

Contribuții privind procesul de sudare prin topire

a otelurilor inoxidabile Duplex

pentru obținerea titlului științific de doctor la Universitatea Politehnica Timișoara în domeniul de doctorat Ingineria materialelor

autor ing. Dumitru – Sorin URLAN

conducător științific Prof.univ.dr.ing. Ion MITELEA

Cap.1 Stadiul actual al cercetărilor privind comportarea la sudare a oțelurilor inoxidabile Duplex

1.2Aplicații ale oțelurilor inoxidabile Duplex

Oțelurile inoxidabile Duplex reprezintă pentru numeroase aplicații industriale o alternativă interesantă deoarece ele combină o rezistență mecanica ridicată cu o mare stabilitate la coroziune. Printre domeniile principale de utilizare, pot fi exemplificate următoarele [18],[21], [23]:

- platforme de foraj marin pentru petrol și gaze;
- fabrici de desalinizare a apei de mare;
- instalații pentru industria chimică;
- echipamente pentru industria alimentară.

1.3 Probleme care apar la sudare

Metalul de bază se livreaza sub forma de table, tevi, bare, sârme, piese turnate sau forjate, etc. care se află fie în stare hipercălită (tratament de călire pentru punere în soluție), fie în stare ecruisată mecanic. Din rațiuni tehnologice si economice, procedeele de sudare recomandate pentru aceste oțeluri sunt:

- sudarea manuala cu electrod invelit;
- sudarea WIG;
- sudarea MIG/MAG:
- sudarea cu sarma tubulara;
- sudarea sub strat de flux;
- sudarea in plasma.

Totusi procedeele de sudare în plasmă sau WIG fără material de adaos se vor evita. Pocedeul WIG se recomandă pentru sudarea stratului de rădăcină la sudarea dintr-o singură parte, ca de exemplu în cazul țevilor, unde sudarea manuala cu electrozi înveliți se va utiliza pentru straturile de umplere.

Conținutul de ferită al sudurii depinde de compoziția chimică a materialului de adaos selectat și de valorile parametrilor de proces. În metalul depus și în zona influențată termic, (ZIT), în timpul sudării se pot produce diferite reacții de precipitare. Precipitările vor avea loc aproape în exclusivitate în ferită datorită conținutului ridicat de Cr și Mo, a difuziei ridicate, precum și a solubilității mai reduse a N -ului în această fază. Cele mai importante două faze sunt faza sigma bogată în Cr și Mo, respectiv nitrurile. Faza sigma apare după expuneri prelungite la temperaturi ridicate și cauzează o fragilizare și o reducere a rezistenței la coroziune a



materialului. Nitrurile afectează rezistența la coroziune și pot fi întâlnite mai ales

în zonele cu conținut ridicat de ferită. Materialele de bază cu conținut ridicat de N sunt mai puțin sensibile la precipitarea nitrurilor în ZIT deoarece N promovează formarea austenitei și împiedică astfel formarea nitrurilor.

Aceste fenomene de precipitare se manifesta prin scaderea tenacitatii ZIT, prin cresterea sensibilitatii la fisurare post-sudare si prin diminuarea rezistentei la coroziune. Evitarea acestor probleme se poate face prin focalizarea procedurilor de sudare catre un timp minim de mentinere la temperatura de vârf atinsa, limtarea energiei liniare si a temperaturii între doua treceri successive.

În mod simplificat, se poate spune că este nevoie de limitarea superioară a căldurii introduse la sudare și a temperaturii între rândurile consecutive pentru a preveni formarea fazei sigma, respectiv de o limitare inferioară pentru a evita formarea nitrurilor.

Comparativ cu imbinarile sudate din oteluri inoxidabile austenitice la sudarea otelurilor inoxidabile Duplex pot apare urmatoarele defecte:

- o patrundere mai redusă, determinată de continutul ridicat în azot (fig.1.8);
- o tendinta usor marita de formare a porozitatilor si a incluzionilor de zgura (fig.1.9);
- stabilitatea arcului, fluiditatea si controlul arcului sunt usor mai reduse.

1.4 Obiectivele tezei de doctorat

Dificultățile semnalate la sudarea oțelurilor inoxidabile Duplex au impus efectuarea de ample cercetări experimentale care să urmărească îndeplinirea următoarelor obiective:

• Oportunitatea realizării unor îmbinări sudate din otel inoxidabil X2CrNiMoN22-5-3 prin procedeul MAG în curent pulsat și a unor îmbinări sudate manual cu arc electric între două oteluri disimilare (oțelul slab aliat 13CrMo4-5 și oțelul inoxidabil Duplex X2CrNiMoN22-5-3).

