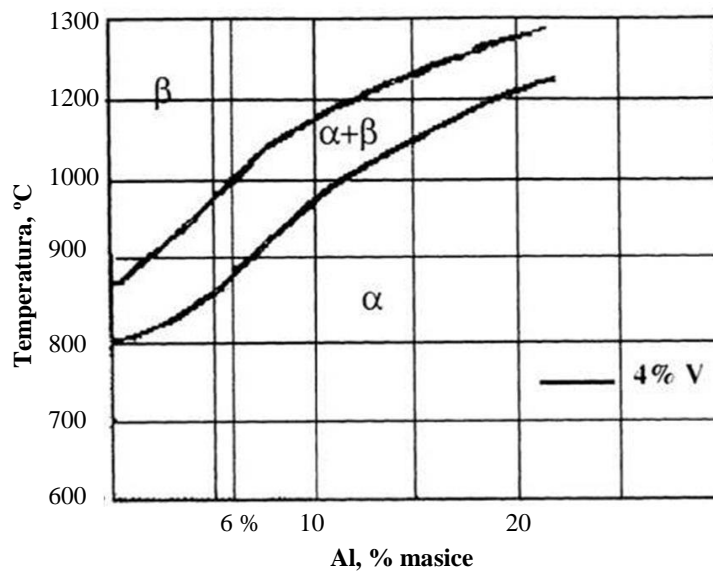


Fig. 2.12 Diagrama de echilibru Ti-Al pentru 4%V
Acest aliaj se utilizează fie în stare recoaptă, fie în stare călită-revenită.

Oțelul inoxidabil austenitic X5CrNi18-10, are în compoziția sa chimică peste 16%Cr, element care stabilizează ferita și suficiente elemente (C, N, Ni și Mn) care stabilizează austenita, respectiv conservă o microstructură de austenită stabilă la temperatura camerei. Alături de austenită, în microstructură este prezentă o anumită proporție de ferită δ și de carburi $(Cr,Fe)_23C_6$ (fig.2.13).

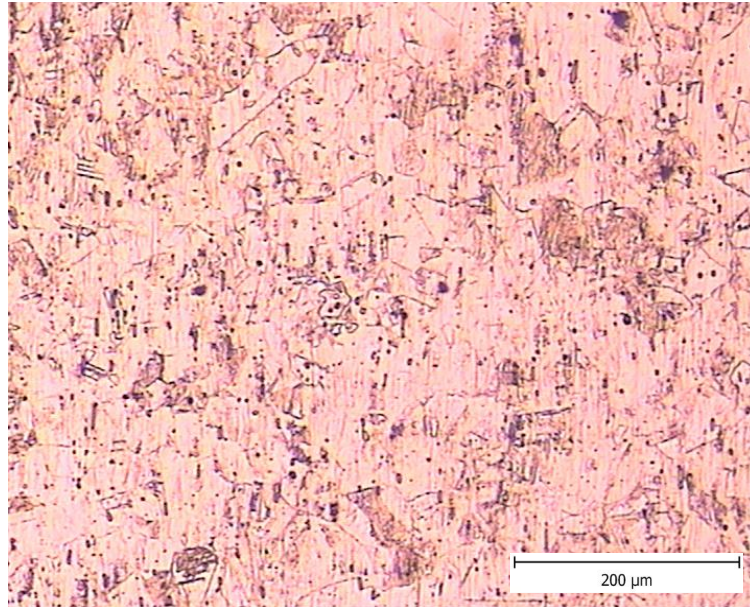


Fig. 2.13 Oțel inoxidabil X5CrNi18-10: austenită, ferită δ , carburi

Înainte de sudare se aplică tratamentul termic de călire pentru punere în soluție de la 1050 - 1100°C. În cursul fazei de încălzire are loc dizolvarea în totalitate sau în cea mai mare parte a carburilor și a altor faze secundare prezente în microstructura oțelului după operația de laminare la cald. Prin călire bruscă de la temperatura de încălzire este asigurată menținerea carbonului în soluție, rezultând o microstructură austenitică lipsită de carburi și de tensiuni interne.

Sudarea prin topire a cuplului de materiale Ti-6Al-4V + X5CrNi18-10 nu poate fi realizată direct deoarece în urma solidificării băii topite se formează faze intermetalice fragile între Fe și Ti care pot conduce la fenomene de fisurare. În plus, pot apare fenomene de oxidare intensă a titanului dacă protecția băii de metal topit este deficitară. De aceea, s-a adoptat tehnica sudării laser Nd-YAG cu mod de operare continuă, iar pentru diminuarea proporției de faze intermetalice nedorite s-a intercalat o folie din cupru cu grosimea de 600 μm între cele două materiale de bază cu scopul de a minimiza incompatibilitățile metalurgice specifice îmbinărilor eterogene. Alți cercetători [45], au încercat să utilizeze folii din niobiu, tantal, molibden, etc. care sunt foarte costisitoare și nu se justifică din punct de vedere economic, sau s-a recurs la tehnici de sudare în stare solidă (prin frecare, prin explozie, sau prin difuzie) [28,43].

2.4 Parametrii procesului de sudare cu laser Nd-YAG continuu

Anterior s-a demonstrat că apar dificultăți de îmbinare prin sudare a aliajelor de titan cu oțeluri inoxidabile austenitice. Ambele metale de bază, fierul și titanul au o solubilitate foarte scăzută unul în altul, iar la depășirea limitei de solubilitate, în zona topită se formează compuși intermetalici extrem de fragili, cu o duritate de peste 1000 HV. Cercetările anterioare au arătat că îmbinarea directă a acestor materiale utilizând procese de sudare prin topire nu este posibilă. Titanul formează faze intermetalice cu cea mai mare parte a metalelor, excepție făcând V, Nb, Ta, care sunt însă extrem de scumpe. Utilizarea foliilor de Cu, Ni, Zn, Ag și din aliajele lor ca strat intermediar, poate constitui o soluție pentru modificarea compoziției chimice a băii lichide în vederea minimizării fragilității îmbinărilor sudate prin înlocuirea fazelor mai fragile cu faze mai puțin fragile, uniform dispersate în matricea de bază.

În cadrul experimentelor realizate, s-a folosit o folie de cupru ca material de adaos, întrucât acesta ar trebui să prezinte, probabil, o bună compatibilitate atât cu oțelul inoxidabil cât și cu aliajul de titan. Conform fig. 2.14, dacă se compară duritatea Vickers a diverselor faze intermetalice în sistemele Ti - Cu și Fe - Ti, se constată că înlocuirea îmbinării Ti - Fe prin Ti - Cu deși nu conduce la o scădere semnificativă a durității, permite evitarea formării unei faze foarte fragilă Fe_2Ti , care face imposibilă realizarea îmbinării. Un alt avantaj al cuprului este tenacitatea sa ridicată care va compensa fragilitatea fazelor în condițiile unui grad mare de dispersie al acestora.

Proprietățile mecanice ale unei asemenea îmbinări vor fi determinate de compoziția chimică locală a sudurii, care depinde de importanța convecției sau a gradului de amestec al materialelor. Prin cercetările întreprinse, ne propunem să găsim un compromis între minimizarea amestecului de titan cu fier și asigurarea unei bune legături între folie și metalele de bază.

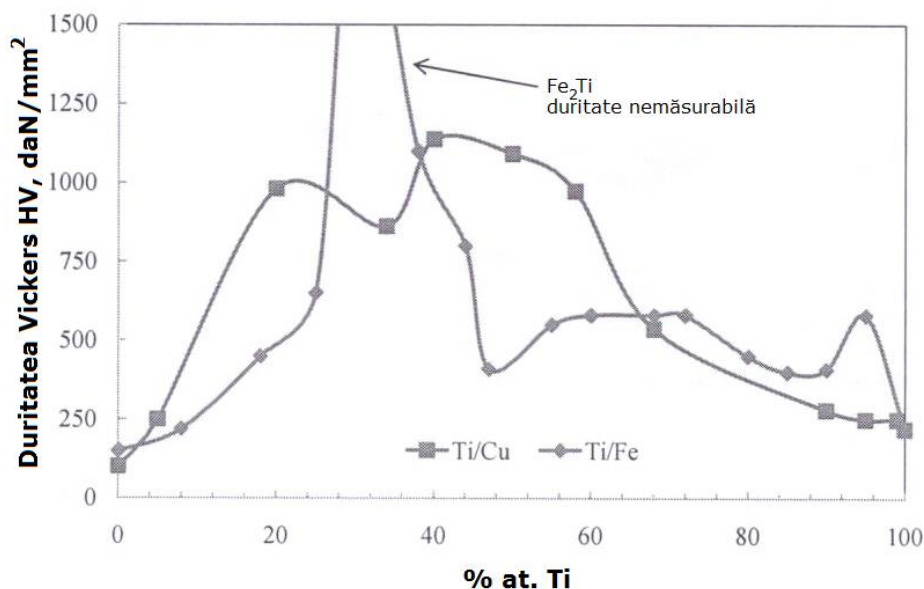


Fig. 2.14 Duritatea Vickers în sistemele Ti - Fe [4] și Ti - Cu [80]

Pentru obținerea unei suduri cu o bună rezistență mecanică, continuitatea stratului de "izolare" în baia topită trebuie să fie menținută. Poziționarea fascicului în raport cu planul îmbinării devine astfel parametrul principal, cu excepția tehnicii brazării când fasciculul laser este întotdeauna dirijat pe sârma de adaos.

Grosimea foliei din cupru a fost ușor superioară diametrului fascicului de înaltă energie (600 μm). Dacă fasciculul laser ar fi poziționat în planul îmbinării, s-ar favoriza o amestecare importantă a foliei de cupru cu cele două materiale, fapt care ar conduce la diminuarea funcției de "izolare". Dacă maximum de energie va fi dirijat către interfața dintre folie și unul din materialele de bază, amestecul cu celălalt material va fi minimizat. Soluția optimală presupune decalarea fascicului pe interfața cupru - oțel inoxidabil pentru ca topirea și amestecul să nu genereze compuși intermetalici. Pe de altă parte, energia de interacțiune între cupru și titan va fi minimizată și în consecință gradul de amestecare a materialelor și formarea fazelor intermetalice vor fi diminuate.

O altă problemă care apare la sudarea aliajelor de titan este oxidarea puternică a acestora la temperaturi de peste 800 °C. Acest fenomen poate provoca degradarea totală sau fragilizarea îmbinării sudate și pentru prevenirea sa a fost utilizat un sistem de protecție gazoasă.

Parametrii de regim ai procesului de sudare laser continuu sunt:

- puterea fascicului P, W ;
- viteza de sudare $v_s, \text{m/min}$;
- diametrul petei focale $d, \mu\text{m}$;
- poziția fascicului în raport cu planul îmbinării.

Pentru caracterizarea mărimii energiei care ajunge pe suprafața îmbinării, s-a utilizat termenul de energie liniară, calculată cu relația:

$$E_l = \frac{P}{v_s}, \text{ J/m}$$

Puterea fascicului alături de viteza de deplasare a piesei (sau viteza de sudare) au fost considerați parametri variabili deoarece ei definesc aportul energetic și pot fi ușor modificați experimental.

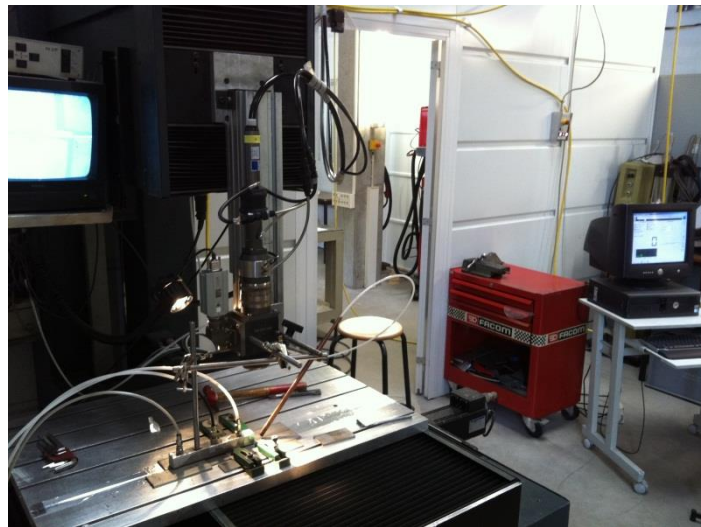
Utilizând instalația laser din fig. 2.15, au fost realizate trei serii de încercări în configurație cap la cap:

- încercări preliminare care au permis determinarea plajei de valori ;
- variația puterii de la 3000 la 4000 W, cu menținerea constantă a vitezei de sudare (creșterea aportului de energie);
- variația vitezei în limitele 2 la 3 m/min, la putere constantă (diminuarea aportului de energie).

Pentru toate experimentele conduse, diametrul petei focale a fost de 200 μm , iar fasciculul a fost centrat la 40 – 60 μm în raport cu planul îmbinării. Gazul de protecție utilizat a fost argonul. Condițiile operatorii sunt centralizate în tab. 2.1.



- a -



- b -

Fig. 2.15 Laser Nd – YAG cu operare continuă

Tab. 2.1 Parametrii procesului de sudare Ti-6Al-4V + X10CrNiTi 18.10 cu laser Nd – YAG continuu

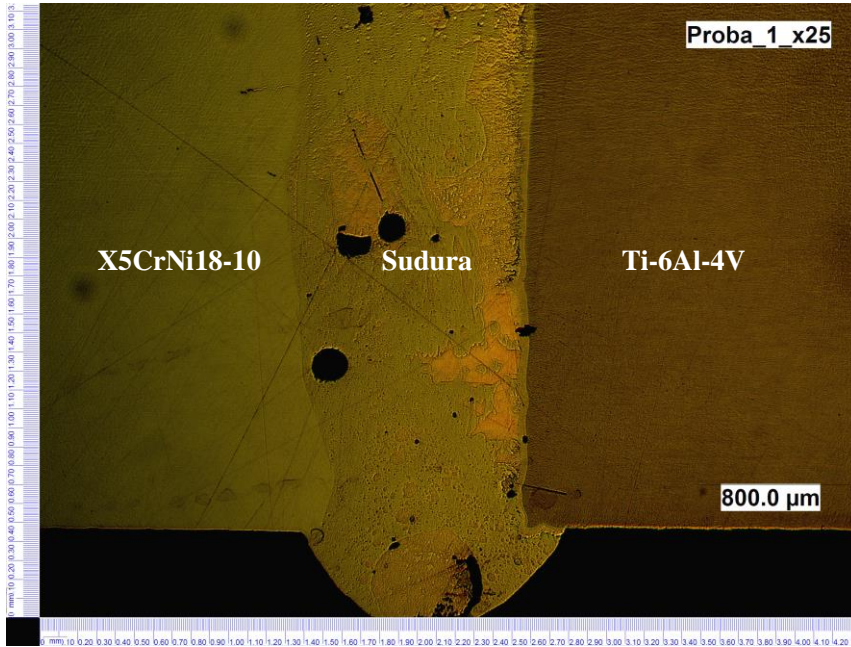
Nr.probă	Puterea P, W	Viteza de sudare v_s , m/min.	Poziția fasciculului, mm	Energia liniară E_l , J/m
1	3000	2	40	90000
2	3000	2	60	90000
3	3000	3	40	60000
4	3000	3	60	60000
5	4000	2	40	120000
6	4000	2	60	120000
7	4000	3	40	80000
8	4000	3	60	80000
9	3500	2,5	50	84000

2.5 Geometria îmbinărilor sudate

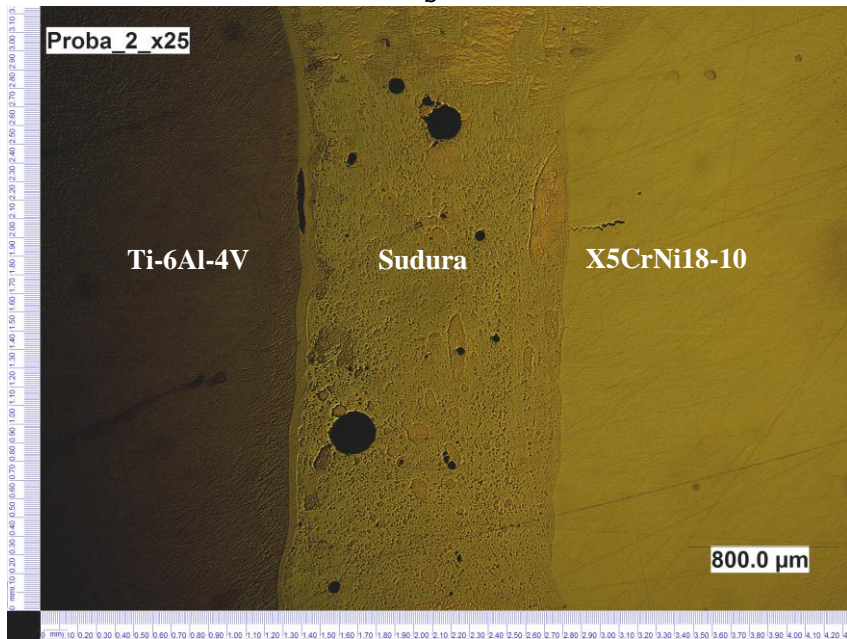
Ca urmare a diferenței mari de reflectivitate a materialelor, sudurile eterogene Ti-6Al-4V + X5CrNiTi18-10 au de regulă un aspect asimetric (fig 2.16). Cea mai mare parte a zonei topite se găsește în vecinătatea oțelului inoxidabil, astfel că aliajul de titan este foarte puțin topit. Explicația asimetriei zonei topite în raport cu planul îmbinării are la bază un aport energetic insuficient pentru a crea capilarul în aliajul de titan deoarece absorbția radiației laser în acest material este net inferioară oțelului inoxidabil. De aceea, capilarul este decalat către oțelul inoxidabil și este de așteptat ca la puteri mari ale fasciculului laser acest fenomen să se diminueze ca intensitate până la dispariție.



- a -

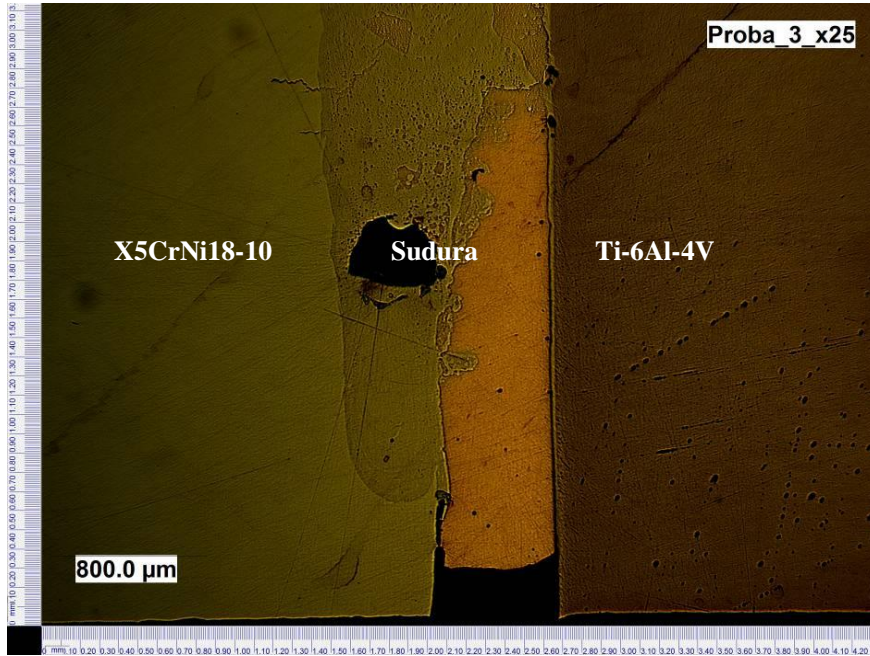


- b -



- c -

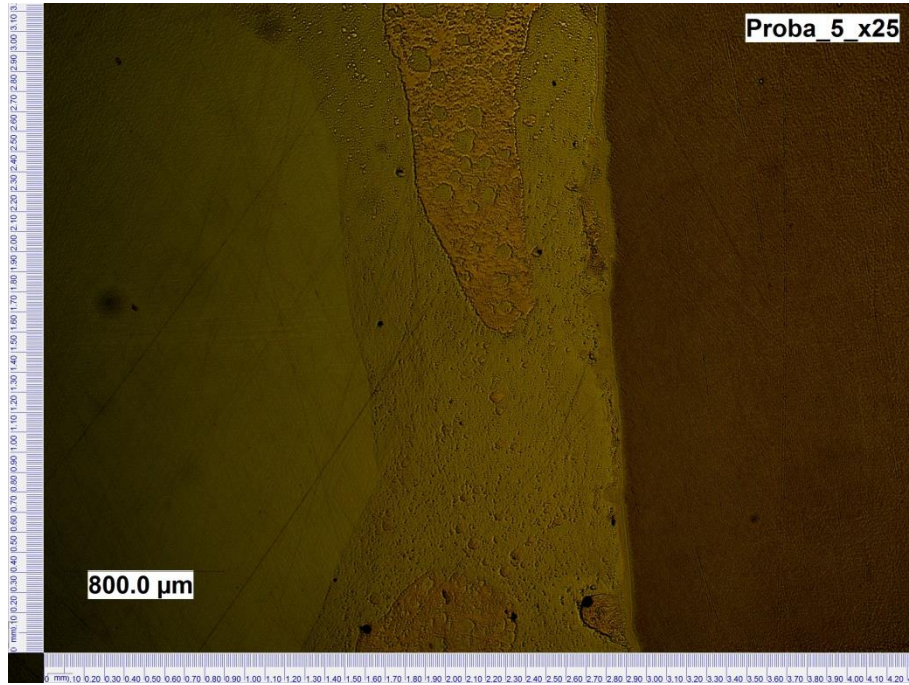
50 Cercetări experimentale asupra procesului de sudare laser Nd-YAG continuu - 2



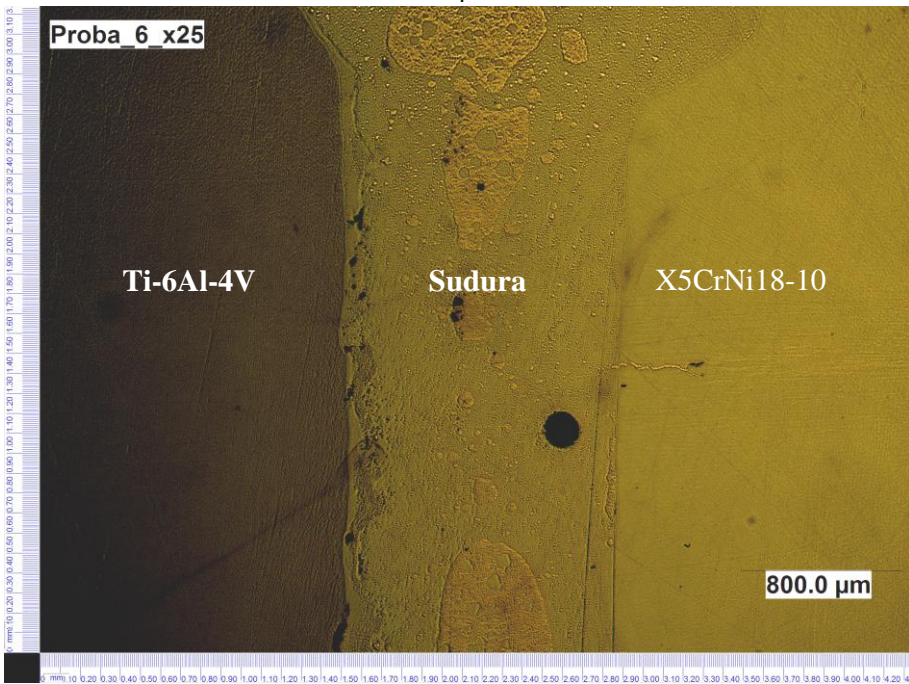
- d -



- e -

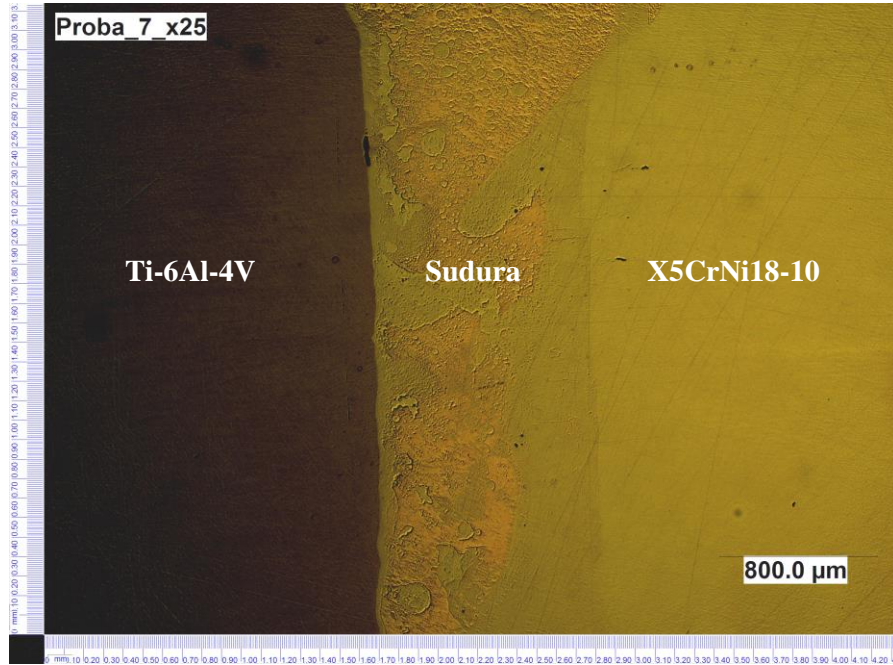


- f -

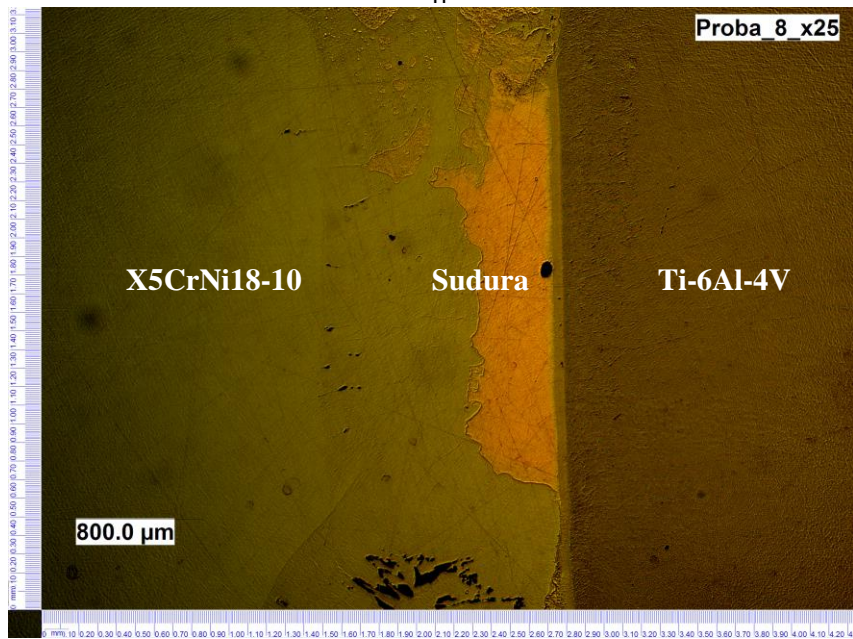


- g -

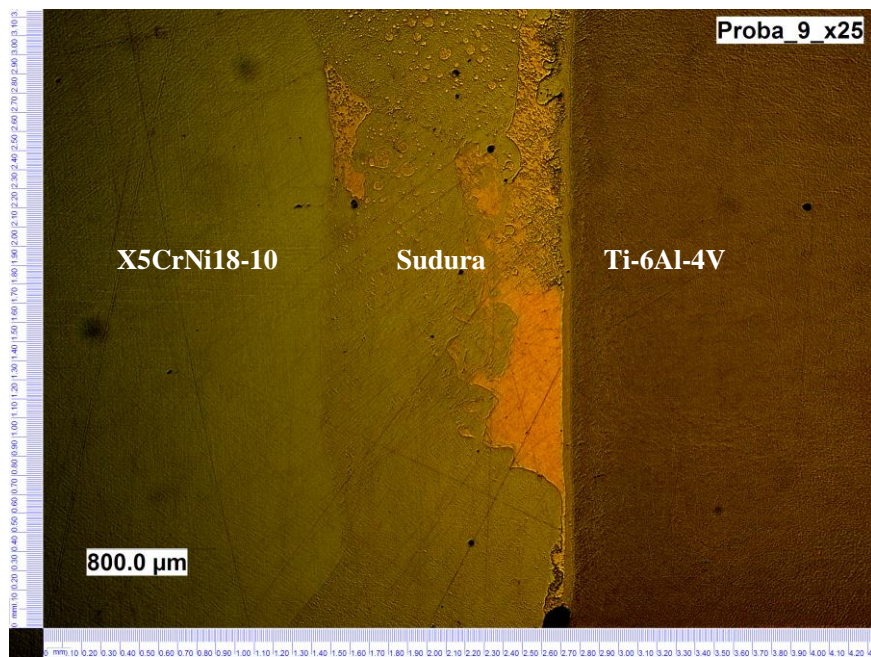
52 Cercetări experimentale asupra procesului de sudare laser Nd-YAG continuu - 2



- h -



- i -



- j -

Fig. 2.16 Imaginile macrografice ale secțiunilor prin îmbinările sudate cu cele 9 regimuri termice

2.6 Încercări mecanice de tracțiune statică

Pentru determinarea rezistenței la rupere a îmbinărilor sudate cap la cap a fost utilizată o mașină universală de încercare, încadrată în clasa 1 de precizie (fig. 2.17). Condițiile de rigiditate ale sistemului epruvetă - mașină, precum și cele privitoare la aplicarea sarcinii sunt în conformitate cu normele în vigoare. Locul de prelevare a epruvetelor destinate diferitelor tipuri de încercări este arătat în figura 2.18 și respectă în totalitate normele europene SR EN 288 - 3+A1.



Fig.2.17 Imaginea mașinii de tracțiune static

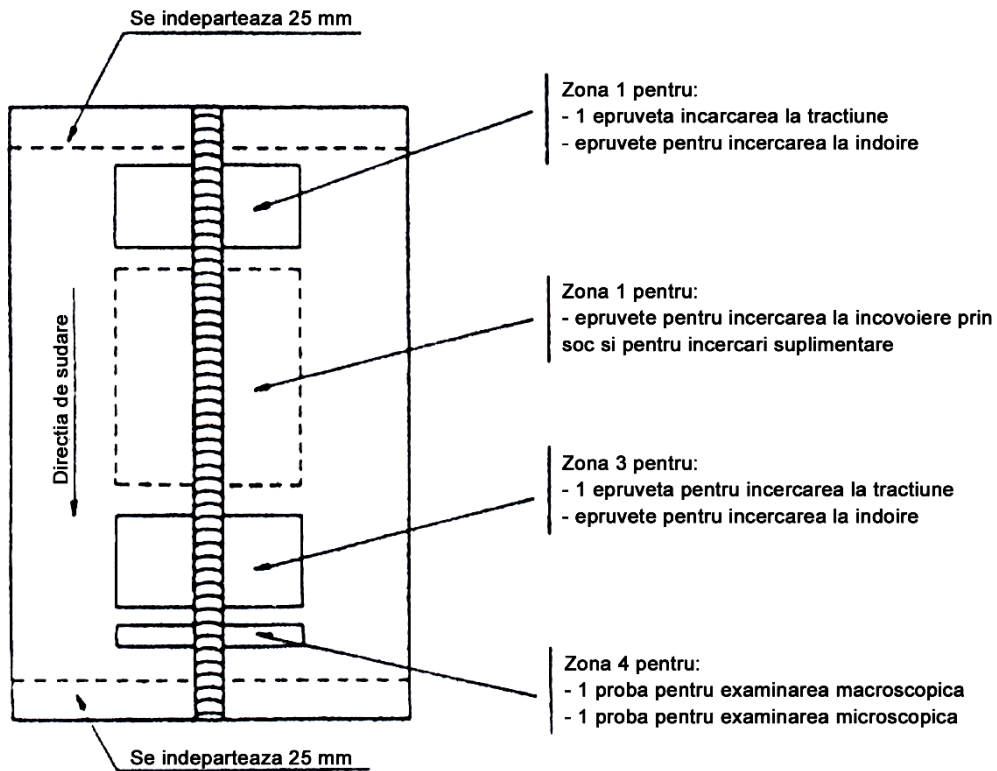


Fig. 2.18 Localizarea epruvetelor pentru o sudură cap la cap la table

Forma și dimensiunile epruvetelor cu sudura plasată în porțiunea calibrată se prezintă în figura 2.19.

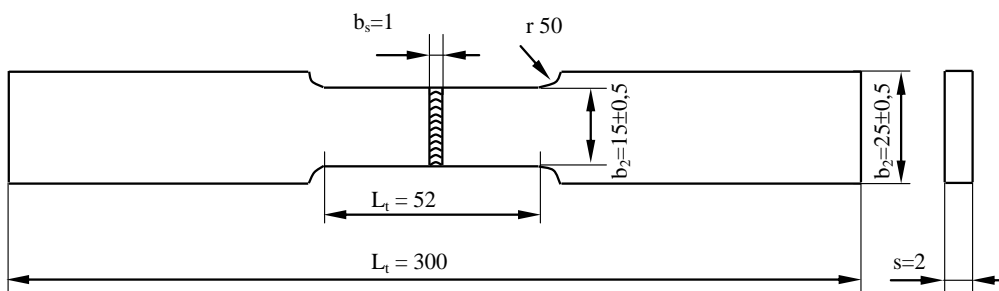


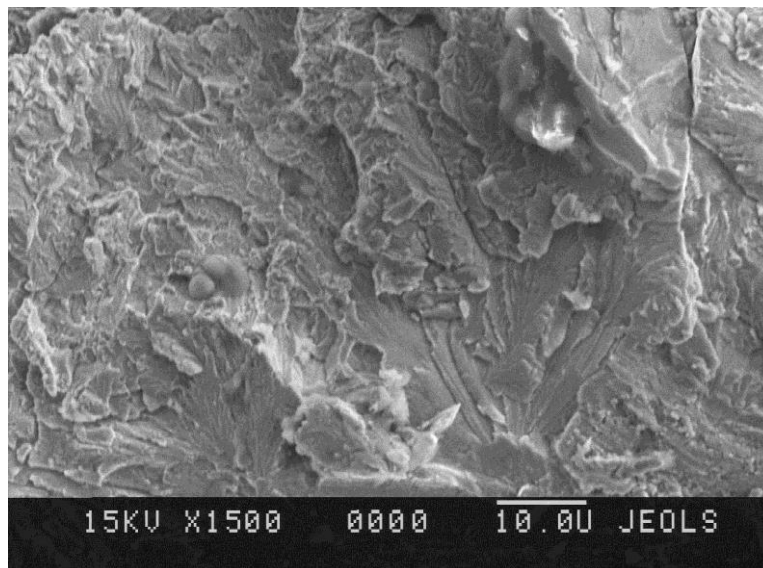
Fig. 2.19 Forma și dimensiunile epruvetelor folosite la încercările de tracțiune statică

Suprafețele acestora nu au prezentat zgârieturi sau creștături transversale, iar supraînălțarea a rămas neprelucrată. În cursul operațiilor de prelucrare au fost luate măsuri de evitare a încălzirii materialului sau de durificare prin deformare la rece.

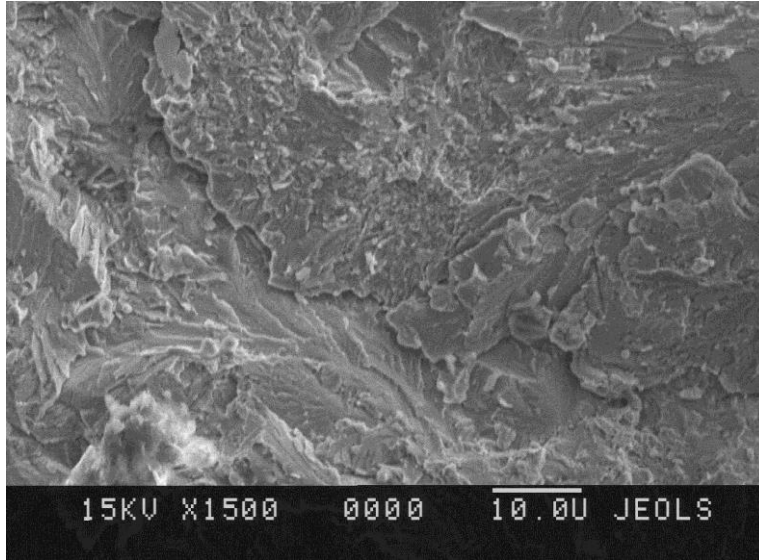
Valorile medii ale forței de rupere sunt prezentate în tabelul 2.2, iar microfractografia suprafețelor de rupere se exemplifică în imaginile din fig.2.20.

Tab. 2.2 Valorile forței de rupere

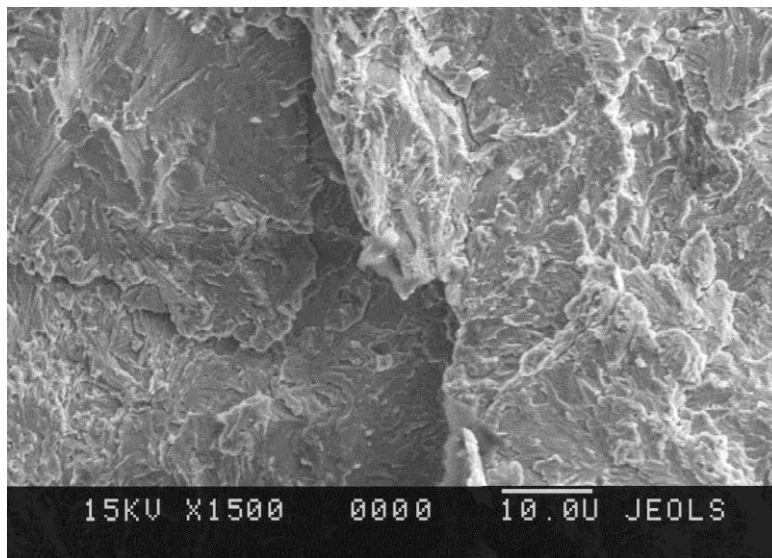
Numar proba	Forța de rupere [N]
1.	10164,75
2.	7766,85
3.	5607,61
4.	3356,84
5.	2851,15
6.	3091,36
7.	11589,67
8.	11406,98
9.	7269,20



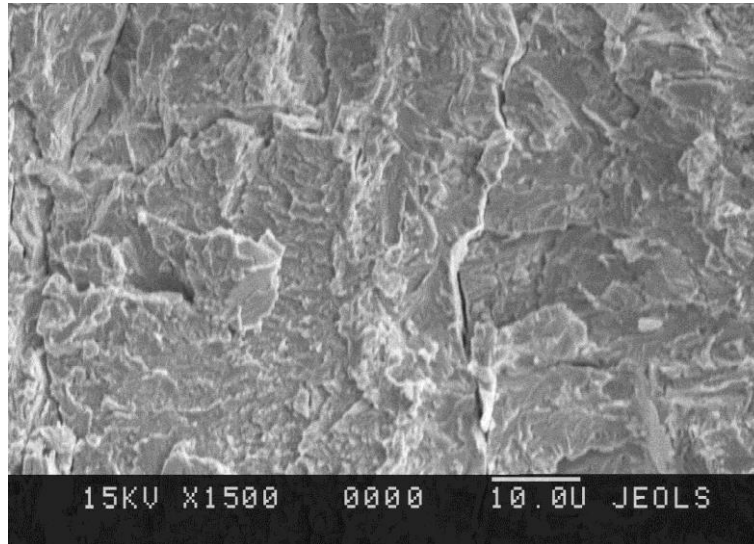
a) - Oțel inox – centru



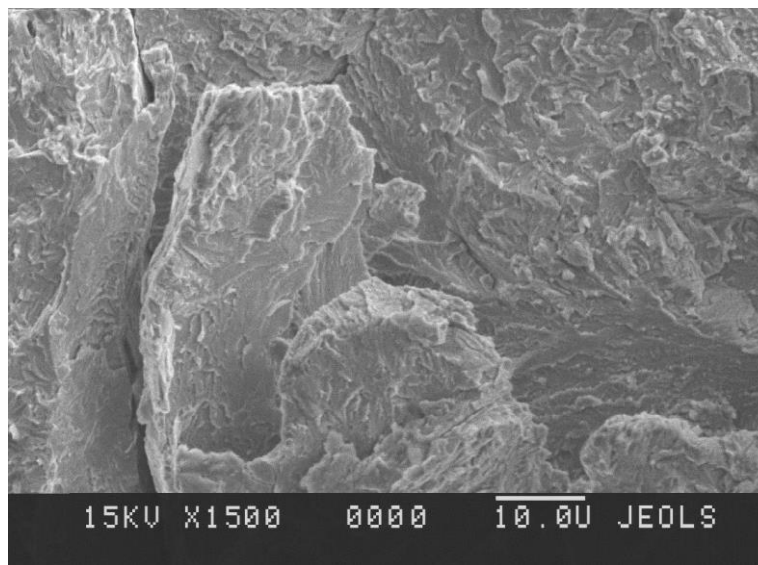
b) - Oțel inox – față



c) - Oțel inox – spate



d) - Aliaj de titan - centru



e) - Aliaj de titan - spate

Fig. 2.20 Imagini microfractografice ale diverselor zone din proba 7 încercată la tracțiune

2.7 Examinări micrografice, măsurători de duritate și analize de difracție cu raze X

Pentru a înțelege mecanismul de amestecare a materialelor care participă la obținerea sudurii, vom aborda câteva noțiuni care privesc dinamica formării capilarului (fig.2.21) în timpul operației de sudare. Efectele dinamice care sunt generate prin interacțiunea laser-material sunt foarte importante, ele producându-se

în timpi extrem de scurți (de ordinul milisecundelor) și pe dimensiuni foarte mici (de ordinul milimetrului).

a. Inițierea capilarului

Dacă suprafața unui material metalic este iradiată de un fascicul laser (puterea specifică fiind de cca. 10^6 W/cm^2), o parte din fascicul este reflectat, iar o altă parte este absorbit. Fluxul de energie fiind deseori foarte ridicat, conducția nu va mai putea asigura evacuarea energiei transmise. În consecință, materialul din zona iradiată se topește și apoi lichidul se vaporizează. Detenta vaporilor generează o presiune de recul pe suprafața băii topite, care va crea o adâncitură și deci o diminuare a grosimii lichidului. Interfața lichid-vapori este dirijată către interiorul materialului, facilitând pătrunderea fasciculului laser în interiorul piesei. În acest fel, se produce o evacuare a lichidului către marginile băii. Acumularea acestui lichid în jurul capilarului produce încălzirea zonei adiacente și deci o lărgire a zonei topite (fig.2.21).

b. Dezvoltarea capilarului

În cursul acestei etape, energia incidentă care a fost încorporată va fi redistribuită parțial în capilar prin reflexii multiple pe pereți. Un asemenea fenomen favorizează pătrunderea capilarului în material, creșterea sa fiind condiționată de:

- întreținerea vaporizării materialului (reflexii multiple);
- o presiune de recul suficient de mare pentru a prelua efectele tensiunilor superficiale.

