

MINISTERUL EDUCATIEI SI INVATAMANTULUI
INSTITUTUL POLITEHNIC "TRAIAN VULPIA" TIMISOARA

Ing. MILOS LIVIUS

TEZA DE DOCTORAT

BIBLIOTECA CENTRALĂ
UNIVERSITATEA "POLITEHNICA"
TIMIȘOARA

CONDUCĂTOR ȘTIINȚIFIC,
Prof.dr.doc.șt.ing. POPVIDI VLADIMIR

1 9 8 7

MINISTERUL EDUCATIEI SI INVATAMINTULUI
INSTITUTUL POLITEHNIC "TRAIAN VUIA" TIMISOARA

Ing.MILOS LIVIUS

STUDIUL STRATURILOR INTERMEDIARE
FOLOSITE LA SUDAREA SI INCARCAREA OTELURILOR ALIATE

CONDUCATOR STIINTIFIC,
Prof.dr.dec.st.ing.POVOVICI VLADIMIR

1 9 8 7

525.205
3

INSTITUTUL POLITEHNIC TIMISOARA	
B	
Volumele	525 205
Dulap	182 F

C U P R I N S

	Pag.
PARTEA I-a	
INTRODUCERE.....	1
1.STRUCTURI SUDATE DIN OTELURI DIFERITE.....	7
1.1.Structuri sudate exploatate la temperatura ambiantă.....	7
1.2.Structuri sudate exploatate la temperaturi ridicate.....	12
1.3.Structuri sudate exploatate în medii agresive la tem- peraturi ridicate.....	15
2.ETEROGENITATEA METALULUI CUSATURII SI STRUCTURA ZONELOR IMBINARII SUDATE DIN OTELURI DIFERITE.....	18
2.1.Eterogenități chimice.....	18
2.2.Eterogenități structurale.....	22
2.3.Condițiile formării și particularități ale metalului din zona de <i>trecere</i> a îmbinării.....	29
2.4.Influența compoziției chimice a metalului cusăturii asupra proprietăților zonei de <i>trecere</i> a îmbinării sudate.....	34
PARTEA II-a	
3.PROCESE DE DIFUZIE ÎN ZONA DE TRECERE A ÎMBINĂRILOR SUDATE ALE OTELURILOR ALIATE DIFERITE.....	37
3.1.Particularitățile formării și dezvoltării stratu- rilor difuzionale în zona de <i>trecere</i> a îmbinării sudate.....	37
3.2.Influența nivelului de aliere a metalului de bază și a metalului cusăturii asupra formării straturi- lor difuzionale.....	42
3.3.Calculul lățimii straturilor difuzionale.....	45
4.TEHNologii NOI DE SUDARE A OTELURILOR ALIATE DIFERITE ELABORATE PENTRU INDUSTRIA CHIMICA, PETROCHIMICA ȘI PETROLIERA.....	50
4.1.Parametrii regimului de sudare.....	52
4.1.1.Curentul de sudare.....	53
4.1.2.Tensiunea arcului.....	55
4.1.3.Viteza de sudare.....	56

4.1.4.	Diametrul electrodului.....	57
4.1.5.	Parametrii secundari ai regimului de sudare.....	58
4.2.	Modul de pregătire al rostului de sudare.....	61
4.2.1.	Geometria rostului de sudare.....	61
4.2.2.	Pregătirea rostului de sudare.....	65
4.3.	Realizarea stratului tampon.....	70
4.3.1.	Materiale de adaos.....	70
4.3.2.	Tehnologia de sudare a stratului tampon.....	71
4.3.3.	Pregătirea rostului de sudare pentru îmbinarea sudată.....	75
4.4.	Tratamentul termic al îmbinărilor sudate din oțeluri aliate diferite.....	75
4.4.1.	Tratamente termice înainte de sudare.....	76
4.4.2.	Tratamente termice după sudare.....	77
5.	CERCETARI EXPERIMENTALE PRIVIND SUDAREA SI INCARCAREA OTELURILOR ALIATE DIFERITE FAZOSINT STRAT TAMPON.....	79
5.1.	Sudarea și încărcarea oțelurilor perlitice cu oțeluri martensitice.....	79
5.1.1.	Cadrul tehnologic.....	79
5.1.2.	Materiale de adaos și regimuri de sudare.....	82
5.1.3.	Testarea depunerilor.....	85
5.2.	Sudarea oțelurilor perlitice cu oțeluri austenitice....	92
5.2.1.	Cadrul tehnologic.....	92
5.2.2.	Materiale de adaos și regimuri de sudare.....	93
5.2.3.	Testarea îmbinărilor sudate.....	95
5.3.	Sudarea oțelurilor placate cu oțeluri feritice.....	107
5.3.1.	Cadrul tehnologic.....	107
5.3.2.	Materiale de adaos și regimuri de sudare.....	109
5.3.3.	Testarea îmbinărilor sudate.....	110
5.4.	Sudarea oțelurilor placate cu aliaje de nichel.....	120
5.4.1.	Cadrul tehnologic.....	120
5.4.2.	Materiale de adaos și regimuri de sudare.....	125
5.4.3.	Testarea îmbinărilor sudate.....	126
6.	CONSIDERATII FINALE SI CONTRIBUTII ORIGINALE.....	134
6.1.	Considerații finale.....	134
6.2.	Contribuții originale.....	137
6.2.1.	In domeniul cercetării fundamentale.....	137
6.2.2.	In domeniul cercetării aplicative.....	138
	BIBLIOGRAFIE.....	141

I N T R O D U C E R E

Industria chimică, petrochimică și petrolieră, ramură importantă în contextul economiei interne și internaționale a cunoscut și cunoaște o dezvoltare importantă în țara noastră.

Reducerea greutateii proprii, creșterea puterii, temperaturii, presiunii și rezistenței chimice în exploatarea structurilor pentru construcții de mașini și echipamente necesită utilizarea oțelurilor și aliajelor înalt aliate. Respectivetele metale se utilizează la realizarea subansamblurilor și reperelor puternic solicitate mecanic, termic sau în medii chimice agresive.

Imbinarea componentelor din oțeluri și aliaje, diferite aliate, se face de regulă prin sudare, sutura păstrând proprietățile de întrebuințare și satisfăcând necesitățile de exploatare. Prin sudare, se obține o scădere importantă a prețului de cost și crește tehnologicitatea fabricației.

Structurile sudate din oțeluri diferite aliate s-au extins în ultimii 20-30 de ani în diverse domenii, în mod deosebit în energetică, chimie, petrochimie și construcția centralelor nucleare. Utilizarea deosebită, în astfel de structuri, dobîndesc oțelurile placate.

Cercetări vizînd încărcarea și sudarea oțelurilor aliate diferite au fost abordate în ultimii 10-12 ani și la catedra de Utilajul și tehnologia sudării de la facultatea de Mecanică a Institutului Politehnic "Traian Vuia" din Timișoara sub conducerea prof.dr.doc.șt.ing. Popovici Vladimir /95,75,76,77,78,80,81,82,83/, fiind îndreptate spre realizarea de tehnologii de sudare competitive, cu materiale de adaos fabricate în țară.

Imbinarea prin sudare a oțelurilor diferite este caracterizată de o serie de fenomene specifice. Eterogenitățile chimice, structurale și procesele de difuzie din zona de legătură a imbinării sudate, modalitățile de limitare și evitare a acestora, folosind straturi tampon, în condițiile elaborării unor

tehnologii de sudare fiabile, folosind materiale de adaos produse în țară, constituie tematica cercetărilor desfășurate în prezenta lucrare.

Teza este organizată pe 6 capitole și cuprinde 152 pagini, 124 figuri + fotografii, 23 tabele și o listă bibliografică cu 163 titluri, din care 15 sînt lucrări publicate sau realizate de autor, singur sau în colaborare.

Capitolul 1 prezintă exemple reprezentative de structuri sudate din oțeluri diferite, clasificarea acestora făcîndu-se în funcție de condițiile de exploatare: temperatură, presiune, rezistență mecanică și la uzură, agresivitatea mediului tehnologic. Detalii din structura sudată a turbinelor hidraulice și a matrițelor monoglob sînt prezentate, ca exemple, pentru structuri sudate din oțeluri diferite exploatate la temperatura ambiantă. Din clasa structurilor sudate exploatate la temperatură și presiune ridicată sînt prezentate, subansamble din echipamente energetice, petrochimice și termonucleare, iar structuri sudate pentru reactoare din industria chimică și petrochimică, realizate din oțeluri placate sînt considerate exemple tipice, de structuri exploatate în medii chimice agresive, la temperaturi ridicate. Exemplele prezentate sînt analizate din punct de vedere al materialelor de bază utilizate, materialelor de adaos, procedeelor de sudare, necesității și importanței structurilor tampon la sudarea și încălzirea diferitelor oțeluri.