• Optimizarea parametrilor de regim termic ai procesului de sudare care să asigure obtinerea în sudură a unei microstructuri constituite din austenită si ferită cu o proporție de ferită mai mică decât cea prezentă în metalul de bază; totodată, se va evita precipitarea unor faze intermetalice în ZIT care pot afecta caracteristicile de tenacitate.

• Selecția unor materiale de adaos compatibile cu metalul de bază care să conducă la obținerea unui metal depus cu caracteristici de întrebuințare favorabile; astfel, s-a optat pe varianta utilizării unei sârme, E 2209, pentru îmbinări din materiale similare si pe folosirea unui electrod învelit, E 309L, pentru îmbinări disimilare (oțel Duplex + oțel slab aliat).

• Evaluarea calității îmbinărilor sudate "alb-negru" prin investigații ale structurii fine, structurii microscopice și încercări mecanice, cu stabilirea liniilor directoare care trebuie avute în vedere pentru evitarea defectelor posibile într-un caz particular de îmbinare a unor asemenea oțeluri.



Cap.2 Cercetari asupra procesului de sudare MIG/MAG in curent pulsat

2.4 Procedura experimentală

Sursa de sudare LUC 500 Aristo face parte din categoria surselor moderne de sudare cu invertor. Ea este construită în sistem modular, programabilă, cu microprocesor Siemens, cu posibilitatea conectării la PC.

2.5 Materiale utilizate. Stabilirea programului sinergic de sudare

Condiții inițiale de sudare:

- definirea îmbinării : omogenă

a. metal de bază :

table din otel inoxidabil Duplex, s = 12 mm având compoziția chimică redată în tab.2.2;

Tab.2.2 Compozițiachimică a oțelului inoxidabil Duplex X2CrNiMoN22-5-3, % masă

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

- tipul îmbinării : cap la cap pătrunsă ;

- grosimea sudurii : 12 mm
- poziția de sudare : orizontală PA.;
- tehnica de sudare : MAG în curent pulsat ;
- materialul de adaos : sârma E 2209-16 (cf. AWS A5.4) ;
- diametrul sârmei electrod: $d_s = 1,2mm$;
- gazul de protecție: Cronigon 2 (97,5 % Ar + 2,5 % CO_2), Linde;
- debitul de gaz: 18 l/min.;
- sensul de sudare : spre stânga ;
- înclinarea sârmei electrod: 85°;

Sudarea s-a făcut în poziție orizontală, poziția PA/SRENISO 6943/2000. Pregătirea rostului și poziționarea componentelor este prezentată în figurile 2.11si 2.12 S-a realizat o îmbinare cap la cap pătrunsă cu acces dintr-o parte.



Fig. 2.11 Forma și dimensiunile rostului de sudare



Iniversitatea

olitehnica

Fig. 2.12 Poziționarea componentelor pentru sudare

În figura 2.13 se prezintă poziționarea componentelor și a pistoletului de sudare.



Fig. 2.13 Componentele și pistoletul de sudare

Cercetările experimentale au urmărit studiul influenței energiei liniare asupra modificărilor structurale intervenite în zonele îmbinării sudate. În acest sens, au fost realizate 3 seturi de probe sudate cu diferite energii liniare, iar în fiecare caz s-au folosit 2 tehnologii diferite de sudare și anume una pentru realizarea stratului de rădăcină și alta pentru realizarea straturilor de umplere.



2.6 Concluzii

- Realizarea îmbinărilor sudate MAG în curent pulsat din table de oțel inoxidabil Duplex cu grosimea de 12 mm folosind ca material de adaos sârma E 2209 – 16 cu Ø 1,2 mm, gaz de protecție Cronigon 2, Q = 18 l/min., impune o tehnologie de sudare pentru stratul de rădăcină și o altă tehnologie pentru straturile de umplere.
- 2. Pentru evitarea străpungerii și a scurgerilor de metal topit, execuția stratului de rădăcină s-a făcut cu o energie liniară mai mică, de 6,9 kJ/cm, respectiv la următorii parametri de sudare :
 - viteza de avans a sârmei, 5 m/min.;
 - curentul mediu de sudare, 116 A;
 - tensiunea arcului electric, 20 V;
 - viteza de sudare, 20 cm/min.