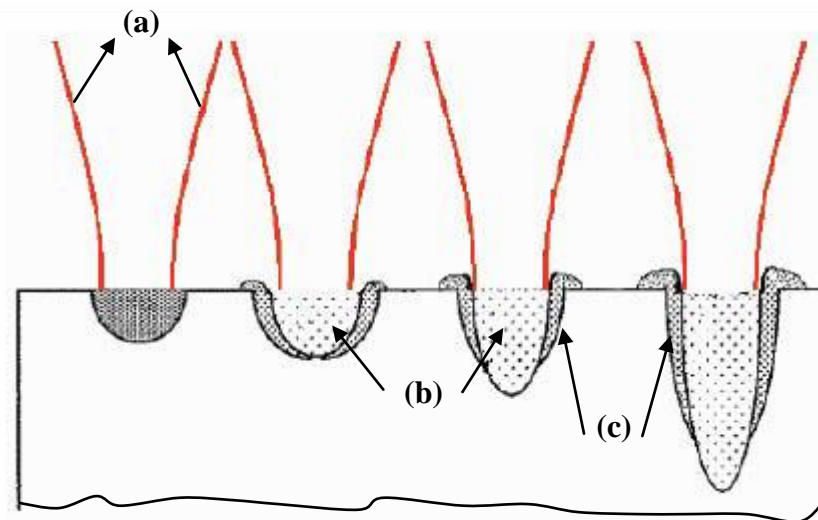


Fig. 2.21 Crearea și dezvoltarea capilarului: (a) – fascicul laser; (b) – vapori metalici; (c) – metal lichid [46]

În cursul procesului de sudare, fenomenele de vaporizare sunt responsabile parțial de evoluția geometrică a capilarului. În fundalul capilarului, presiunea de recul împinge și dirijează lichidul de-a lungul pereților capilarului. Lichidul este orientat către suprafața piesei prin mișcări de convecție, dând naștere unui vârtej, adică unei coroane lichide care înconjoară suprafața capilarului (fig.2.21).

c. Umplerea capilarului și solidificarea

La încetarea iradierii, materialul nu mai primește energie, astfel că se poate antrena o închidere rapidă a capilarului și în consecință o anumită cantitate de vapori va rămâne inclusă în acesta. Prin răcirea topiturii se va produce solidificarea materialului bazată pe fenomene de conducție (în materialul lichid și solid) și convecție (în lichidul aflat în mișcare).

Microstructura rezultată după solidificare este extrem de complexă. Urmare a volumelor mici de materiale topite și a vitezelor mari de răcire, fenomenele de microsegregare și de formare a fazelor fragilizante vor fi limitate.

În fig.2.22...2.27 sunt redată câteva microstructuri caracteristice îmbinărilor sudate care au prezentat cele mai înalte valori ale rezistenței la rupere prin tracțiune statică.

Având în vedere datele oferite de diagramele aliajelor binare Cu-Ti, Cu-Fe, Fe-Ti și de diagrama aliajelor ternare Ti-Cu-Fe [2,3,4], precum și microstructura diverselor porțiuni din sudură, se fac următoarele ipoteze asupra fazelor care se pot forma între elementele principale, Cu, Ti și Fe:

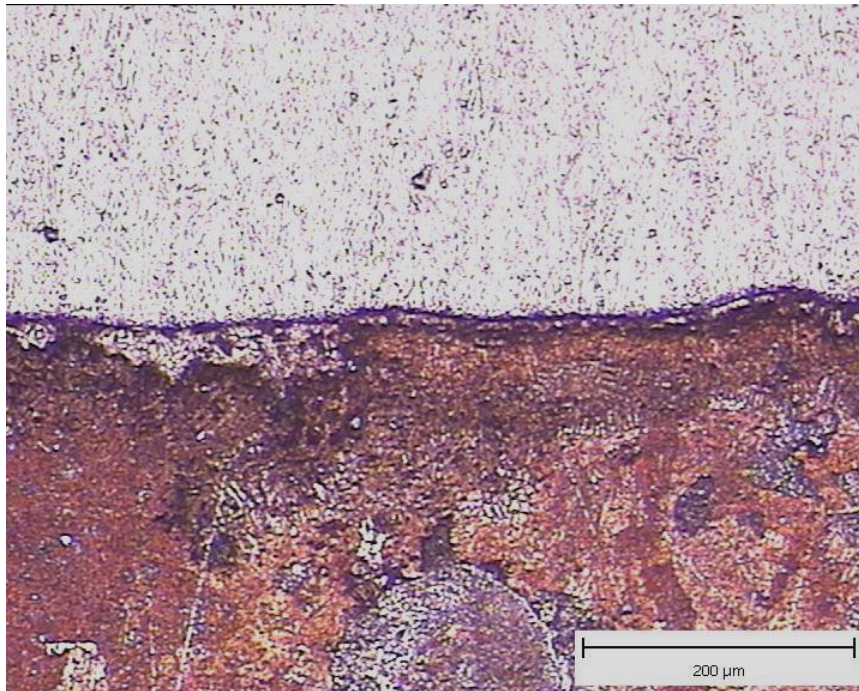


Fig. 2.22 Imaginea micrografică a zonei de legătură, sudură – aliaj de T

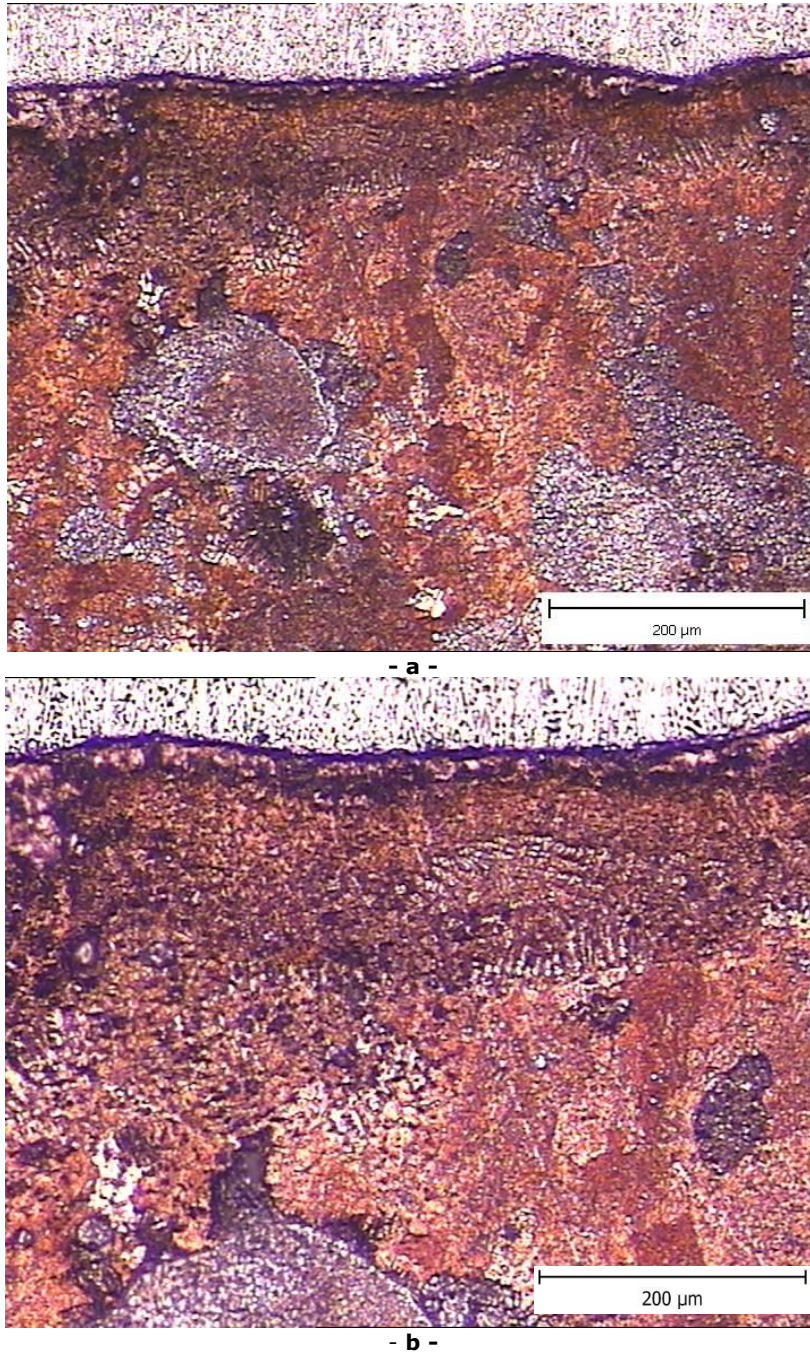


Fig. 2.23 Imaginea micrografică a fâșiei de sudură din apropierea aliajului de Ti

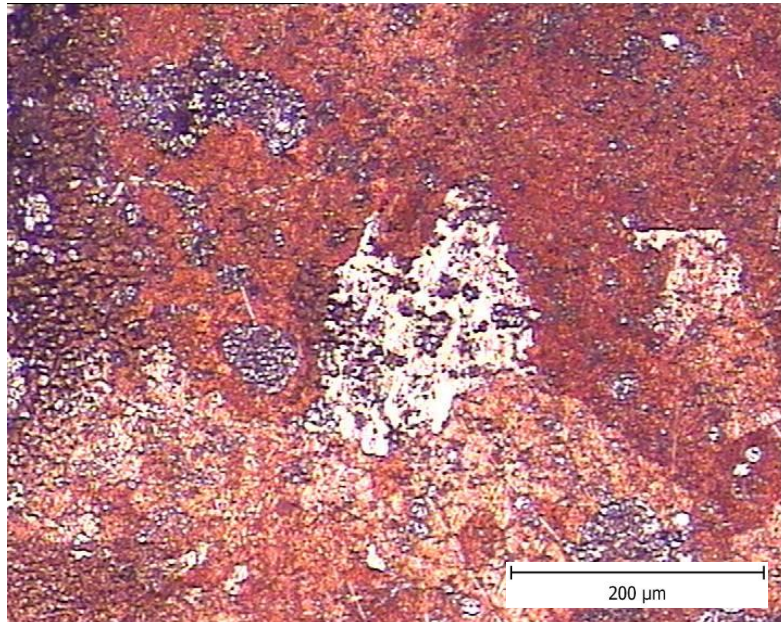


Fig. 2.24 Imaginea micrografică a zonei centrale a sudurii

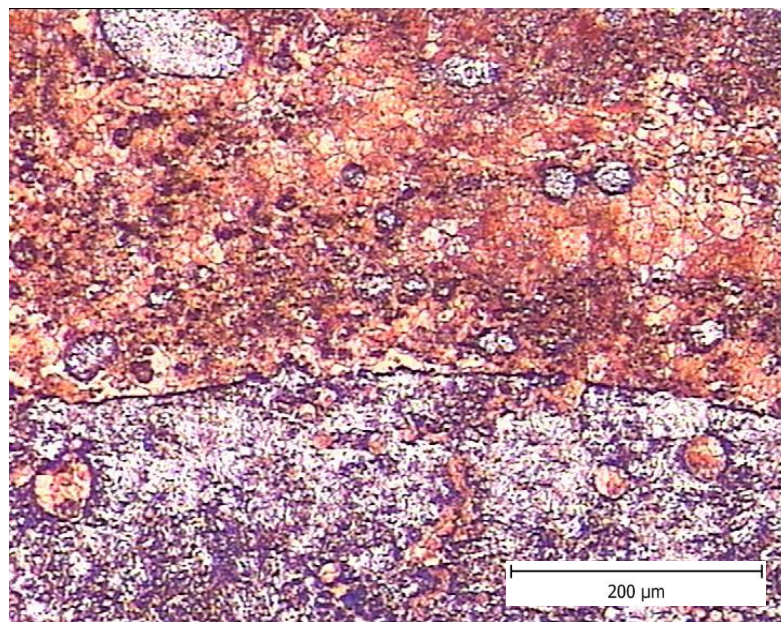


Fig. 2.25 Imaginea micrografică a interfeței dintre zona centrală a sudurii și fâșia din apropierea oțelului inoxidabil

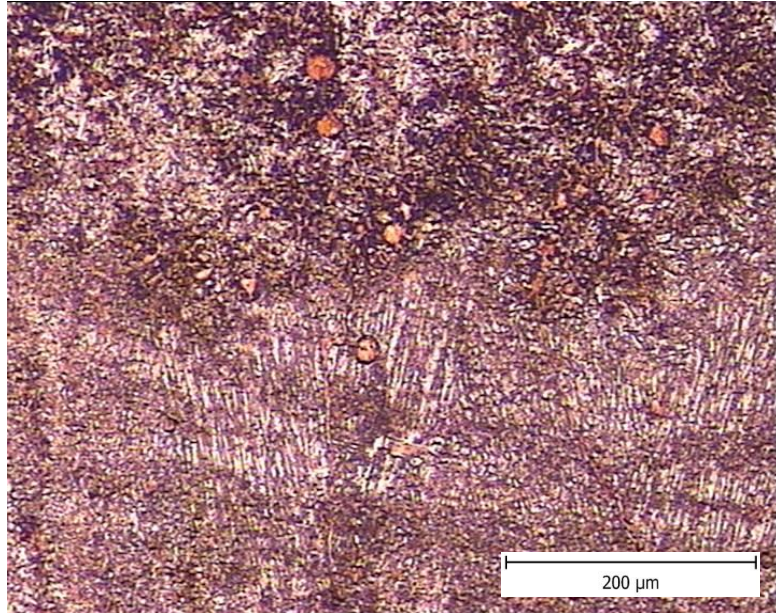


Fig. 2.26 Imaginea micrografică a fâșiei de sudură din vecinătatea metalului de bază din oțel inoxidabil

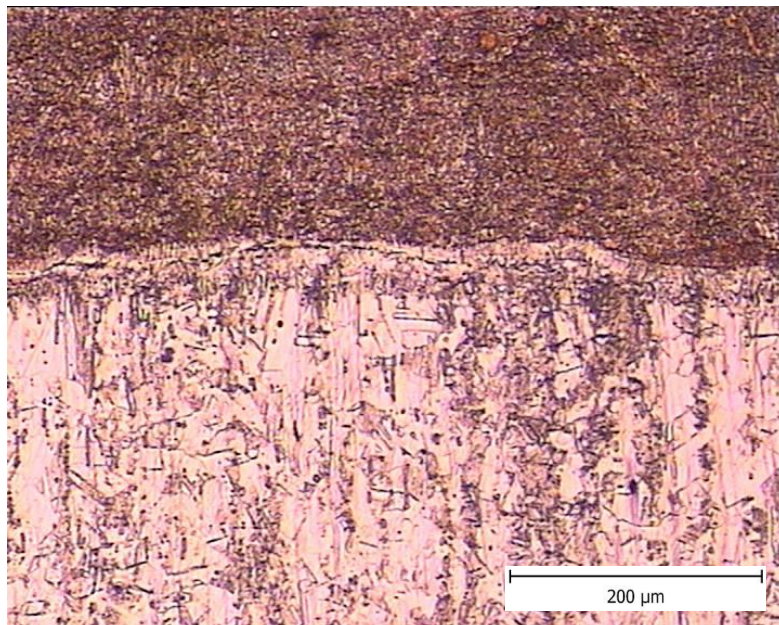


Fig. 2.27 Imaginea micrografică a zonei de legătură, sudură – metal de bază din oțel inoxidabil

- zona de culoare închisă de pe interfața Ti-6Al-4V și sudură conține în principal faza Cu_2Ti și o proporție redusă de fază FeTi (fig.2.22);
- incluziuni de oțel inoxidabil cu formă poligonală în zona din Cu durificat prin precipitarea unor particule de fază Fe_2Ti (fig.2.23, 2.24, 2.25);
- interfața dintre zona centrală a sudurii și porțiunea adiacentă oțelului inoxidabil topit prezintă o microstructură eterogenă cu stropi de oțel topit încorporat în Cu durificat cu particule de fază Fe_2Ti și stropi de Cu în masa de oțel (fig.2.26 și 2.27);
- fâșia de sudură din apropierea oțelului inoxidabil este alcătuită dintr-o soluție solidă de Cr, Ni și Cu dizolvate în Fe (fig.2.27) cu particule disperse extrem de fine de faze secundare.

Explicarea morfologiei complexe a sudurii are la bază fenomenele specifice procesului de solidificare rapidă. Întrucât Ti are temperatura de fuziune cea mai ridicată (1725°C), inițierea solidificării se produce pe interfața dintre Ti-6Al-4V și baia topită. A doua zonă care începe să se solidifice este porțiunea topită din oțelul inoxidabil ($T_{\text{topire Fe}} = 1538^\circ\text{C}$), împreună cu insulele rotunde sau poligonale din zona centrală a Cu, datorită solubilității limitate a acestuia în Fe. Concentrația ridicată în Cu alături de caracterul său gamagen și de răcirea cu viteză mare, stabilizează Fe_γ până la temperatura camerei. Conform diagramei de echilibru Fe-Ti, la 1427°C se inițiază formarea fazei Fe_2Ti , iar la 1317°C apare faza FeTi la periferia incluziunilor nodulare, pe interfața dintre aliajul de Ti și baia topită precum și în zonele bogate în Cu lichid. Ulterior, începe să se solidifice partea bogată în Cu a sudurii. Solubilitatea Fe în Cu este de cca. 4% la temperatura de 1100°C și prin răcire rapidă difuzia este frânată și deci duritatea porțiunii respective a sudurii va crește. Din diagrama de echilibru Ti-Cu, rezultă că la 1005°C se formează faza Ti_2Cu iar la 982°C începe precipitarea fazei TiCu.

Curba gradient de duritate pe secțiunea transversală a îmbinărilor sudate (fig.2.28) confirmă ipotezele descrise privind formarea acestor faze intermetalice. Este cunoscut faptul că fazele FeTi și Fe_2Ti au o duritate de 1000 respectiv 900 HV, iar fazele TiCu și Ti_2Cu au o duritate de $1045^{\pm 25}$ și $835^{\pm 14}$ HV [3]. Cele mai mari valori de duritate apar în porțiunea sudurii cu proporție maximă de faze FeTi, TiCu și Ti_2Cu .

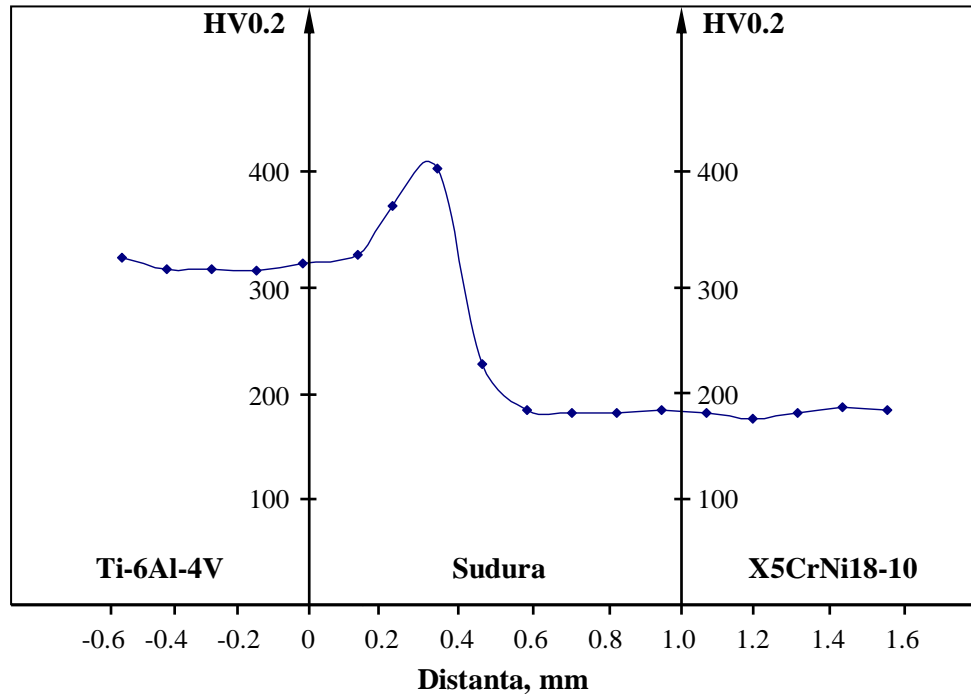


Fig. 2.28 Curba de variație a durității Vickers cu microsarcini pe secțiunea transversală a îmbinării sudate

Întrucât microstructura interfeței dintre aliajul de Ti și cusătura sudată reprezintă o problemă critică pentru caracteristicile de rezistență mecanică ale îmbinărilor sudate, difracția cu raze X a vizat decelarea fazelor formate în această microporțiune de material. În fig.2.29 și 2.30 sunt prezentate două difractograme înregistrate în zona din sudură care este adiacentă aliajului neferos. Ambele imagini sunt valabile pentru aceeași putere a fasciculului incident, dar la viteze diferite de sudare. Principala observație desprinsă în urma analizei celor două figuri, constă în faptul că pentru parametrii tehnologici folosiți s-a reușit evitarea formării de faze care să fragilizeze puternic cusătura sudată. În plus, prin modificarea în anumite limite a vitezei de sudare nu se constată diferențe semnificative în privința naturii fazelor prezente în cusătura sudată.

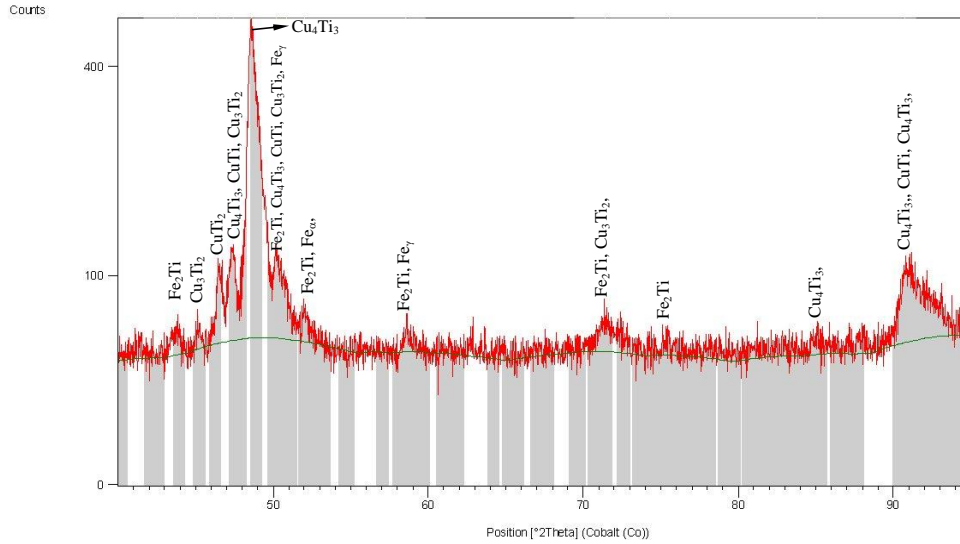


Fig. 2.29 Imaginea de difracție a zonei adiacente aliajului de Ti pentru P=4 kW și $v_s = 3\text{m/min}$. (proba 7)

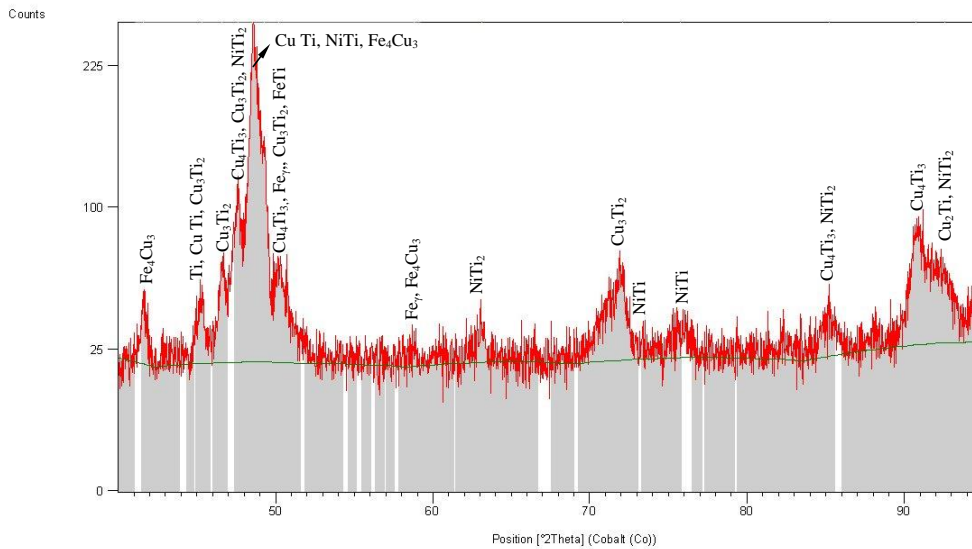
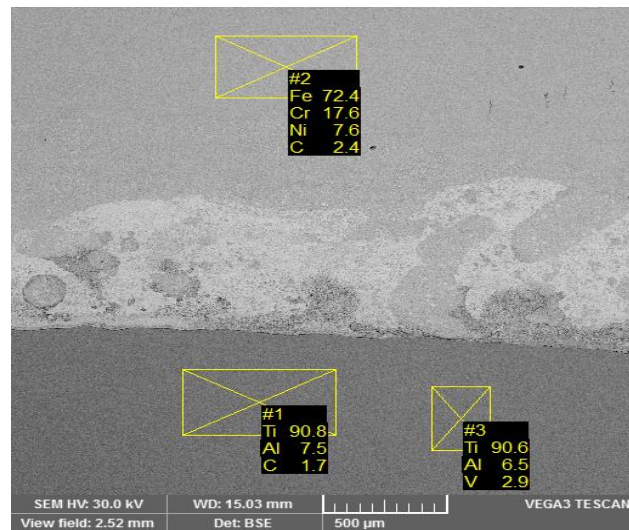


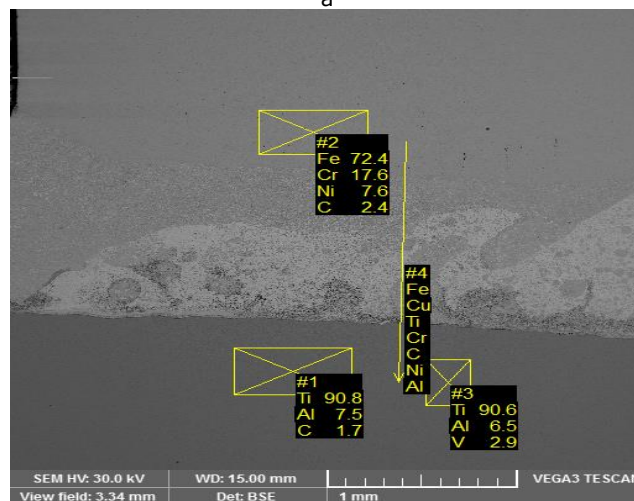
Fig. 2.30 Imaginea de difracție a zonei adiacente aliajului de Ti pentru P=4 kW și $v_s = 2\text{m/min}$. (proba 5)

2.8 Analize de microcompoziție chimică

Asupra probei nr.7 au fost conduse investigații la microsonda electronică în vederea evidențierii fenomenelor de diluție și de difuzie de o parte și de alta a planului îmbinării sudate. Rezultatele experimentale obținute sunt centralizate în fig. 2.31 și 2.32.



- a -

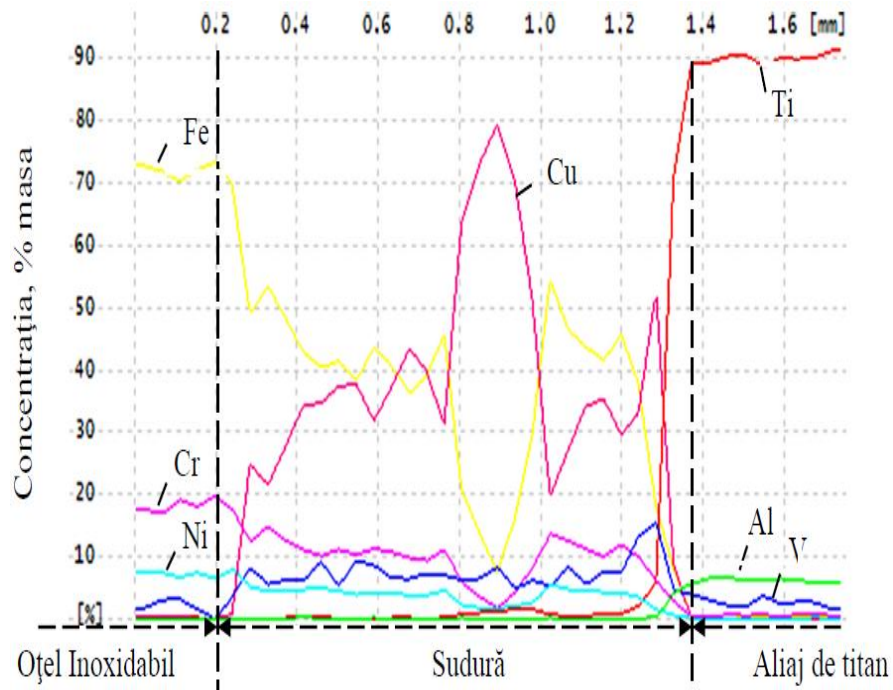


- b -

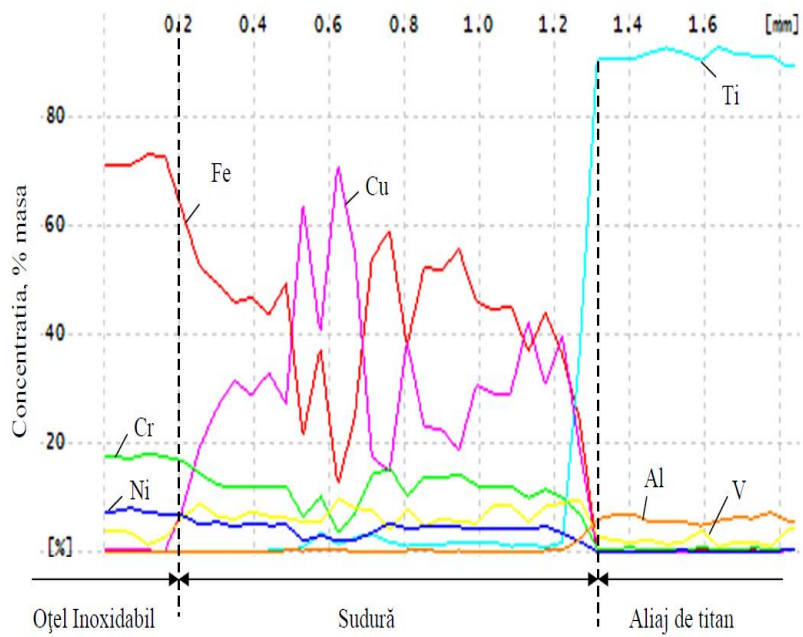
Fig.2.31 Poziționarea microvolumelor de material și a direcției de analiză a compoziției chimice

Din fig. 2.31 se remarcă faptul că în vecinătatea cusăturii sudate în compoziția chimică a aliajului de titan sunt prezente: Ti în concentrație masică de 90,6 – 90,8 %, Al în concentrație de 6,5 – 7,5 %, V, 2,9 % și alte impurități, C, în proporție de 1,7 %. În schimb, porțiunea din Z.I.T. a oțelului inoxidabil conține 17,6 % Cr, 7,6 % Ni, 72,4 % Fe și 2,4 % alte elemente a căror sumă este notată cu C.

Variația liniară a principalelor elemente de aliere prezente în îmbinarea sudată se exemplifică pe fig.2.32a,b și evidențiază faptul că alături de o austenită înalt aliată cu Cu, Ni, Cr, Al și V, în sudură se pot forma mici cantități de faze Fe_xCu_y , Fe_xTi_y și Cu_xTi_y . În zona interfeței dintre aliajul de Ti și cusătura sudată se remarcă o scădere continuă și rapidă a concentrației în Ti, astfel că probabilitatea de formare a fazelor fragilizante în proporție ridicată rămâne redusă.



- a -



- b -

Fig. 2.32 Variația liniară a principalelor elemente din compoziția chimică a sudurii și pe interfața dintre aceasta și Z.I.T.-ul celor două metale de bază

2.9 Concluzii

Sudarea cu fascicul laser Nd-YAG constituie o oportunitate promițătoare pentru rezolvarea problemelor de incompatibilitate metalurgică a materialelor disimilare.

Îmbinarea aliajului de titan, Ti-6Al-4V, cu oțelul inoxidabil austenitic, X5CrNi18-10, prezintă dificultăți legate de fragilizarea zonei topite ca urmare a fazelor intermetalice și a fenomenelor de oxidare.

Introducerea unei folii din cupru ca material intermediar în această îmbinare, se manifestă printr-o îmbunătățire a sudabilității.

Examinările macrografice asupra îmbinărilor realizate au demonstrat că la valori mai reduse ale puterii fasciculului laser, se constată o creștere semnificativă a lățimii sudurii, fenomen datorat topirii cu precădere a oțelului inoxidabil fără a se atinge temperatura de topire a aliajului de titan. Capilarul de vapori este creat doar în oțelul inoxidabil, la fel, rădăcina sudurii este deviată către oțelul inoxidabil, fapt care justifică asimetria capilarului în raport cu planul îmbinării.

Creșterea puterii la cca. 4 000 W favorizează menținerea la valori constante a lățimii sudurii cu formarea capilarului în ambele materiale, care suferă procese de topire împreună cu folia din cupru utilizată ca strat intermediar.

Viteza de sudare este parametrul care definește durata ciclului termic și controlează dezvoltarea fenomenelor de convecție în masa de metal lichid. Ea joacă un rol primordial în dezvoltarea mișcărilor termocapilare care pot influența geometria zonei topite și pot favoriza omogenizarea compoziției chimice a băii.

Rezistența la rupere a îmbinărilor sudate este totuși inferioară celei a materialelor de bază ca urmare a prezenței fazelor intermetalice pe interfața dintre aliajul de titan și cusătura sudată.

Cap.3 Parametrii procesului de sudare cu laser Nd-YAG pulsat

Comparativ cu alte tehnici de sudare, laserul pulsat oferă avantajul unei durate scurte de interacțiune cu materialele ce urmează a fi îmbinate și deci a unei durate scurte de viață a băii topite. Principala condiție impusă în vederea obținerii unei bune rezistențe mecanice pentru îmbinarea sudată constă în minimizarea gradului de amestec al materialelor de bază și în principal în minimizarea cantității de aliaj de titan, Ti-6Al-4V, care se topește în cursul ciclului de sudare.

Experimentul de față își propune realizarea unor îmbinări sudate între aliajul Ti-6Al-4V și oțelul inoxidabil X5CrNi18-10 folosind un laser Nd-YAG pulsat în condițiile insertiei unei folii din cupru între cele două materiale disimilare.

3.1 Procedura experimentală

Particularitățile procesului de sudare laser Nd-YAG pulsat sunt legate în esență de coeficientul scăzut de absorbție a radiației de către materialul metalic solid și de totalitatea fenomenelor de reflexii multiple în capilar, care vor determina forma acestuia. Întrucât aportul de energie este localizat pregnant, devine posibilă stăpânirea compoziției chimice și a formei zonei topite. Totodată, vitezele mari de răcire și în consecință, un ciclu termic scurt influențează puternic cinetica de formare a fazelor în cursul solidificării și transformările intervenite în stare solidă. Principalul obiectiv al cercetărilor efectuate vizează stăpânirea compoziției chimice a sudurii astfel încât să se obțină proprietăți mecanice acceptabile. De aceea, s-a recurs la varierea parametrilor operatorii de sudare și la măsurarea rezistenței la rupere a îmbinărilor realizate. Experimentele au fost conduse pe echipamentul laser din fig.3.1, iar valorile parametrilor de regim sunt cele din tab.3.1.

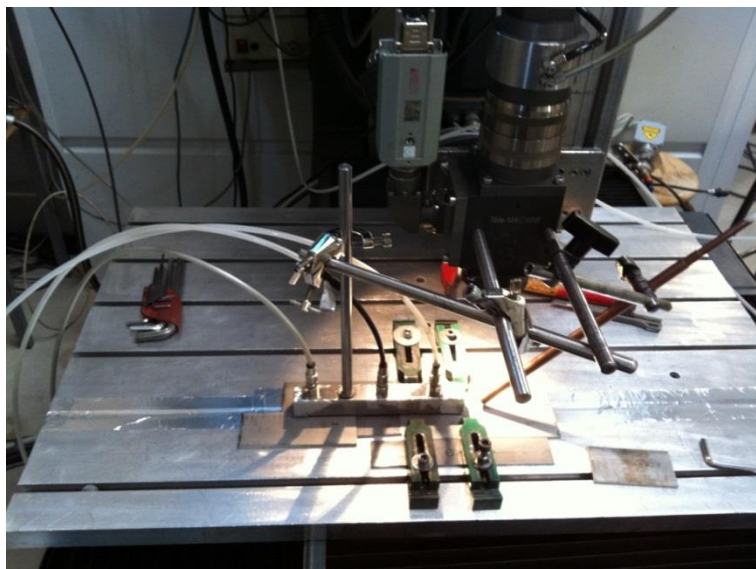


Fig.3.1 Sursa laser Nd – YAG

Tab. 3.1 Valorile parametrilor de regim la realizarea îmbinărilor sudate

Nr.crt.	Puterea, W	Timpul de impact, ms	Viteza de sudare, m/min.	Frecvența, Hz	Decalajul față de planul Cu-inox, μm	Energia impulsului laser, J
1	1400	14	0,25	12	47	19,6
2	1400	14	0,25	12	82	19,6
3	1400	14	0,25	12	148	19,6
4	1400	14	0,32	12	58	19,6
5	1400	14	0,32	12	90	19,6
6	1400	14	0,32	12	150	19,6
7	1400	14	0,5	12	47	19,6
8	1400	14	0,5	12	85	19,6
9	1400	14	0,5	12	139	19,6
10	1500	12	0,32	12	43	18
11	1500	12	0,32	12	85	18
12	1500	12	0,32	12	149	18
13	1500	14	0,32	12	60	21
14	1500	14	0,32	12	100	21
15	1500	14	0,32	12	152	21

Componentele de sudat au fost livrate sub formă de produse plate având grosimea de 2 mm, iar folia din cupru utilizată ca strat intermediar a avut grosimea de 600 μm .

Gazul de protecție folosit a fost argonul, iar fasciculul laser a fost decalat față de planul de separare cupru - oțel inoxidabil la distanțe cuprinse între 47 și 152 μm .

3.2 Evaluarea rezultatelor experimentale

Imaginile macrografice ale îmbinărilor realizate sunt prezentate în fig.3.23.16.