Eterogenitățile chimice și structurale ale metalului cusăturii și zonei de trecere a îmbinărilor sudate din oțeluri diferite face obiectul capitolului 2. Se precizează că, diferența de proprietăți termofizice dintre oțelurile din clase structurale diferite determină grade diferite de topire a mușchilor rostului și prin urmare participări diferite a celor două metale la formarea cusăturii, aceasta fiind cauza apariției eterogenităților chimice. Eterogenitățile structurale, urmare a celor chimice se apreciază pentru diverse cazuri necrete de sudare, (care fac obiectul cercetărilor experimentale realizate în capitolul 5), cu ajutorul diagramei Schöffler-De Long, rezultatele determinărilor teoretice prealabile, fiind certificate de analiza microstructurală. Condițiile de formare și particularitățile metalului din zona de trecere a îmbinării

sudate, sînt explicate prin prisma proceselor de cristalizare, care determină structura zonei, cu posibilități de apariție a unor straturi de compoziție tranzitorie, straturile de cristalizare evolutive (funcție de condițiile de răcire) și de procesele difuzionale, care determină apariția straturilor difuzionale. Finalul capitolului analizează influența compoziției chimice a metalului cusăturii asupra proprietăților zonei de trecere a îmbinării sudate.

Cu atenție deosebită s-a acordat proceselor de difuzie, desfășurate în zona de trecere a îmbinărilor sudate ale oțelurilor diferit aliate (capitolul 3). Particularitățile formării și dezvoltării straturilor difuzionale sînt explicate în baza legilor difuziei, ale lui Fick, datorate solubilității diferite a elementelor de aliere, în soluția lichidă a metalului cusăturii și respectiv soluția solidă a metalului de bază, timpul de contact al celor două faze și temperaturii pe interfața de contact. Este reliefată influența nivelului de aliere a metalului de bază și a metalului cusăturii, respectiv conținutul în elemente carburigene (în mod deosebit al cromului), asupra intensității dezvoltării straturilor difuzionale, precum și posibilitățile de limitare ale acestora prin conținutul de nichel din stratul intermediar. În finalul capitolului, sînt prezentate metode analitice ale determinării lățimii straturilor difuzionale și argumentarea practică, prin determinările microstructurale cu sonda electronică. Datele teoretice cuprinse în acest capitol au asigurat instrumentul tehnico-stiințific al determinărilor experimentale prezentate în capitolele 4 și 5.

Noi tehnologii de sudare ale oțelurilor diferit aliate, folosind straturi intermediare (tampon), elaborate pentru echipamente din industria chimică, petrochimică și petrolieră fac obiectul capitolului 4. Analiza parametrilor principali și secundari ai regimului de sudare face în idee realizării unor straturi intermediare cu compoziție chimică și structurale controlate și a straturilor eterogenităților chimice, structurale și a straturilor

lor difuzionale. Geometria rostului de sudare și modul de prelucrare al său, în concordanță cu prevederile normativelor în vigoare, sînt considerate ca elemente esențiale în obținerea unor îmbinări sudate de calitate. Atenție deosebită se acordă modului de realizare și tehnologiei de sudare a stratului tampon. Sînt prezentate rezultatele obținute la îmbinarea diferitelor combinații de oțeluri diferit aliate și a oțelurilor placate în condiții concrete de sudare. Finalul capitolului cuprinde unele considerații, referitoare la tratamentul termic necesită de îmbinările sudate ale oțelurilor diferit aliate.

Cercetările experimentale și rezultatele obținute sînt concentrate în capitolul 5. Sînt prezentate rezultatele obținute în elaborarea de tehnologii noi de sudare, folosind straturi tampon, în cadrul unor contracte de cercetare științifică ale catedrei Utilajul și tehnologia sudurii, a Facultății de Mecanică din Institutul politehnic "Traian Vuia" din Timișoara cu Intreprinderea "Autobuzul" și "Trustul de antrepriză generală construcții-montaje și reparații în industria chimică" București în perioada 1976-1986. Cercetările s-au extins asupra unor îmbinări sudate reprezentative din oțeluri diferit aliate și oțeluri placate, folosite în industria constructoare de mașini, petrochimică, chimică și petrolieră. Se cercetează materialele de adneș și regimurile de sudare utilizate în cadrul experimentărilor de laborator, tratamentele termice aplicate, influența lor asupra extinderii straturilor difuzionale. Calitatea îmbinărilor sudate este testată

printr-un program complex de încercări, în conformitate cu prescripțiile în vigoare pe plan intern și internațional. Un subcapitol aparte, în cadrul programelor de încercări al tipurilor reprezentative de îmbinări sudate, îl constituie investigațiile efectuate asupra zonei de trecere a îmbinărilor sudate, cu ajutorul microscopiei electronice, cercetându-se în detaliu variația principalelor elemente chimice în lungul acestei zone și distribuția elementelor crom, siliciu, nichel, mangan, pe direcțiile: strat tampon - metal cusătură placaj și strat tampon - metal cusătură suport.

În finalul tezei, capitolul 6 prezintă considerațiile finale rezultate din lucrare și contribuțiile originale.

Teza de încheie cu prezentarea bibliografiei cercetate.

Rezultatele obținute și concretizate în prezenta teză de doctorat, cu largi aplicații pe marile șantiere ale industriei chimice, petrochimice, termonucleare și petroliere, sînt urmarea unei activități de peste 10 ani în cadrul Institutului politehnic "Traian Vuia" din Timișoara, sub îndrumarea de înaltă competență tehnico - științifică, sistematică și neprecupețită a conducătorului științific, tov. prof.dr.doc.st.ing. Popovici Vladimir, căruia îi mulțumesc din tot sufletul pentru sprijinul moral permanent acordat și pentru indicațiile prețioase tehnico-științifice acordate pe timpul elaborării tezei.

Mulțumiri se cuvind de asemenea colegilor de

la catedra Utilajul și tehnologia sudării și colectivului de Studiul metalelor din catedra de Tehnologia construcțiilor de mașini de la Facultatea de Mecanică a Institutului politehnic "Traian Vuia" din Timișoara, pentru numeroasele consultații de specialitate și sprijinul acordat sub diverse forme pe tot timpul pregătirii mele în domeniul sudării.

Aduc de asemenea mulțumiri pentru sprijinul material acordat, conducerii și colaboratorilor din cadrul Trustului de antrepriză generală construcții, montaje și reparații în industria chimică București, care prin contractele de cercetare încheiate mi-au permis cercetările experimentale cuprinse în teză. Colaboratorilor din cadrul ICCPDC București, Filiala Timișoara și ISIM Timișoara le mulțumesc pentru sprijinul acordat la realizarea unor încercări.

1.-STRUCTURI SUDATE DIN OTELURI DIFERITE

Structurile sudate din oțeluri diferite s-au extins în ultimii 20-30 ani. Necesitatea lor tehnică a fost determinată de considerente tehnologice: creșterea puterii echipamentelor, a temperaturii și presiunii de exploatare, agresivitatea mediului tehnologic vehiculat și de aspecte economice: reducerea greutateii proprii și a costului de fabricație.

Structurile sudate din oțeluri diferite sînt utilizate în diverse domenii, extinderea lor avînd loc în mod deosebit în energetică, chimie, petrochimie și centrale atomonucleare.

Caracteristic pentru astfel de structuri sînt combinațiile de oțeluri și aliaje metalice din componența lor, acestea putînd fi din aceeași clasă structurală sau din clase structurale diferite. Utilizare recentă și de perspectivă o-au oțelurile placate.

Delimitarea structurilor sudate din oțeluri diferite și implicit alegerea combinațiilor de oțeluri se face în funcție de condițiile de exploatare (fig.1.1) și anume:

- temperatura de exploatare;
- rezistența mecanică;
- rezistența la uzură;
- agresivitatea mediului tehnologic, etc.

Particularitățile îmbinării prin sudare a oțelurilor și aliajelor diferite, determinate de neomogenitățile chimice, structurale și mecanice, nivelul tensiunilor proprii influențează alegerea materialelor de bază a materialelor de adaos, tehnologiilor de sudare și a tratamentelor termice ulterioare.

Una din posibilitățile de limitare și evitare a neomogenităților chimice și structurale, a tensiunilor proprii o constituie utilizarea straturilor intermediare (tampon) depuse pe una din muchiile rostului de sudare, strat tampon din oțel sau aliaj diferit, compatibil ambelor oțeluri sau aliaje.

1.1.- Structuri sudate exploatate la temperatură ambiantă.