3. Valorile optime ale parametrilor tehnologici de sudare pentru trecerile de umplere stabilite pe cale experimentală sunt:

- viteza de avans a sârmei, 8 9,5 m/min.;
- curentul de sudare, 180 230 A;
- tensiunea arcului, 28 30 V;
- viteza de sudare, 30 20 cm/min.;
- energia liniară, 10 20,7 kJ/cm.

4. Varierea energiei liniare la umplerea rostului de sudare între 10 și 20,7 kJ/cm, prin reducerea vitezei de sudare sau prin creșterea curentului a favorizat obținerea unui strat de rădăcină fără defecte de continuitate metalică și a unei suprafețe fără defecte de tipul crestăturilor marginale.



Cap.3 Investigații asupra structurii și proprietăților mecanice ale îmbinărilor sudate omogene din oțeluri inoxidabile Duplex

3.1 Examinări macrografice

Imaginile macrografice ale unor secțiuni transversale prin îmbinările sudate realizate cu energie liniară constantă a rostului de sudare și variabilă pentru straturile de umplere sunt arătate în figura 3.1.



- a -



- b -



-c-

Fig. 3.1 Imagini macrografice ale unor secțiuni prin îmbinările sudate :



 $a - E_1 rost = 6.9 kJ/cm; E_1 straturi umplere = 10 kJ/cm;$

b - $E_l rost = 6.9 kJ/cm$; $E_l straturi umplere = 15 kJ/cm$;

c - E_l rost = 6,9 kJ/cm; E_l straturi umplere = 20,7 kJ/cm.

Reactiv chimic : clorură ferică 10 cm3; acid clorhidric 30 cm3; alcool etilic 120 cm3

3.2 Examinări micrografice

Microstructurile reprezentative ale zonelor îmbinării sudate sunt redate în figurile 3.2 și 3.3. Se remarcă faptul că dacă metalul de bază (figura 3.2) are o structură alcătuită din cca. 52 % austenită și 48 % ferită (determinată cu un feritscop Fischer), metalul depus prezintă o structură cu orientare dendritică (figura 3.3), a cărei morfologie depinde de particularitățile ciclului termic de sudare. Astfel, în zona rostului de sudare, ciclul termic este cel mai sever, viteza de răcire este destul de mare și timpul de formare a austenitei din ferită este redus. Prin depunerea straturilor ulterioare apare o suprapunere a ciclurilor termice, porțiunea de sudură din rost este reîncălzită și ca urmare se favorizează pe de o parte recristalizarea grăunților de ferită, iar pe de altă parte, inițierea fenomenelor de precipitare a fazelor secundare. Ambele fenomene sunt specifice atât sudurii cât și zonei influențate termic.



Fig.3.2 Microstructura metalului de bază

Universitatea Politehnica Timișoara



Fig.3.3 Microstructura stratului de rădăcină

În mod normal, conținutul de ferită al metalului depus trebuie să corespundă indicelui de ferită FN 30 -100 (22 - 70 %)[69],[89],. Transpunând pe diagrama WRC – 92 [69] din fig.3.5,valorile Crech. și Ni ech. specifice metalului de bază și materialului de adaos și ținând seama de valoarea gradului de diluție, a fost estimat indicele de ferită al metalului depus, ca fiind FN 32 – 38 (24 – 28 %).



IOSUD - Universitatea Politehnica Timișoara Școala Doctorală de Studii Inginerești





- b -

Fig.3.4 Microstructura ultimei treceri la realizarea sudurii cu o energie liniară



 $E_l = 15 \text{ kJ/cm: } \mathbf{a} - \mathbf{x} \mathbf{50; } \mathbf{b} - \mathbf{x} \mathbf{200}$



În porțiunea din zona influențată termic (ZIT) adiacentă liniei de fuziune apare o structură predominant feritică (figura 3.6).

IOSUD - Universitatea Politehnica Timișoara Școala Doctorală de Studii Inginerești





- b -

Fig.3.6 Microstructura interfeței sudură – ZIT la realizarea sudurii cu o energie liniară: $E_1 = 15 \text{ kJ/cm}$: $\mathbf{a} - \mathbf{x}$ 50; $\mathbf{b} - \mathbf{x}$ 200