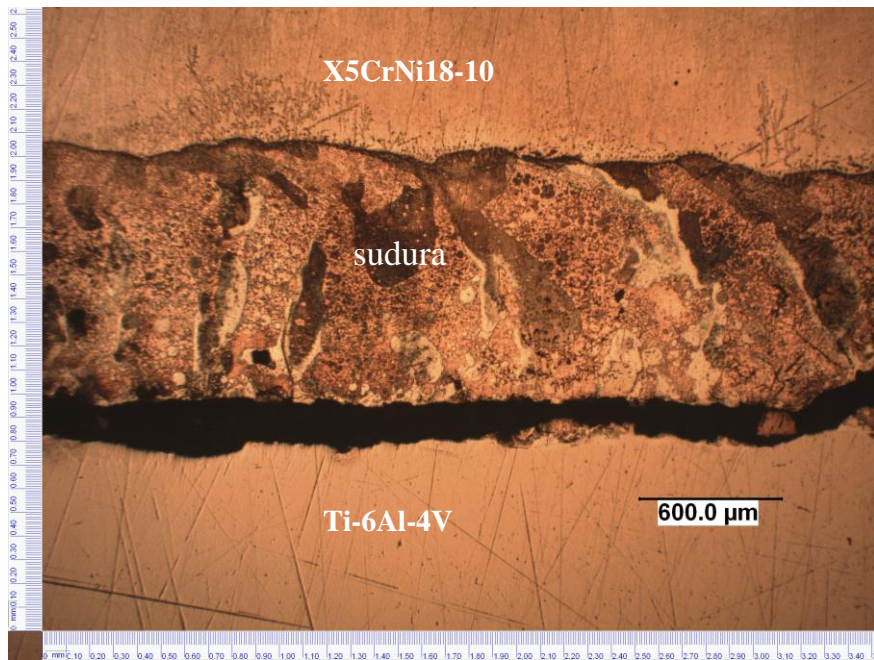


Fig. 3.2 Macrografia probelor nr. 1: 1400W/14ms/0,25m/min.;47μm

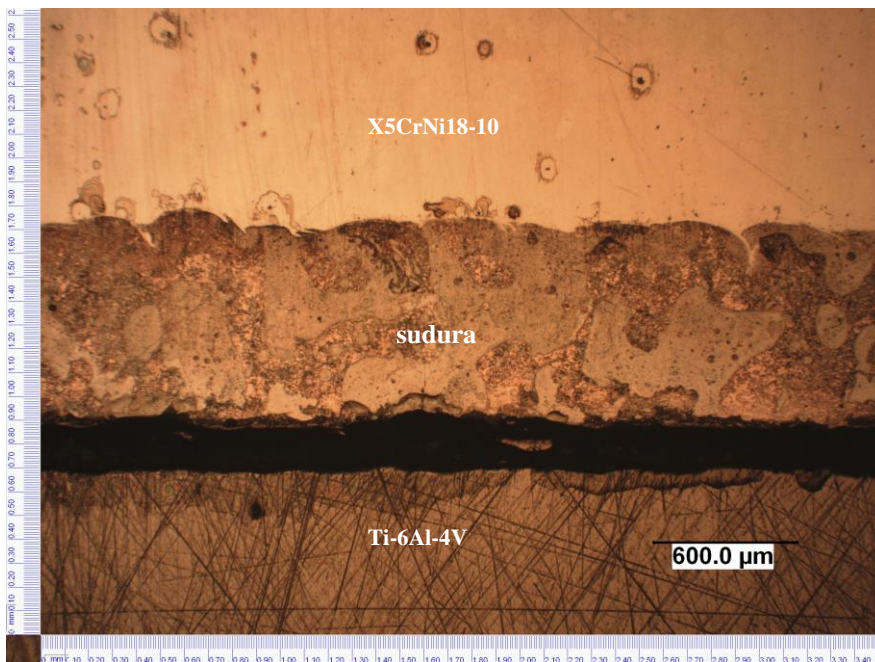


Fig. 3.3 Macrografia probelor nr. 2: 1400W/14ms/0,25m/min.;82μm

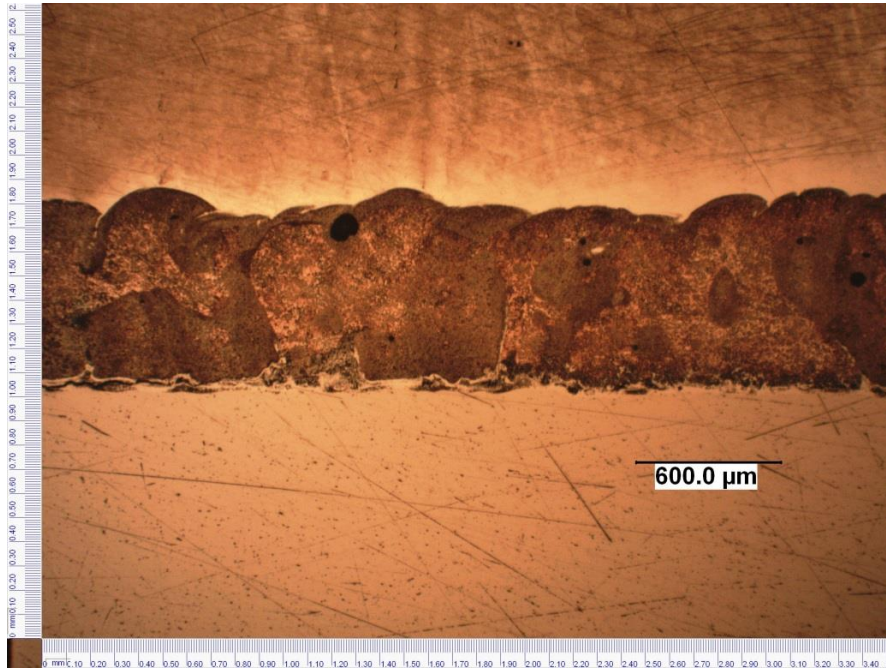


Fig. 3.4 Macrografia probelor nr. 3: 1400W/14ms/0,25m/min.;148 μm

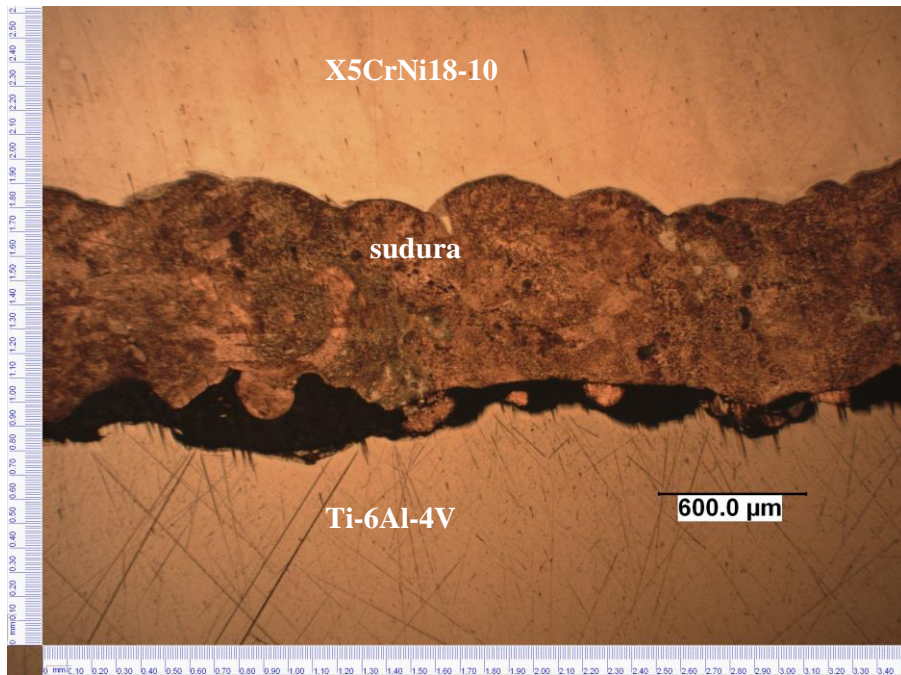


Fig. 3.5 Macrografia probelor nr. 4: 1400W/14ms/0,32m/min.;58 μm

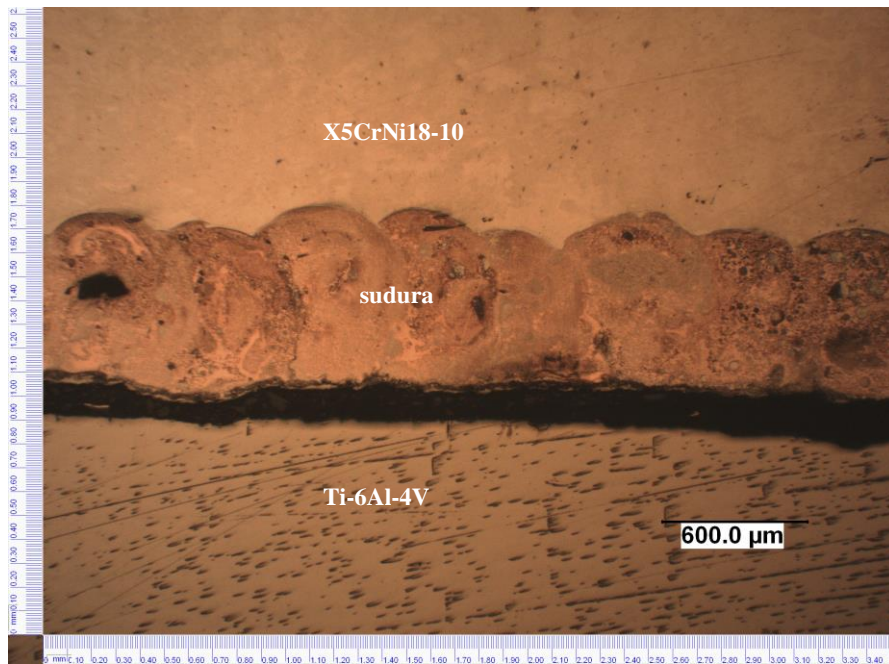


Fig. 3.6 Macrografia probelor nr. 5: 1400W/14ms/0,32m/min.;90 μm

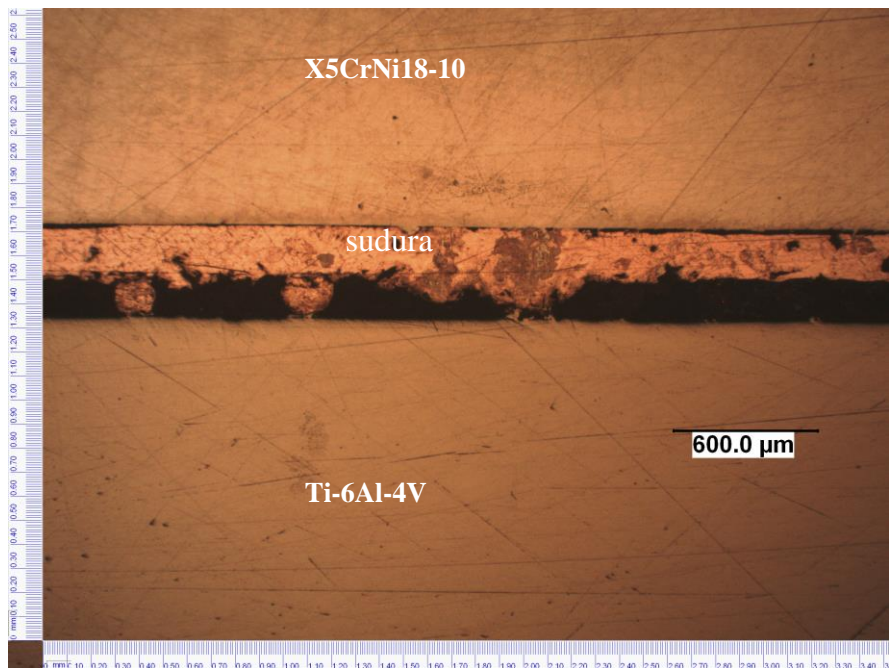


Fig. 3.7 Macrografia probelor nr. 6: 1400W/14ms/0,32m/min.;150 μm

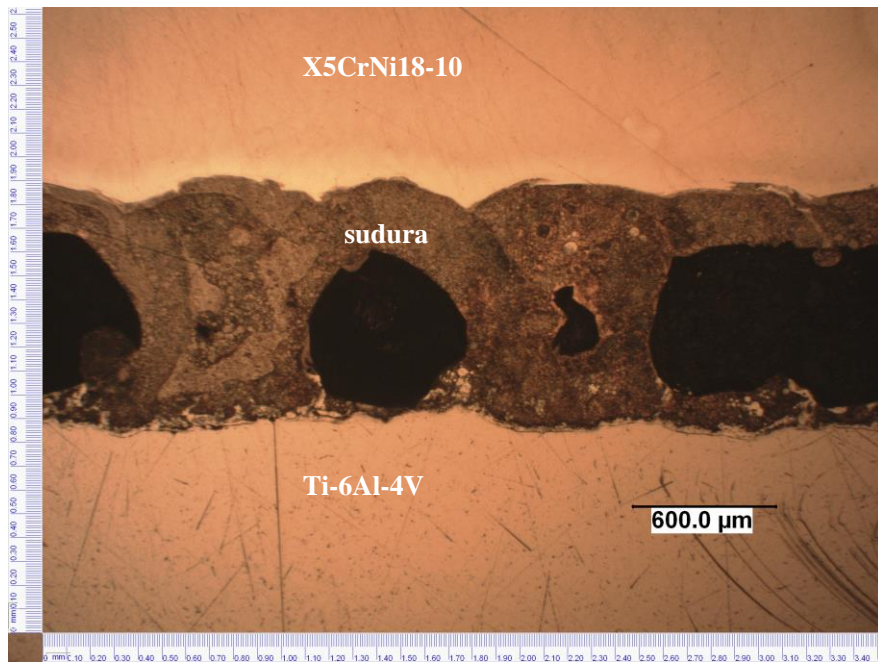


Fig. 3.8 Macrografia probelor nr. 7: 1400W/14ms/0,50m/min.;47 μm

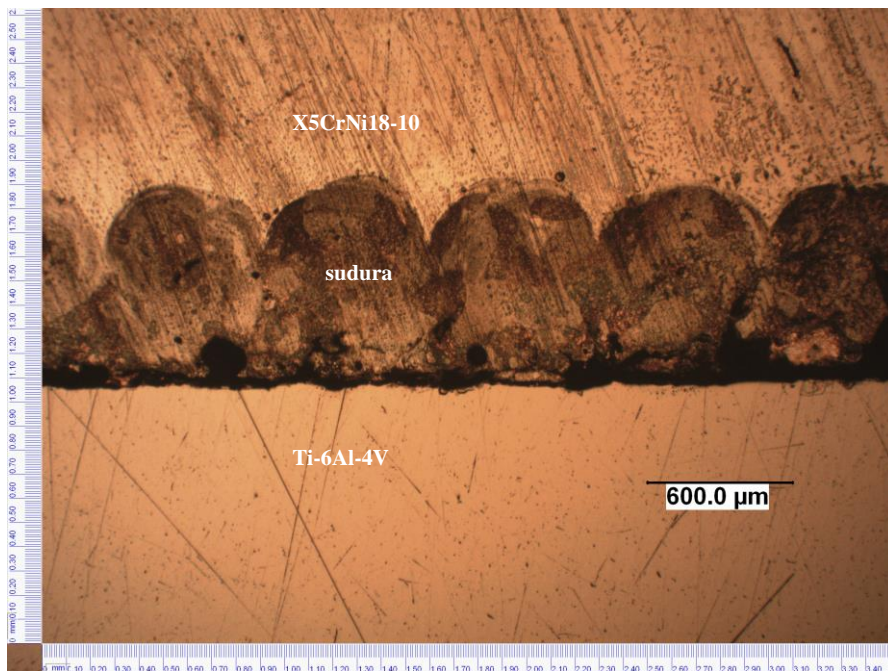


Fig. 3.9 Macrografia probelor nr. 8: 1400W/14ms/0,50m/min.;85 μm

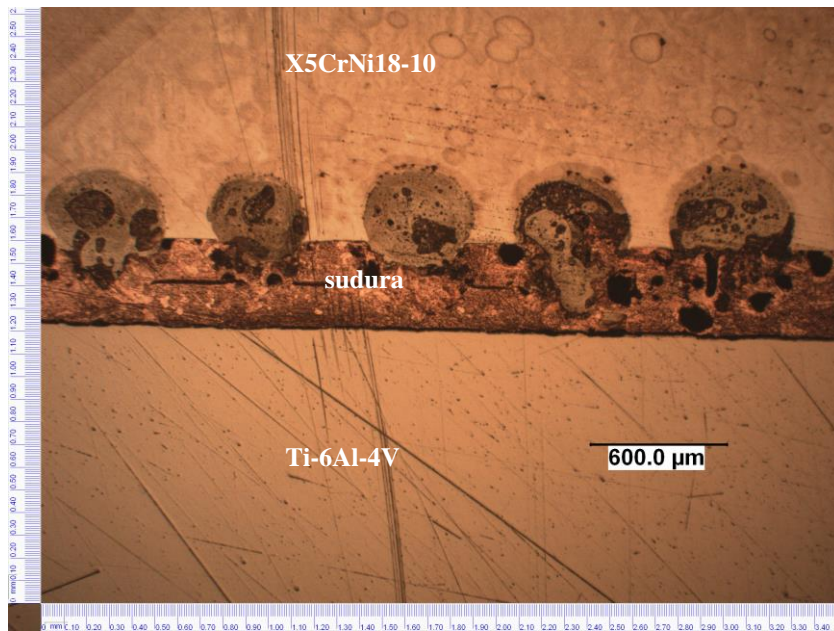


Fig. 3.10 Macrografia probelor nr. 9: 1400W/14ms/0,50m/min.;139 μm

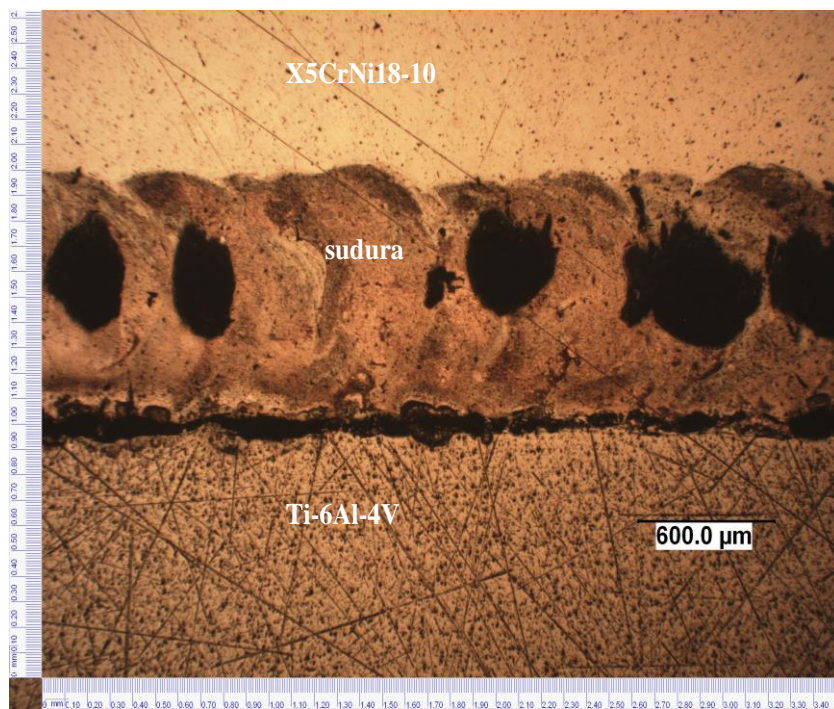


Fig. 3.11 Macrografia probelor nr. 10: 1500W/12ms/0,32m/min.;43 μm

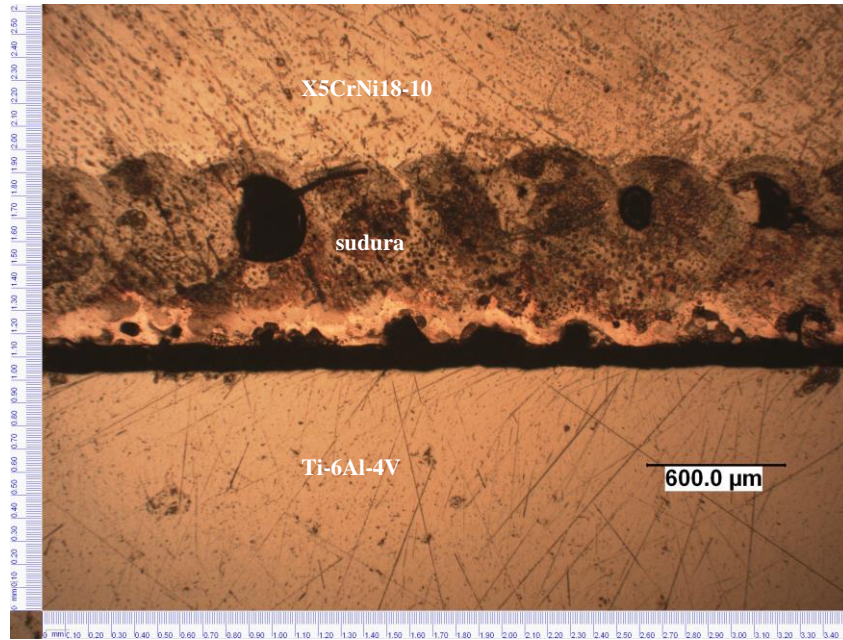


Fig. 3.12 Macrografia probelor nr. 11: 1500W/12ms/0,32m/min.;85 μm

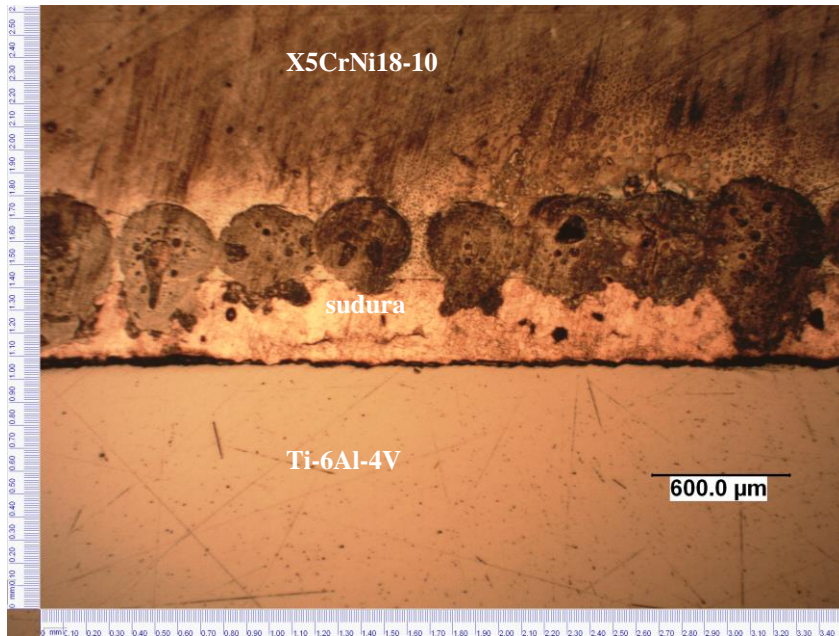


Fig. 3.13 Macrografia probelor nr. 12: 1500W/12ms/0,32m/min.;149 μm

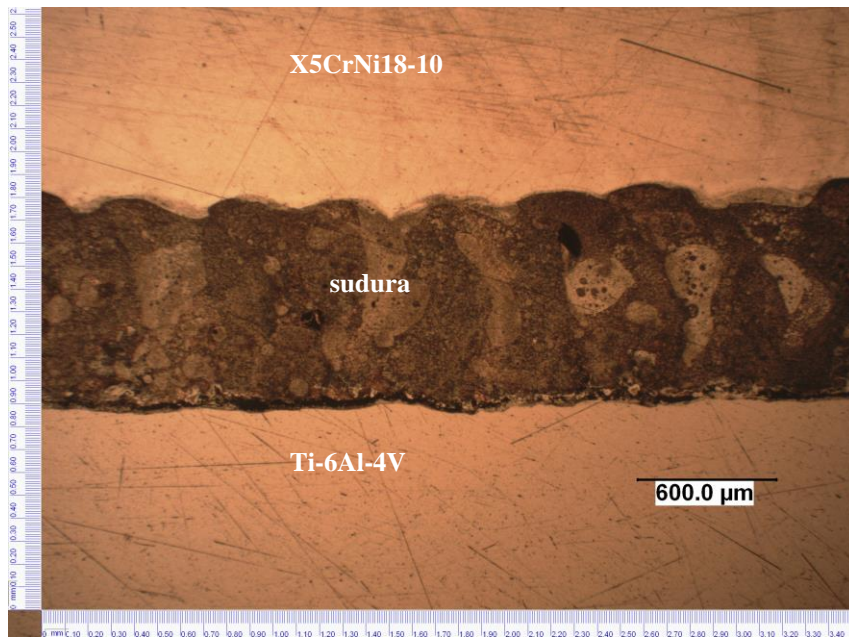


Fig. 3.14 Macrografia probelor nr. 13: 1500W/14ms/0,32m/min.; 60 μm

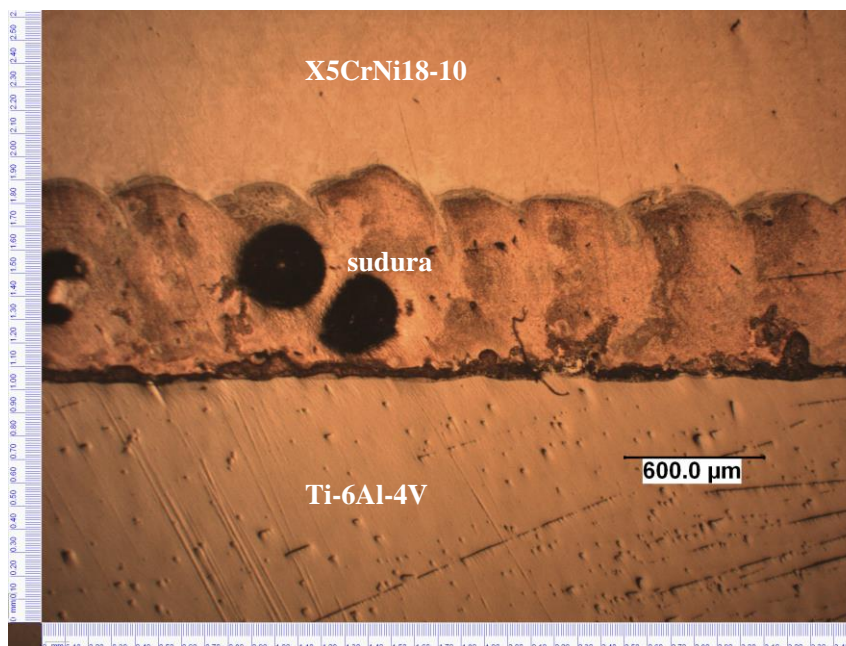


Fig. 3.15 Macrografia probelor nr. 14: 1500W/14ms/0,32m/min.; 100 μm

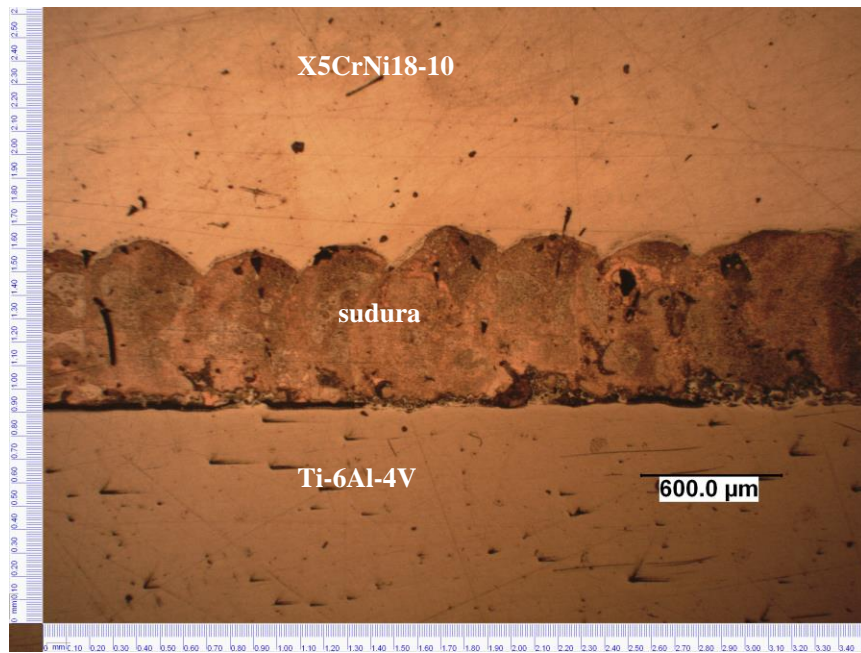


Fig. 3.16 Macrografia probelor nr. 15: 1500W/14ms/0,32m/min.; 152 μm

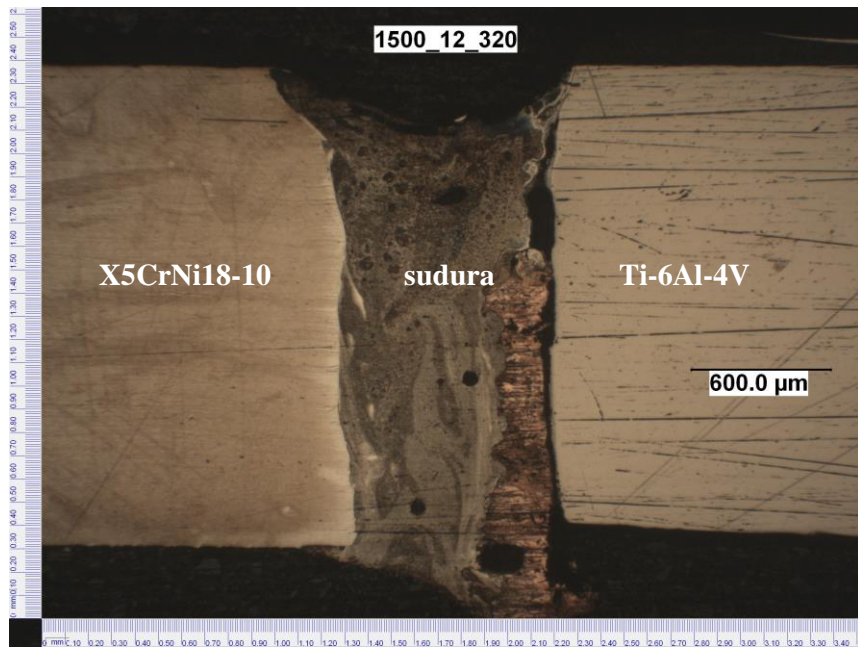


Fig. 3.17 Secțiunea transversală a probelor sudate nr.12:
1500W/12ms/0,32m/min.; 152 μm

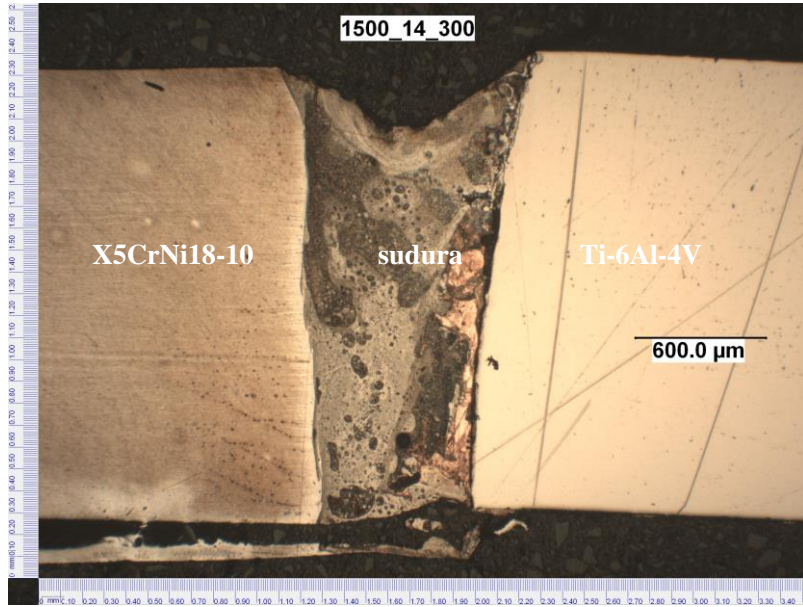


Fig. 3.18 Secțiunea transversală a probelor sudate nr. 15:
1500W/14ms/0,32m/min.; 152 μm

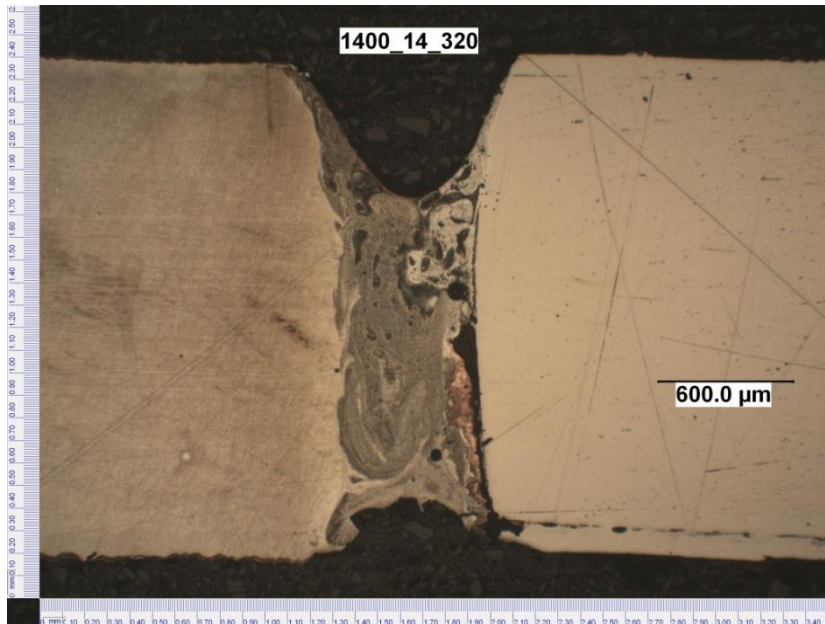


Fig. 3.19 Secțiunea transversală a probelor sudate nr. 6:
1400W/14ms/0,32m/min.; 150 μm

Comparativ cu alte tehnici de sudare cu fascicul de înaltă energie, laserul pulsat oferă avantajul unei durate scurte de interacțiune cu materialul și în consecință durata de viață a băii topite este redusă. Condiția impusă pentru obținerea unei suduri rezistente mecanic este de a minimiza amestecul celor două materiale de bază și îndeosebi de a minimiza cantitatea de aliaj Ti-6Al-4V care se topește în cursul ciclului de sudare. Din figurile 3.2.....3.19 se poate remarca faptul că prin modificarea poziției fasciculului laser în raport cu planul îmbinării Cu – oțel inoxidabil, la valori constante ale puterii, duratei de impact și vitezei de sudare, se produc schimbări importante ale profilului zonelor topite. Forma sudurii realizate în diverse condiții operatorii demonstrează că aceasta este controlată în principal de transferul căldurii prin conducție, urmare a timpului scurt de interacțiune a laserului cu materialele care concură la realizarea îmbinării.

Calitatea sudurii este determinată nu numai de minimizarea gradului de amestec al materialelor, ci și de interfața Ti-6Al-4V + Cu. Altfel spus, cantitatea de Ti-6Al-4V topit trebuie să fie suficientă pentru a forma o interfață cu materialul inserat. Prin creșterea decalajului fasciculului laser față de planul de separare Cu - oțel inoxidabil, cu menținerea constantă a puterii, vitezei de sudare și timpului de impact, se constată o diminuare continuă a grosimii zonei de combinații intermetalice dintre Cu și aliajul de Ti (fig.3.2...3.7). În schimb, vitezele de sudare de peste 0,50m/min. deși limitează extinderea fâșiei de combinații, provoacă apariția a numeroase defecte de tipul porozităților (fig.3.8...3.10 și fig.3.17), iar la un decalaj de 139 μm se formează stropi de sudură pe interfața cu oțelul inoxidabil (fig. 3.10). Mărirea puterii laser la 1500 W concomitent cu micșorarea timpului de puls la 12 m/s se manifestă printr-o reducere a grosimii interfeței de combinații chimice, dar și prin menținerea unor defecte de tipul porozităților în sudură (fig. 3.11....fig.3.13 și fig. 3.17). În fine, la valori ale timpului de puls ceva mai mari, de 14 m/s, se observă că pe măsura creșterii decalajului fasciculului laser de la 60 la 152 μm , se crează condiții favorabile de obținere a unor îmbinări sudate corespunzătoare (fig. 3.14...3.16 și fig. 3.18).

Încercările experimentale au condus la următoarele valori ale parametrilor operatorii care asigură obținerea unor suduri de calitate:

- Puterea = 1400 - 1500W;
- Durata impulsului = 14ms;
- Frecvența = 12Hz;
- Viteza de sudare = 0,32 m/min.;
- Decalaj plan Cu-oțel inoxidabil = 140-150 μm .

Rezistența la rupere a acestor îmbinări a avut valori de 319 – 338 N/mm² fapt care se explică prin participarea unui strat subțire de aliaj de titan la formarea băii lichide alături de cupru și de oțelul inoxidabil. Se face precizarea că rezistența la rupere a cuprului recopt este de cca. 200 N/mm².

3.3 Examinări micrografice, măsurători de duritate și analize de difracție cu raze X

Din îmbinările sudate realizate la parametrii optimi de proces, au fost secționate probe, perpendicular pe direcția cordonului de sudură. Asemenea secțiuni au fost supuse operațiilor de șlefuire, lustruire și atac chimic diferențiat pentru cele două materiale de bază, după care s-a efectuat investigarea la microscopul optic și electronic a tuturor domeniilor structurale prezente în zona sudurii și în zona influențată termic (ZIT).

Imaginile micrografice prezentate în fig.3.21...3.33 vin să confirme importanța pe care o are poziția fascicului laser și viteza de sudare pentru definirea condițiilor optime în care se realizează îmbinări de calitate.

Acești doi parametri sunt responsabili de asigurarea unei continuități a stratului topit de cupru pe întreaga durată a ciclului termic de sudare. Totodată, ei permit o optimizare a proporției de aliaj topit de titan încât să se obțină o interfață suficientă de difuzie care să conducă la formarea unei îmbinări cât mai continue, evitându-se o amestecare intensă cu celelalte materiale. Cel mai important criteriu care definește realizarea unei îmbinări sudate de calitate îl reprezintă păstrarea continuității stratului topit de cupru. Amestecarea celor trei materiale se produce în zona în care cuprul și oțelul inoxidabil se află încă în stare topită. De fapt, coexistența stratului de cupru topit cu marginile celor două materiale de bază, deja solidificate, favorizează amorsarea fenomenelor de difuzie pe cele două interfețe. Odată cu creșterea vitezei de sudare se reduce cantitatea de oțel inoxidabil topit și se minimizează topirea aliajului de titan până la dispariție. De aceea, o viteză de sudare de 0,32 m/min. a fost aleasă ca fiind cea optimă. Ea permite obținerea unei lățimi suficiente a zonei bogate în cupru (300...350 μm) care să izoleze corespunzător materialele de bază.

Sudarea cu fascicul laser pulsat dă naștere unei structuri mai omogene în sudură, iar duritatea mai scăzută a matricei de cupru este compensată de numeroasele incluziuni bogate în oțel inoxidabil (fig. 3.21).

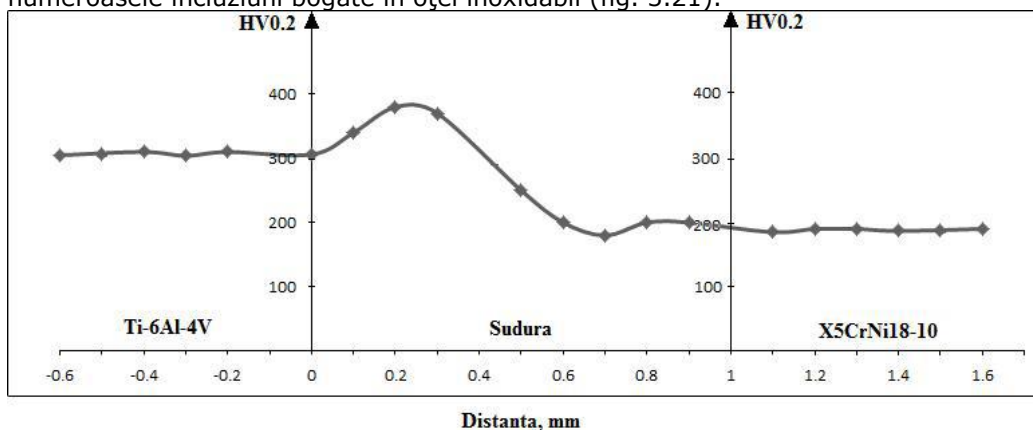


Fig.3.20 Gradientul de duritate pe secțiunea îmbinării sudate cu laser pulsat :
1400 W; 0,32 m/min.; 14 ms; 58 μm

Procesul de solidificare a austenitei și a cuprului are loc în condiții în afară de echilibru. Introducerea cuprului ca strat intermediar între aliajul de titan și oțelul inoxidabil austenitic, nu izolează complet cele două materiale: transportul difuziv și convectiv în zona topită antrenează formarea locală a fazelor Fe_xTi_y și $\text{Cr}_x\text{Fe}_y\text{Ti}_z$. Totuși, formarea unei faze mai fragile, Fe_2Ti este minimizată, fapt care face posibilă realizarea îmbinării sudate.