Utilizarea oțelurilor aliate în structuri sudate pentru

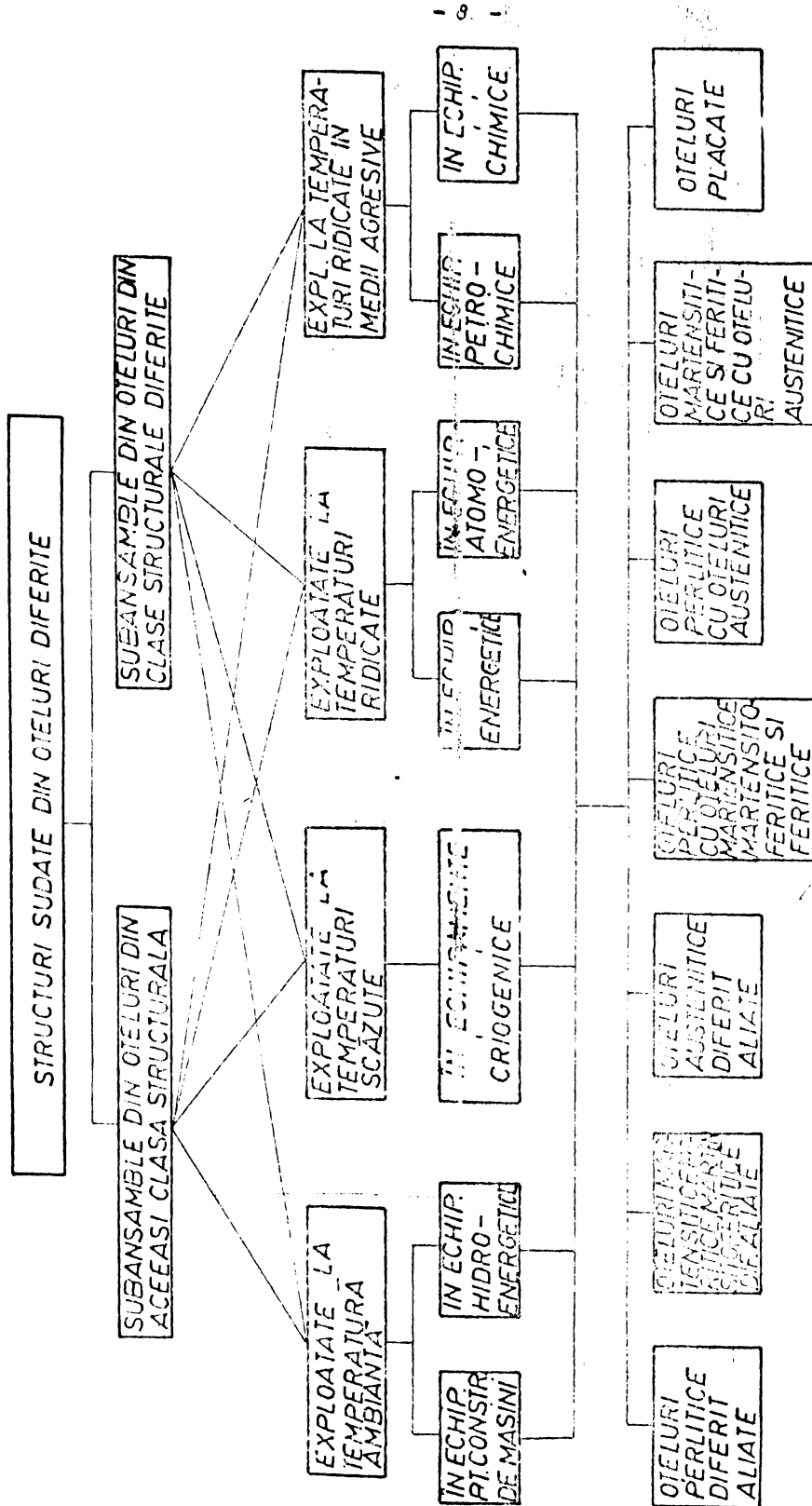


Fig.1.1. Structuri sudate din oțeluri diferite

se pot folosi diverse procedee de sudare, dificultatea rezidă din necesitatea profunzării la temperaturi ridicate (300-350°C) a butucului și a coroană dințate. Evitarea acestor dificultăți se face prin aplicarea unui strat intermediar (tampon) pe muchia oțelului mai aliat (detaliu A, fig.1.2) și sudarea cu material de adăos corespunzător metalului de bază al discului.

Realizarea statorului turbinelor hidraulice necesită utilizarea unor metale rezistente la uzura prin cavitație. Se folosesc cu precădere oțeluri martensitice sau martensito-felitice pe bază de crom. Corpul camerei spirale /146/ se realizează din oțel martensitic tip 12 Cr 130 rezistent la cavitație, iar rigidizarea corpului camerei din oțel carbon obişnuit OL 37-2k (fig.1.3). Virolele 1-4 care alcătuiesc corpul

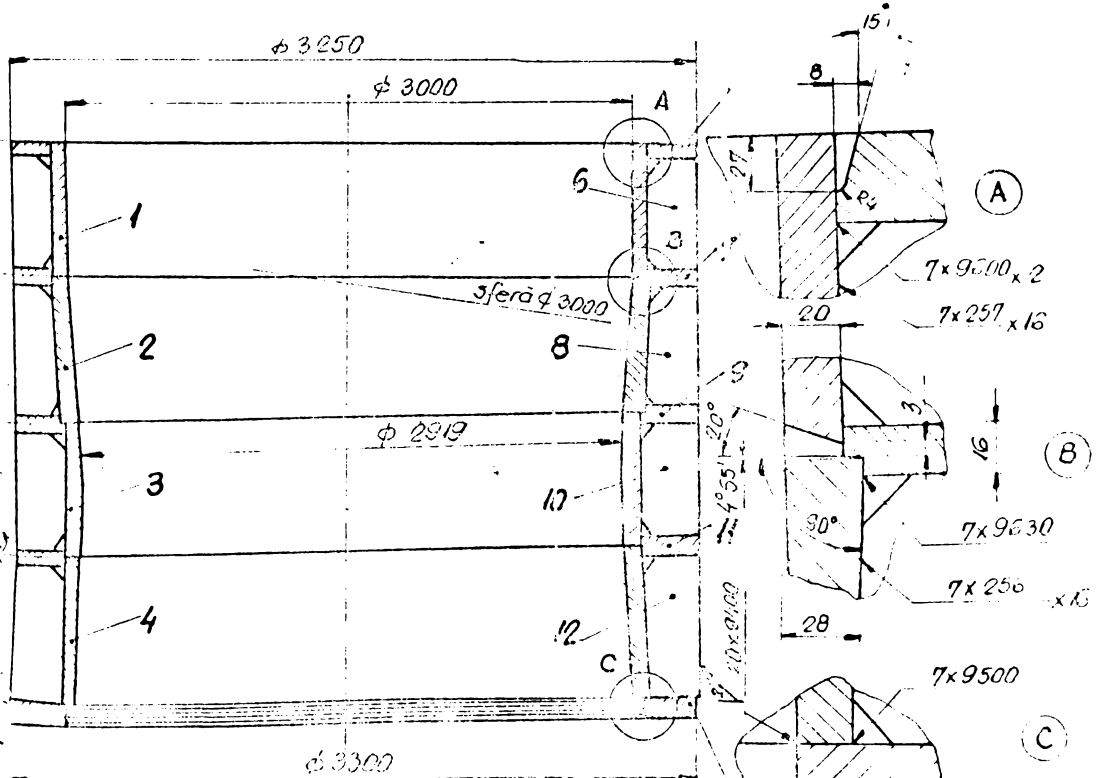


Fig.1.3-Corpul camerei statorului turbinei hidraulice de 15 MW, realizat în structură sudată din oțeluri diferite.

camerei spirale se sudază manual cu electrozi înveliți cores-

obținute prin depunere cu electrozi EI Cr2Mo, EI Cr4S, și EI Cr2VS. Evitarea microfisurilor în ZIT și o bună compactitate a depunerii la corpul matriței se obține prin depunerea unui strat intermediar (tampon) din oțel austenitic, obținut prin depunerea cu electrozi de tip E Cr18Ni8Mn6X. După sudare și profilarea părții active, printr-un tratament termic de călire se obține pe suprafața părții active duritatea ridicată (50-65 HRC) necesară în timpul exploatarei.

1.2.-Structuri sudate exploatate la temperaturi ridicate

În această categorie se includ structuri sudate pentru echipamente energetice și atomoenergetice. Se utilizează un sortiment larg de oțeluri, alegerea lor și a tehnologiilor de uzinare se face în funcție de temperatura de lucru.

Structurile sudate pentru echipamentele energetice ale centralelor termoelectrice și atomoelectrice au în componența lor ca principale îmbinări sudate, îmbinările cap la cap ale țevilor și țevi-ștuțuri și îmbinări de colț ale țevilor pe placa tubulară sau a ștuțurilor pe mantaua cazanului. Se folosește o

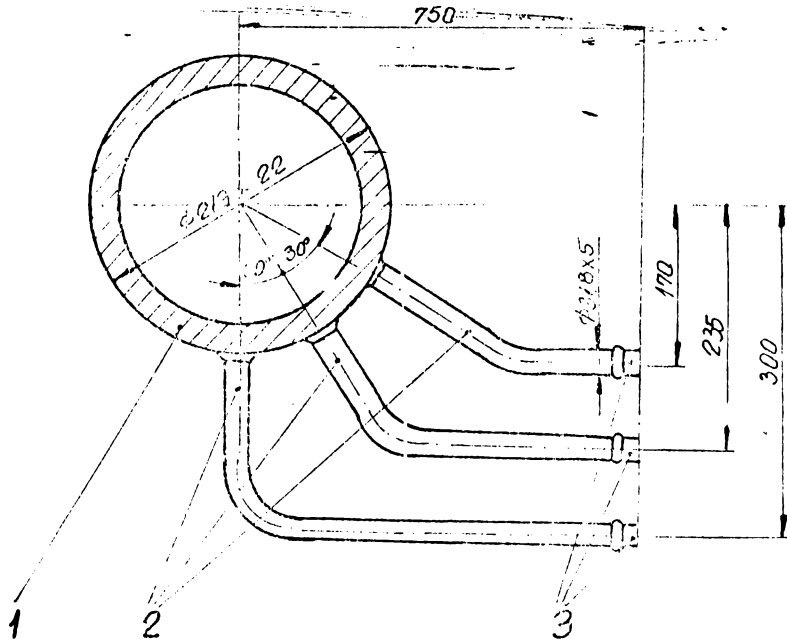


Fig.1.5.-Detaliu al îmbinărilor colector-ștuț-țevă din structura supraîncălzitorului cazanului de 120 t/h abur.

gamă largă de tubulatură, de la cele de diametru mic (18x1, 20x2, 60x6) pînă la tuburile cu pereți groși ale colectoarelor și generatoarelor de abur cu grosimea peretelui pînă la 85 mm.