Limitarea energiei liniare de sudare la valorile stabilite ca optimale, alături de alierea suplimentară cu azot, micșorează tendința de creștere a granulației și de precipitare a fazei σ . Totodată, se constată precipitarea unor particule fine de nitruri, Cr₂N, cu aspect de plăcuțe și de carburi M₂₃C₆[8],[9],[40]. Cu cât energia liniară este mai mare cu atât cantitatea de ferită din sudură și din ZIT este mai mică și pericolul de formare a fazelor intermetalice este mai ridicat. De asemenea, prezenta azotului ca element de aliere frânează cresterea dimensiunii grăunților cristalini, iar ca urmare a solubilității sale mari în austenită, proporția de nitruri precipitate nu va fi foarte mare. O structură cu o proporție mare de ferită poate să diminueze tenacitatea la temperaturi scăzute, în timp ce o structură cu o cantitate prea ridicată de austenită afectează atât caracteristicile de rezistentă mecanică cât și rezistenta la coroziune sub tensiune în medii cu cloruri. Sensibilitatea față de fisurarea la cald este redusă tocmai prin concentrațiile mai înalte în Ni și în N. Totodată, rezistența la fisurare la rece a sudurii austenito-feritice și a porțiunii înalt feritizate din ZIT este înaltă, deși în zonele austenitice învecinate celei feritice se poate înmagazina o cantitate apreciabilă de hidrogen. Pentru eliminarea riscului de fisurare la rece se recomandă selecția unor materiale de sudare cu conținut redus în hidrogen și aplicarea unei preîncălziri la cca. 150 °C.

3.3 Analize EDX

În cursul solidificării băii de metal topit vitezele de răcire specifice sudării cu arcul electric sunt așa de mari încât provoacă o segregare a elementelor de aliere. În plus, transformarea feritei în austenită este asociată redistribuirii Cr, Ni, Mo și N între cele două faze (tab.3.1). Aceste date demonstrează că ferita se îmbogățește în Cr, Mo și sărăcește în Ni, N. Ca urmare, compoziția chimică a feritei este mai aliată cu Cr și Mo comparativ cu compoziția medie a sudurii și a austenitei.

 Fază
 Cr, % masă
 Ni, % masă
 Mo, % masă
 N, % masă

 Ferită / Ferită
 21,61 – 23,83
 5,40 – 6,22
 2,62 – 3,35
 < 0,052</td>

 Austenită/ Austenită
 19,92 – 21,5
 6,31 – 8,70
 2,51 – 2,98
 0, 31 – 0,58

Tab.3.1 Variația concentrației în elemente de aliere din sudură, pentru o energie liniară,

Eı	=	15	kJ/cm	
	_			

În tabelul 3.2 și figurile 3.7 și 3.8 este arătată variația concentrației în Cr, Ni, Mo în diversele porțiuni ale îmbinărilor sudate care au fost realizate cu o energie liniară, E_l de 6,9 kJ/cm pentru rostul sudurii și cu 15 kJ/cm pentru straturile de umplere.

Zona îmbinării sudate	Fază	Cr, % masă	Ni, % masă	Mo, % masă
Rădăcină sudură	F/F	23,62	7,16	2,98
	A / A	23, 14	7,85	2,67
Zona influențată termic	F/F	21,88	5,17	3,39
(ZIT)	A / A	20,76	5,83	2,87
Sudură – zona mediană	F/F	24,84	6,18	3,68

Tab.3.2Investigații EDX asupra zonelor îmbinării sudate



	A / A	22,60	8,55	2,47
Sudură – zona exterioară	F / F	23,71	7,20	2,73
	A / A	23,42	7,72	2,54
Metal de bază	F/F	23,18	4,08	3,29
	A / A	19,47	7,16	2,43

Asemenea variații de concentrație a elementelor de aliere în sudură și în zona influențată termic (ZIT) au la bază atât reacțiile de transformare cât și cele de precipitare desfășurate într-un interval larg de temperaturi, cuprins de regulă între 1300 °C și cca. 300 °C. Se subliniază faptul că gradul de redistribuire a elementelor de aliere depinde pregnant de ciclul termic global specific operației de sudare. Datorită temperaturilor înalte atinse în vecinătatea zonei de legătură, deși zona influențată termic devine predominant feritică la temperatura maximă atinsă la sudare, în cursul răcirii ulterioare se produce încă o transformare în stare solidă, cu formarea austenitei. În consecință, va apare o redistribuire a concentrației elementelor de aliere comparabilă cu cea observată în sudură.





Iniversitatea Politehnica

limisoara

Fig.3.7 Variația liniară a concentrației în Fe, Cr, Ni, Mo și N prezente în ultima trecere a stratului depus cuE₁ = 15 kJ/cm





niversitatea

olitehnica

Fig.3.8 Variația liniară a concentrației în Fe, Cr, Ni, Mo și N prezente în zona mediană a stratului depus cuE₁ = 15 kJ/cm

3.5 Proprietățile mecanice ale îmbinărilor sudate

Pentru aprecierea comportării materialului la eforturi mecanice exterioare au fost efectuate atât încercări de duritate cât și încercări statice de tracțiune.