Interfața dintre aliajul de titan și cupru fiind situată la periferia zonei topite, solidificarea va fi afectată în mică măsură de convecție. Îmbogățirea aliajului topit de titan în componentele de bază ale oțelului inoxidabil (Fe,Cr,Ni) care difuzează traversând mediul bogat în cupru va conduce la formarea de domenii cu fracții evolutive de compuși intermetalici Cr-Fe-Ti și Cu-Fe-Ti. Solidificarea aliajului de titan se inițiază prin formarea unui front plan cu grosime mică după reacția: $\text{L} \rightarrow \text{Ti}_2\text{Cu} + \beta$ (soluție solidă de elemente de aliere în Ti_β). Concentrația în Fe fiind mult inferioară

celei de Cu, nu se va putea forma FeTi, dar concentrația de Fe, Cr, Ni în soluția solidă rejectată în fața frontului de solidificare va crește. Ca urmare, în apropierea interfeței se va mări conținutul în aceste trei elemente, iar lichidul îmbogățit în cupru reacționează cu compusul Ti_2Cu după reacția: $L + Ti_2Cu \rightarrow FeTi + CuTi$.

Rezultatele investigațiilor la microsonda electronică (fig.3.34) alături de analizele de difracție cu raze X (fig.3.35) justifică pe deplin mecanismul transformărilor intervenite în îmbinările disimilare realizate la parametrii optimi de proces, precum și natura fazelor formate atât în sudură cât și pe interfețele acestora cu cele două materiale de bază.

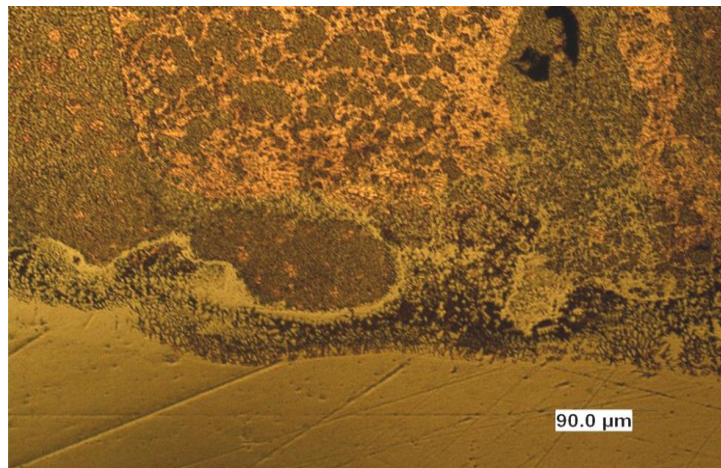


Fig.3.21 Microzona de combinații chimice pe interfața sudură-aliaj de Ti: 1400W/14ms/0,25m/min.; 148 μm (proba 3)

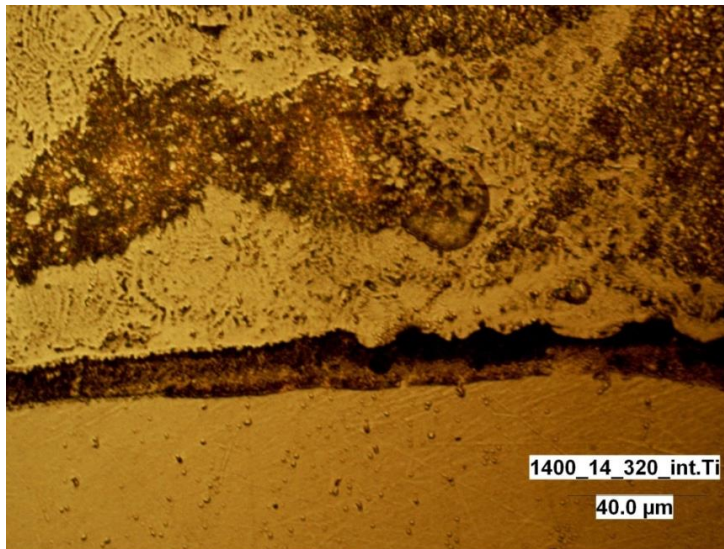
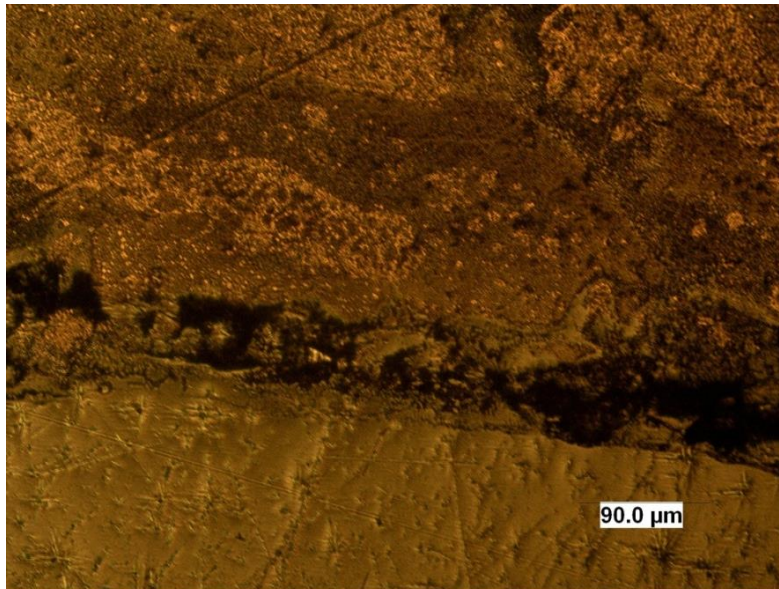
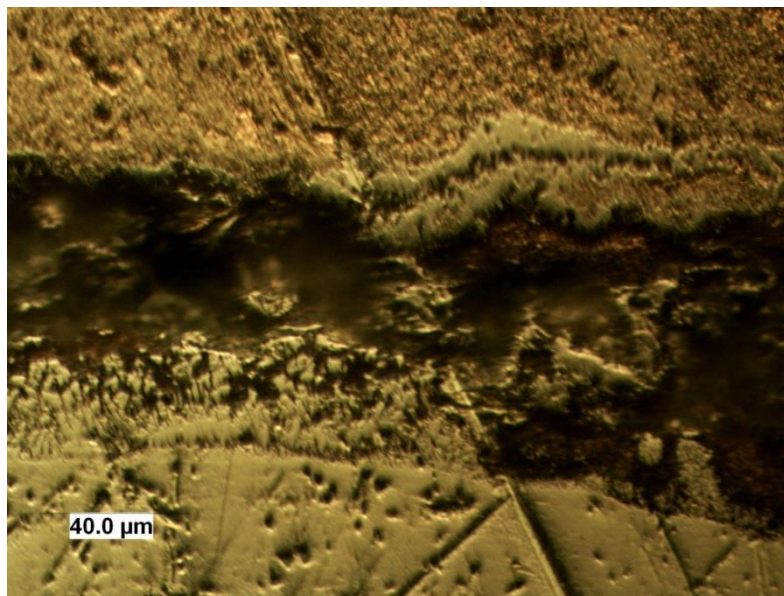


Fig.3.22 Microzona de combinații chimice pe interfața sudură-aliaj de Ti: 1400W/14ms/0,32m/min.; 90 μm (proba 5)



- a -



- b -

Fig.3.23 Microzona de combinații chimice pe interfața sudură-aliaj de Ti: 1500W/12ms/0,32m/min.; 43 μm (proba 10)

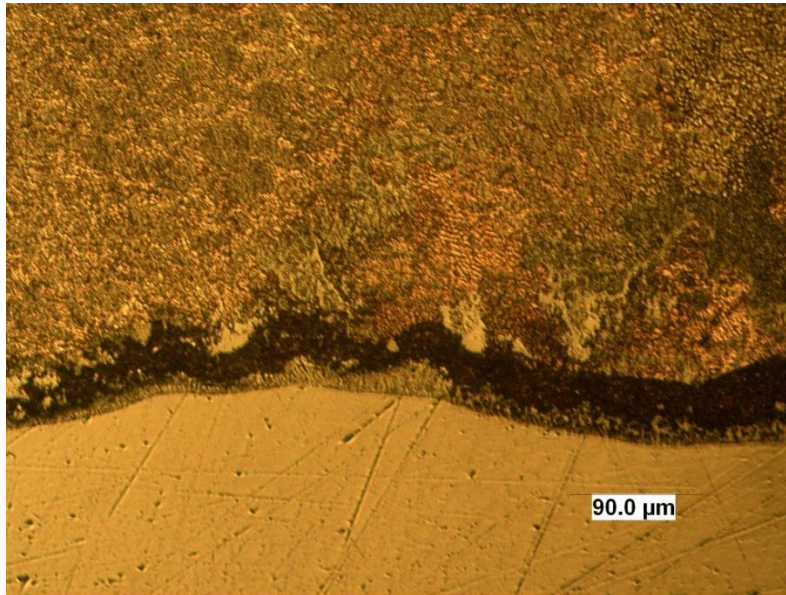


Fig.3.24 Microzona de combinații chimice pe interfața sudură-aliaj de Ti:1500W/14ms/0,32m/min.; 60 μm (proba 13)



Fig. 3.25 Microstructura sudurii în vecinătatea interfeței cu oțelul inoxidabil:1400W/14ms/0,25m/min.;82 μm (proba 2)

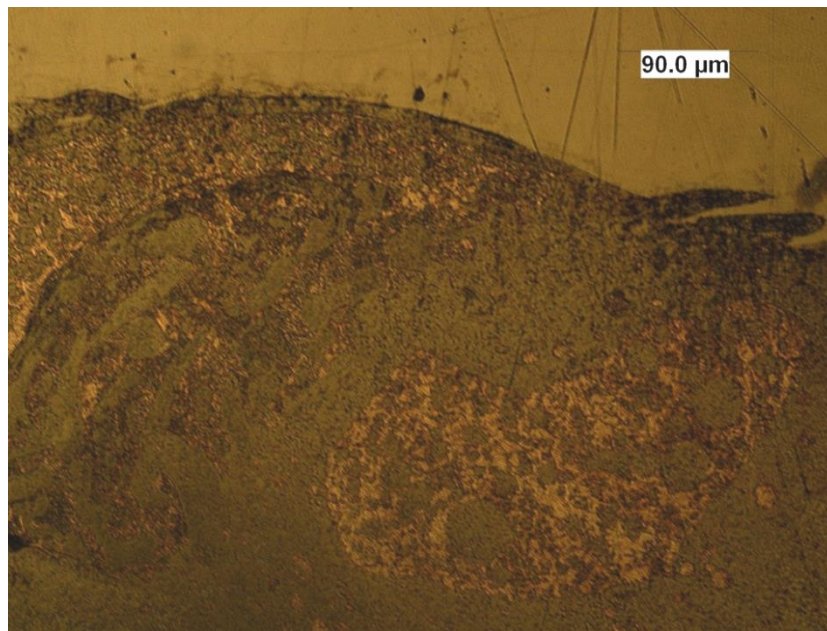


Fig.3.26 Microstructura interfeței sudură-oțel inoxidabil:
1400W/14ms/0,25m/min.; 148 μm (proba 3)

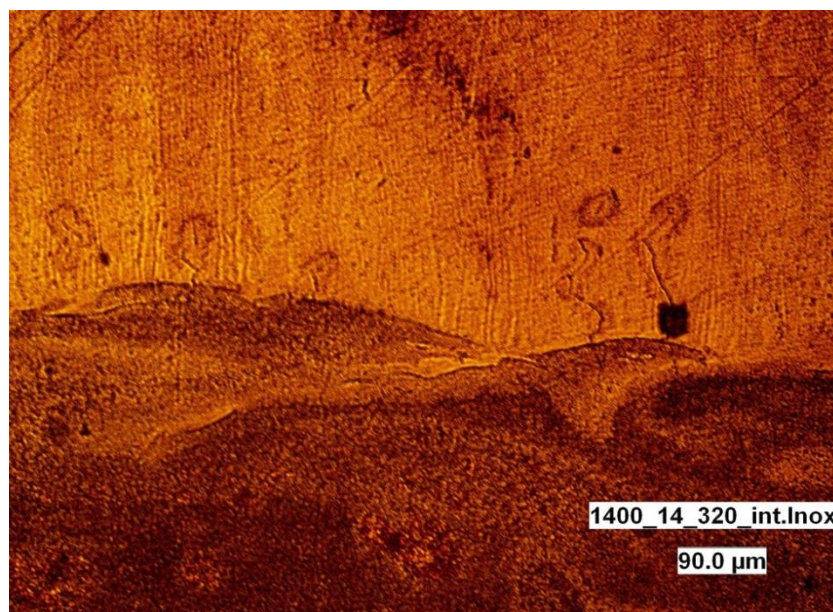


Fig.3.27 Microstructura interfeței sudură-oțel inoxidabil:
1400W/14ms/0,32m/min.; 90 μm (proba 5)



Fig.3.28 Microstructura interfeței sudură-oțel inoxidabil:
1400 W/14 ms/0,32 m/min.; 58 μm (proba 4)

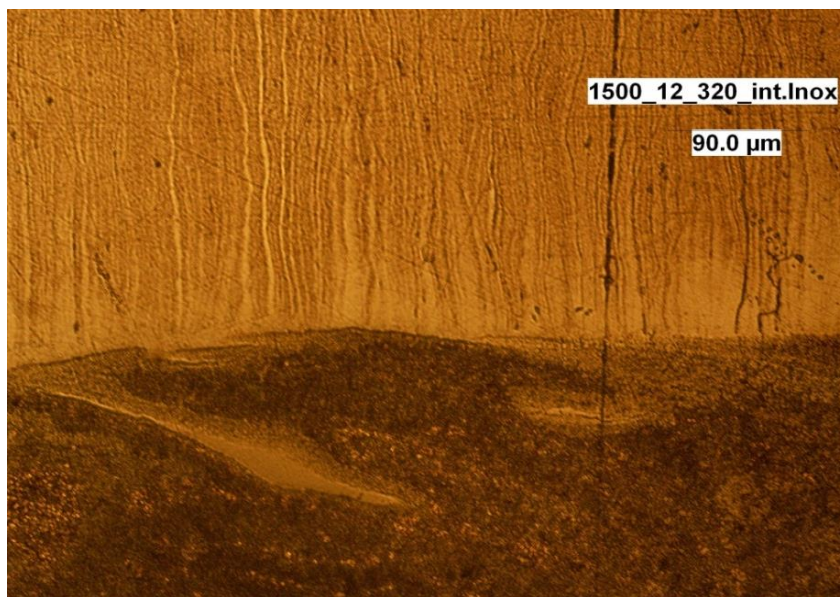


Fig.3.29 Microstructura interfeței sudură-oțel inoxidabil:
1500 W/12 ms/0,32 m/min.; 85 μm (proba 11)

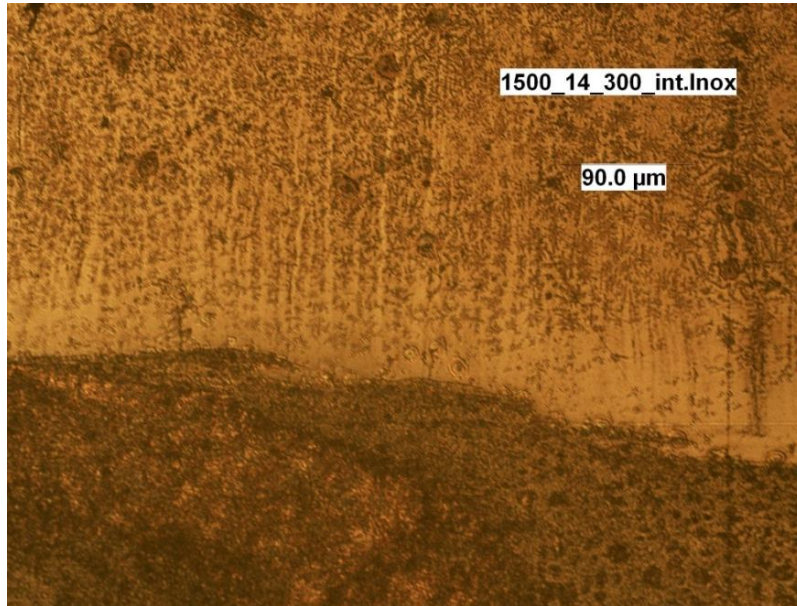


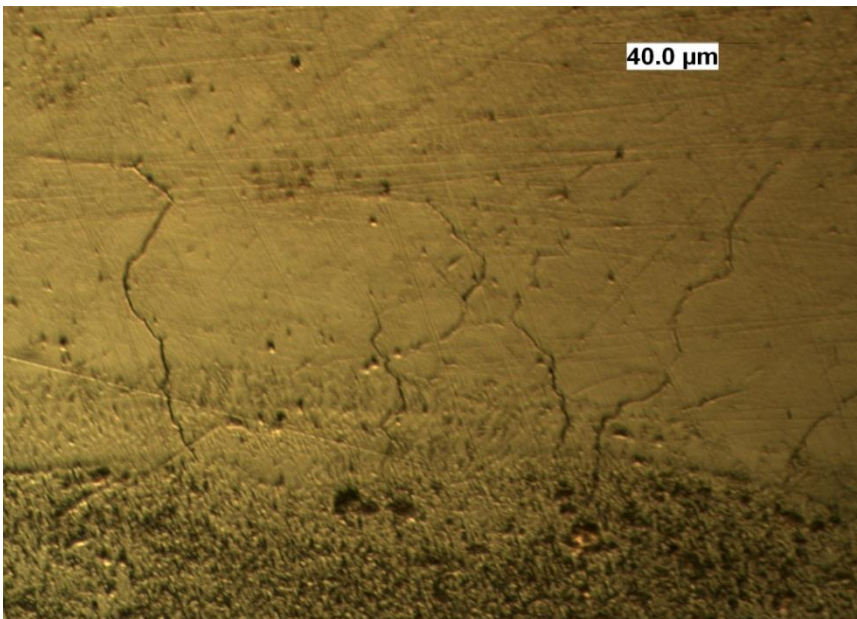
Fig.3.30 Microstructura interfeței sudură-oțel inoxidabil:
1500 W/14 ms/0,32 m/min.; 100 μm (proba 14)



Fig.3.31 Microstructura interfeței sudură-oțel inoxidabil:
1500 W/14 ms/0,32 m/min.; 152 μm (proba 15)

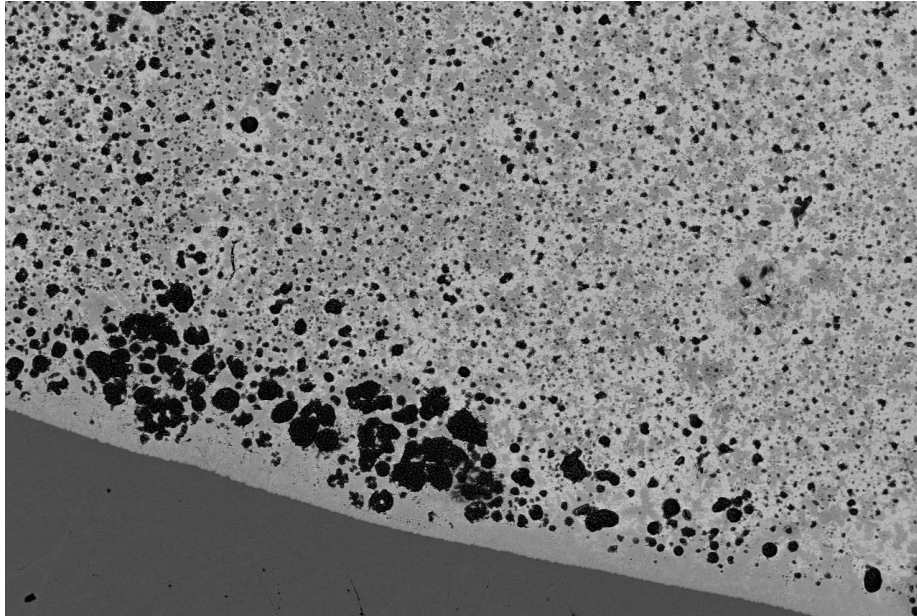


- a -

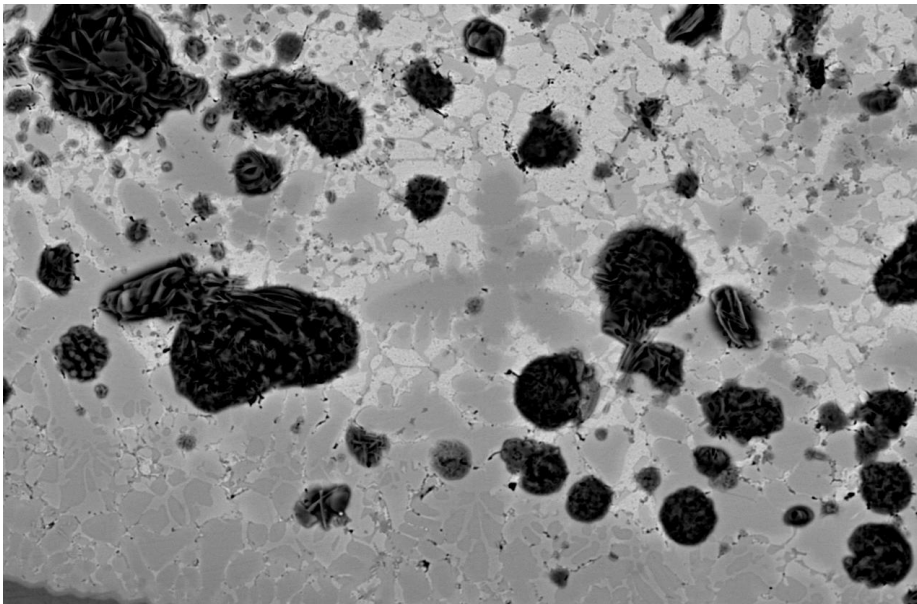


- b -

Fig.3.32 Microfisuri pe interfața sudură-oțel inoxidabil:
1500W/12ms/0,50m/min.; 150 μm



- a - x 200

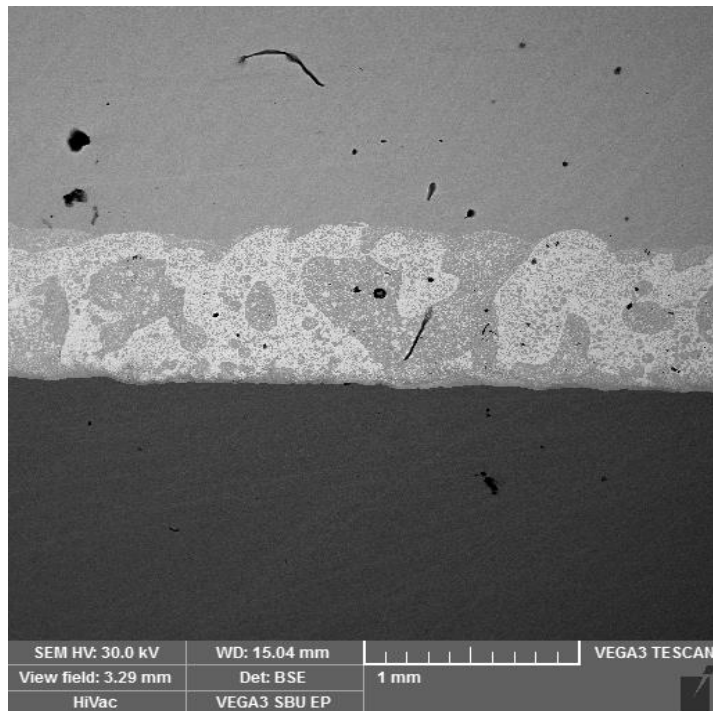


- b - x 500



- c - x 1000

Fig. 3.33 Microscopie electronică cu baleiaj: zona de combinații chimice pe interfața sudură - aliaj de Ti



- a -

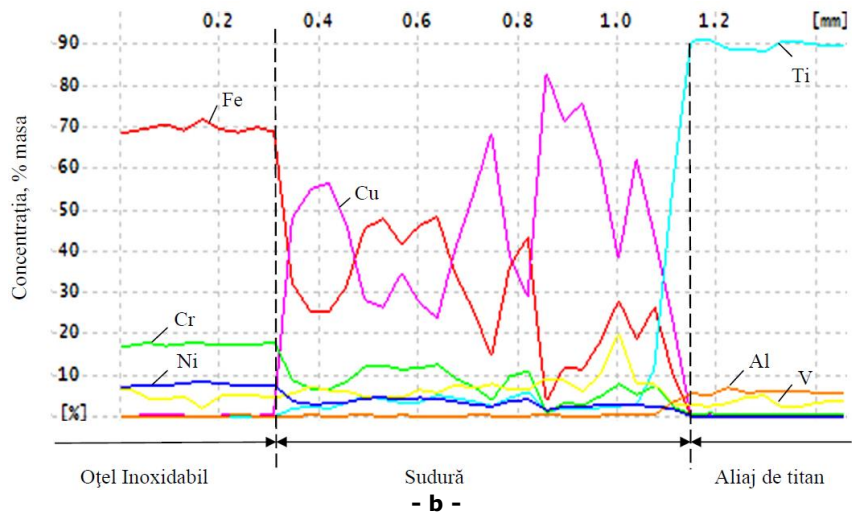
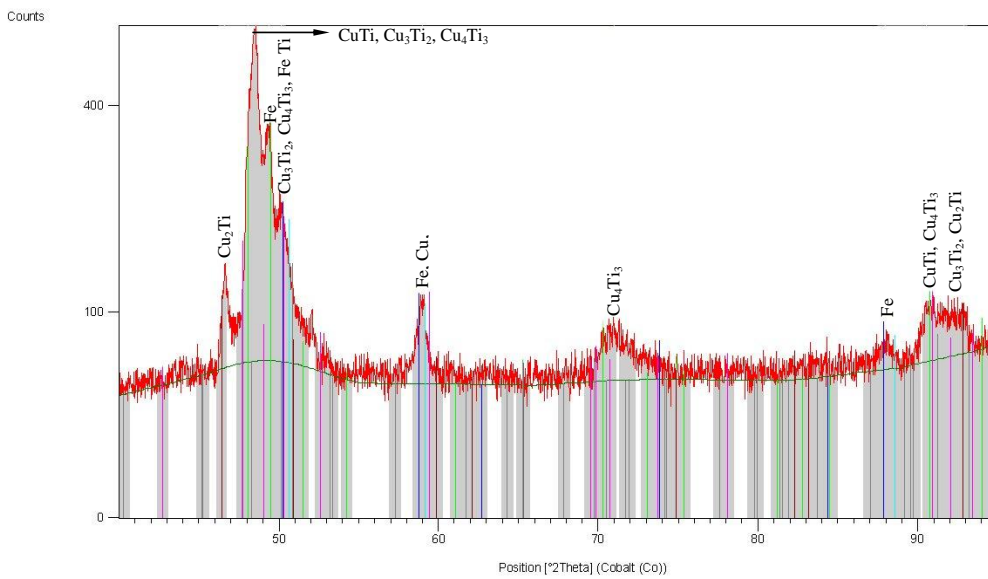


Fig.3.34 Poziționarea microvolumelor de material investigat (a) și distribuția elementelor de aliere pe secțiunea îmbinării sudate



- a -

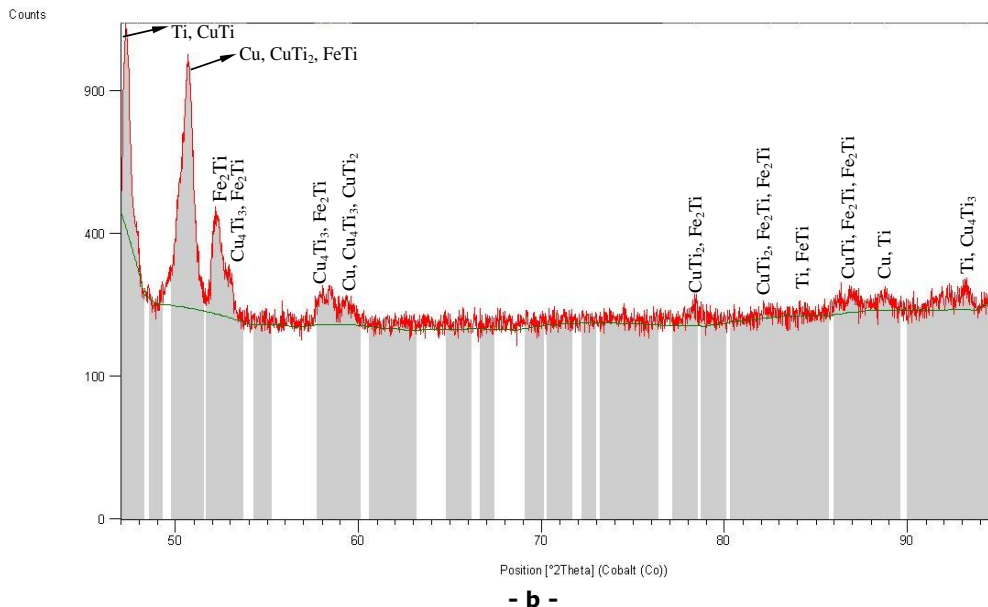


Fig. 3.35 Difractogramme craze X ale fazelor formate în sudurile Ti6Al4V-Cu-X5CrNi18-10 realizate cu laser pulsant: a- 1400 W; 0,32 m/min.; 14 ms; 58 μ m; b- 1500 W; 0,32 m/min.; 14 ms; 152 μ m

3.4 Concluzii

Procesul de sudare prin laser Nd-YAG pulsant permite realizarea unor îmbinări sudate eterogene Ti-6Al-4V + Cu + X5CrNi18-10 cu proprietăți mecanice corespunzătoare.

Timpul scăzut de interacțiune alături de poziționarea corectă a fasciculului laser în raport cu planul îmbinării conduc la o minimizare a ciclului termic local și în consecință la o reducere a gradului de amestec între materialele de bază.

Calitatea îmbinărilor sudate este determinată atât de minimizarea amestecului componentelor aliajelor participante cât și de interfața dintre aliajul de titan și cupru.

Compoziția chimică și morfologia interfeței determină rezistența mecanică a îmbinării sudate iar factorii care îmbunătățesc proprietățile interfeței sunt:

- diminuarea amestecului celor trei materiale, prin care se limitează prezența fierului, cu rol fragilizant;
- difuzia titanului în cupru pe o distanță de cca. 60 μ m cu formarea fazelor Ti_xCu_y ;
- o grosime suficient de mare (cca. 80 μ m) a interfeței pentru a se ușura procesul de solidificare și a se obține o bună legătură cu aliajul de titan.

Zona topită este constituită în principal dintr-un amestec mai mult sau mai puțin fin de cupru și oțel inoxidabil aduse în fază lichidă. În urma procesului de solidificare, alături de austenită cu formă globulară și de cupru, se formează o serie de faze intermetalice în zona interfeței dintre aliajul de titan și cupru.

Valorile mari ale vitezei de răcire provoacă o separare a fazelor lichide bogate în cupru respectiv în fier și o limitare a difuziei elementelor de aliere.

Cap.4 Cercetări asupra procesului de sudare prin frecare convențională aliaj de titan Ti 6Al-4V+oțel inoxidabil X5CrNi18-10.

4.1 Fenomene care guvernează sudarea prin frecare

4.1.1 Introducere

Sudarea prin frecare permite realizarea îmbinărilor cap la cap a două piese, din care cel puțin una are o simetrie de revoluție. Ea pune în operă efectul termic generat în planul îmbinării prin rotația rapidă sub presiune a pieselor una față de cealaltă, asociată fenomenului de frecare. Puterea de încălzire rezultă din cuplul rezistent și din viteza de rotație, menținută de regulă la o valoare constantă. Ca urmare a fluajului materialului în timpul frecării și implicit a forjării acestuia, nu va fi atinsă niciodată temperatura de topire. De aceea, apar dificultăți de îmbinare a materialelor care nu posedă caracteristici favorabile fenomenului de frecare și în particular a materialelor cu o conductibilitate electrică ridicată, ca de exemplu cuprul și aliajele sale. Pentru o aplicație dată, sudarea prin frecare poate intra într-o competiție favorabilă cu alte procedee utilizabile cum sunt: sudarea electrică prin presiune cap la cap cu topire intermediară, sudarea cu fascicul de electroni, brazarea, etc. Punctul său forte este definit de caracteristicile sursei de căldură – de natură mecanică - ușor de realizat și de stăpânit.

4.1.2 Sudarea prin frecare – proces de sudare în stare solidă

După cum este deja bine cunoscut, sudarea prin frecare are ca rezultat realizarea continuității materialului între componentele care se sudează. În cazul metalelor și aliajelor metalice continuitatea se realizează la nivel de rețea cristalină, în unul din următoarele moduri:

- pe baza difuziei și a forțelor de legătură interatomică, dar numai după un timp foarte îndelungat de menținere în contact perfect a suprafețelor componentelor de sudat, care vor trebui să fie prelucrate la un nivel ridicat de planeitate și bine curățite în prealabil;
- pe baza energiei suplimentare introduse din exterior în zona îmbinării, acest din urmă mod fiind cel mai des utilizat;
- combinând cele două modalități de mai sus, și anume ajutând difuzia și stabilirea unor forțe de legătură între atomi cu ajutorul unei energii suplimentare introduse din exterior.

Energia suplimentară care se introduce din exterior poate fi sub formă de:

- căldură,
- lucru mecanic,
- combinație a celor două modalități.

Având în vedere aceste aspecte, pentru a realiza o îmbinare sudată trebuie îndeplinită cel puțin una din următoarele trei condiții:

- apropierea suficientă a atomilor din straturile marginale ale celor două componente care se sudează;
- întrepătrunderea prin difuzie a atomilor rețelei cristaline a unei componente, cu atomii rețelei cristaline a celeilalte componente;

➤ formarea unei rețele cristaline cu orientare comună rețelelor ambelor materiale, fie prin fenomene de difuzie și recristalizare, fie prin difuzie și solidificare epitaxială.

În cele mai multe cazuri practice, din dorința de a realiza o îmbinare de calitate, care să posede siguranță ridicată în exploatare, se asigură cel puțin două dintre condițiile menționate.

În funcție de modul în care sunt asigurate aceste condiții, respectiv de condițiile de temperatură și de presiune pe parcursul desfășurării procesului, sudarea prin frecare poate fi încadrată în categoria *procedeelor de sudare neelectrică prin presiune la cald*. Energia suplimentară introdusă este sub formă de lucru mecanic al forțelor de frecare, care generează căldură.

Ridicarea temperaturii în zona îmbinării se realizează foarte rapid prin transformarea parțială a lucrului mecanic de frecare în energie termică, pe suprafețele de frecare ale celor două componente. Deoarece temperatura atinsă pe suprafețele de frecare nu ajunge niciodată să depășească cea mai mică dintre temperaturile de topire ale materialelor componentelor care se îmbină, procedeul de sudare prin frecare se încadrează în grupa *procedeelor de sudare prin presiune în stare solidă*.

4.1.3 Principiul sudării prin frecare

Modalitatea utilizată aproape exclusiv pentru realizarea frecării este rotația (fig. 4.1 a). Piesa care se rotește este fixată într-o mandrină rotativă care este antrenată de un motor sau de un volant de inerție; de asemenea, ea trebuie să prezinte, cel puțin în zona de sudare, o simetrie de revoluție [34].

La acest proces, suprafețele aflate în contact se încălzesc și devin sursa de căldură care, prin difuzie, ridică temperatura extremităților pieselor. Ele devin plastice și către periferie se produce un fluaj, formându-se o bavură caracteristică, iar căldura continuă să difuzeze. În momentul atingerii temperaturii de sudare, rotația este oprită și se aplică o tensiune de forjare pentru formarea sudurii.

În majoritatea cazurilor practice, sudarea prin frecare se aplică la îmbinarea pieselor cilindrice, pline sau tubulare, care au aceeași secțiune dreaptă la nivelul zonei de legătură. Operația este condusă pe mașini specializate, care sunt adaptate tipului particular de îmbinare. În fig.4.1 b se arată imaginea macrografică a unei piese sudate și a unei secțiuni longitudinale prin îmbinare cu evidențierea zonelor ce caracterizează geometria acesteia.

Încălzirea suprafețelor aflate în contact rămâne totuși neuniformă. Pe măsura creșterii razei piesei are loc o mărire a vitezei periferice și ca urmare frecarea devine mai intensă în zona exterioară a suprafeței decât în mijloc (figura 4.2), astfel că în centrul secțiunii piesei frecarea devine aproape nulă și de aceea îmbinarea materialelor cu secțiune plină nu va fi posibilă prin acest procedeu.

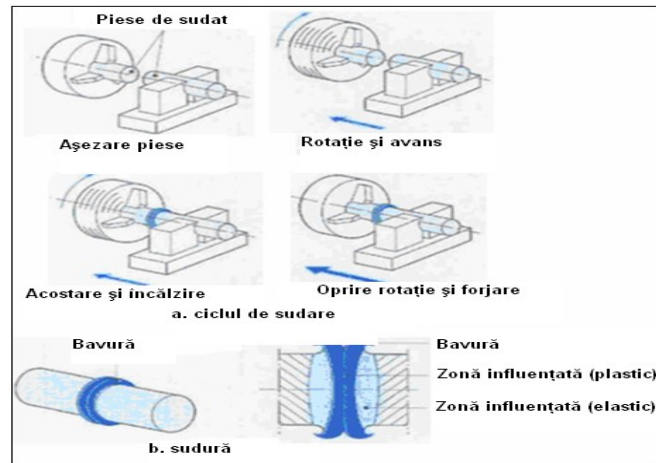


Fig.4.1 Schema procesului de sudare prin frecare: a – fazele ciclului de sudare; b – geometria îmbinării sudate

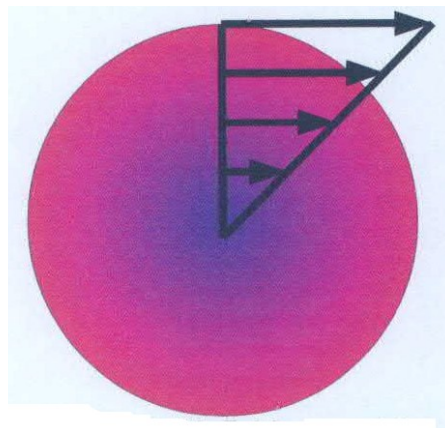


Fig.4.2 Repartiția neuniformă a energiei introduse în piesă

Pentru sudarea unor asemenea materiale se va recurge la o mișcare orbitală. În acest caz una din piese, sau chiar ambele piese (la sudarea multiorbitală) execută mișcări circulare față de axa din mijloc.

Principial, se disting două variante de sudare în funcție de modul de realizare a frecării:

- sudarea prin frecare pilotată, numită și sudare prin frecare directă sau convențională (în engleză, continuous drive); energia este generată și introdusă continuu în zona îmbinării;

- sudarea prin frecare inerțială, numită și sudare prin acumulare de energie, sau frecare cu volant (în engleză, Inertia welding, Inertia fiind o marcă de fabrică depusă de inventatorul ei); energia cinetică este înmagazinată într-un volant și adusă în zona îmbinării, unde este transformată parțial în căldură.

Deși ambele variante conduc la realizarea unor îmbinări identice, aplicațiile lor practice cuprind domenii diferite.

Se menționează faptul că mai există alte două variante de generare a unei suduri prin frecare, dar care sunt folosite mai puțin în practica industrială:

- sudarea radială, destinată îmbinării pieselor tubulare de lungime mare și care evită rotația uneia din ele datorită unui element intermediar care participă la formarea zonei de legătură;
- sudarea orbitală, care permite respectarea alinierii relative a pieselor sau realizarea îmbinării a două bare cu secțiune pătrată.

4.1.4 Sudarea prin frecare pilotată (convențională)

Ea constă în realizarea unei suduri pe o mașină cu antrenare directă, adică în care motorul furnizează direct cuplul de frecare în timpul fazei de încălzire. Schema de principiu a unei asemenea mașini este redată în figura 4.3 a și conține:

- o mandrină rotativă fixată pe fusul unui arbore antrenat de motor prin intermediul unui ambreiaj și a unei frâne;

- o mandrină nerotitoare sau menghină, coaxială cu prima, care face corp comun cu o masă ce execută o mișcare de apropiere și este capabilă să exercite eforturile de frecare și de forjare asupra îmbinării.

Diferitele faze ale unei operații sunt următoarele:

- punerea în funcțiune a motorului, fusul arborelui fiind debreiat și frânat;
- așezarea pieselor în mandrine și închiderea acestora din urmă;
- inițierea ciclului automat (figura 4.3 b) care cuprinde:
 - ambreierea fusului arborelui și punerea în mișcare de rotație a piesei corespunzătoare;

- acostarea pieselor la viteză lentă și sub un efort redus. În cursul acestei apropieri piesele vin în contact prin asperitățile lor astfel că apare un cuplu rezistent; nu se produce o încălzire ci doar egalizarea mecanică a suprafețelor și apariția progresivă a cuplului propriu de frecare;

- aplicarea unui efort de încălzire cu apariția fenomenului termic. Acest fenomen se caracterizează printr-un cuplu stabilizat și practic constant și un consum regulat de metal în funcție de timp și datorat formării bavurii.