În structura sudată a supraîncălzitorului cazanului de 120 t/h abur /147/, colectorul 1 (fig.1.5) din țevă cu pereți groși 219x22 este realizat din oțel termorezistent 120CrMoV121, ștuțurile 2 din oțel 16CrMo5, iar țevile din oțel 16Mo3. Îmbinarea prin sudare a acestor repere se realizează folosind sudarea manuală cu electrozi înveliți sau sudarea WIG cu protecție de argon, ambele procedee prețindu-se atât la lucrările din atelier cît și la îmbinările de montaj pe șantier.

Echipamentele energetice ce lucrează cu abur supraîncălzit la peste 600°C au în componența lor conducte de abur, ventile, etc. din oțeluri CrNi înalt aliate îmbinate cu tubulatura și ventile de siguranță din oțeluri termorezistente /147/.

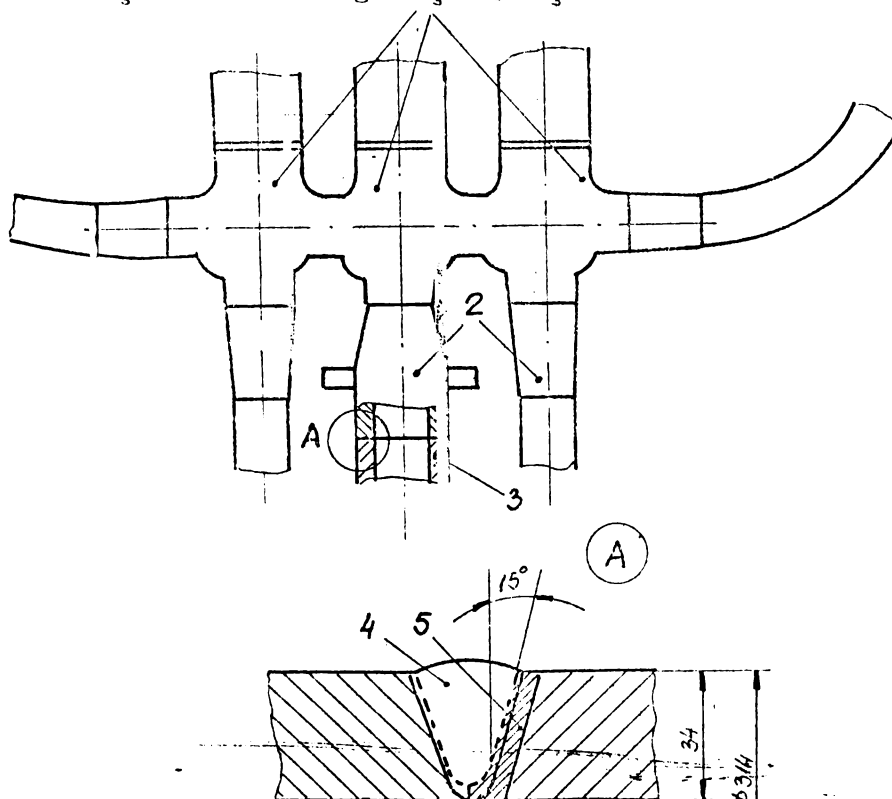


Fig.1.6.-Ventil din structura sudată a turbinelor cu gaz de putere mare.

(W.1.4841). Tot la partea inferioară se sudează un gtuț de admisie a gazului metan din oțel refractar X10CrNiAlTi32.20. (W1.4876). Îmbinarea tub-suport (detaliu A) se realizează cu electrozi E Cr25Ni20B. Îmbinările gtuț-tub (detaliu b) și tub-flanșă (detaliu C) se realizează folosind straturi intermediare (tampon) din aliaje de Ni de tip Ni98 sau Inconel 82, stratul tampon depunându-se prin sudare WIG în mediu de argon, după care îmbinarea propriu-zisă se realizează cu electrozi corespunzători oțelului aliat, UTP70 15A1 și respectiv ECr25Ni20B.

În echipamentul termonuclear /84,152/ una din structurile sudate de bază este îmbinarea tubulaturii cu placa tubulară (fig.1.8.). Placa tubulară 2 se realizează dintr-un

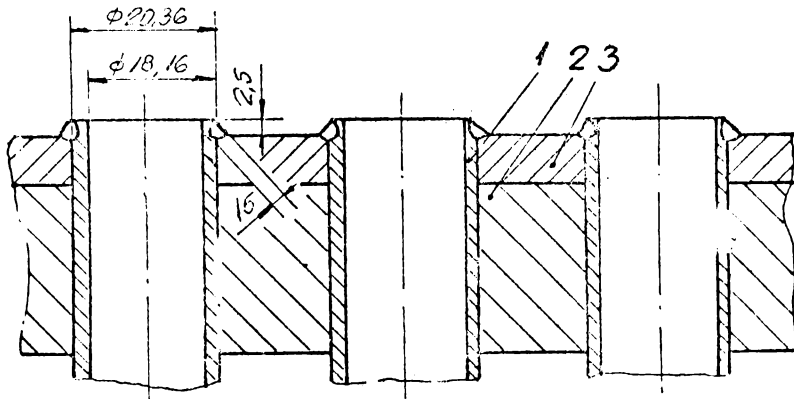


Fig.1.8.-Îmbinare placă tubulară-tubulatură din componența generatorului de abur a CNE de tip CANDU. oțel perlitic îmbunătățit, tip 22 NiMoCr37, iar rețeaua triunghiulară de țevi 1 din Incoloy 800, pentru a limita la minimum apariția produselor de coroziune în circuitul primar. În exploatarea unor astfel de structuri sudate apar frecvent concentratori de tensiune, care fac posibilă apariția fisurilor în îmbinările sudate. Evitarea acestora se face prin aplicarea de straturi intermediare (tampon) 3 de 6-8 mm, pe placa tubulară, din aliaje de Ni, de tip Inconel 82. Folosind sudarea WIG mecanizată la îmbinarea placă tubulară-tubulatură se reduce la minimum nivelul tensiunilor interne.

1.3.-Structuri sudate exploatate în medii agresive la temperaturi ridicate.

Alegerea oțelurilor pentru structuri sudate exploatate

in medii agresive și temperaturi ridicate se face în funcție de agresivitatea chimică a mediului. Astfel de structuri sînt proprii echipamentelor chimice și petrochimice. Se utilizează frecvent în astfel de structuri oțelurile placate, utilizarea cărora permite înlocuirea oțelurilor aliate cu pînă la 70% din greutatea proprie.

Fig.1.9. prezintă corpul unui recipient pentru industria chimică /4,148/, realizat din oțel placat de grosime 40 mm,

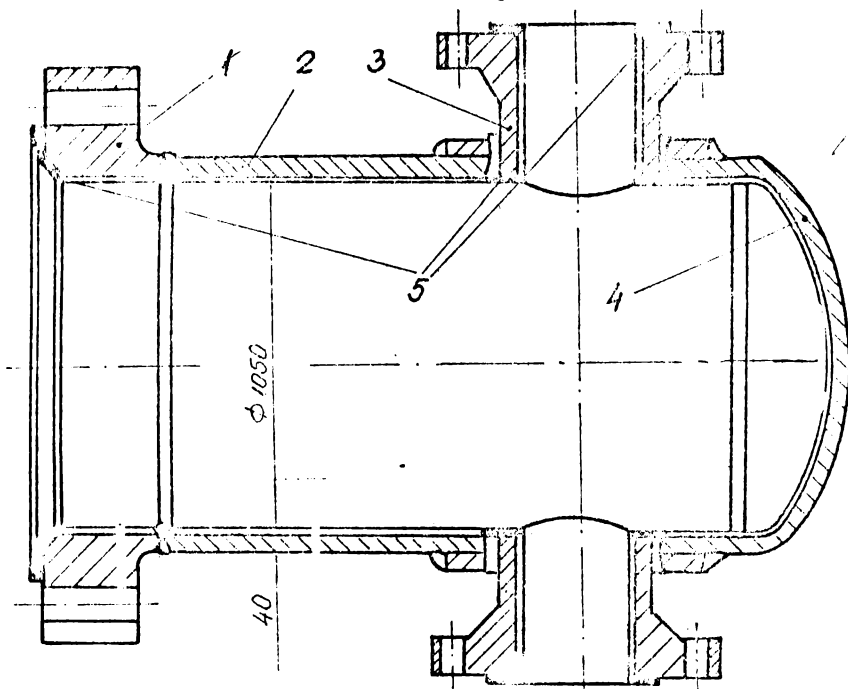


Fig.1.9-Corp de reactor chimic realizat din oțel placat. placat în interior cu un strat de 5 mm din oțel inoxidabil. Virolele 2 și fundul sferic 4 se îmbină prin sudare sub flux sau cu electrozi înveliți. Stuțurile 3 și flanșa 1 se pot realiza din oțel slab aliat forjat iar partea interioară se plachează cu un oțel inoxidabil așa cum se indică în figură.