Duritatea este caracteristica mecanică cea mai sensibilă la modificările structurale intervenite în material. În figurile 3.17 și 3.18 sunt redate curbele gradient de duritate pe secțiunea transversală a îmbinărilor sudate la o distanță de 2 mm de suprafața exterioară, respectiv de zona de început a rădăcinii.

Dacă în metalul de bază, se obțin valori ale microdurității HV $0.3 = 260...280 \text{ daN/mm}^2$, stratul de rădăcină prezintă valori HV $0.3 = 290...320 \text{ daN/mm}^2$, iar ultimul strat de umplere care a fost depus, are valori HV $0.3 = 280...300 \text{ daN/mm}^2$.

Aceste variații de microduritate sunt datorate pe de o parte modificărilor de compoziție chimică a celor două faze structurale (ferita și austenita) în stratul de rădăcină și în ZIT, iar pe de altă parte caracterului dendritic al microstructurii, indiferent de ciclul termic global specific fiecărei porțiuni din îmbinarea sudată.





Fig.3.17 Variația microdurității și a microstructurii pe secțiunea transversală a îmbinării sudate, E₁= 15 kJ/cm



Fig.3.18. Variația microdurității și a microstructurii pe secțiunea transversală a îmbinării sudate în zona stratului de rădăcină, E_i= 6,9 kJ/cm



Încercările dinamice de încovoiere prin șoc, evidențiază tendința unui material

către rupere fragilă. Pentru experimentări au fost utilizate epruvete prismatice cu o crestătură la mijloc în formă de V. Ele au fost preferate celor cu crestătură în formă de U deoarece energia de rupere determinată este acreditată în cea mai mare parte propagării fisurii. Conform normativelor în vigoare, caracteristica de încovoiere a acestor epruvete se rezumă la energia consumată pentru rupere, notată cu KV și exprimată în J. Pentru aprecierea caracteristicilor de tenacitate ale metalului depus au fost efectuate încercări la temperaturi cuprinse între +20 și -40 ⁰C. Crestătura epruvetelor a fost dispusă pe direcția grosimii metalului depus.

O parte din epruvete au fost testate în stare sudată fără tratament termic ulterior, iar alte probe au fost supuse tratamentului termic de călire pentru punere în soluție, după un regim termic similar celui aplicat epruvetelor pentru încercări la tracțiune statică.

Pentru comparație au fost testate și epruvete cu crestătura practicată în materialul de bază. Rezultatele furnizate de aceste încercări sunt redate în tab.3.21., iar pe baza acestora au fost trasate curbele de variație ale energiei de rupere în funcție de temperatura de încercare (fig.3.21).



Fig.3.21 Variația energiei de rupere cu temperatura de încercare



Cap. 4 Oportunități de realizare a îmbinărilor sudate din materiale

disimilare

4.3 Procedura experimentală

Condiții inițiale de sudare:

- definirea îmbinării : eterogenă

- a. metale de bază :table din otel inoxidabil Duplex cu table din otel slab aliat
 - 13CrMo4-5, s = 8 mm ;
- tipul îmbinării : cap la cap pătrunsă ;
- grosimea sudurii : 8 mm
- poziția de sudare : orizontală PA.;
- tehnica de sudare : manuală cu arcul electric ;
- materialul de adaos : sârma E 309MoL-16 (cf. AWS A5.4) ;
- diametrul electrodului: $d_s = 2,5mm$.

Sudarea s-a făcut în poziție orizontală, poziția PA/SRENISO 6943/2000. Pregătirea rostului, modul de poziționarea componentelor si aspectul exterior al imbinarii realizate sunt prezentate în fig. 4.1, 4.2 și 4.3. S-a realizat o îmbinare cap la cap pătrunsă cu acces dintr-o parte. Sudarea s-a făcut în 3 treceri, 1 trecere de rădăcină și 2 treceri de umplere cu următorii parametri tehnologici de sudare:

- curentul mediu de sudare, 85 A;

- tensiunea arcului electric, 26 28 V;
- viteza de sudare, 17-19 cm/min;
- energia liniară, 7.5 7,8 kJ/cm;

Conform fig.4.2, umplerea rostului s-a făcut într-un număr de 2 treceri iar temperatura între doua treceri succesive a fost limitata la 200 °C.