Căldura difuzează de o manieră globală și simetrică de o parte și de alta a planului de frecare până la atingerea condițiilor favorabile forjării;

- forjarea, prin aplicarea unui anumit efort după debreierea și frânarea simultană a mandrinei rotitoare. Bavura suferă o nouă și definitivă creștere de volum;

- descleștarea mandrinelor și scoaterea îmbinării sudate.

În acest mod pilotat, sudarea se realizează în condiții numite termice în care parametrii de forjare sunt definiți în funcție de natura materialului, prin temperatura dezvoltată în zona sudată și prin timpii de răcire. Optimizarea structurii sudurii constă în cercetarea condițiilor de încălzire care să permită o forjare optimală și o zonă influențată termomecanic cu o dispunere uniformă.

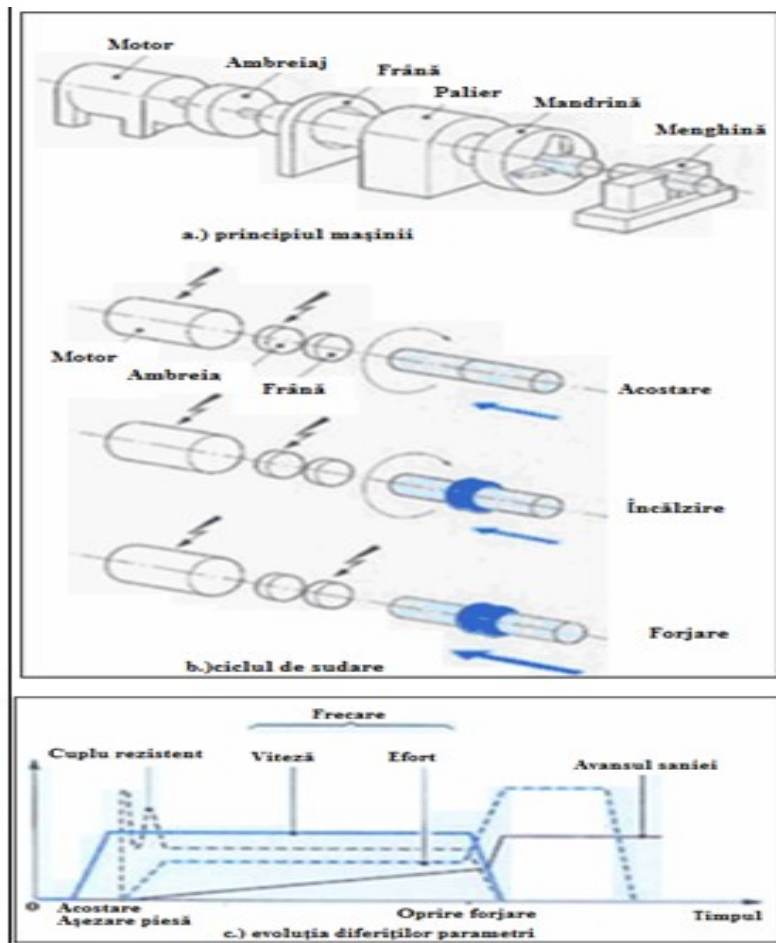


Figura 4.3 Procesul de sudare prin frecare pilotată: a – părțile componente ale mașinii; b – etapele operației de sudare; c – evoluția în timp a parametrilor de proces [61

Determinarea parametrilor de proces se face în funcție de caracteristicile materialelor, de coeficientul lor de frecare și de secțiunea pieselor.

Cei mai importanți parametri sunt:

- pentru frecare, viteza, efortul și durata;
- pentru forjare, efortul și durata sa de aplicare.

a. Viteza de frecare: din punct de vedere fizic, pentru un material și o presiune dată, cuplul trece printr-un maxim în funcție de viteză. Aceste condiții trebuie determinate printr-o încercare prealabilă executată pe o îmbinare tubulară de diametru dat. Astfel, pentru oțeluri se obține de regulă o viteză de 2 m/s pentru un efort de 50 N/mm².

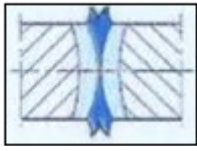
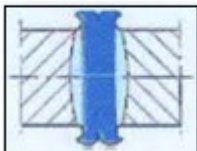
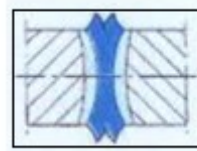
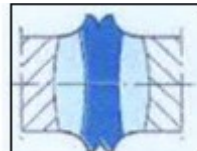


Pentru a aplica aceste valori la o secțiune plină de diametru, D , pentru care vitezele de frecare vor varia de la zero în centru la maximum la periferie, se alege un diametru numit de frecare la $2D/3$. În practică, pentru o secțiune plină din oțel, difuzia termică transversală intervine favorabil în timpul total de frecare. Valoarea de mai sus nu este critică și aceasta permite să se dispună de mașini standard a

căror viteză de rotație este fixată de constructor sau reglabilă prin paliere pentru a fi selectată în raport cu secțiunea de sudat și cu capacitatea mașinii.

În cazul pieselor turnate, viteza trebuie să fie determinată de o manieră mai precisă în funcție de diametrul mediu.

b. Durata de frecare: se determină experimental și are influență asupra geometriei sudurii (tabelul 1). Dacă timpul este prea scurt, se formează o zonă influențată termomecanic neregulată, iar dacă este prea lung apare un consum excesiv de metal.

Tabelul 4.1 Efectul timpului și al energiei asupra formei sudurii [52]

Durata de eșapare	Nivelul de energie *		
	Energie scăzută	Energie medie	Energie înaltă
(2 - 3)s			
(7 - 8)s			
<p>* Energie scăzută: viteză mare de 3m/s, presiune scăzută de 20N/mm² și avans de 1mm/s, Energie medie: viteză optimală de 2m/s, presiune normală, Energie înaltă: viteză redusă de 1m/s, presiune ridicată de 100N/mm² și avans de 7mm/s.</p>			

c. Efortul de frecare: pentru o viteză dată, cuplul rezistent trece printr-un maxim în funcție de efortul aplicat. Reglarea efortului permite deci optimizarea fluxului de căldură și în consecință eficacitatea încălzirii a cărei durată este scurtată. Dacă efortul este prea scăzut, metalul plastifiat nu va fi expulzat, iar dacă este prea ridicat, expulzarea este intensă și metalul rămâne rece. În ambele cazuri randamentul este scăzut.

În tabelul 4.2 sunt prezentate ordinele de mărime ale eforturilor de frecare în funcție de natura materialului metalic.

Tabelul 4.2 Eforturi de sudare prin frecare [39]

Material	Efortul unitar		Efortul maxim pentru o bară de Φ 20mm,N
	de frecare, N/mm ²	de forjare, N/mm ²	
Oțel moale	35 - 60	80 - 120	38 000
Oțel semi - dur	50 - 80	100 - 200	63 000
Oțeluri rapide și speciale	80 - 160	200 - 350	110 000
Oțeluri inoxidabile și refractare	80 - 120	200 - 400	125 000
Aliaje cu bază de aluminiu	10 - 30	30 - 60	20 000

d. Efortul și durata de forjare: ambii parametri nu depind în nici un fel de frecare, ci doar de caracteristicile mecanice și structurale ale materialului. Pentru oțelurile obișnuite, conform tabelului 4.2 se admit valori de 80 – 120 N/mm², în timp ce la oțelurile de înaltă rezistență, valorile efortului de forjare sunt mult mai ridicate.

4.2 Limite si posibilitati la sudarea materialelor disimilare

4.2.1 Combinații de materiale.

Conform datelor prezentate în tabelul 4.3, sudarea prin frecare se aplică unui număr mare de materiale similare și disimilare. Comparativ cu sudarea prin rezistență și cu arcul electric, ea oferă avantaje substanțiale.

Principalele caracteristici ale sudurilor din punctul de vedere al proiectării constructive se referă la geometria îmbinărilor realizate prin frecare, ce permite întrebuințarea lor la piese finite. Abaterile dimensionale atât pe lungime cât și în privința coaxialității sunt cu mult inferioare lui 0,5 mm. Ele depind de calitatea montajelor și de performanțele mașinii (fiabilitatea controlului lungimii, flexiunile batiului, repetabilitatea ciclului, etc).

Din punct de vedere al microstructurii și proprietăților mecanice ale îmbinărilor sudate se disting următoarele trăsături particulare:

- expulzarea în exteriorul sudurii a unei părți din materialul aflat inițial în contact nu implică o curățire a suprafețelor de îmbinat;
- caracteristicile de rezistență mecanică ale îmbinărilor sudate sunt superioare sau cel puțin egale cu cele ale metalului de bază;

Tab. 4.3 Sudabilitatea prin frecare a metalelor și aliajelor cu utilizare curentă [27]

	Aluminiu comercial	Aliaje de aluminiu	Cupru	Aliaje de cupru	Oteluri moi	Oteluri cu % C mediu	Oteluri slab aliate	Otel cu călibilitate ridicată	Oteluri rapide	Oteluri inox austenitice	Oteluri inox feritice	Oteluri inox duplex	Oteluri inox P.H.	Oteluri inox martensitice	Nichel	Aliaje de nichel	Niobiu	Aliaje de titan	Wolfram	Zirconiu
Aluminiu comercial	■	■	■	■	■	■	■	■	■	■	■	■	■	■	■	■	■	■	■	■
Aliaje de aluminiu	■	■	■	■	■	■	■	■	■	■	■	■	■	■	■	■	■	■	■	■
Cupru	■	■	■	■	■	■	■	■	■	■	■	■	■	■	■	■	■	■	■	■
Aliaje de cupru	■	■	■	■	■	■	■	■	■	■	■	■	■	■	■	■	■	■	■	■
Oteluri moi	■	■	■	■	■	■	■	■	■	■	■	■	■	■	■	■	■	■	■	■
Oteluri cu % C mediu	■	■	■	■	■	■	■	■	■	■	■	■	■	■	■	■	■	■	■	■
Oteluri slab aliate	■	■	■	■	■	■	■	■	■	■	■	■	■	■	■	■	■	■	■	■
Otel cu călibilitate ridicată	■	■	■	■	■	■	■	■	■	■	■	■	■	■	■	■	■	■	■	■
Oteluri rapide	■	■	■	■	■	■	■	■	■	■	■	■	■	■	■	■	■	■	■	■
Oteluri inox austenitice	■	■	■	■	■	■	■	■	■	■	■	■	■	■	■	■	■	■	■	■
Oteluri inox feritice	■	■	■	■	■	■	■	■	■	■	■	■	■	■	■	■	■	■	■	■
Oteluri inox duplex	■	■	■	■	■	■	■	■	■	■	■	■	■	■	■	■	■	■	■	■
Oteluri inox P.H.	■	■	■	■	■	■	■	■	■	■	■	■	■	■	■	■	■	■	■	■
Oteluri inox martensitice	■	■	■	■	■	■	■	■	■	■	■	■	■	■	■	■	■	■	■	■
Nichel	■	■	■	■	■	■	■	■	■	■	■	■	■	■	■	■	■	■	■	■
Aliaje de nichel	■	■	■	■	■	■	■	■	■	■	■	■	■	■	■	■	■	■	■	■
Niobiu	■	■	■	■	■	■	■	■	■	■	■	■	■	■	■	■	■	■	■	■
Aliaje de titan	■	■	■	■	■	■	■	■	■	■	■	■	■	■	■	■	■	■	■	■
Wolfram	■	■	■	■	■	■	■	■	■	■	■	■	■	■	■	■	■	■	■	■
Zirconiu	■	■	■	■	■	■	■	■	■	■	■	■	■	■	■	■	■	■	■	■

■	Sudabile fără precauții speciale.	■	Sudabilitate dependentă de aliaj.
■	Sudabile, eventual un tratament termic post sudare.	■	Sudabilitate dependentă de aliaj și eventual de tratament termic post sudare.
■	Sudabile numai cu tratament termic post sudare.	■	Sudabilitate dependentă de aliaj și de tratament termic post sudare.

- zonele influențate termic și mecanic sunt puțin extinse, iar caracteristicile mecanice ale materialului acestora nu sunt degradate;
- planul îmbinării sudate prezintă o granulație mai fină decât a metalelor de bază;
- o forjare adecvată expulzează în bavură grăunții austenitici supraîncălziți din zona periferică a pieselor și produce o finisare a grăunților din zona sudată;
- în cazul sudării materialelor disimilare, caracteristicile de rezistență mecanică sunt cel puțin egale cu cele ale materialului mai puțin rezistent; rezistența unei suduri poate fi exprimată prin **coeficientul de îmbinare**, calculat cu relația:

$$C_i \frac{R_m \hat{i}mbinare}{R_m \text{ metal. de. bază}} \times 100$$

- nu apare nici un risc de decarburare a suprafeței pieselor din oțeluri.

4.2.2 Geometria componentelor

Urmare a mișcării de rotație condiționată de proces ar trebui ca piesele de sudat să prezinte cel puțin o suprafață de contact simetrică rotațional. Deși aproape toate suprafețele de contact simetrice rotațional pot fi îmbinate prin acest procedeu se impune analiza fiecărui caz individual. Din punct de vedere al formei profilelor, vor putea fi sudate între ele atât secțiuni transversale pline cât și secțiuni transversale tubulare. De asemenea, în funcție de soliditatea peretelui piesei, este posibilă sudarea secțiunilor transversale pline și tubulare cu componente care au o formă plată. Înainte de sudare suprafețele care vin în contact trebuie să fie plane. Figura 4.4 exemplifică geometria secțiunilor transversale ale componentelor de sudat.

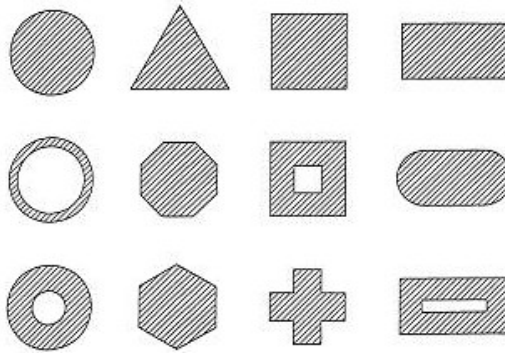


Fig. 4.4 Geometria secțiunilor transversale sudabile

4.2.3 Mașini pentru sudare prin frecare.

O asemenea mașină se caracterizează în principal prin efortul maxim pe care - l poate produce la forjare. Acest parametru indică de fapt statura mașinii și capacitatea ei. Se admite că la sudarea oțelurilor slab aliate, efortul unitar mediu de forjare este de 80 – 120 N/mm² (tab.4.2).

Acesta permite să se determine:

- secțiunea maximă plină sau tubulară, posibilă de sudat;
- puterea și viteza fusului arborelui pentru o secțiune plină definită.

În tabelul 4.4 sunt redate cu titlul informativ caracteristicile câtorva mașini de sudare prin frecare pilotată. Actualmente există pe piață echipamente care merg de la câteva sute de newtoni la 2 000 000 N și chiar mai mult.

Tab. 4.4 Caracteristicile unor mașini pentru sudare prin frecare pilotată [17]

Efortul maxim de forjare, N	30 000	60 000	120 000	250 000	500 000	1 000 000	2 000 000
Capacitatea (secțiunea) maximă pe oțel semi-dur*, mm ²	200	400	800	1600	3200	6400	13 000
Diametrul de bară corespunzător, mm	16	22,5	32	46	64	90	129
Viteza de rotație nominală a fusului arborelui **, rot/min	3000 și 1500	3000 și 1500	2200 și 1100	1460 și 730	1200 și 900	1000 și 500	350 și 700
Puterea motorului de antrenare a fusului arborelui, kW	11	14,7	22	29,5	51,5	73,6	89
<p>Observații: * Capacitatea minimă (efortul minim și viteza maximă) poate fi 1/10 sau 1/20 din capacitatea maximă.</p> <p>** Pe mașinile aflate în producție, viteza este ajustabilă prin modificarea raportului de antrenare.</p>							

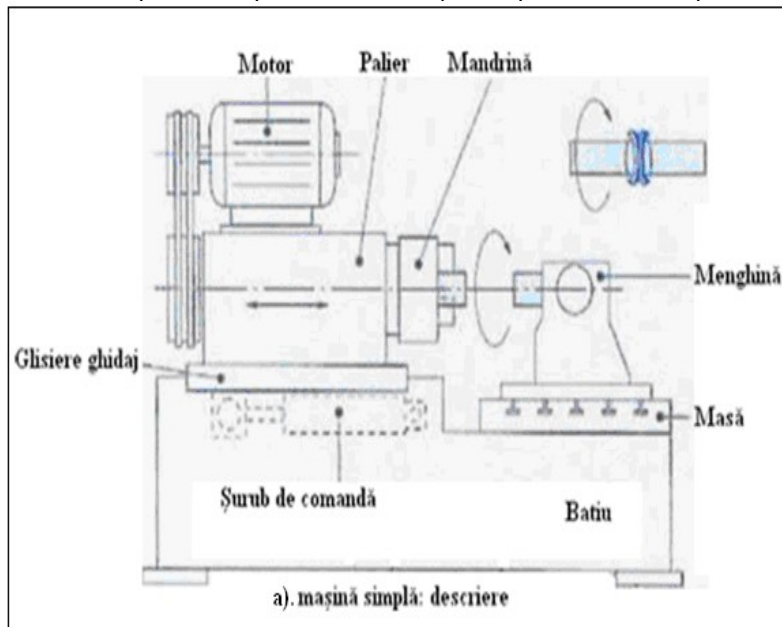
Morfologia mașinilor.

După specificul operațiilor executate se disting:

- mașini standard de utilizare generală;
- mașini specializate, adaptate unor lucrări particulare.

În fiecare din aceste domenii, mașinile pot să difere în funcție de cinematica lor de principiu și de dispunerea relativă a elementelor constitutive.

În esență, o mașină de frecare combină un fus de arbore rotitor și un sistem de avans care produce un efort, întregul ansamblu fiind susținut de batiu. Figura 4.5 conține câteva exemple de dispozitive ale mașinilor pentru sudare prin frecare.



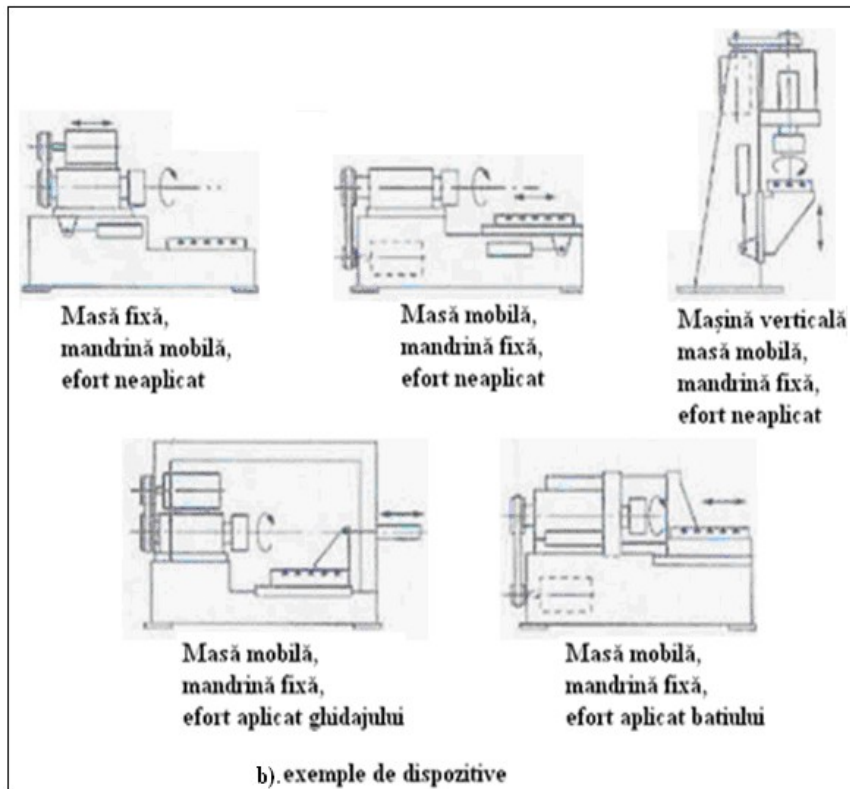


Fig. 4.5 Exemple de dispozitive

Elemente de mașini

Cele mai importante dintre acestea sunt: fusul de arbore, ghidajul părții mobile împreună cu batiul, mandrina rotativă și menghina, centrala hidraulică, dulapul de comandă cu eventualele accesorii (dispozitiv de încărcare și de descărcare automată, dispozitiv de înlăturare a bavurii, etc).

Arborele de reglare: rolul său este de a susține mandrina rotativă careia îi transmite cuplul de frecare provenit de la:

- motor prin intermediul unui ambreiaj și a unei frâne în cazul sudării prin frecare pilotată;

- volantul de inerție în cazul sudării prin frecare inerțială.

Arborele este în esență un palier al cărui ax poate fi plin sau tubular și ai cărui rulmenți sunt dimensionați în consecință.

La mașinile de putere mare se mai poate observa prezența unui cric de reacție sau de compensare care preia 80 – 90% din solicitările rulmenților în etapa de forjare.

Comanda avansului și batiul de reacție: se disting două sisteme clasice:

- mașini cu arbore de reglare fix și mese mobile cu separarea funcțiilor de rotație și de avans – efort;

- mașini cu arbore de reglare mobil în translație.

Avansul este comandat hidraulic, deoarece ciclul comportă faze succesive de apropiere cu viteză rapidă, apoi lentă și necesită sprijin la aplicarea eforturilor variabile ca mărime, care se realizează dificil în alte condiții.

Menghine și mandrine: ele sunt solicate radial și axial. Experimentele au demonstrat existența unei dependențe mari între calitatea îmbinărilor sudate și calitatea acestor elemente de mașini, care preiau solicitările din funcționare. Acostarea pieselor brute generează de fapt eforturi variabile atât ca mărime cât și ca direcție.

Comenzi ale ciclului:

- rotația: motor electric de curent continuu sau alternativ (una sau două viteze);
- ambreiaj / frână: comandă hidraulică;
- avans și ciclu de eforturi: comandă hidraulică;
- mandrine și menghine: comandă hidraulică sau pneumatică;
- ciclul simplu al tipului de mașină unealtă.

Accesorii:

- alimentare automată: automatismul ciclului mașinilor de sudare prin frecare este acordat perfect punerii în operă a unei alimentări și unei ejecții automate; pentru piese mici de tipul supapelor pentru motoarele automobilelor, astfel de dispozitive permit obținerea unor cadențe de 600 piese / h;
- debavurarea: mașinile pot fi echipate cu un dispozitiv port - sculă care este comandat și care este destinat eliminării la cald a bavurii, imediat după sudare.

4.2.4 Aplicații potențiale.

De cele mai multe ori, implementarea tehnologiei de sudare prin frecare are la bază fie o necesitate metalurgică, fie o motivație economică. Ea permite o optimizare a fluxului tehnologic de prelucrare atât prin reducerea cheltuielilor de fabricație cât și prin realizarea unor produse cu siguranță mărită în funcționare. În cele ce urmează se exemplifică câteva domenii de aplicare.

a. Îmbinarea unor componente forjate /frezate cu componente laminate /strunjite.

O serie de elemente de construcție se compun dintr-o piesă executată prin laminare sau strunjire și o piesă realizată prin frezare sau prin forjare. Obținerea elementului de construcție dintr-o singură bucată poate fi însoțită de numeroase dificultăți de prelucrare. Prin introducerea sudării prin frecare, elementul de construcție poate fi obținut din două piese executate printr-un procedeu economic, după care vor fi îmbinate între ele. Ca exemplu, în figura 4.6 se consideră îmbinarea unui cilindru de piston cu un arbore drept.

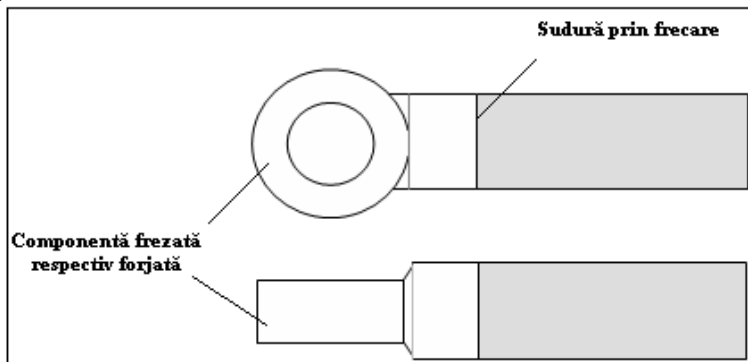


Fig. 4.6 Sudarea prin frecare cilindru piston - arbore drept

b. Îmbinarea salturilor mari de secțiuni în elemente de construcție.

Elementele de construcție care prezintă salturi mari de secțiune se obțin de regulă prin operații de așchiere. Asemenea prelucrări tehnologice conduc la consumuri exagerate de material, cheltuieli mari cu sculele și timpi de mașină foarte lungi. Una din soluțiile aplicate frecvent la rezolvarea acestei probleme în cazul unor serii mari de fabricație este forjarea în matrițe. Cheltuielile legate de obținerea matriței sunt foarte ridicate, iar la fiecare modificare a geometriei elementului de construcție este necesară o nouă formă de forjare.

Pentru anumite geometrii ale elementului de construcție, obținerea semifabricatelor este posibilă prin introducerea sudării prin frecare. Alături de economisirea cheltuielilor legate de matrița pentru forjare apar avantaje datorate unei înalte flexibilități privind dimensiunile și consumul de materiale. Exemple caracteristice sunt supapele de reglare, flanșele (figura 4.7), arborii în trepte etc.

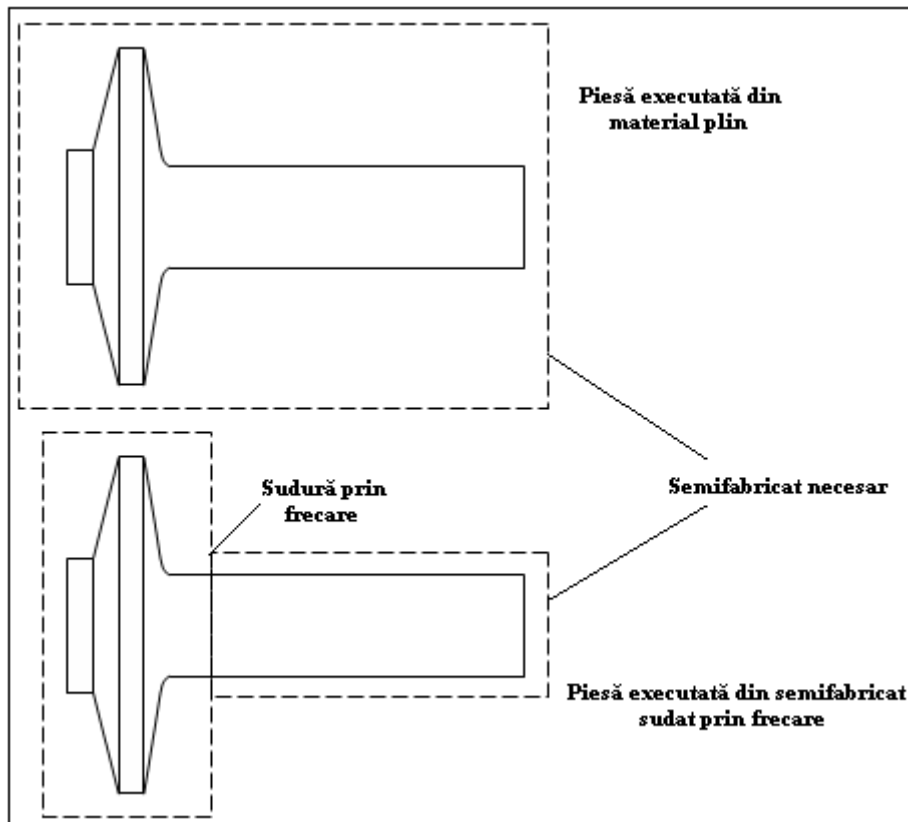


Fig. 4.7 Sudarea prin frecare a unei flanșe

c. Elemente de construcție cu cerințe diferențiate de proprietăți ale pieselor componente.

Există situații în care doar anumite zone ale unui element de construcție trebuie să aibă valori ridicate ale proprietăților mecanice sau electrice. Acele porțiuni se execută din materiale scumpe, la care cheltuielile de procesare, sunt ridicate. Prin implementarea sudării prin frecare (figura 4.8) se va asigura îmbinarea materialului

cu performanțe îmbunătățite cu un material mai economic. Ca exemplu, se consideră îmbinarea sudată dintre zona activă a unui burghiu sau a unui cuțit de strung, care se execută dintr-un oțel rapid și coada sculei, realizată dintr-un oțel carbon de calitate (figura 4.8 a). Un alt element îl constituie îmbinarea sudată a unui arbore de antrenare executat din două sau chiar trei materiale (figura 4.8 b).

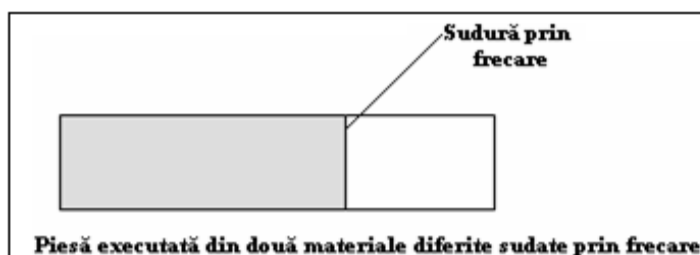


Fig. 4.8 a Element de construcție cu cerințe de proprietăți diferite executat din două materiale sudate prin frecare (de ex. burghiu pentru așchiere)

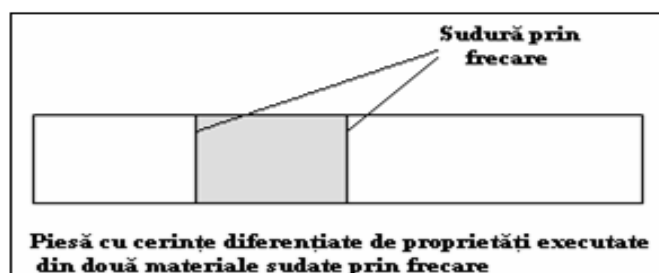


Fig. 4.8b Element de construcție cu cerințe de proprietăți diferite executat din două / trei materiale sudate prin frecare (de ex. arbore de antrenare)

d. Îmbinări alb-negru.

Îmbinările eterogene, respectiv îmbinările sudate între două materiale de bază diferite sau din materiale de bază identice sudate cu un material de adaos diferit au o motivație tehnică sau economică.

La sudarea componentelor din oțeluri inoxidabile și îndeosebi la execuția aparatelor și recipientelor sub presiune, apar suduri de îmbinare între oțeluri nealiate sau slab aliate cu microstructură predominant feritică și oțeluri înalt aliate Cr - Ni sau Cr - Ni - Mo cu o microstructură austenitică. Ele mai poartă denumirea de îmbinări "alb-negru". Dificultățile întâmpinate la sudarea prin topire a acestor oțeluri sunt datorate diferențelor de microstructură dintre ele. Astfel, oțelurile slab aliate necesită o preîncălzire la sudare, o răcire cu viteză relativ mică a cusăturilor sudate și un tratament termic ulterior de revenire înaltă sau de recoacere pentru detensionare.

Oțelurile inoxidabile austenitice se sudează pe cât posibil fără preîncălzire, cusăturile trebuie să fie răcite rapid, iar la construcțiile mecanice cu gabarit mare tratamentele termice post - sudare nu pot fi executate decât local.

Eliminarea acestor dificultăți este posibilă prin aplicarea sudării prin frecare (figura 4.9).



Fig. 4.9 Aspectul macroscopic al unei îmbinări „alb – negru” sudată prin frecare

e. Îmbinarea materialelor greu sudabile.

Una din soluțiile de îmbinare a materialelor care se sudează dificil prin procedee bazate pe topire, o constituie sudarea prin frecare. Aici se exemplifică combinațiile de materiale Al /Al, Al /Cu, Al /oțel, Co /oțel înalt aliat, oțel rapid / C45, etc. La materialele durificabile prin tratament termic, eliminarea bavurii se face prin așchiere, imediat după sudare când materialul se află în stare caldă.

În figura 4.10 se arată un exemplu de îmbinare sudată prin frecare între un aliaj de aluminiu și un aliaj de cupru.

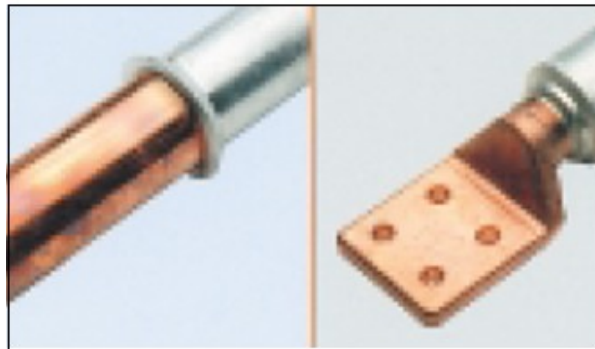


Fig. 4.10 Aspectul macroscopic al unei îmbinări sudate prin frecare între un aliaj de aluminiu și un aliaj de cupru

f. Reabilitarea prin sudare.

Dacă o piesă componentă a unei mașini iese din funcțiune printr-o rupere accidentală și aprovizionarea cu piese de schimb nu este posibilă în timp util, folosirea sudării prin frecare va permite reducerea timpului „de așteptare” (figura 4.11). În mod similar, la mașinile vechi pentru care nu mai există piese de schimb, devine oportună repararea acestora prin tehnica sudării prin frecare.

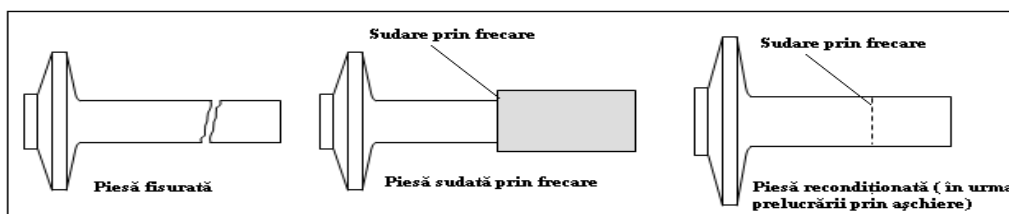


Fig. 4.11 Folosirea sudării prin frecare la operații de recondiționare

În tabelul 4.5 se prezintă centralizat principalele ramuri industriale în care sudarea prin frecare își găsește o multitudine de aplicații.

Tab. 4.5 Posibilități de implementare a sudării prin frecare

Construcția de mașini	Roți dințate, cilindri hidraulici, axe, arbori cotiți, pistoane pentru pompe, tije pentru pistoane.
Construcția de autovehicule	Arbori cardanici, supape de evacuare, tije de ambreiaj, componente ale cutiilor de viteze, arbori cu came pentru frânare, cuplaje pentru remorci, arbori tubulari.
Construcții aerospațiale	Rotori, axe- turbine, arbori, diuze sertar – camere de ardere.
Construcția de scule	Burghie, freze, dălți, suporti scule, cuțite.
Industria electrotehnică	Contacte de legătură, anozii pentru eroziune prin scântei, senzori.
Industria construcțiilor civile	Schele pentru ancorare, elemente de fixare.
Tehnica medicală	Arbori - anozii pentru tuburi Röntgen, proteze pentru șolduri.
Construcția de aparate și conducte	Țevi, flanșe, fittinguri, carcase supape, aparate, piese de trecere.

4.3 Structura și proprietățile îmbinărilor sudate eterogene, Ti-6Al-4V+X5CrNi 18-10

4.3.1 Introducere

Sudarea prin frecare a combinației de materiale aliaj de titan – oțel inoxidabil austenitic deschide noi câmpuri de aplicare și permite obținerea unor însemnate economii de materiale care au un preț de cost ridicat. Astfel, componenta din aliaj de titan asigură reducerea greutateii structurii sudate și o înaltă rezistență mecanică, proprietate extrem de importantă pentru solicitările dinamice din funcționare. Componenta din oțel austenitic diminuează costurile de material și printr-un tratament de acoperire a suprafeței se poate mări rezistența la uzare a unei porțiuni din structura sudată.

Problemele care trebuie avute în vedere la sudarea prin frecare a acestei combinații de materiale sunt:

- deformații diferite ale celor două materiale în cursul procesului de frecare, datorate rezistenței lor diferite la fluaj și la plastifiere;
- valorile diferite ale coeficienților de dilatație termică ai oțelului și aliajului de titan pot conduce la apariția unor tensiuni reziduale a căror mărime depinde de geometria structurii sudate și de viteza de răcire;
- formarea de faze intermetalice fragile; totuși, datorită unei temperaturi neexagerat de mari dezvoltate la sudare, a expulzării materialului în bavură și a timpului scurt de sudare, acest fenomen este redus.

Cercetările întreprinse în cadrul acestui capitol urmăresc definirea condițiilor optime de sudare prin frecare a acestor materiale disimilare folosind ca strat intermediar o folie din cupru.

4.3.2 Procedura experimentală

Din cele două materiale au fost executate probe cilindrice Φ 16x40 mm și Φ 20x100 mm care au fost sudate prin frecare convențională, variind presiunea de frecare, timpul de frecare și presiunea de refulare.

Unul din potențialii candidați pentru a fi utilizat ca strat intermediar la îmbinarea aliajului Ti-6Al-4V cu oțelul inoxidabil austenitic X5CrNi18-10 a fost cuprul, sub forma unei folii cu grosimea de 0,2 mm.

Din diagramele de echilibru Fe-Cu (fig. 4.12) și Ti-Cu (fig. 4.13) se poate observa că împreună cu fierul, cuprul nu formează compuși intermetalici fragili, iar cu titanul dă naștere unor compuși CuTi și CuTi_2 . În plus, cuprul este un metal cu o bună deformabilitate care poate prelua tensiunile cauzate de coeficienții diferiți de dilatație. Din punctul de vedere al prețului de cost, cuprul este mai ieftin comparativ cu alte metale moi care pot fi utilizate în scopuri similare (Ag, Au, Pt).

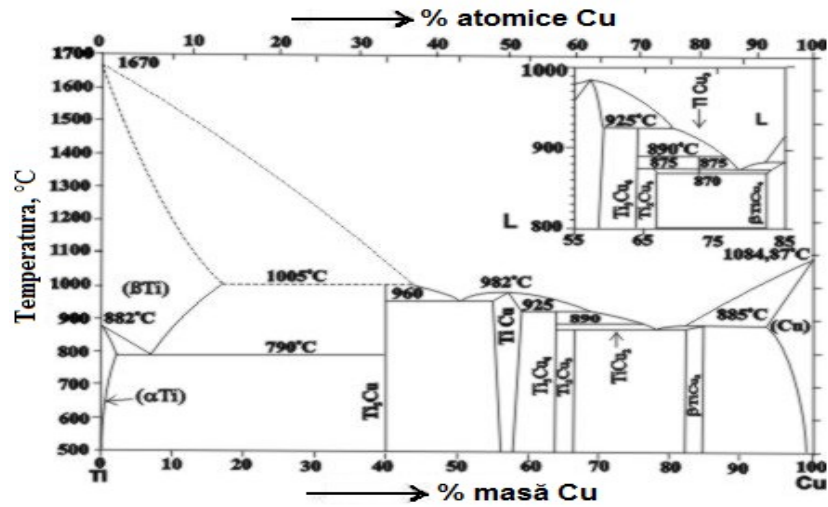


Fig. 4.12 Diagrama de echilibru Ti-Cu

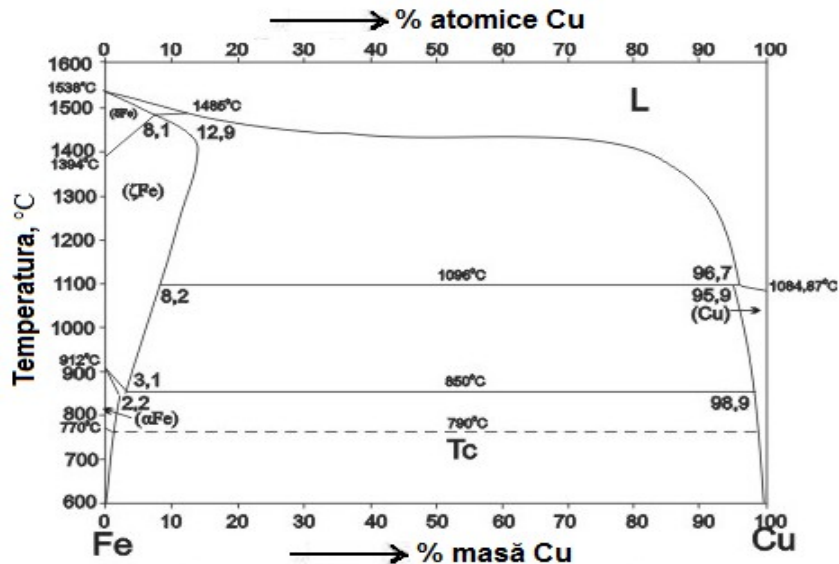


Fig. 4.13 Diagrama de echilibru Fe-Cu

Aprecierea calității îmbinărilor sudate s-a făcut prin examinări metalografice (microscopie optică, microscopie electronică cu baleiaj, microsondă electronică), încercări de duritate și de tracțiune statică.