Tehnologia de sudare a reperelor corpului reactorului presupune utilizarea de straturi tampon între îmbinarea placajului și suportului în vederea evitării unor constituenți structurali fragili în îmbinarea sudată.

Actualmente în echipamentele exploatate la temperaturi și presiuni ridicate, în medii agresive chimice se folosesc reci-

2.-ETEROGENITATEA METALULUI CUSĂTURII ȘI STRUCTURA ZONELOR ÎMBINĂRII SUDATE DIN OȚELURI DIFERITE

2.1.-Eterogenități chimice.

Eterogenitățile chimice ale metalului cusăturii îmbinărilor sudate prin topire ale oțelurilor diferite aliate sînt determinate de compoziția chimică și proprietățile termofizice diferite ale componentelor îmbinate, de tipul îmbinării sudate și puterea sursei termice utilizate. Proprietățile termofizice diferite (îndeosebi conductibilitatea și difuzivitatea) determină topirea diferită a muchiilor componentelor ce se îmbină /19,100, 115/. La procedeele de sudare ce folosesc materiale de adaos fuzibile, amestecarea acestora cu metalul componentelor conduce la obținerea unei cusături, diferită chimic și structural de componentele îmbinate.

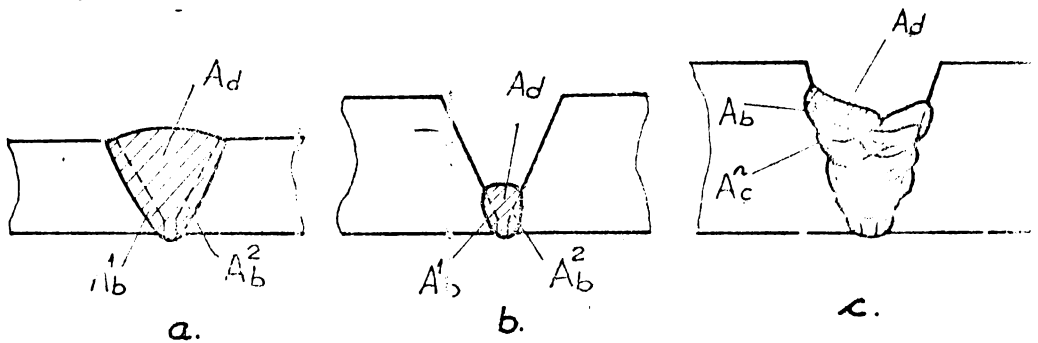
Obținerea unor anumite proprietăți de utilizare a îmbinării sudate presupune topirea unei părți corespunzătoare a metalului de bază al componentelor și a materialului de adaos. În îmbinările sudate ale oțelurilor diferite asigurarea în cusătură a unei cote părți din metalul de bază al componentelor depinde de combinația de oțeluri sudate. Sudînd oțeluri din aceeași clasă structurală, dar cu nivele de aliere diferite nu sînt necesare limitări ale participării metalului de bază la formarea cusăturii, regimul de sudare este corespunzător oțelurilor din clasa structurală respectivă.

Cu totul diferită este situația sudării oțelurilor din clase structurale diferite. În cazul frecvent al sudării oțelurilor carbon sau slab aliate perlitice cu oțeluri austenitice este necesar a ține seama de diferențele de proprietăți termofizice (pentru oțelul carbon: $\lambda = 41,878 \text{ W/m.K}$, $a = 0,029 \text{ m}^2/\text{s}$, iar la oțelurile austenitice: $\lambda = 20,936 \text{ W/m.K}$, $a = 0,019 \text{ m}^2/\text{s}$) care conduce la topirea diferită a muchiilor rostului. Se apreciază /19, 28,90,100/ că topirea muchiilor oțelului austenitic este cu cca. 15-25% mai mare decît a celui perlitic.

Limitarea eterogenității metalului cusăturii în astfel

de situații presupune reducerea la minimum a participării metalului de bază la formarea cusăturii, prin aceeași reducându-se timpul de contact între faza lichidă și solidă. Tehnologic aceasta se realizează prin regimuri de sudare care să asigure topirea minimă a metalului de bază.

Compoziția metalului cusăturii la sudarea oțelurilor diferite se poate aprecia cunoscând participările metalului de bază al componentelor la formarea cusăturii, compoziția lor chimică, poziția rîndului sudat în ansamblul cusăturii (fig.2.1.).



- A_b^1 - cota parte din aria cusăturii provenită din topirea metalului 1.;
- A_b^2 - cota parte din aria cusăturii provenită din topirea metalului 2.;
- A_d - cota parte din aria cusăturii provenită din metalul depus ;
- A_c - cota parte din aria cusăturii provenită din topirea metalului cusăturii

Fig.2.1.-Compoziția cusăturii sudate prin topire pentru diverse întinări sudate.

a.-sudură într-o trecere; b.-strat de rădăcină la suduri multi-strat; c.-sudură multi-strat.

Conținutul unui element de aliere din metalul cusăturii, pentru sudurile executate într-o singură trecere sau în stratul de rădăcină la sudurile multi-strat se poate aprecia cu:

$$E_c = (1-\gamma)E_d + k \cdot \gamma \cdot E_b^1 + (1-k) \cdot \gamma \cdot E_b^2 + \Delta E \quad (2.1)$$

unde: E_c - conținutul elementului în metalul cusăturii;
 E_d - conținutul elementului în metalul depus;

E_b^1 - conținutul elementului în metalul 1;

E_b^2 - conținutul elementului în metalul 2;

ΔE - variația concentrației elementului în metalul cusăturii ca urmare a interacțiunii metal-zgură-gaz;

$f = \frac{b}{b+d}$ - participarea metalului de bază la formarea cusăturii;

b - porțiunea topită corespunzătoare metalului de bază;

d - porțiunea topită corespunzătoare metalului depus;

k - coeficientul de topire al muchiei unuia sau altuia din oțeluri.

Valoarea lui k este dependentă de poziția sursei termice și proprietățile termofizice ale oțelurilor îmbinate [21,56,115]. Astfel la sudarea oțelurilor perlitice cu oțeluri austenitice datorită conductibilității scăzute a oțelurilor austenitice, pentru calcule suficient de exacte valoarea lui k se aproximează la 0,6.

Pentru sudurile multistrat compoziția chimică, respectiv conținutul unui element de aliere într-un rând al cusăturii este:

$$E_c^{n+1} = (1-\gamma)E_d + k \cdot \gamma \cdot E_b^{1,2} + (1-k) \cdot \gamma \cdot E_c^n + \Delta E \quad (2.2)$$

unde:

E_c^{n+1} - conținutul elementului în rândul n+1;

$E_b^{1,2}$ - conținutul elementului în metalul de bază 1 sau 2;

E_c^n - conținutul elementului în stratul precedent n.

Participarea metalului de bază al componentelor la formarea cusăturii se apreciază în baza unor rezultate statistice, funcție de tipul îmbinării sudate și procedeul de sudare folosit. Dependența participării metalului de bază, oțel aliat la formarea cusăturii în cazul sudării cu electrozi înveliți pentru diverse tipuri de îmbinări sudate este indicată în fig.2.2. Se observă că la depuneri de încărcare, în stratul 4, participarea metalului de bază al componentelor de sudat de înese semnificativă (4-6%), iar în stratul 5 se poate sconta pe compoziția metalului depus. Folosind ca metal de bază oțel perlitic, compoziția metalului depus se preconizează a se obține în stratul 4.