 Tab. 4.1Compozitia chimica a materialelor folosite

Tipul de material	Compozitia chimica, % masa									
	С	Mn	Si	Р	S	Cr	Ni	Мо	Cu	N
Metal de baza,	0,026	1,86	0,74	0,019	0,014	22,2	5,10	2,94	-	0,16
X2CrNiMo22-5-3										
Metal de baza,	0,11	0,59	0,32	0,021	0,022	0,94	-	0,51	0,18	-
13CrMo4-5										
Material de adaos,	0,024	1,06	0,75	0,019	0,015	22,96	12,80	2,35	-	-
E309MoL-16										

Tab. 4.2 Valorile cromului echivalent si nichelului echivalent

Tipul de material	Crom echivalent- Cr _{ech.} ,%	Nichel echivalent- Ni _{ech.} ,%
Metal de baza,	25,14	9,21
X2CrNiMo22-5-3		
Metal de baza,	1,93	3,595
13CrMo4-5		
Material de adaos,	26,435	14,05
E309MoL-16		



4.5Analiza macro-și micrografică a îmbinărilor sudate

Imaginea macrografică din fig.4.5 evidentiaza profilul si latimea zonelor caracteristice ale imbinarii sudateprecum si absenta defectelor de continuitate metalica de tipul fisurilor, incluziunilor de zgura, porilor, etc.



Rezultatele investigațiilor metalografice (fig.4.6...4.9) efectuate asupra unor probe prelevate după o direcție perpendiculară față de axa longitudinală a sudurii, confirmă predicțiile oferite de diagrama Schäffler. Astfel, cusătura sudată prezintă o structură dendritică formată din austenită și o proporție de 12 - 16% ferită δ (fig.4.6) care să preîntâmpine fisurarea la cald. Metalul de bază inoxidabil Duplex va prezenta în subzona de supraîncălzire a zonei influențate termic (Z.I.T.) o microstructură alcătuită din cca. 40 - 42% austenită si 58 - 60 % ferită (fig.4.7a). Procesul de solidificare se amorsează pe pereții cristalelor ambelor metale de bază rămase în stare solidă, iar creșterea grăunților este epitaxială. În zona adiacentă liniei de fuziune a oțelului inoxidabil Duplex, căldura dezvoltată la sudare a favorizat punerea în soluție aparticulelor de faze secundare și o ușoară dezvoltare dimensională a grăunților cristalini (fig.4.7a).



- a -

- b -

Fig. 4.6 Cusătura sudată: a – strat rădăcină; b – strat de umplere

În schimb, subzona de supraîncălzire din zona influențată termic (Z.I.T) a oțelului cu punct de transformare în stare solidă se caracterizează printr-o microstructură eterogenă ferito-bainitomartensitică (fig.4.7a) determinată în principal de eterogenitățile diluției. Prezența elementelor de aliere (Cr, Mo) formatoare de carburi ridică valorile punctelor critice Ac₁ și Ac₃ întârziind transformările cu difuzie în cursul procesului de austenitizare. Ca urmare, în Z.I.T. se va obține o austenită neomogenă care prin răcire cu viteză mare va conduce la formarea localizată a unor colonii martensitice cu conținut ridicat în carbon. (fig.4.7a).

IOSUD - Universitatea Politehnica Timișoara Școala Doctorală de Studii Inginerești





-a-

-b-

Fig. 4.7 Interfața MD - MB: ; a - sudură - oțel slab aliat;b - sudură - oțel inoxidabil Duplex



Fig. 4.8 Metale de bază : a – oțel slab aliat ; b- oțel inoxidabil Duplex

Cele două metale de bază neafectate de procesul de sudare, au o microstructură alcătuită din ferită aliată + bainită + perlită (fig.4.8a – oțel 13CrMo4-5), respectiv austenită + ferită (fig.4.8b – oțel X2CrNiMoN22-5-3).

Pe baza acestor rezultate se poate concluziona faptul că la rosturile în formă de V, datorită gradelor diferite de diluție obținute pe secțiunea transversală a cusăturii sudate, se formează constituenți microstructurali de natură diferită.

În primă aproximație, zona de tranziție a unor asemenea îmbinări sudate se compune din următoarele trei domenii structurale :

Z.I.T a oţelului 13CrMo 4-5 / reţea martensitică / metal depus austenito-feritic.