4.3.3 Rezultate și discuții

În figura 4.14 este redată imaginea macroscopică a probelor sudate $\Phi 16 \times 40$ mm pentru diferite valori ale parametrilor de regim. Se face observația că în majoritatea cazurilor, când se combină materiale cu caracteristici diferite de rezistență mecanică, se va produce o deformare mai intensă a materialului care posedă o rezistență mai scăzută. În cazul îmbinării aliajului de titan cu un aliaj de fier s-a constatat o deformare mai pronunțată a primului dintre acestea deoarece în cursul încălzirii prin frecare s-a favorizat transformarea polimorfă $Ti\alpha \rightarrow Ti\beta$, însoțită de o scădere a rezistenței mecanice. Căldura dezvoltată în timpul procesului de frecare a suprafețelor aflate în contact variază direct proporțional cu viteza relativă care este minimă în centru și maximă la periferie. Totuși, la periferia îmbinării sudate se produce o pierdere de căldură prin convecție și ca urmare zona inelară în care se generează un maxim al căldurii este situată imediat sub suprafață. Acest fenomen este pus în evidență prin formarea bavurii îmbinării sudate (fig.4.15)

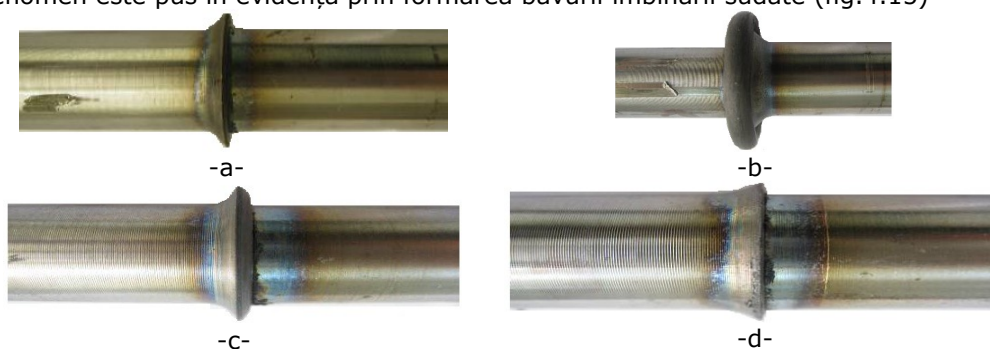


Fig. 4.14 Îmbinări sudate Ti-6Al-4V + X5CrNi18-10: a - $t_{fr}=16$ s; $p_{fr}=25$ N/mm²; $p_{ref}=20$ N/mm²; b - $t_{fr}=26$ s; $p_{fr}=20$ N/mm²; $p_{ref}=25$ N/mm²; c - $t_{fr}=18$ s; $p_{fr}=17,5$ N/mm²; $p_{ref}=20$ N/mm²; d - $t_{fr}=12$ s; $p_{fr}=22,5$ N/mm²; $p_{ref}=22,5$ N/mm²



Fig. 4.15 Macrostructura unei secțiuni prin îmbinarea sudată

În condițiile păstrării constante a vitezei de rotație ($n=1500$ rot/min.) și a presiunii axiale, prin creșterea timpului de frecare se realizează o îmbinare sudată de calitate, cu o bavură corespunzătoare și fără defecte de tipul fisurilor și crăpăturilor (fig.4.14b). Întrucât valorile presiunii axiale nu sunt foarte ridicate, numai prin creșterea timpului de frecare se provoacă o plastifiere corespunzătoare a ambelor materiale. O mărire a presiunii de refulare se manifestă prin transferul unei

cantități mai mari de material plastifiat către bavură, fapt care conduce la obținerea unei zone influențate termic (ZIT) mai înguste, cu o granulație mai fină și o microstructură de forjare (fig.4.16)



Fig.4.16 Microstructura îmbinării sudate realizate la o presiune mai mare de refulare

Interfața sudurii este aproape dreaptă (fig.4.17a) cu excepția regiunii periferice în care se observă o amestecare mecanică considerabilă (fig.4.17b). Întrucât viteza relativă și deci temperatura atinsă este minimă în centrul probelor sudate și maximă la periferie, este de așteptat ca în regiunea periferică a sudurii să aibă loc o amestecare mai intensă.

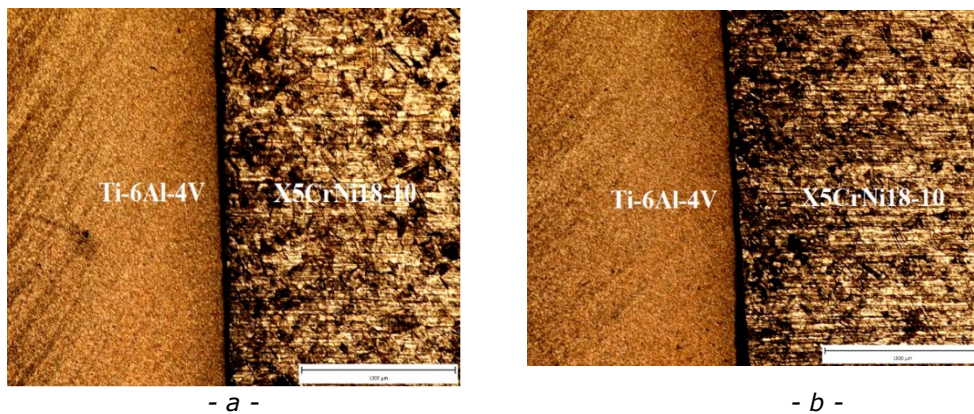


Fig. 4.17 Microstructura interfeței: a - zonă centrală; b - zonă marginală

La valori mai scăzute ale timpului de frecare și presiunii axiale nu se poate obține o îmbinare sudată de calitate între cele două materiale. Din fig.4.18 se poate constata că datorită dezvoltării unei călduri insuficiente în timpul procesului de sudare, interacțiunea foliei din cupru cu cele două suprafețe aflate în contact este necorespunzătoare și datorită unei plastifieri insuficiente a materialelor o parte din folie este exfoliată de pe suprafața componentelor.



Fig. 4.18 Imaginea macrografică a suprafețelor aflate în contact pentru $t_r=8$ s și presiune axială 20/20 N/mm²

Toate procesele termomecanice sunt caracterizate fie de o deformare, fie de o recristalizare dinamică. La sudarea prin frecare, sub acțiunea presiunii axiale și a căldurii generate, fenomenul de recristalizare dinamică va fi predominant în materialul cu rezistența mecanică mai scăzută. În consecință, lățimea acestei zone la componenta executată din aliajul de titan este mai mare. Conform fig.4.19 grăunții de soluție solidă α sunt puternic finisați, ei având dimensiuni de cca. 5 ori mai mici decât cele ale metalului de bază. Dacă în componenta din oțel austenitic lățimea zonei recristalizate este de circa 0,009 mm, în componenta din aliaj de Ti, ea are o valoare de cca 1,6 mm.

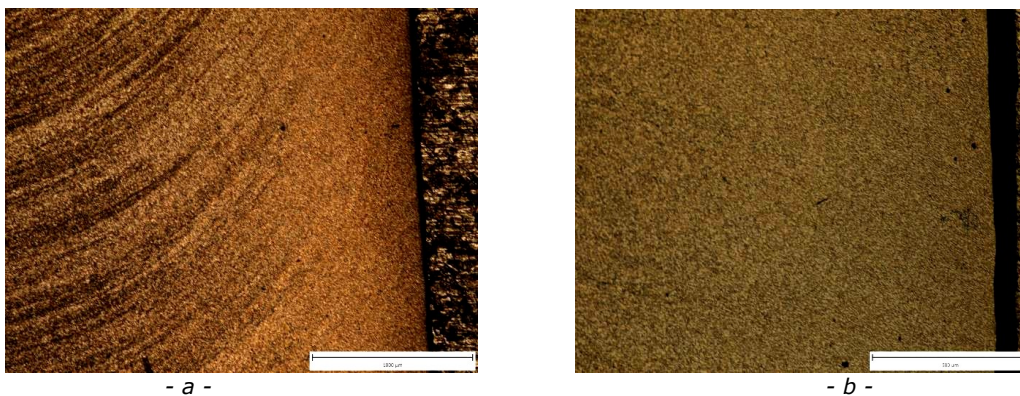


Fig. 4.19 Zona recristalizată dinamic a aliajului de titan

Curba gradient de duritate pe secțiunea îmbinării sudate realizată la presiuni axiale de 20/25 N/mm² și timp de frecare de 24-26 s este prezentată în fig.4.20. Comparativ cu duritatea celor două materiale de bază, 320-330 HV1 pentru aliajul de titan, respectiv 195-205 HV1 pentru oțelul inoxidabil austenitic, în zona influențată termic se constată o creștere a acestuia ca urmare a efectului de tratament termomecanic.

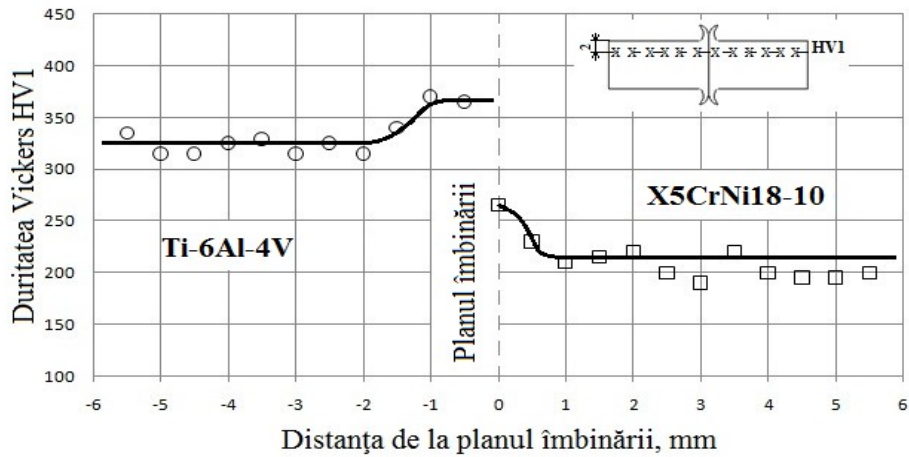


Fig. 4.20 Variația durității Vickers în funcție de distanța de la planul îmbinării

Încercările de tracțiune statică conduse pe epruvete cu sau fără concentrator de tensiune, care au fost prelevate din îmbinări sudate la viteză de rotație constantă (1500 rot/min.), presiune axială constantă (20/25 N/mm²) și timpi de frecare variabili (fig.4.21), au arătat că ruperea se produce fie în sudură, fie în imediata vecinătate a acesteia, în componenta din oțel austenitic.

Valorile obținute pentru rezistența la rupere prin tracțiune au fost cuprinse între 340-380 N/mm².

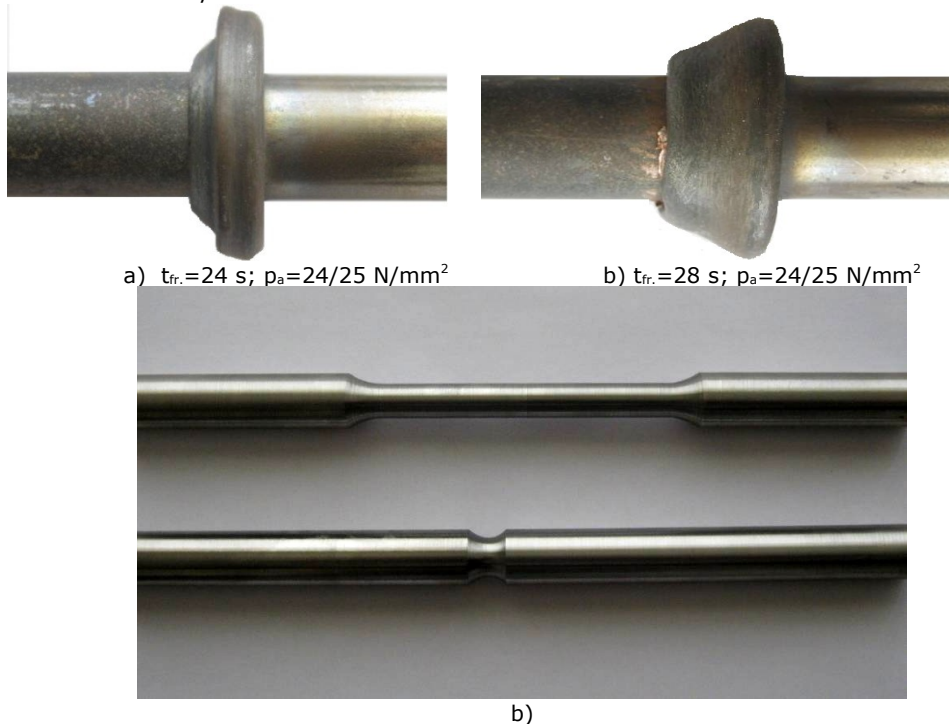


Fig. 4.21 Încercări de tracțiune: a- îmbinări sudate; b- probe cu și fără concentrator de tensiune

4.3.4 Examinări la microsonda electronică

Un asemenea mijloc modern de investigație a fost folosit pentru analize calitative și cantitative ale structurii fine și compoziției chimice în microvolume de material. Prin măsurarea lungimii de undă și a intensității razelor X generate, au fost posibile determinări ale naturii și concentrației elementelor care intră în microvolume de material din zona interfeței create în planul îmbinării sudate. Microsonda utilizată, tip JEOL, este prevăzută cu 4 spectrometre de raze X, echipate cu mai multe cristale diferite, ce pot fi schimbate printr-un simplu proces de rotație, fără o perturbare a vidului.

Pentru analize cantitative, suprafața cercetată este adusă sub fasciculul de electroni și intensitatea razelor X pentru un anumit element chimic se măsoară prin numărul de impulsuri care ajung la detector într-un timp dat. Profilele compoziționale pot fi măsurate mișcând progresiv epruveta sub fasciculul de electroni.

Indicații utile asupra compoziției unui microvolum de material au putut fi obținute și prin baleierea fasciculului pe suprafața obiectului de examinat (imagini Scanning). Electronii retrodifuzăți au permis obținerea reliefului suprafeței probelor analizate, respectiv a topografiei.

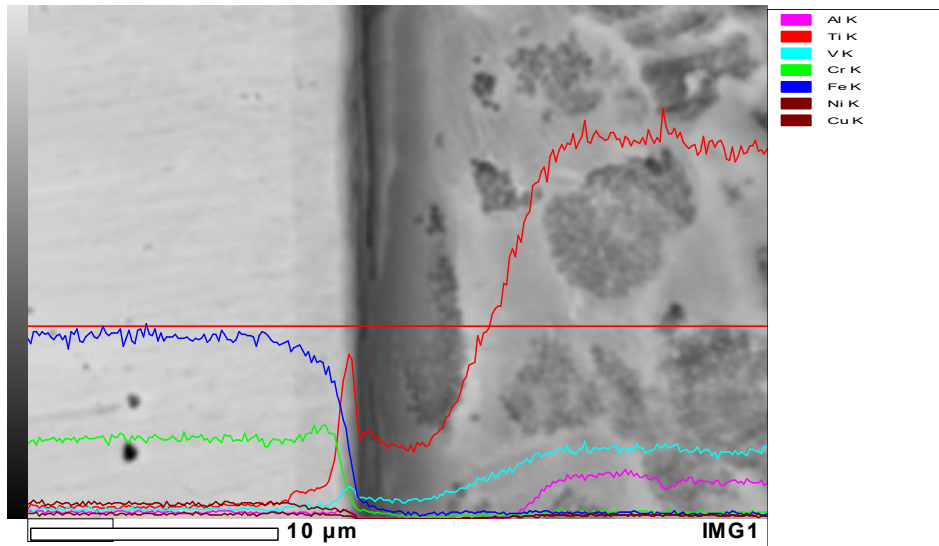
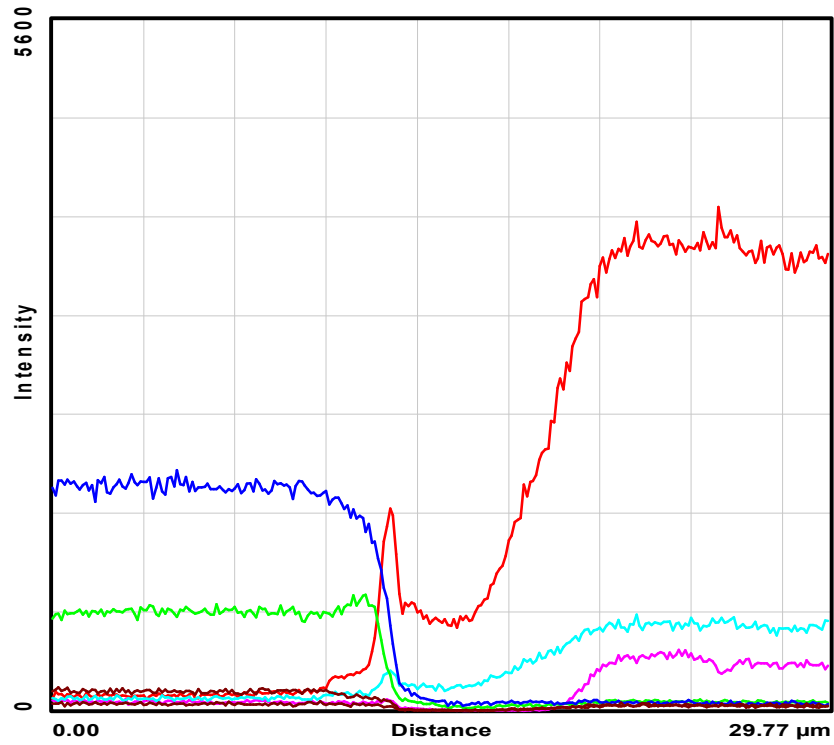
În figurile 4.22 și 4.23 se exemplifică microstructura planului îmbinării sudate, peste care se suprapune profilul de variație liniară a concentrației principalelor elemente din compoziția chimică a celor două materiale disimilare.

Din analiza acestora se desprinde concluzia că pentru condițiile experimentale folosite, pe interfața îmbinării celor două materiale se formează practic un nou aliaj metalic, iar grosimea zonei de difuzie este limitată la cca. 12 μm .

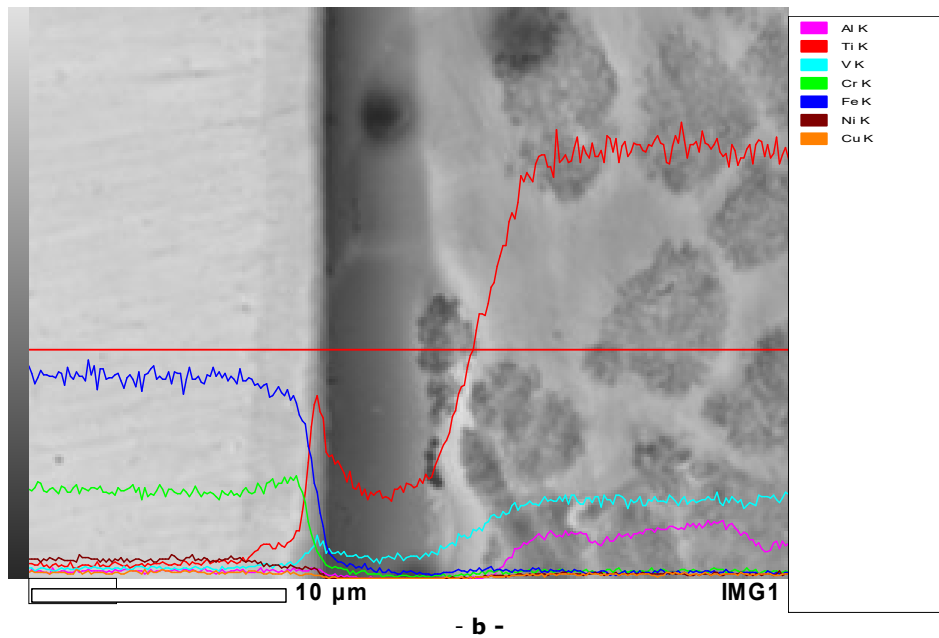
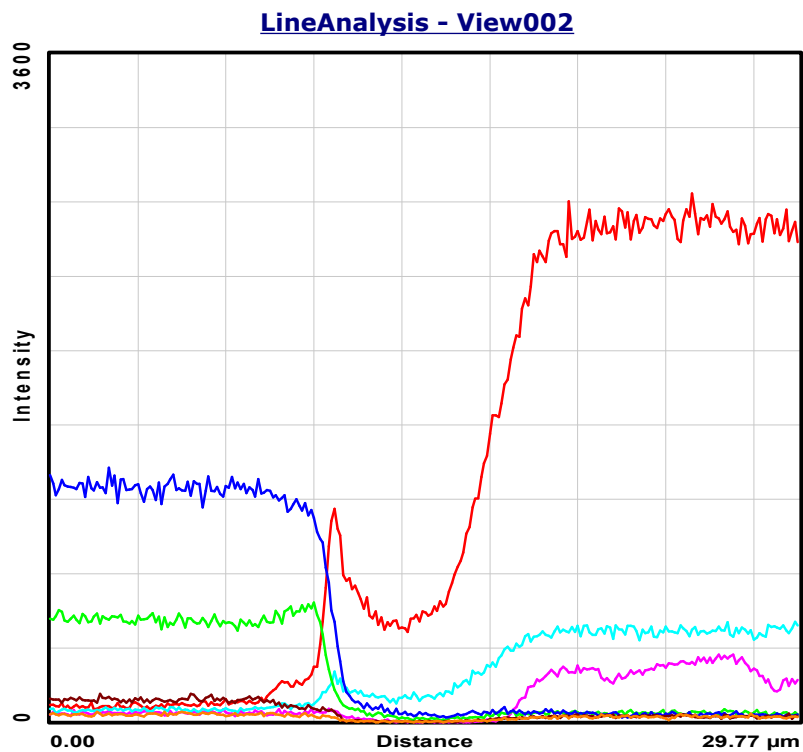
Imaginile topografice ale planului îmbinării sudate și bavurii acesteia însoțite de analiza chimică a unor microdomenii de material în câteva puncte semnificative sunt prezentate în figurile 4.24...4.31.

Ele vin să completeze informațiile oferite de încercările mecanice și de examinările metalografice la microscopul optic, demonstrând că îmbinarea realizată are o alură cristalină și se bazează pe fenomene de difuzie. Se subliniază faptul că concentrația în cupru, element folosit ca strat intermediar, este mică în planul median al îmbinării sudate și ridicată în zona bavurii. Acest lucru demonstrează că în cursul procesului de îmbinare, folia din cupru este expulzată în cea mai mare parte în bavură, împreună cu materialele celor două componente.

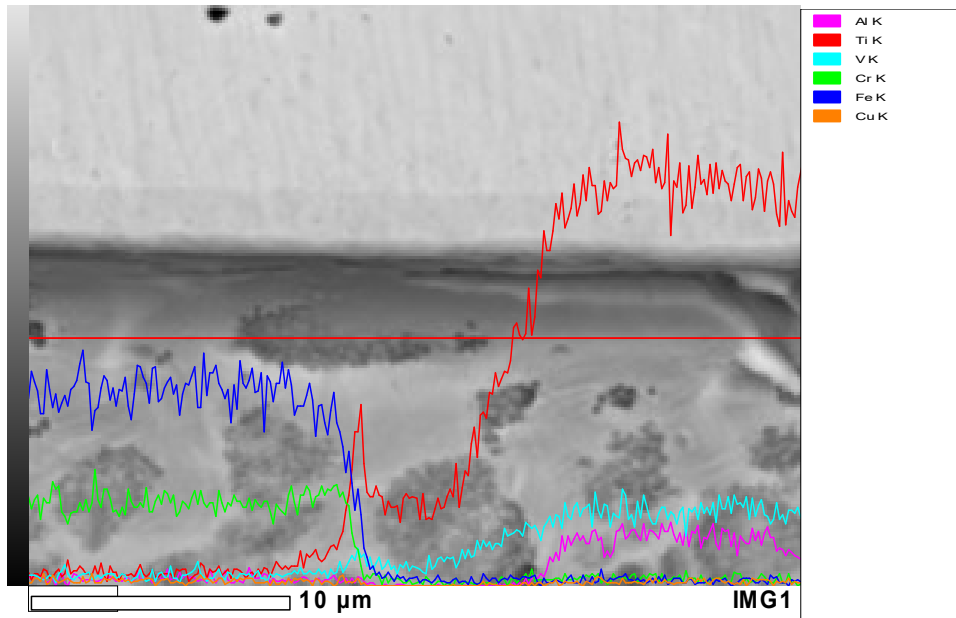
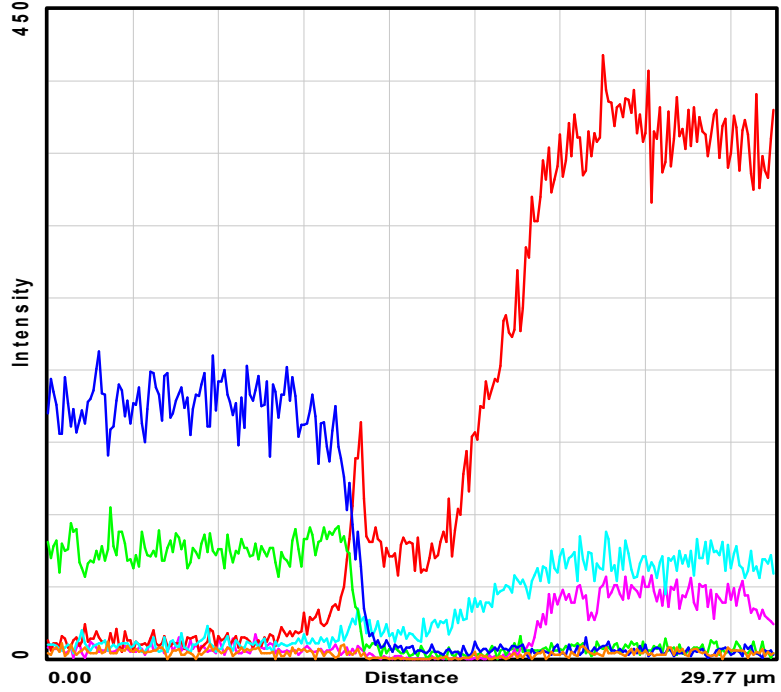
LineAnalysis - View001



-a-



LineAnalysis - View000



- a -

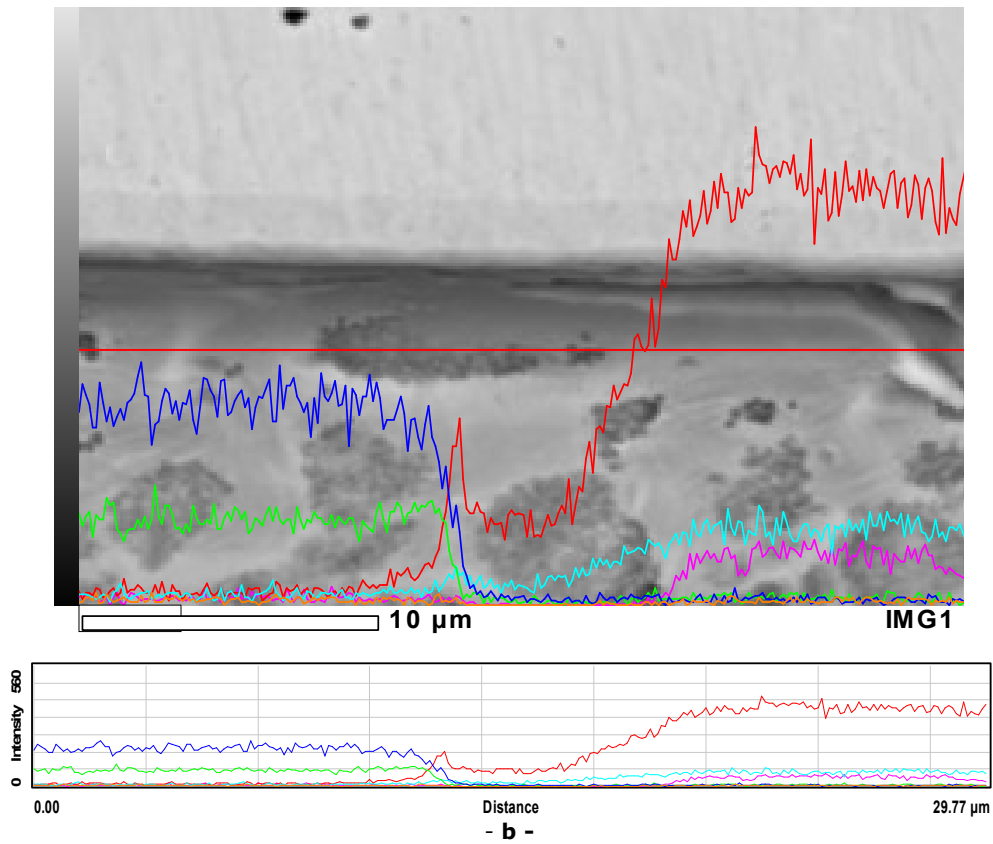
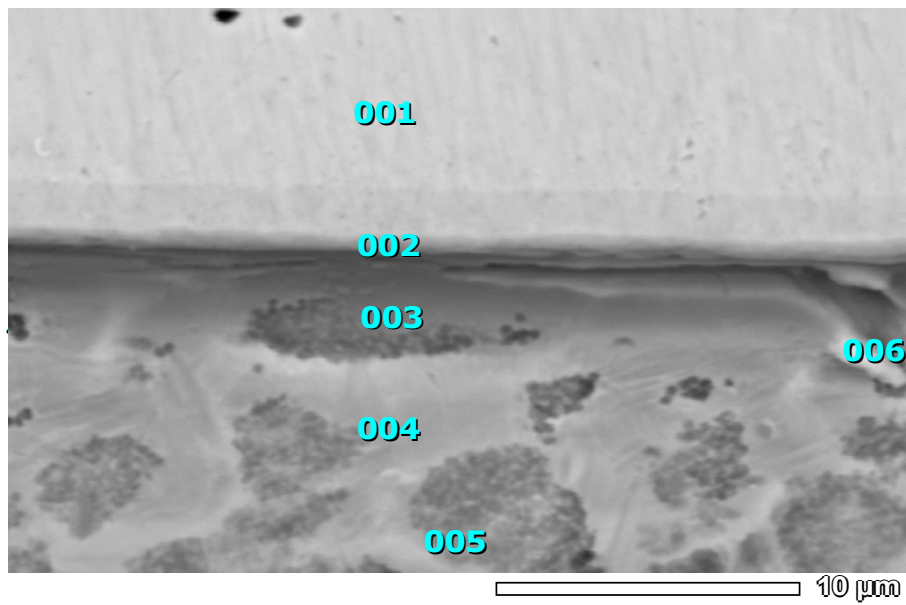


Fig. 4.23 Distribuția elementelor de aliere în planul paralel la axa îmbinării



120 Cercetări asupra procesului de sudare prin frecare convențională aliaj de titan - 4

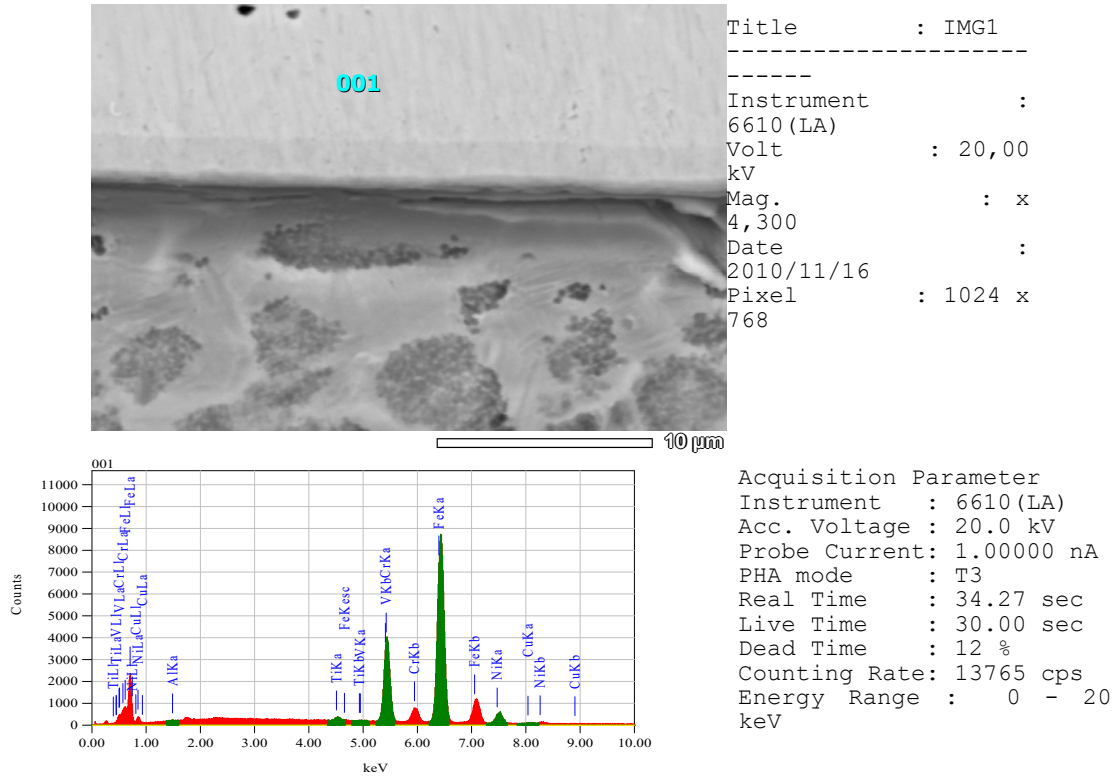


Fig. 4.24 Topografia suprafeței și analiza EDX pe interfața cu oțelul inoxidabil (001)

ZAF Method Standardless Quantitative Analysis								
Fitting Coefficient : 0.5812								
Element	(keV)	Mass %	Error %	Atom %	Compound	Mass %	Cation	K
Al K	1.486	0.08	0.60	0.16				0.0335
Ti K	4.508	0.61	0.68	0.70				0.6391
V K	4.949	0.49	0.83	0.53				0.5062
Cr K	5.411	20.14	0.95	21.35				22.4774
Fe K	6.398	70.70	1.33	69.80				69.0858
Ni K	7.471	7.27	2.23	6.83				6.6128
Cu K	8.040	0.73	2.85	0.63				0.6452
Total		100.00		100.00				

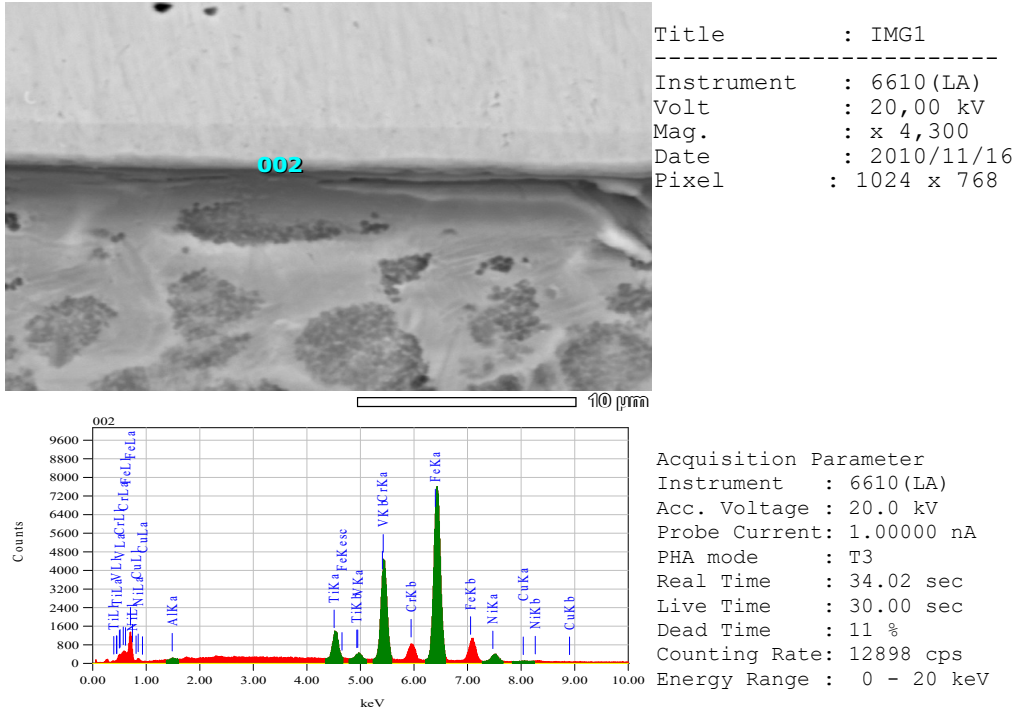
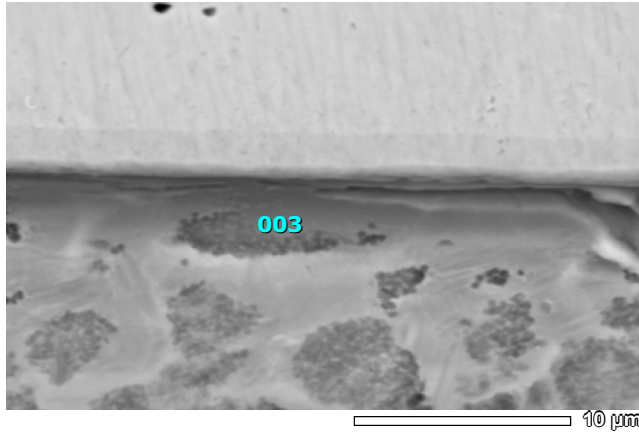
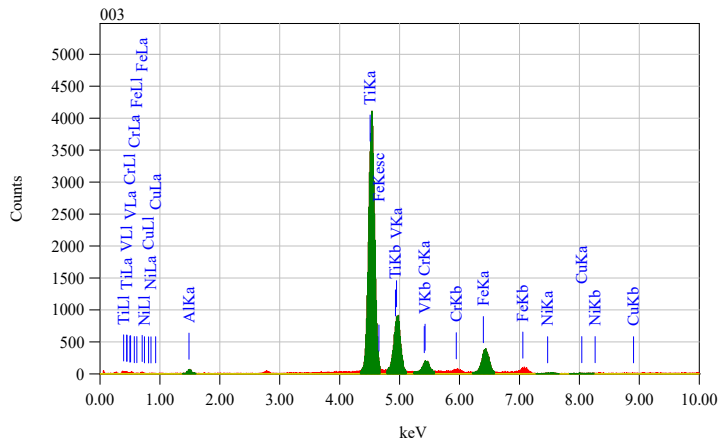


Fig. 4.25 Topografia suprafeței și analiza EDX în ZIT-ul îmbinării (002)

ZAF Method Standardless Quantitative Analysis								
Fitting Coefficient : 0.5849								
Element	(keV)	Mass %	Error %	Atom %	Compound	Mass %	Cation	K
Al K	1.486	0.24	0.54	0.48				0.1058
Ti K	4.508	5.02	0.63	5.70				5.3290
V K	4.949	1.32	0.78	1.41				1.3719
Cr K	5.411	23.36	0.91	24.44				25.4877
Fe K	6.398	64.59	1.25	62.94				62.6897
Ni K	7.471	4.80	2.06	4.45				4.4013
Cu K	8.040	0.69	2.64	0.59				0.6147
Total		100.00		100.00				



Title : IMG1
 Instrument : 6610 (LA)
 Volt : 20,00 kV
 Mag. : x 4,300
 Date : 2010/11/16
 Pixel : 1024 x 768



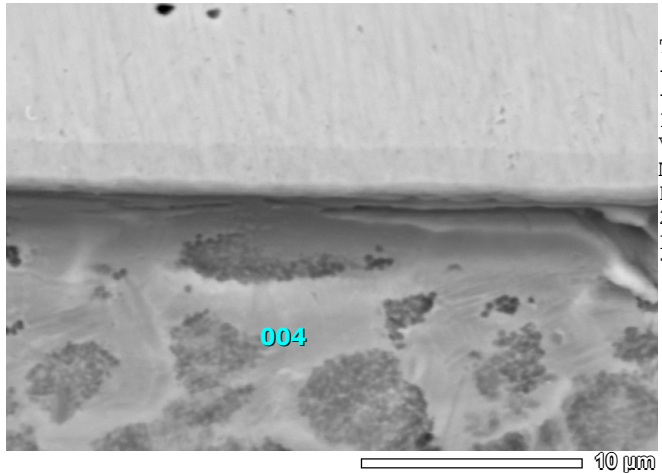
Acquisition Parameter
 Instrument : 6610 (LA)
 Acc. Voltage : 20.0 kV
 Probe Current: 1.00000 nA
 PHA mode : T3
 Real Time : 31.26 sec
 Live Time : 30.00 sec
 Dead Time : 4 %
 Counting Rate: 3233 cps
 Energy Range : 0 - 20 keV