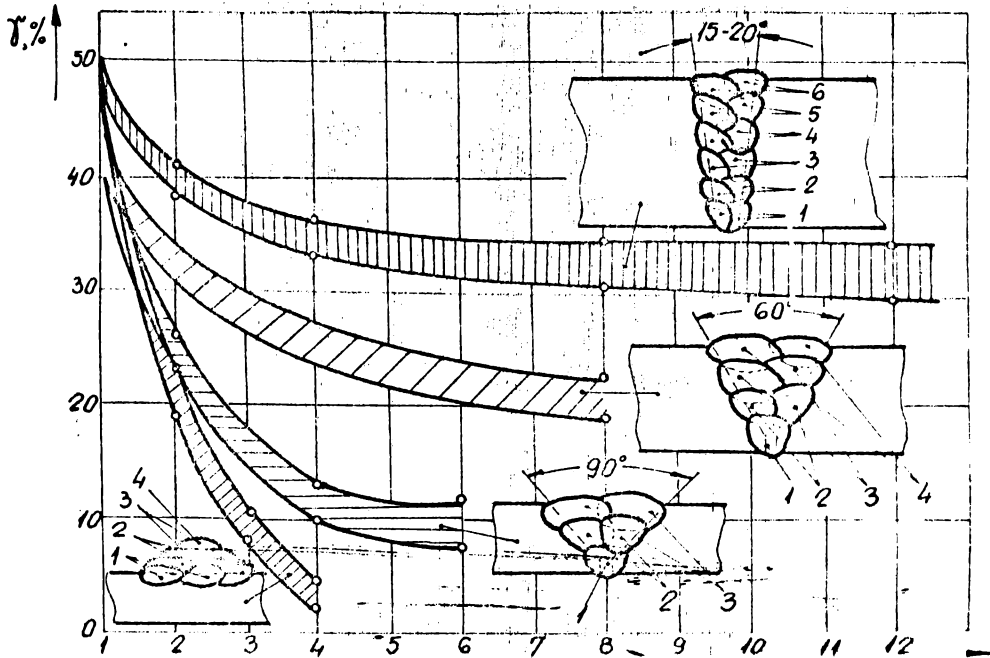


Fig.2.2.-Dependenta participării metalului de bază, oțel austenitic, la formarea cusăturii în funcție de tipul îmbinării sudate.

Total diferită este situația îmbinărilor cap la cap ale componentelor. Astfel, dacă pentru rosturi uzuale (unghi de deschidere al rostului 60°) în straturile superioare participarea metalului de bază, oțel austenitic este cca.20-23%, pentru îmbinări sudate în rost îngust (îmbinarea diafragmei turbinelor cu aburi) compoziția metalului cusăturii ultimului strat este vizibil diferită de a metalului de bază sau a celui deșus (participări ale metalului de bază de 35-40%).

În mod analog se poate aprecia și coeficientul de topire al muchiilor rostului (tab.2.1.), cu mențiunea că asupra valorii sale influențează în plus poziția sursei termice, regimul de sudare folosit, etc.

De observat că în toate cazurile coeficientul de topire al muchiei oțelului austenitic este cu 20-30% mai mare decât a celui perlitic /44,100,134/.

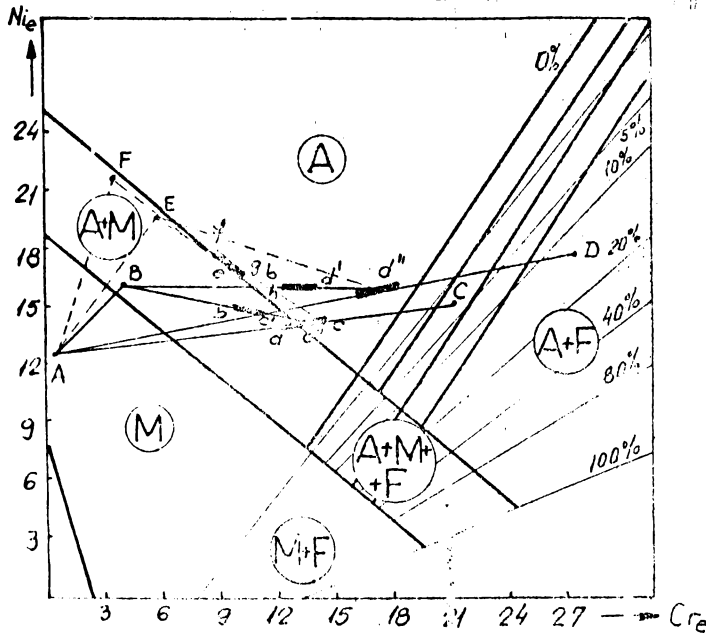
Tab.2.1.-Valori ale coeficientului de topire al muchii-
lor rostului de sudare.

Tipul	Tipul oțelului	Coeficient de topire al muchiei rostului k, în % pentru:			
		sudare cu electrozi inveliti	sudare me- canizată sub flux	incărcare cu elec- trod brază zaură	sudare în baie de metal
Depunere de incărcare	ol.perlit	15-40	25-50	8-20	-
	ol.austen	25-50	35-60	15-25	-
Imbin.cap la cap l strat	ol.perlit	20-40	25-50	-	20-40
	ol.austen	30-50	40-60	-	30-50
Imbin.de colț sau suprapuse, straturi multiple	ol.perlit	25-50	35-60	-	-
	ol.austen	30-50	40-70	-	-

2.2.-Eterogenități structurale.

Eterogenitățile structurale ce apar la sudarea și încărcarea oțelurilor diferite, eterogenități care afectează proprietățile de întrebuințare ale îmbinărilor sudate se pot evalua în prealabil cu ajutorul diagramei Schöffler-De Long/70/. Precizând că informațiile furnizate de diagramă sînt aproximative (fiind trasată pentru condiții medii de răcire, corespunzătoare sudării cu electrozi inveliti, fără a evidenția în mod explicit influența condițiilor particulare de răcire), acestea sînt totuși utile pentru aprecierea constituenților structurali ai cusăturii sudate la imbinarea oțelurilor diferite. Se remarcă /11,56,121/ utilitatea diagramei în cazurile complicate de sudare a două oțeluri diferite cu un material de adăos ce depune un metal de compoziție diferită față ambele oțeluri.

Un exemplu de folosire a diagramei în scopul predeterminării constituenților structurali posibili a apare în imbinarea sudată a unui oțel perlitic cu un oțel martensitic cu crom este redat în fig.2.3. Este situația realizării gurilor tăietoare și poansonelor de la matrițele utilizate pentru ambutisarea caroseriilor de autobuze, cînd corpul matriței se realizează dintr-un oțel carbon obișnuit iar partea activă dintr-un oțel martensitic rezistent la uzură, depus prin sudare /56,95/.



Punctul caracteristic în diagramă oțelului perlitic este punctul A. Pentru încărcare s-au folosit electrozi aliați cu crom-molibden-EICr2Mo-punctul B, crom-siliciu EICr4Si-punctul E și respectiv crom-vanadiu-siliciu-EICr2VS-punctul F. Evitarea constituenților fragili în zona de legătură a impus depunerea unor

Fig.2.3.-Predeterminarea constituenților structurali ai îmbinării sudate la încălzirea oțelurilor perlitice cu oțeluri martensitice, folosind diagrama Schäffler-De Long.

straturi tampon din oțel austenitic. Alegerea tipului electrodului pentru stratul tampon s-a făcut cu ajutorul diagramei Schäffler-De Long, luând în considerare doi electrozi ce depune un metal austenitic-E Cr18Ni8Mo6X și respectiv Inox 19.12.2.Nb.

Utilizarea electrodului E Cr18Ni8Mo6X (punct C în fig.2.3) la participări ale oțelului perlitic de 30-40% conduce la obținerea în stratul tampon a unei structuri martensito-austenitice (segmentul ac), cu plasticitate insuficientă pentru rigiditatea crescută a matrițelor. Fig.2.4. prezintă microstructura stratului tampon depus în condițiile preîncălzirii oțelului perlitic la 150-175°C. Se observă apariția unor microfisuri în stratul tampon, microfisuri ce pornesc din apropierea liniei de fuziune cu oțelul perlitic, propagându-se spre stratul încărcat cu electrodul EICr2Mo. Analiza cauzelor apariției microfisurilor decelate permite concluzia, că ele sînt provocate de o aliere suplimentară a depunerii, prin amestecarea cu oțelul austenitic și formarea unei structuri fragile, călibile. Dezvoltarea unor astfel de microfisuri este determinată de apariția la răcire, a unor tensiuni termice importante, de tracțiune pe seama coeficienților de dilatare liniară diferiți ai stratului tampon.austenitic și metalul de bază perlitic și a tendinței de supraîncălzire a oțelului austenitic.

Folosind pentru stratul tampon un electrod ce depune un metal cu un conținut ridicat de elemente carburigene, Cr și Mo, respectiv Inox 19.12.2.Nb (punct D pe diagrama din fig.2.3) în aceleași condiții de sudare și participare a metalului de bază, conduce la obținerea în stratul tampon a unei structuri austenitice, segmentul ad, de plasticitate ridicată, structură

ce permite relaxarea tensiunilor termice, de tracțiune apărute. Depunerea în continuare a stratului dur cu electrodul Ei Cr2Mo conduce la obținerea unei depuneri fără defecte (fig.2.5.).

Fig.2.5.-Microstructura stratului tampon (oțel austenitic de tip Cr23Ni12Mo2 la încălcarea matrițelor din oțel perlitic cu oțel martensitic, x 250, nital 2%.

Fig.2.4.-Microstructura stratului tampon (oțel austenitic Cr18Ni8n6X) la încălcarea matrițelor din oțel perlitic cu oțel martensitic, x250, nital 2%.