IOSUD - Universitatea Politehnica Timișoara Școala Doctorală de Studii Inginerești



Domeniul structurii martensitice începe nemijlocit pe linia de fuziune și se întinde în metalul depus. Una din cauzele care au condus la apariția fazei martensitice o constituie turbulențele din metalul depus determinate de presiunea arcului electric astfel că adesea iau naștere și insule cu o asemenea microstructură, acestea din urmă sunt favorizate în cazul sudării manuale [24].

Cap.5 Rezistența la coroziune a îmbinărilor sudate MAG în curent pulsat din oțeluri inoxidabile Duplex

Aprecierea comportării la coroziune a îmbinărilor sudate înainte și după aplicarea tratamentului termic de călire pentru punere în soluție s-a făcut prin voltametrie liniara. Această metodă constă în măsurarea curentului care se dezvoltă într-o celulă electrochimică aplicând o tensiune la bornele circuitului între două potențiale, unul maxim pozitiv și altul maxim negativ, cu un gradient de variație constantă.

Pentru testare s-a folosit o celula de coroziune cu trei electrozi: electrod de lucru (proba), electrod de referinta (electrod saturat de calomel) si contraelectrod (un electrodde platina).

Potentialul a fost variat cu o viteza de scanare de 0,16 mV /s. Domeniul de baleiere a

potentialului difera in functie de proba, si se poate urmari pe fiecare grafic in parte. Pentru testare, intervalul de potential a fost de la -500mV si +1500mV.

Modul de lucru este prezentat în figura 5.7 și presupune aplicarea unei tensiuni între electrodul de lucru și electrodul de referință și măsurarea curentului care ia naștere între probă și electrodul auxiliar.

Instalația de lucru folosită (fig.5.8) constă din potențiostatul SP-150 și celula de coroziune electrochimică de la firma BioLogic Science Instruments.



Fig. 5.8Instalația de voltametrică ciclică SP150

Ca mediu de testare s-a folosit o soluție de clorură de sodiu cu o concentrație de 3.5 %. Aria suprafaței probei care s-a aflat în contact cu mediul coroziv a fost de 1 cm^2 . Pe baza măsurătorilor s-au trasat curbele de polarizare, prezentate comparativ în figurile 5.9a si 5.9 b, iar în urma trasării tangentelor între ramura catodică și cea anodică s–au determinat potențialul, curentul și rata de de coroziune (tab. 5.3).



Tab.5.3 Valorile rezultate în urma încercărilor potențiostatice

Provenjenta probej	Parametrii de coroziune					
	i _{corr} , nA/cm ²	U _{corr} , mV	V _{corr} , nm/year			
Metal de baza, MB	44.66	-141.2	1532			
Sudurafaratratamenttermic ulterior	12, 52	21,6	1135			
Sudura cu tratamenttermic ulterior	3.74	-135,7	775			
ZIT fara tratament termic ulterior	630.48	-75.5	10231			
ZIT cu tratamenttermic ulterior	75.07	12.4	2141			

Cap.6 Concluzii finale și contribuții originale. Direcții viitoare de cercetare

5. Investigațiile micrografice și analizele de difracție cu raze X conduse în zone care să includă întreaga îmbinare sudată au indicat apariția unor reacții de transformare și de precipitare care sunt determinate în principal de compoziția chimică și de microstructurile locale generate de ciclul termic indus. Pentru condițiile de sudare folosite, metalul de bază este constituit din cca. 52 % austenită și 48 % ferită, iar sudura, din cca. 26 – 32 % ferită și 68 – 74 % austenită, conținutul de ferită micșorându-se pe măsură ce ne deplasăm de la suprafață către stratul de rădăcină.

6. Procesul de **cristalizare primară și secundară** a băii de metal topit se manifestă printr-o segregare a elementelor de aliere și printr-o redistribuire a acestora între cele două faze, ferita și austenita.

Urmare a temperaturilor înalte atinse în zona adiacentă liniei de fuziune, cu o grosime mică, de cca. $120 - 160 \mu m$, microstructura acesteia devine predominant feritică, iar prin răcire ulterioară se declanșează transformarea parțială în austenită.

7. Execuția stratului de rădăcină cu o energie liniară de 6,9 kJ/cm și a straturilor de umplere cu valori ale acesteia de 10 - 20 kJ/cm, previne declanșarea fenomenului de fisurare prin licuație a sudurii și limitează precipitarea unor faze intermetalice fragile în zonele îmbinării sudate.