Fig. 4.26 Topografia suprafeței și analiza EDX pe interfața cu aliajul de titan (003)

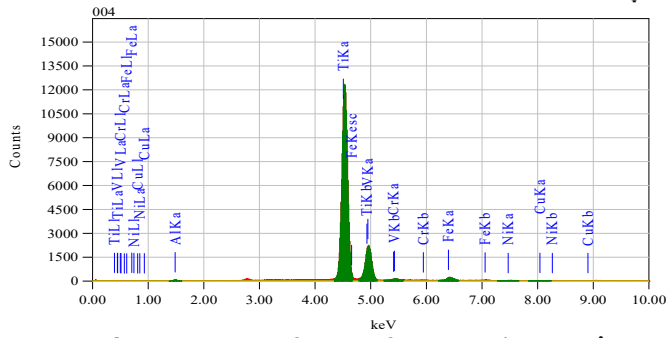
ZAF Method Standardless Quantitative Analysis								
Fitting Coefficient : 0.5614								
Element	(keV)	Mass %	Error %	Atom %	Compound	Mass %	Cation	K
Al K	1.486	0.63	0.70	1.15				0.3532
Ti K	4.508	70.00	1.05	71.81				71.8820
V K	4.949	12.44	1.29	12.00				12.5745
Cr K	5.411	2.78	1.82	2.63				2.4384
Fe K	6.398	13.45	2.17	11.83				12.0956
Ni K	7.471	0.57	3.25	0.47				0.5315
Cu K	8.040	0.14	4.18	0.11				0.1248
Total		100.0		100.00				

4.3 - Structura și proprietățile îmbinărilor sudate eterogene 123

		0					
--	--	---	--	--	--	--	--



Title : IMG1
 Instrument : 6610 (LA)
 Volt : 20,00 kV
 Mag. : x 4,300
 Date : 2010/11/16
 Pixel : 1024 x 768

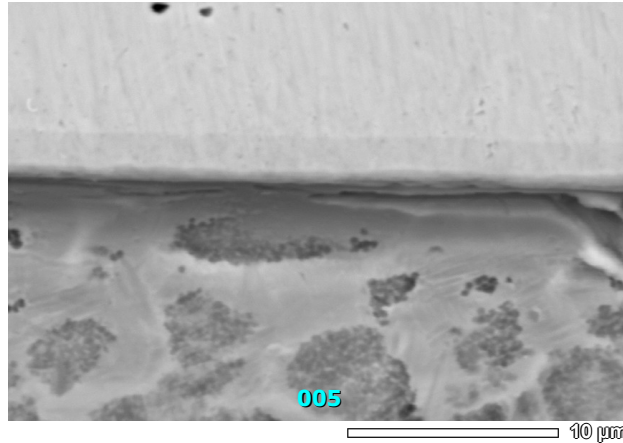


Acquisition Parameter
 Instrument : 6610 (LA)
 Acc. Voltage : 20.0 kV
 Probe Current: 1.00000 nA
 PHA mode : T3
 Real Time : 32.53 sec
 Live Time : 30.00 sec
 Dead Time : 7 %
 Counting Rate: 7961 cps
 Energy Range : 0 - 20 keV

Fig. 4.27 Topografia suprafeței și analiza EDX în ZIT-ul aliajului de titan (004)

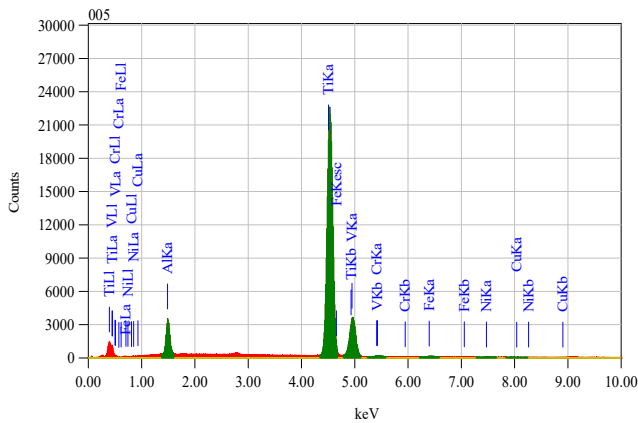
ZAF Method Standardless Quantitative Analysis								
Fitting Coefficient : 0.5614								
Element	(keV)	Mass %	Error %	Atom %	Compound	Mass %	Cation	K
Al K	1.486	0.32	0.82	0.57				0.1856
Ti K	4.508	86.15	1.29	86.89				86.7885
V K	4.949	10.21	1.58	9.68				10.1059
Cr K								
Fe K	6.398	2.86	2.71	2.47				2.4876
Ni K	7.471	0.46	3.98	0.38				0.4289
Cu K	8.040	0.00	5.12	0.00				0.0035
Total		100.00		100.00				

124 Cercetări asupra procesului de sudare prin frecare convențională aliaj de titan - 4



Title : IMG1

Instrument :
6610 (LA)
Volt : 20,00 kV
Mag. : x 4,300
Date :
2010/11/16
Pixel : 1024 x 768



Acquisition Parameter
Instrument : 6610 (LA)
Acc. Voltage : 20.0 kV
Probe Current: 1.00000 nA
PHA mode : T3
Real Time : 35.34 sec
Live Time : 30.00 sec
Dead Time : 14 %
Counting Rate: 17557 cps
Energy Range : 0 - 20 keV

Fig. 4.28 Topografia suprafeței și analiza EDX în aliajul de titan (005)

ZAF Method Standardless Quantitative Analysis								
Fitting Coefficient : 0.5614								
Element	(keV)	Mass %	Error %	Atom %	Compound	Mass %	Cation	K
Al K	1.486	6.55	0.78	11.13				4.0607
Ti K	4.508	84.84	1.29	81.19				87.3100
V K	4.949	7.82	1.58	7.03				7.9052
Cr K								
Fe K	6.398	0.57	2.68	0.47				0.5094
Ni K	7.471	0.22	3.93	0.18				0.2146
Cu K								
Total		100.00		100.00				

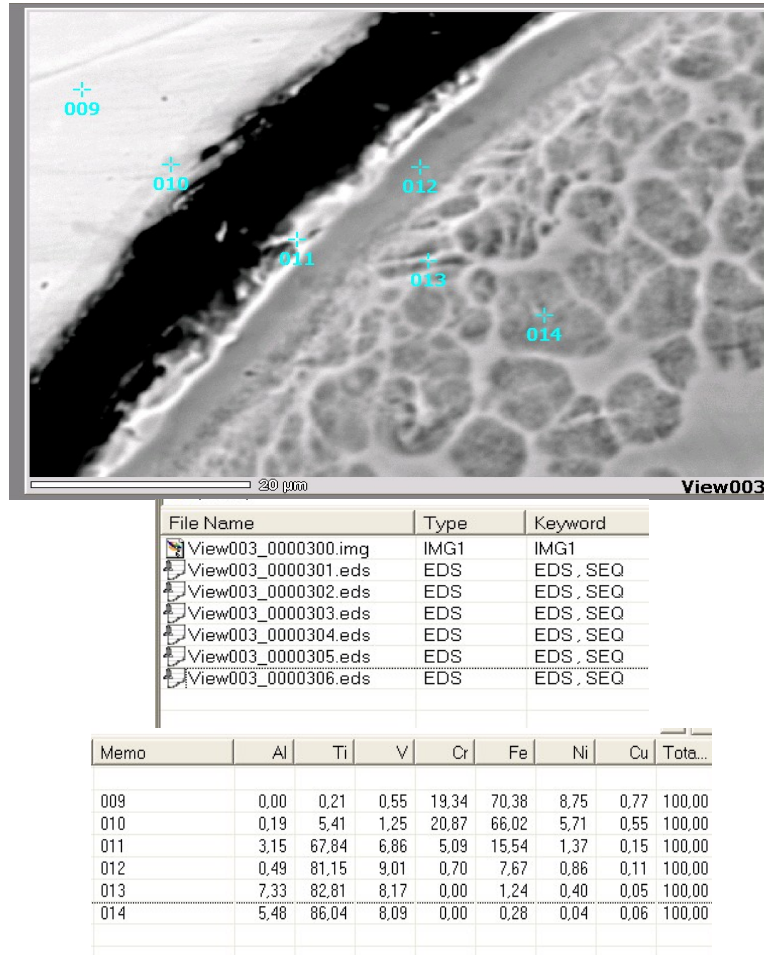


Fig. 4.29 Topografia suprafeței și analiza chimică a unor microvolume de material de o parte și de alta a planului îmbinării sudate din apropierea bavurii

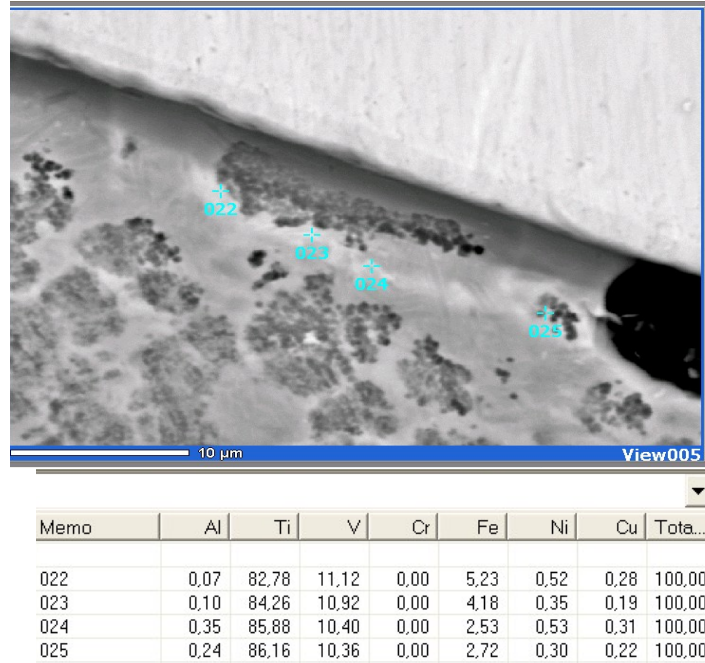


Fig. 4.30 Topografia suprafeței și analiza chimică a unor microvolume de material de-a lungul interfeței sudurii (zona exterioară)

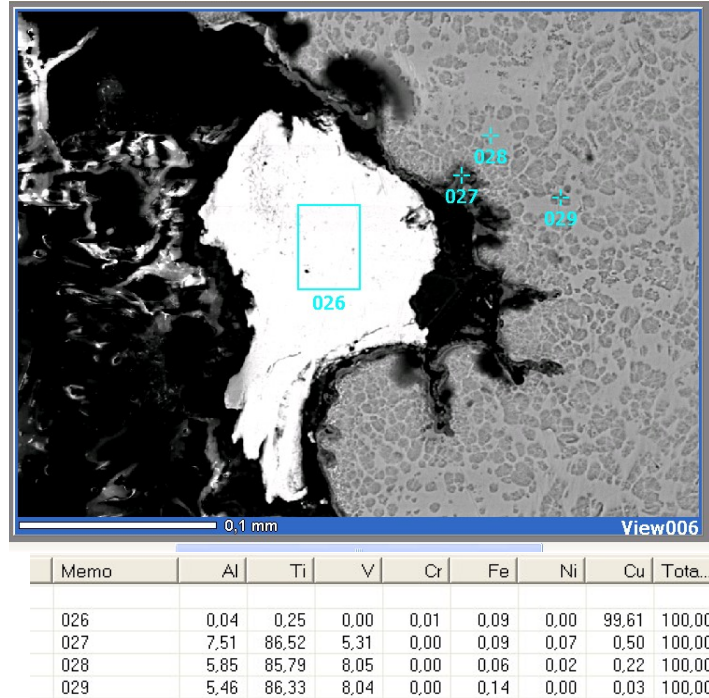


Fig.4.31 Topografia suprafeței și analiza chimică a unor microvolume de material din vecinătatea bavurii

4.4 Concluzii

În condițiile păstrării constante a presiunii axiale ($20/25 \text{ N/mm}^2$) și a vitezei de rotație (1500 rot/min.), odată cu creșterea timpului de frecare se provoacă o plastifiere mai accentuată a ambelor materiale și implicit o îmbunătățire a calității îmbinării sudate.

La valori mai scăzute ale presiunii de frecare se va produce o scurtare axială doar pe partea componentei din aliaj de titan, cu o încălzire insuficientă a părții din oțel.

Exceptând regiunea periferică a sudurii în care apare o amestecare intensă a celor două materiale, în restul porțiunii sudurii se formează o interfață aproximativ dreaptă.

Lățimea zonei recristalizate dinamic este de cca. 1,6 mm în componenta din aliaj de titan și de numai 0,009 mm în componenta din oțel inoxidabil austenitic.

Cap. 5 Modelarea matematică a procesului de sudare laser prin metoda experimentului factorial

Identificarea unui sistem sau proces presupune investigarea experimentală. Folosirea mijloacelor și metodelor de măsurare trebuie încadrată într-un proces mai larg de analiză, modelare și interpretare a rezultatelor investigațiilor experimentale. Pentru utilizarea sau folosirea unui sistem de prelucrare este necesară o analiză sistemică completă și competentă. Aceasta precizează obiectivele, resursele și modul de obținere a rezultatelor dorite. În acest scop este necesară modelarea acestuia, iar pentru utilizarea calculatoarelor electronice este necesară obținerea unor modele matematice [1].

Este evident că pentru definirea cât mai corectă a unui sistem (în vederea optimizării), este necesară luarea în studiu a cât mai mulți parametri. Aceasta implică însă și un număr mare de experiențe. De aceea se folosește metoda planificării experimentelor care, în scopul achiziționării datelor experimentale, trebuie să respecte următoarele criterii:

- să faciliteze achiziția progresivă de date;
- să minimizeze numărul de experiențe;
- să ofere o precizie cât mai bună.

Planificarea experimentelor (Design of Experiments, DOE) reprezintă o serie de teste al căror scop este modificarea variabilelor procesului pentru a se putea urmări modificările care vor apărea în răspunsul (ieșirea) procesului, figura 5.1 [2, 3].

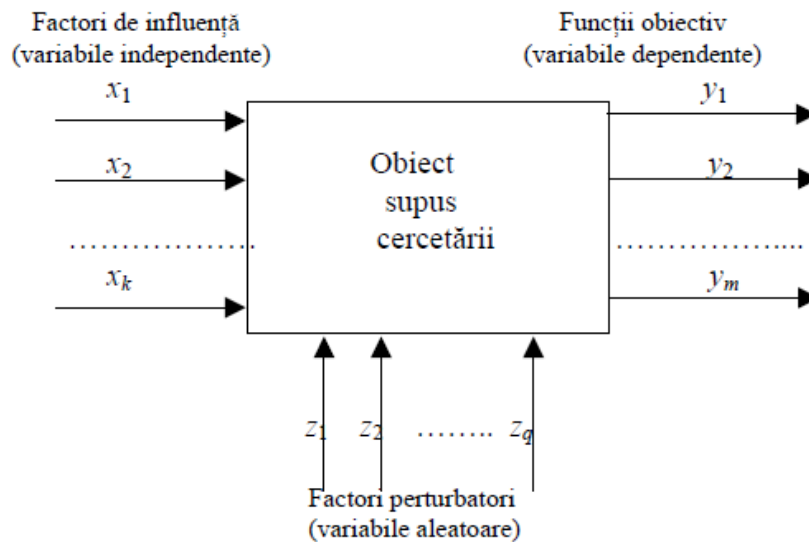


Fig. 5.1 Modelul general al unui proces sau sistem [2,3]

5.1 - Modelarea matematica prin experiment factorial a procesului de sudare cu laser129

Conceperea sistemului ocupă un loc important, iar determinarea parametrilor nu caută a determina relațiile între cauză și efect, ci de a concepe produse robuste, insensibile la cauzele de dispersie. Termenul optimalise referă la cea mai bună combinație de factori. Determinarea parametrilor este un demers de concepție experimentală. Metoda tradițională de rezolvare a unei probleme este prezentată în figura 5.2. [50]

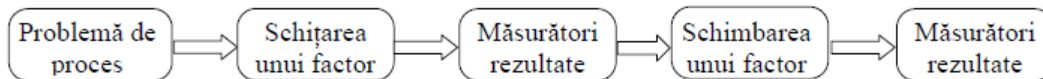


Fig. 5.2 Metoda tradițională de rezolvare a unei probleme [50]

Planificarea experimentelor reprezintă strategia de programare a încercărilor în vederea obținerii unor rezultate utile și cu un nivel de încredere satisfăcător. Prin aceste planuri se determină factorii semnificativi, interacțiunile semnificative dintre factori și se permite obținerea ecuației care exprimă fenomenul cercetat în funcție de efectele reținute ca fiind influente [5,6]. În cercetarea experimentală s-au conceput și aplicat mai multe tipuri de planuri experimentale:

- planuri factoriale complete cu și fără repetarea experiențelor;
- planuri factoriale incomplete;
- planuri factoriale fracționate;
- planuri factoriale de tip pătrat latin și pătrat greco-latin.

Metoda experimentului planificat permite, pe lângă reducerea considerabilă numărului de experimente, stabilirea unor corelații matematice (prin intermediul ecuațiilor de regresie) între influențele manifestate de diferiți parametri interdependenți ai procesului analizat. Dintre multiplele posibilități pe care le pune la dispoziție matematică statistică, sunt de preferat acele metode care să asigure ulterior o conducere eficientă a procesului analizat. Se adoptă, prin urmare, planificarea experimentelor pe baza experimentului factorial complet de tipul 2^n . Pentru acest experiment factorial s-a folosit soft-ul de analiză Minitab, bazat pe tehnici matematice și statistice care permit modelarea funcțiilor de răspuns în funcție de factorii de influență [5].

5.1 Modelarea matematica prin experiment factorial a procesului de sudare cu laser continuu

Procesul de sudare cu laser continuu este influențat de un număr mare de parametri, care influențează calitatea îmbinării. Aceștia au fost selectați și analizați cu ajutorul programului Minitab 16. Dintre parametrii considerați importanți și care vor fi analizați pe parcursul acestui experiment se enumeră: puterea, viteza de sudare, și poziția fasciculului laser. În tabelul 5.1 se prezintă parametrii care vor fi investigați în timpul experimentelor.

Tab. 5.1 Parametrii investigați în timpul experimentărilor

Parametrul	Minim	Maxim
Puterea, W	3000	4000
Viteza de sudare, m/min	2	3
Poziția fasciculului laser, μm	40	60

S-a planificat un experiment factorial complet de tipul 2^3 cu trei factori, având domeniul de reglare al factorilor prezentat în tabelul 5.1, factori care pot fi controlați pe parcursul experimentului. Ei vor influența una sau mai multe mărimi urmărite (răspunsuri) ale fenomenului supus observației. Răspunsul urmărit este calitatea îmbinării sudate, dată de forța de rupere. În afara factorilor de control (parametrii prezentați în tabelul 5.1) fenomenele pot fi influențate și de o serie de alți factori perturbatori. Aceștia nu pot fi controlați, dar chiar și în prezența acestora se dorește ca prin setarea factorilor care pot fi astfel controlați, să se obțină un răspuns cât mai apropiat de optim [6]. Obiectivele acestui experiment sunt stabilirea ponderii de influență a factorilor de control precum și modul în care se schimbă răspunsul urmărit pe parcursul experimentului când fiecare dintre acești factori este schimbat. Un alt scop al acestor experimente este optimizarea procesului, care se poate realiza tot cu ajutorul aceluiași program. Folosind datele de intrare stabilite, programul generează automat un program experimental, prezentat în tabelul 5.2.

Tab. 5.2 Programul experimental generat de Minitab 16

StdOrder	RunOrder	Center Pt	Blocks	Puterea [W]	Viteza de sudare [m/min]	Pozitia fascicului [μm]	Forța de rupere [N]
8	1	1	1	4000	3	60	11406,98
6	2	1	1	4000	2	60	3091,36
3	3	1	1	3000	3	40	5607,61
1	4	1	1	3000	2	40	10164,75
7	5	1	1	3000	3	60	3356,84
4	6	1	1	4000	3	40	11589,67
2	7	1	1	4000	2	40	2851,15
5	8	1	1	3000	2	60	7766,85

În urma prelucrării valorilor obținute, s-au trasat următoarele reprezentări grafice pentru funcția de răspuns analizată: diagrama Pareto, graficul efectelor factorilor de influență, graficul de interacțiune între factorii de influență, graficul decontur al funcției de răspuns și graficul de optimizare.

Diagrama Pareto este o metodă de decizie și control care permite utilizarea priorităților după diferite criterii și constă într-o reprezentare grafică a diferitelor neconformități. Analiza Pareto este o tehnică statistică de clasificare a sarcinilor reduse ca număr, dar cu efect semnificativ. Se bazează pe principiul Pareto (cunoscut și sub denumirea de regula 80/20), care stabilește că 20% din resurse generează 80% din întreaga proces, sau, în termeni de ameliorare a calității, majoritatea problemelor (80%) au câteva cauze cheie (20%). Diagrama

Pareto reprezintă o histogramă ordonată a frecvenței apariției problemelor, care ilustrează modul în care majoritatea rezultatelor sunt generate de tipuri sau categorii de cauze neidentificate [5, 6].

Diagrama Pareto rezolvă eficient o problemă prin identificarea și ierarhizarea principalelor cauze în ordinea importanței acestora, stabilește prioritatea multor aplicații practice, (eforturile de ameliorare ale unui process) și arată în ce direcție trebuie îndreptate eforturile [7, 8, 9].

Analizând diagrama Pareto pentru factorul de răspuns (forța de rupere prezentată în figura 5.3), se observă că principalul factor de influență este interacțiunea de ordinul doi dintre putere și viteza de sudare, deoarece depășește verticala ce indică pragul de 5%.

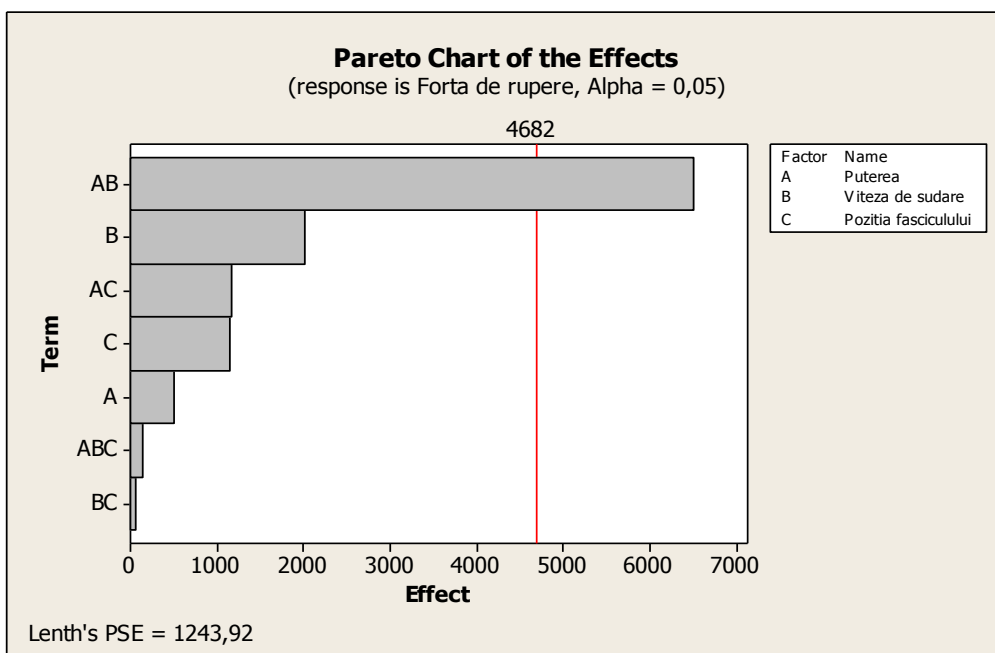


Fig. 5.3 Diagrama Pareto

Modul de influență al factorilor de influență este pus în evidență prin graficul efectelor factorilor de influență din figura 5.4. Panta mai mare a dreptelor indică o influență mai mare, iar direcția de înclinare indică faptul că are o influență negativă sau pozitivă.

Din graficul efectelor factorilor de influență se poate observa cum puterea și viteza de sudare influențează pozitiv factorul de răspuns, în timp ce poziționarea fasciculului laser de la valori mai mici la valori mai mari, poate avea o influență negativă dacă grosimea interfeței dintre sudură și aliajul de titan nu este suficientă pentru a asigura o legătură suficientă cu acesta.

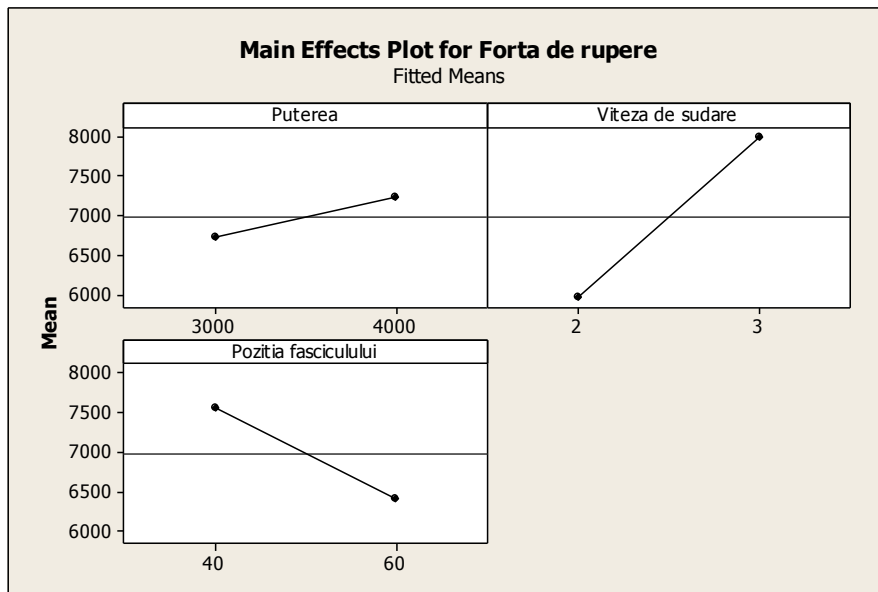


Fig. 5.4 Graficul efectelor factorilor de influență

Din graficul prezentat în figura 5.5, se poate evalua dacă între factorii de control există sau nu interacțiuni. Dacă dreptele din grafic sunt paralele sau aproximativ paralele atunci se poate spune că nu există interacțiuni. Dacă diferența de paralelism este mai mare atunci sunt interacțiuni între factori. Analizând graficul de interacțiune între factorii de influență pentru forța de rupere, se poate observa că există interacțiuni semnificative între putere și viteza de sudare, respectiv între putere și poziția fasciculului.

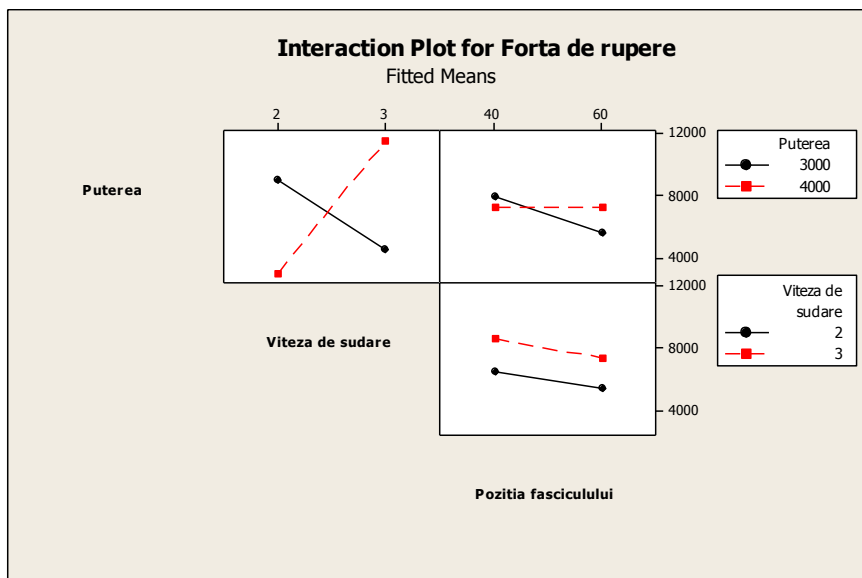


Fig. 5.5 Graficul de interacțiune între factorii de influență

5.1 - Modelarea matematica prin experiment factorial a procesului de sudare cu laser133

Graficul de contur prezentat în figura 5.6 este folosit pentru determinarea valorilor de răspuns dorite în funcție de câte doi factori. Din moment ce sunt trei factori de influență, de fiecare dată unul dintre ei va fi menținut constant în timp ce se realizează corelația dintre ceilalți doi. Evident, se pot observa combinațiile de factori care conduc la valori ale forței de rupere cuprinse între 4000 și 10000 N. Datele experimentale sunt reprezentate în format 3D (figura 5.7) și interpolate pentru a genera o suprafață continuă a funcției de răspuns.

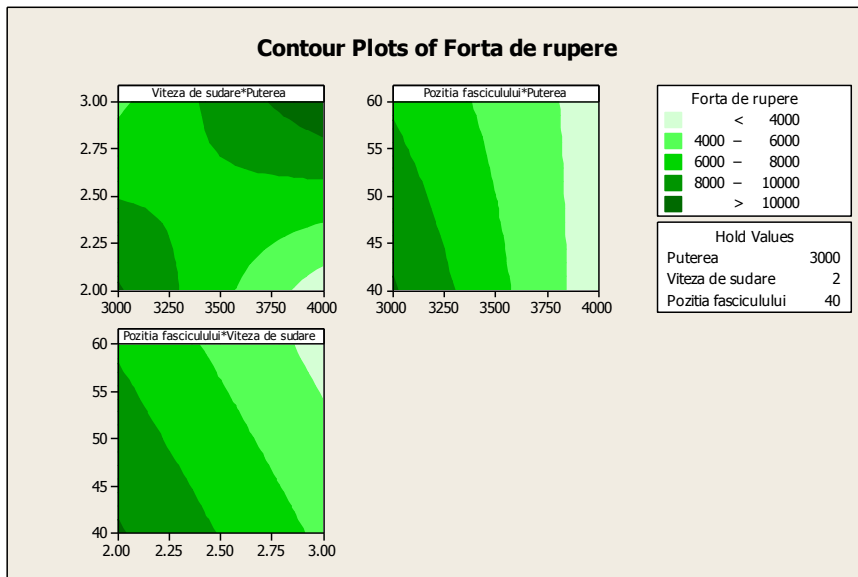


Fig. 5.6 Graficul de contur al funcției de răspuns

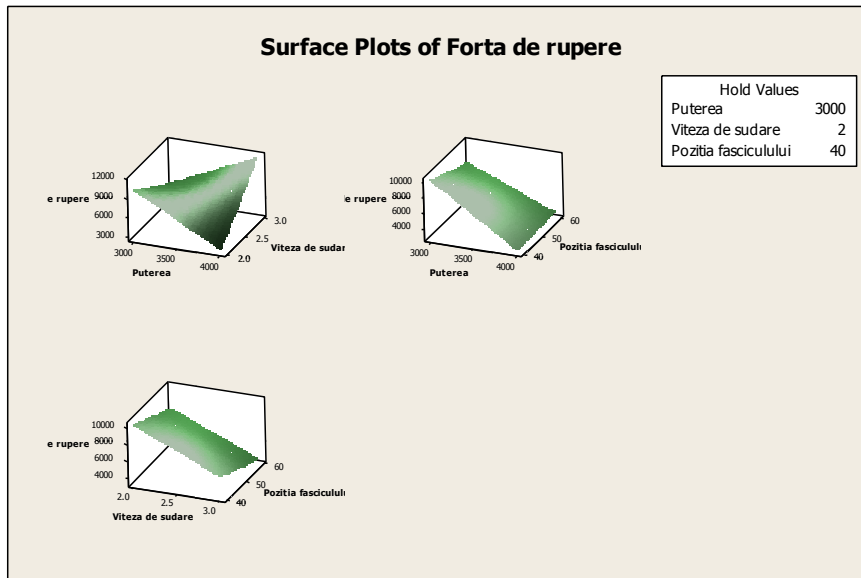


Fig. 5.7 Reprezentarea 3D a funcției de raspuns

În faza de caracterizare a procesului s-au urmărit care dintre factorii de control influențează mai mult funcția obiectiv (forța de rupere), pe parcursul experimentelor realizate. Optimizarea experimentului determină zona de setare a factorilor de control care oferă cel mai bun răspuns [10, 11]. Fazele necesare optimizării mai multor răspunsuri sunt:

- planificarea experimentului, prin care se vor analiza toate răspunsurile,
- realizarea unui model pentru fiecare răspuns al experimentului,
- stabilirea obiectivelor pentru fiecare răspuns (minimizare, maximizare sau o valoare țintă) [12].

Metoda de optimizare constă în obținerea unei valori individuale dorite pentru factorul de răspuns (forța de rupere), notată cu (D). În cazul aplicației realizate, reprezentarea grafică a optimizării este redată în figura 5.8. Se observă că s-a găsit un optim local care asigură o forță de rupere de 11589 N. Factorii de control care asigură aceste valori sunt prezentați în partea superioară a figurii, în paranteze pătrate. Pentru funcția de răspuns s-a determinat proporția de realizare, aceasta fiind de 99%.

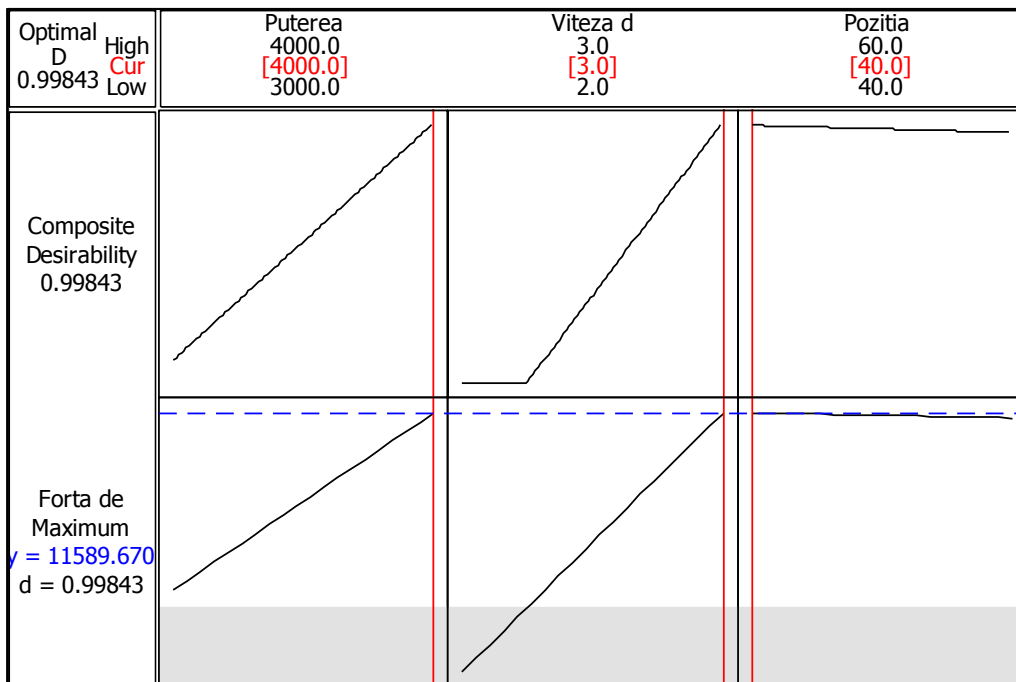


Fig. 5.8 Reprezentarea grafică a optimizării parametrilor

Analiza procesului de sudare cu laser continuu prin metoda experimentului factorial complet a condus la următoarele valori ale parametrilor care asigură obținerea unei îmbinări sudate de calitate:

- puterea 4000 W
- viteza de sudare 3 m/min
- poziția fasciculului laser 40 μ m

5.2 Modelarea matematica prin experiment factorial a procesului de sudare cu laser pulsant

Similar, s-a realizat o modelare matematică a procesului de sudare cu laser pulsant. De asemenea, acest proces de sudare este influențat de un număr mare de parametri, care influențează calitatea îmbinării. Aceștia au fost selectați și analizați. Dintre parametrii considerați importanți și care vor fi analizați pe parcursul acestui experiment se enumeră: puterea, timpul de impact, viteza de sudare și energia impulsului laser. În tabelul 5.3 se prezintă parametrii care vor fi investigați în timpul experimentelor.

Tab. 5.3 Parametrii investigați în timpul experimentărilor

Parametrul	Minim	Maxim
Puterea, W	1400	1500
Timpul de impact, ms	12	14
Viteza de sudare, m/min	0,25	0,32
Energia impulsului laser, J	19,6	21

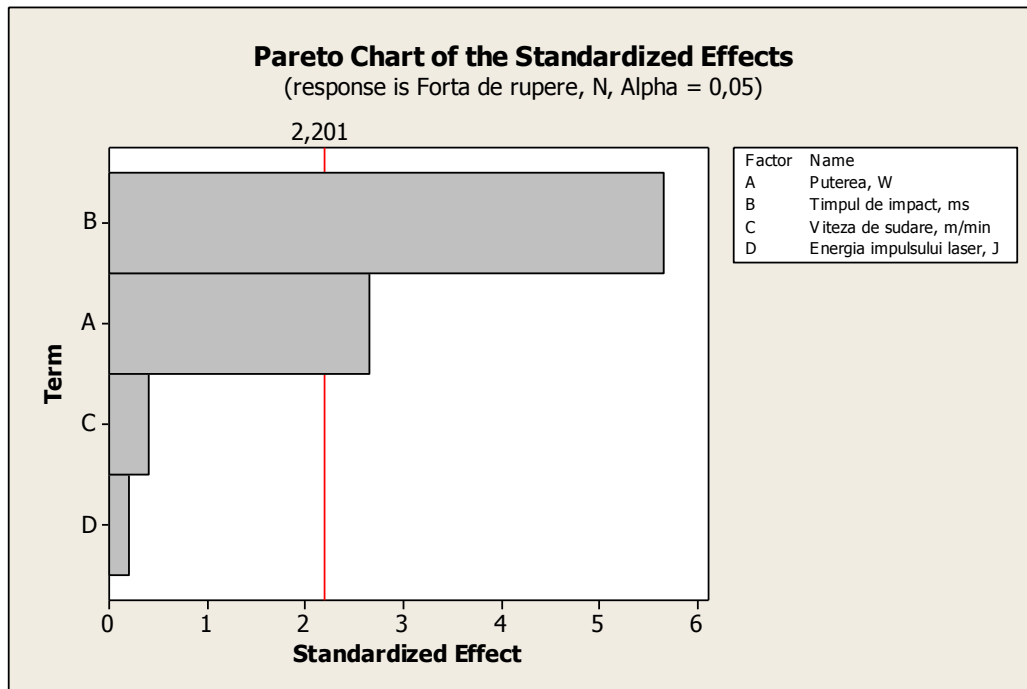
S-a planificat un experiment factorial complet de tipul 2^4 cu patru factori, având domeniul de variație al factorilor prezentat în tabelul 5.2. Răspunsul urmărit este calitatea îmbinării sudate, dată de forța de rupere ca și în cazul sudării cu laser continuu. Folosind datele de intrare stabilite, s-a generat automat programul experimental, prezentat în tabelul 5.4.

Tab. 5.4 Programul experimental generat

Std Order	Run Order	Center Point	Blocks	Puterea [W]	Timpul de impact [ms]	Viteza de sudare [m/min]	Energia impulsului laser [J]	Forța de rupere [N]
6	1	1	1	1400	14	0,25	19,6	4860
5	2	1	1	1400	14	0,25	19,6	4980
8	3	1	1	1400	14	0,25	19,6	5070
7	4	1	1	1400	14	0,25	19,6	3240
12	5	1	1	1400	14	0,32	19,6	3360
16	6	1	1	1400	14	0,32	19,6	3450
1	7	1	1	1400	14	0,32	19,6	9600
10	8	1	1	1400	14	0,25	19,6	10200
13	9	1	1	1400	14	0,25	19,6	10500
3	10	1	1	1500	12	0,32	19,6	0
15	11	1	1	1500	12	0,25	21	0
9	12	1	1	1500	12	0,25	21	0
4	13	1	1	1500	14	0,32	21	9570
14	14	1	1	1500	14	0,32	21	9660
2	15	1	1	1500	14	0,32	21	10140
11	16	1	1	1400	14	0,25	19,6	10190

În urma prelucrării valorilor obținute, s-au trasat următoarele reprezentări grafice pentru funcția de răspuns analizată: diagrama Pareto, graficul efectelor factorilor de influență, graficul de interacțiune între factorii de influență, graficul decontur al funcție de răspuns și graficul de optimizare.