Utilizarea diagramei în situația sudării oțelurilor aliate din clase structurale diferite permite alegerea materialelor de adaos și aprecierea constituțiilor structurale ai metalului cusăturii. Imbinarea prin sudare a oțelurilor perlitice cu oțeluri austenitice se face utilizând metale de

adaos austenitice de tipul Cr18Ni8 sau Cr25Ni20, cele mai bune rezultate obținându-se la utilizarea metalelor de adaos de tip Cr25Ni12Mo2 /28,75,90/. În astfel de situații nu pot fi utilizate metale de adaos perlitice, deoarece în zona de contact cu oțelul austenitic pot apărea pelicule fragile de martensită, datorită bogăției metalului de bază cu crom.

Alegerea metalului de adaos trebuie să țină seama și de reducerea la minimum a fenomenului de difuzie a carbonului spre oțelul austenitic. Impiedicarea acestui proces de migrare a carbonului, care duce la apariția rușilor fragile se poate realiza prin utilizarea unor metale de adaos cu un conținut ridicat de nichel sau prin depunerea unui strat tampon pe mușchia oțelului perlitic. Constituenții structurali ai metalului cusăturii la îmbinarea unui oțel perlitic (10CMo10) cu un oțel austenitic (12NiCr180), utilizând ca metal de adaos electrodul E Cr25Ni20B, pot fi aproximați cu ajutorul diagramei din fig.2.6.

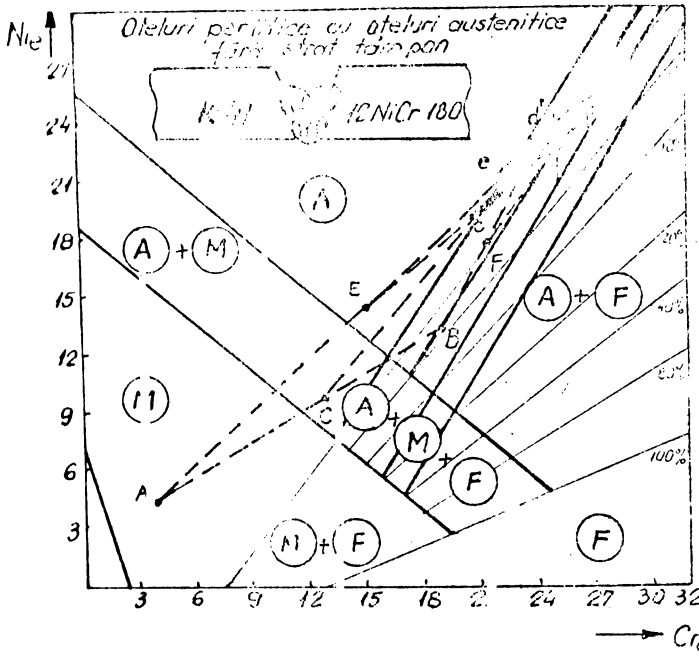


Fig.2.6.-Predeterminarea conști-
tuenților structurali la
sudarea oțelului perlitic
(K-17) cu oțelul auste-
nitic (12NiCr180) utili-
zând electrod austeni-
tic (E Cr25Ni20B).

Corespunzător com-
poziției oțelurilor
se obțin punctele A
și B pe diagramă, res-
pectiv punctul B
pentru metalul depus.
Evaluând la 40% par-
ticiparea oțelului
perlitic la formarea
cusăturii și respec-
tiv 60% a oțelului
austenitic se obține
punctul C, ca punct
caracteristic pentru
metalul de bază. Ad-
mițând participarea
metalului de bază la
formarea cusăturii de
20-30%, compoziția și
structura metalului
rîndului de rădăcină
1, sînt corespunză-
toare segmentului cd,
austenită cu 1-4% fe-
rită. In mod analog
se definește compozi-
ția și structura me-
talului rîndului 2, prin segmentul ed pe dreapta ED și respec-
tiv a rîndului 3, prin segmentul fd pe dreapta FD. Prezența

talului rîndului 2, prin segmentul ed pe dreapta ED și respec-
tiv a rîndului 3, prin segmentul fd pe dreapta FD. Prezența

unei cantități variabile de ferită, în structura cusăturii împiedică fisurarea la cald dar prin carburile complexe formate, conduce la durificarea metalului cusăturii, care asociată unei rigidități pronunțate a structurii și coeficienților de dilatare diferiți, împiedică apariția unor tensiuni termice suplimentare care pot provoca fisuri în zona de influență termică. Fenomenul este amplificat de difuzia carbonului din oțelul perlitic spre cusătura austenito-feritică, implicând scăderea proprietăților mecanice în zona decarburată și formarea unei pelicule fragile, în zona în care se produce creșterea conținutului de carbon. Depunerea unui strat tampon dintr-un oțel austenitic bogat aliat pe muchia oțelului perlitic evită apariția fenomenelor nedorite evidențiate anterior. Folosind aceleași oțeluri, ca metal de bază, diagrama din fig.2.7. s-a construit pentru determinarea constituenților structurali ai metalului cusăturii, în varianta depunerii unui strat tampon cu ur, electrod E C Ni20B pe oțelul perlitic și completarea rostului cu

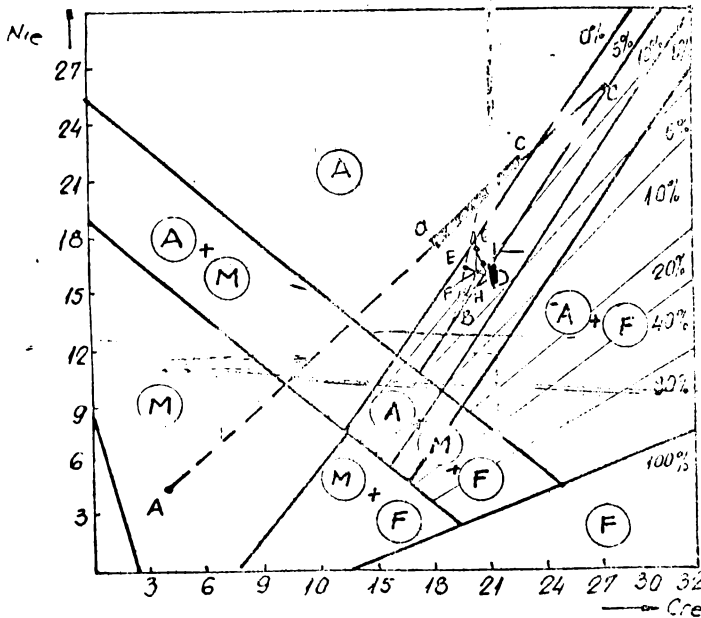


Fig.2.7.-Predeterminarea constituenților structurali pentru cazul sudării oțelurilor perlitice cu oțeluri austenitice utilizând strat tampon bogat aliat.

un metal depus asemănător oțelului austenitic. Pe diagramă punctul caracteristic oțelului perlitic este punctul A, iar C caracterizează metalul depus cu electrodul E Cr25Ni20B. Admițând participarea metalului de bază la 20-40%, compoziția și structura metalului tampon corespund segmentului ac, structură austenitică, relevată și de

observațiile microstructurale (fig.2.8.). Sudarea în continuare se face folosind electrodul E Cr18Ni8Mn6X (punctul D pe

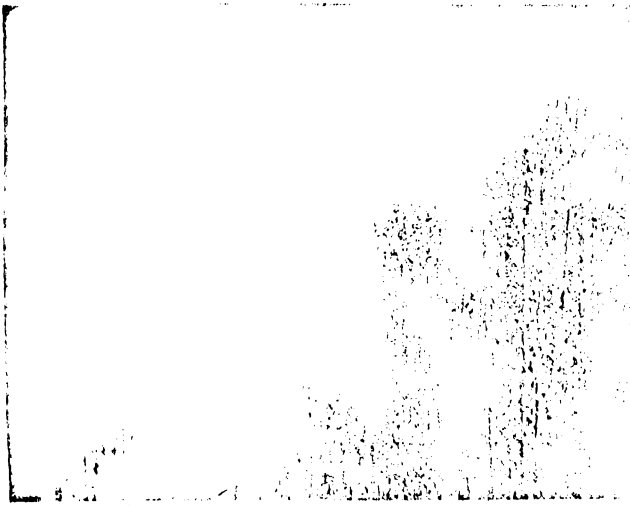


Fig.2.8.-Microstructura stratului

tampon spre oțelul perlitic, x 250, apă regală.

diagramă). Utilizând raționamentul anterior se obține pentru stratul de rădăcină compoziția și structura corespunzătoare punctului F, iar pentru stratul 2 și următoarele structură austenitică (punct H), fapt relevat și de analiza microstructurală (fig.2.9).