8. Rezultatele **încercărilor mecanice** dovedesc existența unei bune compatibilități între metalul de bază și metalul depus, iar aplicarea tratamentului termic ulterior sudării (călire pentru punere în soluție) favorizează o creștere a rezistenței la rupere cu cca. 18 % și a energiei de rupere cu cca. 8 - 12 %.

9. Spectrele de **dispersie în energie a razelor X**, alături de rezultatele analizelor chimice cantitative în microvolume de material, au demonstrat că pe secțiunea transversală a îmbinărilor sudate apar variații în limite restrânse ale concentrațiilor în elemente de aliere determinate esențial de particularitățile procesului de solidificare a băii de metal topit.



10. Aplicarea **postsudare** a tratamentului termic de **calire pentru punere in solutie** la parametrii tehnologici specifici metalului de baza (1060°C/apă) provoacă refacerea echilibrului structural si o repartitie uniforma a elementelor de aliere (Cr, Mo, Ni) intre ferita si austenita atat in sudura cat si in ZIT-ul imbinarilor sudate.

11. Elucidarea unor **aspecte fenomenologice** care apar la sudarea manuală cu arcul electric a oțelurilor inoxidabile Duplex cu oțeluri slab aliate și care privesc în esență transformările structurale declanșate în îmbinarea sudată eterogenă, interacțiunea dintre materialul componentelor, lucrarea aducând contribuții referitoare la modificarea compoziției chimice a băii topite, natura și dimensiunile zonei de tranziție dintre aliajul solid și baia topită, efectul parametrilor de sudare asupra morfologiei zonelor topite.

12. Urmare a **călibilității** relativ mari a **oțelului 13CrMo 4-5**, datorată elementelor de aliere alfagene (Cr, Mo) formatoare de carburi, în zona influențată termic se obține o austenită neomogenă care prin răcire cu viteză mare conduce la formarea localizată a unor **colonii martensitice** cu conținut ridicat în carbon și valori de duritate HV = $260...270 \text{ daN/mm}^2$.

Bibliografie

18. Coussement C. - Application industrielle de l'acier inoxydable duplex dans l'industrie pétrochimique - endommagement d'un serpentin de réacteur en duplex. Revue de la soudure, 1994, 2, pp. 52-55.

21. Dhooge A., a.o. - Duplex stainless steels. Applications, advantages and limitations. Revue de la soudure, 1997, 1, pp 63-70.

32. Jiang Y., Tan H., Wang Z., Hong J., Jiang L., Li J. - Influence of Creq/Nieq on pitting corrosion resistance and mechanical properties of UNS S32304 duplex stainless steel welded joints, Corros Sci, 70 (2013), pp. 252–259

33.Jian L., Yaling D., Longfei L., Xiaoming W. - Microstructure of 2205 duplex stainless steel joint in submerged arc welding by post weld heat treatment. J. Of Manufacturing Processes, Vol.16, Issue 1, 2014, pp. 144 – 148

40. Lippold J.C., Kotecki D.J. - Weldability of stainless steels, Welding Metallurgy, John Wiley &. Sons, New Jersey (2005), pp. 230–253

44. Luo J., Liu D.J., Zhao G.J., Wang X.J., Ran H.Q. - Relationship between microstructure of fusion zone and mechanical properties of 2205 duplex stainless steel joint in double-sided submerged arc welding, Rare Metal Materials and Engineering, 40 (2011), pp. 369–374

72. Shaoning G., Junsheng S., Lingyu G., Hongquan W. - Evolution of microstructure and corrosion behavior in 2205 duplex stainless steel GTA – welding joint. J. of Manufacturing Processes, Vol. 19, 2015, pp. 32 - 37

75. Tan H., Wang Z., Jiang Y., Yang Y., Deng B., Song H. - Influence of welding thermal cycles on microstructure and pitting corrosion resistance of 2304 duplex stainless steels. Corrosion Science, 2012, 55, pp.368–377



80. Ureňa A., Otero E., Utrilla M.V., Munez C.J. - Weldability of a 2205 duplex stainless steel using plasma arc welding, Journal of Materials Processing Technology, 182 (2007), pp. 624–631

88. Young M.C., Chan S.L.I., Tsay L.W., Shin C.S. - Hydrogen-enhanced cracking of 2205

duplex stainless steel welds, Materials Chemistry and Physics, 91 (2005), pp. 21-27

96. xxx - How to weld duplex stailess steels. Avesta Welding, 2014, pp. 2-18

97. xxx - Practical guidelines for the fabrication of Duplex stainless steels. International Molybdenum Association, 2001, pp. 3 - 39