Analizând diagrama Pareto pentru factorul de răspuns forța de rupere prezentată în figura 5.9, se observă că principalii factori de influență ai procesului sunt timpul de impact și puterea, deoarece depășesc verticala, ce indică pragul de 5%.



Din graficul efectelor factorilor de influență (figura 5.10) se poate observa cum puterea și timpul de impact influențează pozitiv și semnificativ factorul de răspuns. Analizând graficul de interacțiune între factorii de influență pentru forța de rupere (figura 5.11), se poate observa că există interacțiuni semnificative între putere și timpul de impact, respectiv între viteza de sudare și energia impulsului laser.

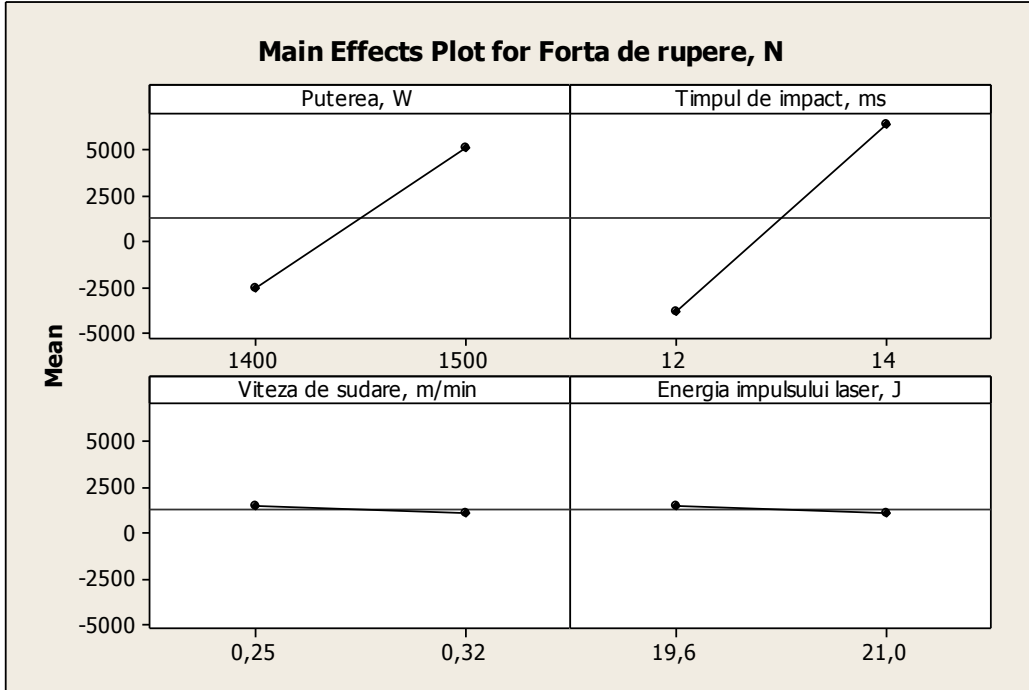


Fig. 5.10 Graficul efectelor factorilor de influență

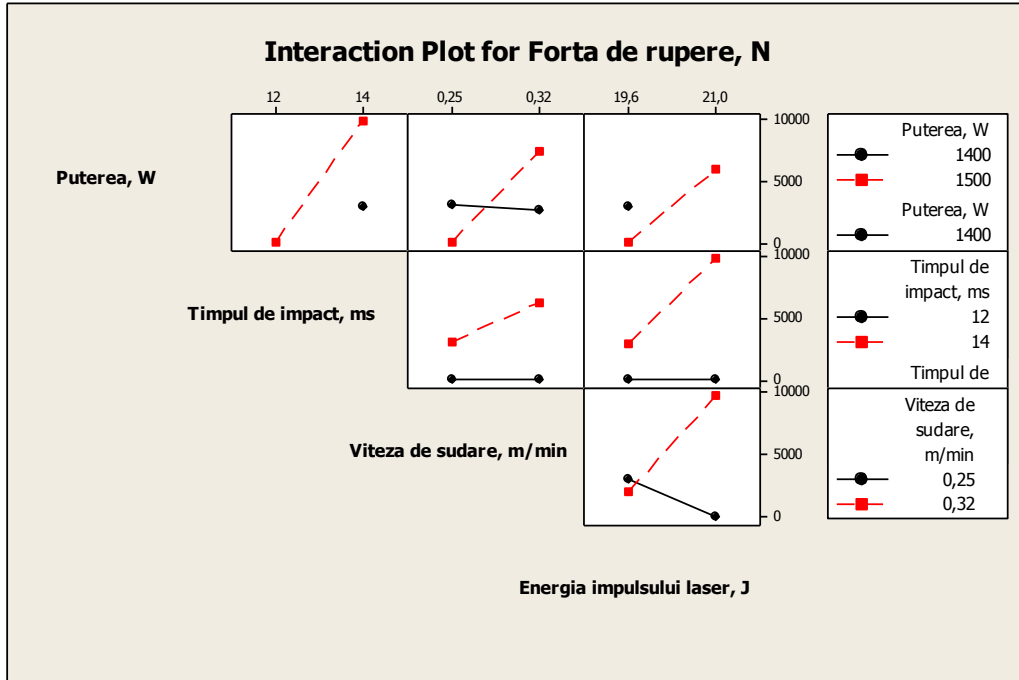


Fig. 5.11 Graficul de interacțiune între factorii de influență

Din graficul de contur prezentat în figura 5.12, se pot observa combinațiile defactori care conduc la valori ale forței de rupere cuprinse între 5000 și 10000 N. Datele experimentale sunt reprezentate și în format 3D (figura 5.13) și interpolate pentru a genera o suprafață continuă a funcției de răspuns.

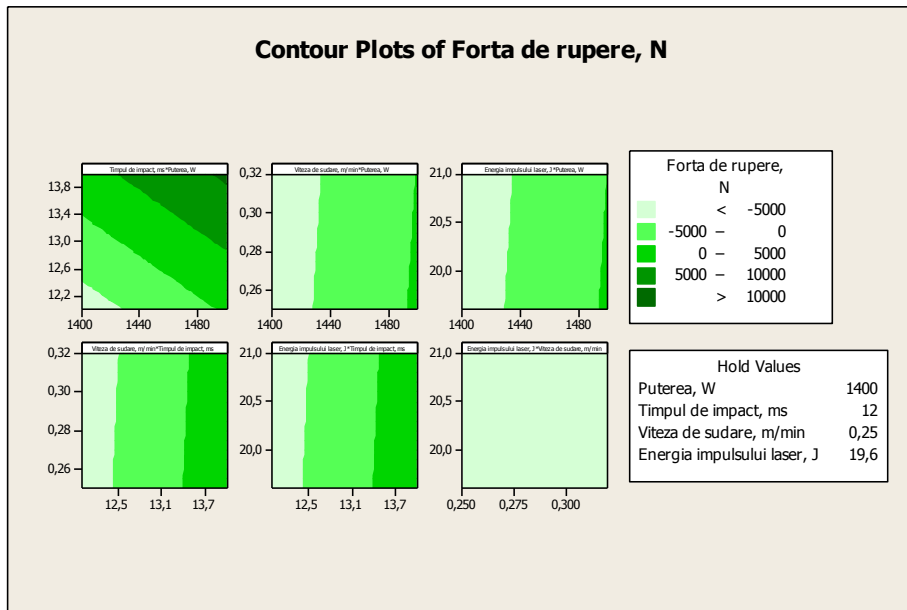


Fig. 5.12 Graficul de contur al funcției de răspuns

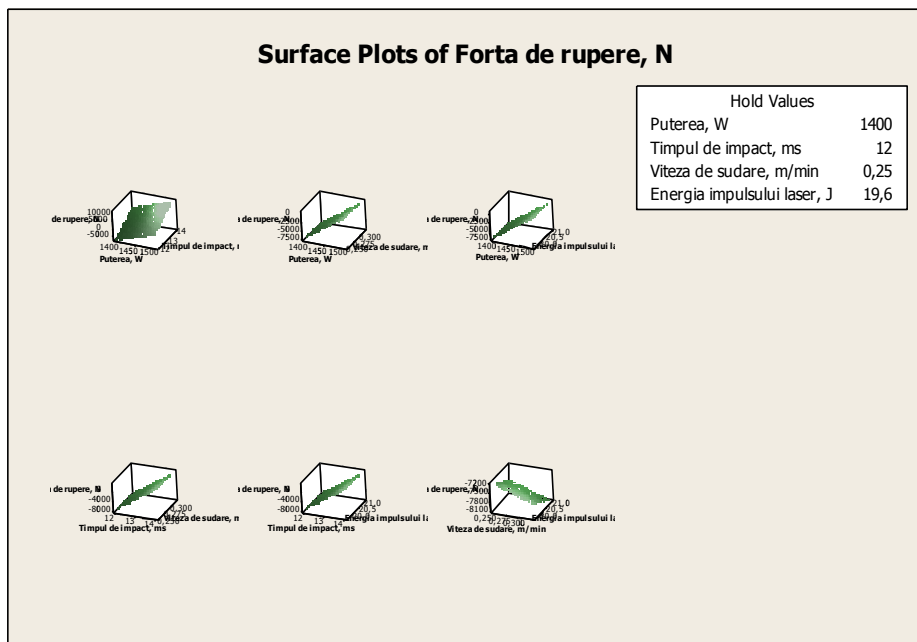


Fig. 5.13 Reprezentarea 3D a funcției de raspuns

Ca și în cazul procesului de sudare cu laser continuu s-a realizat o optimizare a factorilor de influență, reprezentarea grafică a optimizării fiind redată în figura 5.14. Se observă că s-a găsit un optim local care asigură o forță de rupere de 10140 N. Factorii de control care asigură aceste valori sunt prezentați în partea superioară a figurii, în paranteze pătrate. Pentru funcția de răspuns s-a determinat o proporție de realizare de 98%.

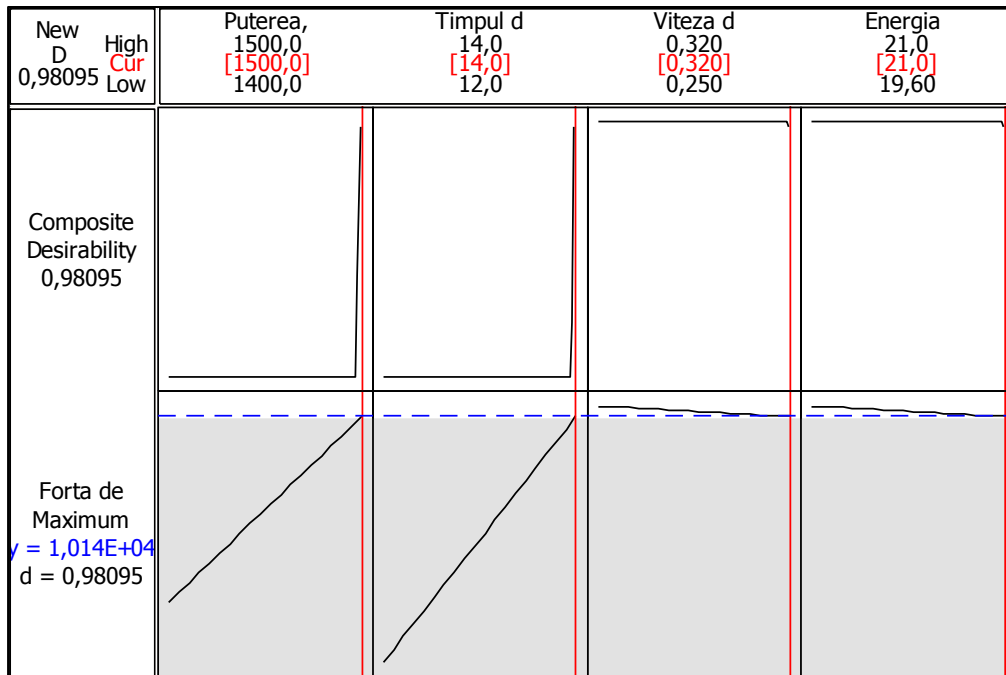


Fig. 5.14 Reprezentarea grafică a optimizării parametrilor

Analiza procesului de sudare cu laser continuu prin metoda experimentului factorial complet a condus la următoarele valori ale parametrilor care asigură obținerea unei îmbinări sudate de calitate:

- puterea 1500 W
- timpul de impact 14 ms
- viteza de sudare 0,32 m/min
- energia impulsului laser 21 J

5.3 Concluzii

Procesele de sudare cu laser continuu și sudare cu laser pulsant au fost analizate prin metoda experimentului factorial cu scopul de a determina valorile optime ale parametrilor de proces ce asigură o calitate cât mai bună a îmbinării sudate. Dintre parametrii considerați importanți și care au fost analizați pe parcursul acestui experiment se enumeră: puterea, viteza de sudare și poziția fascicului laser în cazul procesului de sudare cu laser continuu și puterea, timpul de impact, viteza de sudare și energia impulsului laser în cazul procesului de sudare cu laser pulsant. Răspunsul urmărit în ambele cazuri a fost forța de rupere.

Obiectivele acestui experiment au fost de a stabili ponderea de influență a factorilor de control precum și modul în care se schimbă răspunsul urmărit pe parcursul experimentului când fiecare dintre acești factori este schimbat.

Optimizarea experimentului a determinat zona de setare a factorilor de control care au oferit cel mai bun răspuns. Pentru factorul de răspuns s-a determinat proporția de realizare; astfel în cazul procesului de sudare cu laser continuu proporția este de 99% , iar în cazul procesului de sudare cu laser pulsant este de 99%. La sudarea cu laser continuu, optimul local care asigură o forță de rupere de 11589 N, este asigurat de utilizarea următorilor parametrii: puterea 4000 W, viteza de sudare 3 m/min și poziția fasciculului laser de 40 μm. La sudarea cu laser pulsant, optimul local ce asigură o forță de rupere de 10140 N, este asigurat de parametrii următori: puterea 1500 W, timpul de impact 14 ms, viteza de sudare 0,32 m/min și energia impulsului laser de 21 J.

Cap.6 Concluzii finale și contribuții originale

Lucrarea de doctorat "**Cercetări asupra procesului de realizare a îmbinărilor sudate eterogene, aliaj de titan – oțel inoxidabil austenitic**" se înscrie în tendința actuală a cercetărilor din domeniul Științei și ingineriei materialelor, de a găsi noi soluții care să permită îmbinarea materialelor diferite din punctul de vedere al compoziției chimice și structurii microscopice prin aplicarea unor tehnologii de sudare prin frecare și cu fascicul laser.

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

1. Stabilirea prin experiment a **parametrilor optimi ai procesului** de sudare cu fascicul laser, care să asigure formarea unor îmbinări fără defecte de continuitate de tipul fisurilor, retasurilor de contracție și porozităților.

Astfel, la sudarea laser Nd-YAG continuu parametrii energetici vor fi :

- puterea P, 4000 W;
- viteza de sudare, 3m/min.;
- poziția fasciculului, 40μm;
- energia liniară, 80 000 J/m,

iar la sudare în curent pulsant, aceștia au valorile:

- puterea P, 1400 - 1500 W;
- durata impulsului, 14 ms;
- frecvența, 12 Hz;
- viteza de sudare, 0,32 m/min.;
- decalaj plan Cu – oțel inox. 140 – 150 μm.

2.**Atenuarea incompatibilității metalurgice** la sudarea celor două materiale, Ti6Al4V – X5CrNi18-10, prin intercalarea unei folii din Cu care favorizează separarea spațială a interfețelor de Ti și de Fe, iar fazele intermetalice formate cu acest element sunt mai puțin fragile decât cele specifice cuplului Fe – Ti.

3.Definirea prin experiment a **poziției optime a fasciculului laser** (centrată în raport cu interfața dintre oțelul inoxidabil și cupru) care permite atât o minimizare a topirii aliajului de titan, Ti6Al4V, cât și menținerea unei bune aderențe la interfața dintre aliajul de titan și cupru.

În plus,coeficientul scăzut de absorbție a Cu de către lungimea de undă a laserului conduce la formarea de suduri îmbogățite în oțel inoxidabil.

4. Elucidarea unor **aspecte fenomenologice** care apar la sudare și care privesc în esență transformările structurale declanșate în îmbinarea sudată eterogenă, interacțiunea dintre materialul componentelor și folia din Cu utilizată ca strat intermediar, lucrarea aducând contribuții referitoare la:

modificarea compoziției chimice a băii topite;
natura și dimensiunile zonei de tranziție dintre aliajul solid de titan și baia topită;

efectul parametrilor de sudare asupra morfologiei zonelor topite.

5.Rezultatele **examinărilor macrografice** reliefează că îmbinările realizate prin ambele variante de sudare au o geometrie controlată în principal de transferul căldurii prin conducție, ca urmare a timpului scurt de interacțiune între laser și material.

6. Rezultatele **analizelor chimice cantitative** în microvolume de material folosind microsonda electronică, au demonstrat că interfața Ti6Al4V – Cu constituie o problemă critică a îmbinării sudate cu fascicul laser. Lățimea, morfologia și compoziția sa chimică determină rezistența la rupere, iar controlul proprietăților se face prin:

- diminuarea amestecului între cele trei materiale care va limita prezența Fe în interfața Ti6Al4V – Cu și implicit fragilizarea îmbinării sudate;
- difuzia Ti în Cu pe o distanță de 60 – 80 μm cu formarea fazelor Ti_xCu_y ;
- o grosime suficientă a interfeței care să asigure o bună legătură cu aliajul solid de Ti.

7. La ambele variante de sudare laser, **microstructura** zonei sudate este eterogenă, fiind alcătuită în apropierea oțelului inoxidabil, în principal dintr-o matrice de Cu în care sunt înglobate numeroase globule de austenită, iar în apropierea aliajului de Ti din numeroase faze intermetalice încorporate în matricea din Cu.

8. Cercetările de **difracție cu raze X** au demonstrat că introducerea Cu ca strat intermediar între aliajul de Ti și oțelul inoxidabil nu izolează complet cele două materiale: transportul difuziv și convectiv în zona topită antrenează formarea locală a fazelor Fe_xTi_y și Fe_yTi_z . Totuși, formarea unei faze mai fragile Fe_2Ti este minimizată, fapt care face posibilă realizarea îmbinării. Sudurile obținute la parametrii optimi de proces au valori ale rezistenței la rupere prin tracțiune statică de 318....354 N/mm².

9. Oportunitatea îmbinării celor două categorii de aliaje folosind procedeul de **sudare prin frecare cu material de adaos**, aceasta permițând evitarea formării de faze intermetalice fragile și a unei structuri martensitice care să provoace fenomene de fisurare în zona sudurii. Prin experiment se demonstrează că la valori optime ale parametrilor de proces (presiuni axiale de 20 – 25 N/mm², viteză de rotație de 1500 rot./min., timpi de frecare de 24 – 28 s), se obțin valori ale rezistenței la rupere de 340 – 380 N/mm².

10. Investigarea la microsonda electronică a compoziției chimice locale a unei porțiuni din **zona sudată prin frecare**, cuprinsă între folia din Cu și aliajul de Ti, confirmă rolul pe care îl are Cu în limitarea fenomenelor de difuzie a Fe, Cr și Ni în aliajul de Ti și totodată a difuziei Ti în oțelul inoxidabil austenitic.

11. **Modelarea matematică** a procesului de sudare cu fascicul laser folosind metoda experimentului factorial. Selecția și analiza parametrilor de bază cu ajutorul programului Minitab 16 a condus la stabilirea condițiilor de sudare care să conducă la valori maxime ale forței de rupere pentru îmbinările realizate.

În încheiere, se subliniază faptul că abordarea și rezolvarea în limitele propuse a temei de cercetare ce face obiectul tezei de doctorat, prin urmărirea sistematică, punerea în evidență și fundamentarea științifică a procesului de sudare cu fascicul laser sau prin frecare cu strat intermediar din cupru, reprezintă o contribuție originală.

Îmbinarea cercetării laturii aplicative a acestor investigații din punctul de vedere al optimizării procesului de sudare cu latura fenomenologică, a determinării și explicării științifice a transformărilor structurale declanșate în îmbinările sudate,

face ca lucrarea să se înscrie în tendințele și metodologia modernă utilizată în cercetarea științifică.

Direcții viitoare de cercetare

- oportunitatea sudării prin difuzie a celor două materiale utilizând o folie de Ni ca strat intermediar, pentru îmbinări care lucrează la temperaturi înalte;
- sudarea prin explozie a aliajului de Ti cu oțelul inoxidabil austenitic, fără strat intermediar, care să prevină formarea de compuși intermetalici și să asigure creșterea rezistenței mecanice;
- îmbinarea prin brazare cu laser, care va minimiza amestecul materialelor, procesul având la bază difuzia interfețelor dintre materialul de adaos topit și cele două materiale de bază.

LISTA LUCRĂRILOR ȘTIINȚIFICE ÎN CARE SE VALORIFICĂ CERCETĂRILE ORIGINALE ALE DOCTORANDULUI, ÎN CADRUL TEZEI DE DOCTORAT, SUB AFILIERE UPT

Ing. Groza Cosmin

1. Lucrări științifice publicate în reviste indexate ISI

[1] Mitelea I., **Groza C.**, Crăciunescu C.: Copper Interlayer Contribution on Nd:YAG Laser Welding of Dissimilar Ti-6Al-4V Alloy with X5CrNi18-10 Steel. Journal of Materials Engineering and Performance, Vol.22(8), 2013, pp. 2219 – 2224, ISSN 1059-9495

[2] Mitelea I., **Groza C.**, Crăciunescu C.: Nd -YAG pulsed laser welding of Ti-6Al-4V alloy with X5CrNi18-10 stainless steel using copper interlayer. Journal of Materials and Manufacturing Processes, **(acceptata pentru publicare)**

2. Lucrări științifice publicate în volumele unor manifestări științifice (Proceedings) indexate ISI

[1] **Groza C.**, Mitelea I., Dimian E.: Mechanical and structural characteristics of friction welded Ti-6Al-4V + X5CrNi18-10. METAL 2011, 20th International Conference on Metallurgy and Materials, Conference Proceedings, 18 – 20 May 2011, Brno, Czech Republic, EU, pp.639 – 643, ISBN 978-80-87204-24-6

[2] **Groza C.**, Mitelea I., Uțu I. D., Crăciunescu C. M.: Melted Zone Morphology by Laser Welding of Ti-6Al-4V with X5CrNi18-10. METAL 2012, 21th International Conference on Metallurgy and Materials, Conference Proceedings, May 23rd – 25th 2012, Brno, Czech Republic, EU, pp. 690 – 696, ISBN 978-80-87294-31-4

[3] **Groza C.**, Buzdugan D., Mitelea I.: Modelling of Nd - YAG continuously laser welding process of Ti-6Al-4V and X5CrNi18-10 using factorial design. METAL 2013, 22th International Conference on Metallurgy and Materials, Conference Proceedings, 15 – 17 May 2013, Brno, Czech Republic, EU, ISBN 978-80-87294-39-0 **(acceptata pentru publicare)**

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

[1] **Groza C.**, Mitelea I., Popescu M.: Aspects of austenitic steels weldability. Scientific Bulletin of the „Politehnica” University of Timișoara, Tom 54 (68), Fasc.S1, 2009, p. 25 – 30, ISSN 1224 – 6077

[2] **Groza C.**, Mitelea I.: Incompatibility problems in obtaining Ti-6Al-4V + X10CrNi18-10 welds. Scientific Bulletin of the „Politehnica” University of Timișoara, Transactions on Mechanics, Vol.56(70), Fasc.S1, pp.32 - 36, 2011, ISSN 1224-6077

Bibliografie

1. A.A Kaida1ov, Electron beam welding and adjacent technologies Kiev, 2004
2. A.A. Kaidalov, B.B. Bashenko, Automatisation in welding industry. – Tula, pp. 14-24, 1986, (en russe)
3. Ambroziak A.: Korzeniowski M., Kustron P.; Frictin welding of dissimilar metal joiny=t with intermediate layer. Journal of Achievements in Materials and Manufacturing Engineering 21 (2007) , pp.37-40.
4. Ambroziak A .,Horn H . Lison R . : Reibschweißen von Werkstoffpaarungen mit Sondermetallen . Schweißen und Schneiden 42 (1990)Nr. 5 , S. 224-227
5. Ambroziak A.: Dobor warstw prejsciwich dla roznoimiennich zlaczy zgrzewanych tarciowo. Biuletyn Institutu spawa Inictwa 5(1999), pp. 55-58.
6. Ambroziak A.: Zgrzewanie tarciove metali trudnotopliwych w cieczy na tle innich metod spajania. Oficyna Wydawnicza Politechniki Wroclawskiej. Wroclaw, 1998.
7. Arcchi F.T. a.o.: Laser Handbook, Vol. 2, Nord – Holland Publishing Company, Amsterdam, 1972
8. B.E. Paton. Electron beam welding, Kiev, 1987
9. Bauerle, Laser processing and chemistry, Springer Verlag. Berlin, 170-171, pp. 586- 590, 2003
10. Blazczyk W., Melechow R., Tubielewicz K:Tytan I jego stopy. Wydawnictwo Politechniki Czestochowskiej, Czestochowa, 2004.
11. Bragaru, A., Picoş, C., Ivan, N., Optimizarea proceselor și echipamentelor tehnologice, Editura Didactică și Pedagogică, Bucureşti, 1996.
12. C.R Heipe, J.R. Roper, R.T. Stagner, R.J. Aden, Welding Journal, 62, 72s, 1983
13. C.R Heipe, J.R. Roper, Welding Journal, 61, 97, 1982
14. C.R Heipe, P. Burgardt, Welding Journal, 64, 159, 1985
15. Cicală, E., Metode de prelucrare statistică a datelor experimentale, Editura Politehnica, Timișoara, 1999.
16. Cunat J.P.: Aciers inoxydables. Techniques de l'ingenieur, 2008
17. Dean A., Voss D., Design and Analysis of Experiments, New York, Editura Springer,1999.
18. Durand-Charre M.: Microstructure of Steels and Cast Irons. Springer Verlag New York, 2004
19. F.T. Arcchi, E.O. Schulz-Dubois, Laser Handbook, vol. 2, Nord-Holland Publishing company, Amsterdam, 1972
20. Fabbro R. a. o.: Study of keyhole behaviour for full penetration Nd – Yag CW laser welding. Journal of Physics D: Applied Physics, No. 38, pp. 1881 – 1887, 2005
21. G. Neubert , R. Pinkernelle, ZIS-Mitteilungen, N1, pp. 40-45, 1980
22. G. Sayegh, A. Voisin, 4th International Colloquium On Welding And Melting By electron And Laser Beams – Cannes, France. Sept 88, Tom 1, P. 159-166
23. G.M. Oreper, J. Szekely, Metall. Trans., A, 18A, 1325, 1987
24. Galca A., Krol S., Szulc Z,: Platerwanie wybucowe jako podstawowa technologia witwarzania materialow bimetalicznych z tytanem Materialy VII Ogolnopolskiej Konferencji " Tytan I jego stopy". Warszawa – Serock, 24-26 pazdziernika 2005, pp.151-158.

25. Geels K.: Metallographie and Materialographic Specimen Preparation. ASTM International, 2007
26. Gembalski S., Kulesza U.: Platerowanie wybuchowe stali węglowej blacha tytanowa . Metaloznawstwo I obróbka cieplna (1974) pp. 39-50.
27. **Groza C.**, Buzdugan D., Mitelea I.: Modelling of Nd - YAG continuously laser welding process of Ti-6Al-4V and X5CrNi18-10 using factorial design. METAL 2013, 22th International Conference on Metallurgy and Materials, Conference Proceedings, 15 – 17 May 2013, Brno, Czech Republic, EU, ISBN 978-80-87294-39-0
28. **Groza C.**, Mitelea I., Dimian E.: Mechanical and structural characteristics of friction welded Ti-6Al-4V + X5CrNi18-10. METAL 2010 - 20 International Conference on Metallurgy and Materials, May 18 – 20, 2011, Brno, Czech Republic, EU, pp. 614 – 619, ISBN 978-80-87294-24-6
29. **Groza C.**, Mitelea I., Dimian E.: Mechanical and structural characteristics of friction welded Ti-6Al-4V + X5CrNi18-10. METAL 2011, 20th International Conference on Metallurgy and Materials, Conference Proceedings, 18 – 20 May 2011, Brno, Czech Republic, EU, pp.639 – 643, ISBN 978-80-87204-24-6
30. **Groza C.**, Mitelea I., Popescu M.: Aspects of austenitic stainless steels weldability. Scientific Bulletin of the "Politehnica" University of Timișoara, Vol 54(68), Special ISSUE S1, 2009, pp.25 – 30, ISSN 1224-6077
31. **Groza C.**, Mitelea I., Popescu M.: Aspects of austenitic steels weldability. Scientific Bulletin of the „Politehnica" University of Timișoara, Tom 54 (68), Fasc.S1, 2009, p. 25 – 30, ISSN 1224 – 6077
32. **Groza C.**, Mitelea I., Uțu I. D., Crăciunescu C. M.: Melted Zone Morphology by Laser Welding of Ti-6Al-4V with X5CrNi18-10. METAL 2012, 21th International Conference on Metallurgy and Materials, Conference Proceedings, May 23rd – 25th 2012, Brno, Czech Republic, EU, pp. 690 – 696, ISBN 978-80-87294-31-4
33. **Groza C.**, Mitelea I.: Incompatibility problems in obtaining Ti-6Al-4V + X10CrNi18-10 welds. Scientific Bulletin of the „Politehnica" University of Timișoara, Transactions on Mechanics, Vol.56(70), Fasc.S1, pp.32 - 36, 2011, ISSN 1224-6077
34. **Groza.C.**, Mitelea I.: Incompatibility problems in obtaining Ti-6Al-4V + X10CrNiTi18-10 welds . XIIIth International Symposium Young People and Multidisciplinary Research in the West Zone of Romania, Scientific Bulletin of the "Politehnica" University of Timișoara, Vol 56(70), Special ISSUE S1, 2011, pp.31 – 37, ISSN 1224-6077
35. Gugel H.a. o.: Materials Science and Engineering A 481 – 482, pp.668 – 671 (2008)
36. Guyon, J-P. Hulin, L. Petit, Hydrodynamique physique, Paris, 1994
37. H Koch, K-H Leitz, A Otto, Three dimensional simulation of laser keyhole welding. Laser Assisted Net Shape Engineering 5, Proceedings of LANE 2007, pp. 251
38. Hicks, C. K., Fundamental Concepts in the Design of Experiments, Holt, Rinehart and Winston, Inc. New York, 1982.
39. HONG WANG, YAOWU SHI, SHUILI GONG, Effect of pressure gradient driven convection in the molten pool during the deep penetration laser welding, Journal of materials processing and technology, vol. 184, pp.386-392, 2007

40. J.M. Drezet, S. Pellerin, C. Bezençon, S. Mokahem, Journal de Physique IV, 2004 (2th international conference Thermal Process Modeling and Computer Simulation, Nancy, March 2003)
41. J.S. Kim, Ultrasonic vibration aided laser welding of alloys improvement of laser welding quality, J. Laser Appl., vol. 7, pp.38-46, 1995
42. K. Watanabe, A study on occurrence and prevention of defects of FBW. (Report 2)Journal JWS, 44, N2, pp. 121-127, 1975
43. Kahraman N. a.o.: Joining of titanium/stainless steel by explosive welding and effect on interface. Journal of Materials Processing Technology, Vol. 169, Issue 2, pp. 127 – 133, 2005
44. Kahraman N. a.o.: Journal of Materials Processing Technology 169, pp.127 – 133 (2005)
45. Kireev L.S., Zamkov V.N.: Avtomaticheskaya Svarka, No. 7, pp. 34 – 40, 2002
46. L. Domergue, Etude de la convection capillaire lors de la fusion-solidification d'alliages industrielles par bombardement électronique délocalisé. Application au soudage. Thèse de doctorat. Soutenu 28 novembre 1997 a l'Ecole Centrale des Nantes
47. Liedke D. , Jönsson R. : Wärmebehandlung – Grundlage und Anwendungen für Eisenwerkstoffe. Kontakt und Studium Band 349 , expert Verlag , Ehningen 1991.
48. Lison R., Metzger G., Electron Beam Welding of Dissimilar Metals. Welding Journal (1976), pp.230-s-240s
49. Llimmaneevichitr, S. Kou, Welding Journal, 79, 126, 2000
50. M.S. Tsai, S. Kou, Numerical Heat Transfer, 17 A, 73, 1990
51. Mathieu, R. Shabadi, A. Deschamps, M. Suery, S. Matteï, D. Grevey, E. Cicala, Dissimilar material joining using laser (aluminum to steel using zinc-based filler wire), Optics & Laser Technology, vol. 39, pp. 652-661, 2007
52. Mihail, R., Introducere în strategia experimentării cu aplicații în tehnologia chimică, Editura Științifică și Enciclopedică, București, 1976.
53. Militaru, C., Dumitrescu, A., Petrescu, E., Statistică Tehnică. Editura Printech, București 2000.
54. Mitelea I., **Groza C.**, Crăciunescu C.: Copper Interlayer Contribution on Nd:YAG Laser Welding of Dissimilar Ti-6Al-4V Alloy with X5CrNi18-10 Steel. Journal of Materials Engineering and Performance, Vol. 22(8), 2013, pp. 2219 – 2224, ISSN 1059-9495
55. Mitelea I., **Groza C.**, Crăciunescu C.: Nd -YAG pulsed laser welding of Ti-6Al-4V alloy with X5CrNi18-10 stainless steel using copper interlayer. Journal of Materials and Manufacturing Processes, ISSN 1042 – 6914
56. Mitelea I., Lugscheider E., Tillmann W.: Știința materialelor în construcția de mașini. Editura Sudura, Timișoara, 1999.
57. Mitelea I., Radu B.: Materialografia îmbinărilor sudate. Editura de Vest, Timișoara, 2006
58. Mitelea I., Radu B.: Materialografia îmbinărilor sudate. Editura de Vest, Timișoara, 2006, p.41-79
59. Mitelea I.: Materiale ingineresti. Editura Politehnica Timișoara, 2009, p.151-156
60. Mitelea I.: Materiale ingineresti. Editura Politehnica, Timișoara, 2008
61. Mitelea I.: Știința materialelor, Vol.II, Editura "Politehnica" Timișoara, 2010, pp.188 - 195

62. Mitelea I.ș.a.: *Tratamentul termic al oțelurilor și fontelor*. Editura Didactică și Pedagogică București , 2005
63. N Chakraborty, S. Chakraborty, *Modelling of Turbulent Molten Pool Convection in Laser Welding of a Cooper-Nickel Dissimilar Couple*, International Journal of Heat and Mass Transfer, vol. 50, pp. 1805-1822, 2007
64. Neumann A. , Schober D. : *Reibschweißen von Metallen*. DVS Fachbuchreihe Schweißtechnik Band 107 , DVS – Verlag Düsseldorf , 1990 .
65. Neumann A. , Krause W. : *Ein Beitrag zur Schaffung der Grundlagen für die Einschätzung der Reibschweißbarkeit von Werkstoffkombinationen* . ZIS – Mitteilungen Halle 26 (1984) , Nr.1 , p. 79-86.
66. Nicholas E.D. : *Friction processing technologies*. *Welding in the world*, 2003, vol.47, nr.11/12, p. 2-9.
67. Nicholas E.D. : *Linear – Reibschweißen*. DVS Berichte Band 139, DVS Verlag , Düsseldorf , 1991 , p. 18-24 .
68. O.K. Nazarfno. *Avtomaiicheskaya Svarka*, 1, pp. 33-39 , 1982
69. Ochi, H., a. o. – *Friction Welding of 2017 and 6061 aluminium alloys to S45C carbon steel*, Journal of the Society of Materials Science, Japan 45(4) 1996, p. 459-464
70. P Blakeley, A. Anderson, *Investigation into the origin and effect of magnetic fields in EBW*, Welding institute UK, Doc 172/1982 Feb 82
71. P.A. Carvahlo, A.M. Deus, R. Colaco, R. Viller, *Acta Mater*, 46, 1781, 1998
72. *Poradnik Inzyniera. Spawalnictwo. Pod dedakcja Jana Pilarczya*. Wydawinctwo Naukowo-Techniczne, 2005.
73. R. Fabbro, S. Slimani, F. Coste, F. Briand, *Study of keyhole behaviour for full penetration Nd-Yag CW laser welding*, J. Phys. D: Appl. Phys., vol. 3, pp.1881-1887, 2005
74. R. Trivedi, A. Karma, T.S. LOO, P. Mazumder, M. Plapp, J.S Park, *Zermatt Workshop On "Solidification Microstructures"*, Ed. By M. Rappaz And R Trivedi, 1998
75. Rumsiski, I., *Prelucrarea matematică a datelor experimentale*, Editura Tehnică, București, 1986.
76. Russell, C., Roberta S., Taylor III, Bernard, W, *Operations Management*, Prentice Hall, Inc.: Upper Saddle River, New Jersey, 2003
77. Sălăgean T., Mitelea I., Vodă M.: *Metalurgia și sudarea oțelurilor inoxidabile*. SID 104 București, 1990, p.74-90
78. Samson K., Szymlek K., Walczak W.: *Proba optymalizacji parametrow zgrzewania wybuchowgo tytanu ze stala I aluminium*. *Materialy konferencji naukowo-technicznej. VII Konferencja Spawalnicza Szczecin 2002 " Postep w technologiach spawania w oslonach gazowych"* Miedzydroje, 21-23.05.2002. pp. 205-212
79. Schaefer R. : *Beitrag zum Reibschweißen der Energieumwandlung während des Schweißprozesses* . Dissertation RWTH Achen , 1971.
80. Szymlek K.: *Technologia platerwania blach stalowich tytanem*. VI Seminarium Naukowe Studentow I Mlodych Inzynierow Mechanikow. Gdansk, 5-6 grudnia 2002. pp.39-47
81. T. Debroy. S.A. David, *Rev. Mod. Phys.*, 67, 85, 1995
82. T.A. Mai, A.C. Spowage, *Characterisation of dissimilar joints in laser welding of steel-kovar, copper-steel and copper-aluminium*, *Materials Science and Engineering A*, vol. 374, pp. 224-233, 2004

83. Jițu, M., Oprean, C., Cicală, E. Statistică tehnică și control statistic, Editura Universității Lucian Blaga din Sibiu, 2001.
84. Jițu, M., Oprean, C., Cicală, E. Tehnici și metode în conducerea proceselor tehnologice, Editura Universității Lucian Blaga din Sibiu, 2001.
85. Todoran, I., Tratarea matematică a datelor experimentale – funcții empirice, Editura Academiei, București, 1976.
86. W. Zang, C-H. Kim, T. Debroy, Journal of applied physic, 95, pp.5520-5529, 2004
87. Walczak W.: Zgrzewanie wybuchowe metali i jego zastosowanie. WNT, Warszawa, 1989.
88. Wei P.S., Lii T.W., Journal Of Heat Transfer, 112, pp. 714-720 , 1990
89. Weider C. , Pichard C. : Role du soufre et de la morphologie inclusionnaire sur le soudage par friction des aciers de construction mecanique. Soudage et Techniques Connexes , Nr. 6 , 1989 , p. 31- 41
90. Welding Titanium a Designers and Users Handbook. Guide to Best Practice .1999.
91. Welz W. u.a. : Arbeitsbedingungen zum Reibschweißen pulvermetallurgisch hergestellter warmfester Aluminiumlegierungen . DVS Berichte Schweißtechnische Gemeinschaftsforschung 89(1989) , DVS Verlag Düsseldorf , p. 45-55 .
92. Winiowski A., Lutowanie twarde stali nierzewnej z aluminium I tytanem. Przegląd Spawalnictwa 9-10 (2006), pp 68-71
93. Winiowski A.: Lutowanie twarde stali nierzewnej z metalami lekkimi. Biuletyn Institutu Spawalnictwa 4 (2003), PP 46-50.
94. Winiowski A.: Lutowanie w prozni – mozliwosci i przyklady . Przegląd Spawalnictwa 8-9 (2004).
95. Wu C.F., Hamada M., Experiments: planning, analysis, and parameter design optimization, New York: Wiley – Interscience, 2000.
96. www.explomet.pl
97. x x x :Wärmebehandlung von Stahl: Härten , Anlassen ,Vergüten . Merkblatt 450, Stahl – Informations – Zentrum , Düsseldorf 1991 .
98. Xiang Zhong Jin, Lijun Li, Yi Zhang, J. Phys. D: Appl. Phys., vol. 35, pp. 2304-2310, 2002
99. Z. Sun, R. Karppi, The application of electron beam welding for the joining of dissimilar metals: an overview, Journal of Materials Processing Technology, vol. 59, pp. 257-267, 1996

ACKNOWLEDGEMENTS

This work was partially supported by the strategic grant POSDRU /6/1.5/S/13 project ID 6998/2008, cofinanced by the European Social Fund – Investing in People within the Sectoral Operational Program Human Resources Development 2007-2013.

This work was also supported by a grant of the Romanian National Authority for Scientific Research, CNCS – UEFISCDI, project number PN-II-ID-PCE-2011-3-0837. A stage support from the Department of Interface and Reactivity in Materials, Interdisciplinary Laboratory Carnot of the University of Bourgogne is also acknowledged by C. Groza.