Utilizând pentru stratul tampon un electrod de tip Inox 19.12.2.Nb, prezența

în materialul depus, a unei cantități de molibden asigură o rezistență ridicată față de fisurarea metalului depus. Chiar particulele importante ale metalului de bază perlitic, permite obținerea unei structuri austenitice în cusătură (fig.2.10)

Neomogenități structurale apar și la sudarea oțelurilor perlitice cu oțeluri feritice /53,76/, cu diferite materiale de adaos. Utilizând un metal de adaos de tip feritic, se reduce amplitudinea neomogenităților

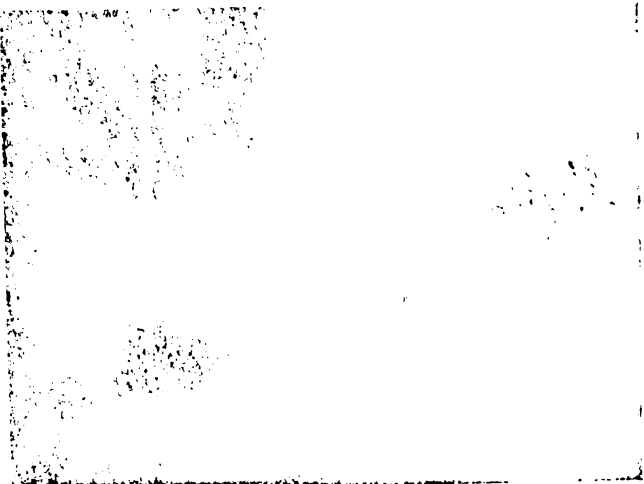


Fig.2.9.-Microstructura metalului cusăturii spre oțelul austenitic, x 250, apă regală.

structurală, în schimb ductilitatea îmbinării sudate este scăzută, existând o tendință accentuată de fisurare în ZIT. Utili-

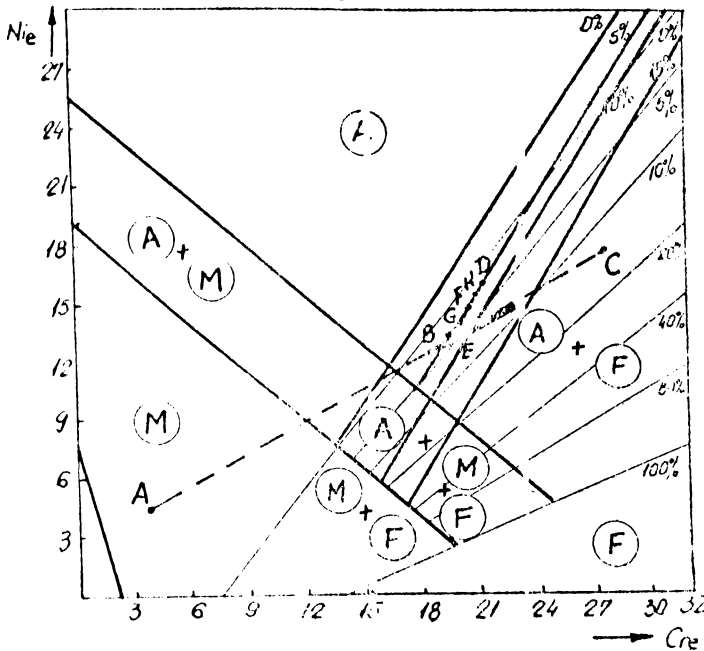


Fig.2.10.-Predeterminarea constituenților structurali ai metalului depus la sudarea oțelurilor perlitice cu oțeluri austenitice folosind ca strat tampon electrodul Inox 19.12.2.Nb

zind un metal de adaos de tip austenitic, crește ductilitatea îmbinării sudate, permițându-se relaxarea tensiunilor interne și totodată se împiedică fenomenele de difuzie. Inconvenientul acestei variante este determinat de imposibilitatea exploatarea îmbinării sudate în contact cu gaze calde, conținând o cantitate apreciabilă de sulf. Se poate opta pentru o soluție intermediară,

respectiv depunerea unui strat tampon din oțel austenitic pe muchia oțelului perlitic și completarea rostului cu un electrod feritic. Este posibilă utilizarea diagramei Schöffler-De Long și în acest caz (fig.2.11). Punctul A pe diagramă caracterizează oțelul perlitic (R 52-7a/s) iar punctul C pe cel feritic (8TiCr170). Stratul tampon depus cu un electrod austenitic, ECr25Ni20B (punctul B) are structura corespunzătoare segmentului ab, metalul cusăturii de structură austenito-feritică corespunde segmentului cd. Dacă nu utilizează ca strat tampon un electrod E Cr18Ni10Nb (punctul E pe diagramă), stratul tampon are structura austenito-martensitică (segmentul ae), metalul cusăturii (segmentul fc) conține o cantitate apreciabilă de martensită, situație în care riscul de fisurare al îmbinării este crescut. Si în această situație utilizarea ca strat

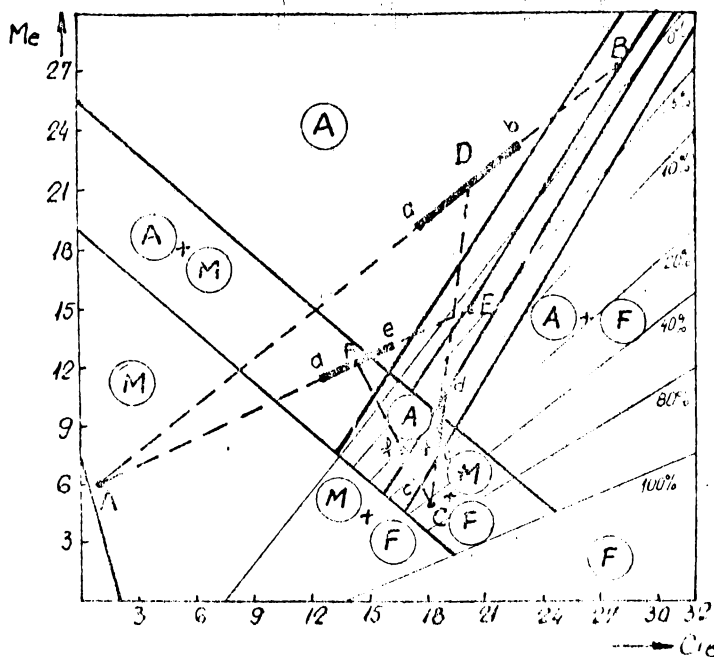


Fig.2.11.-Predeterminarea constituenților structurali la sudarea oțelurilor perlitice cu oțeluri feritice folosind strat tampon austenitic.

tampon a unui oțel austenitic cu conținut crescut de nichel se recomandă în scopul obținerii unei îmbinări sudate de calitate.

2.3.-Condițiile formării și particularități ale metalului din zona de trecere.

Structura și proprietățile zonei de trecere a îmbinărilor din oțeluri diferite executate cu sau fără strat tampon, sînt esențiale în asigurarea capacității de exploatare a structurii sudate. Importanța lor rezidă din deosebirile dintre metalul de bază al componentelor și al metalului cusăturii, nu numai ca aliaj metalic, dar și ca tip de rețea cristalină.

Deformațiile structurale locale ale rețelei cristaline din straturile intermediare, care conduc la acumularea imperfecțiunilor de rețea și particularitățile de cristalizare ale metalului cusăturii în porțiunile adiacente zonei de topire, fac posibilă apariția unor straturi de compoziție intermediară cu proprietăți necorespunzătoare. Menținerea la temperaturi înalte în exploatare amplifică neomogenitatea metalului din

această zonă, prin apariția straturilor difuzionale, zona de trecere a îmbinărilor sudate din oțeluri diferite fiind locul de apariție al rupeiilor.

Procesele care determină structura și proprietățile zonei de trecere pot fi împărțite /100,121,134/ în:

- procese de cristalizare a două metale diferite, procese ce determină structura zonei și posibilitatea de apariție din spre metalul cusăturii a unor straturi de compoziție tranzitorie, numite convențional straturi de cristalizare, și

- procese difuzionale, care determină apariția în zona de trecere a straturilor tranzitorii difuzionale cu proprietăți și compoziție chimică diferite de metalul componentelor și metalul cusăturii.

În procesele de sudare prin topire centrele de cristalizare ale băii metalice sînt grăunții topiți ai metalului componentelor în rețeaua cărora se introduc atomii fazei care cristalizează. După cristalizarea metalului cusăturii la nivelul zonei de trecere se formează grăunți comuni, alcătuiți parțial din metalul componentelor și parțial din cel al metalului cusăturii, avînd aceeași orientare cristalografică, respectivul proces de cristalizare putînd fi atribuit proceselor de cristalizare pe substrat anizotrop. Cristalizarea comună a metalului de bază și al cusăturii la nivelul zonei de trecere poate fi evidențiată prin analiză microstructurală, pentru toate cazurile cînd cele două metale au aceeași rețea cristalină chiar dacă nivelul de aliere diferă. Ea se evidențiază mai pregnant la oțeluri

rile fără transformări de fază în procesul de răcire, cazul oțelurilor austenitice (fig.2.12).

Fig.2.12.-Microstructura zonei de trecere a îmbinării sudate a oțelurilor fără transformare de fază (oțeluri austenitice), x250, apă regală.

Pentru oțelurile ce prezintă transformări de fază la răcire, structura obținută este secundară, formată prin transformarea polimorfă $Fe_{\gamma} \rightarrow Fe_{\alpha}$, cu păstrarea orientării grăunților formați în timpul cristalizării (fig.2.13). La sudarea oțelurilor diferite procesele de formare a zonei de trecere sînt mai complicate, intrucît cristalizează metale cu rețele cristaline diferite. Dacă parametrii rețelei cristaline ai celor două oțeluri nu diferă cu mai mult de 9%, sau în rețea apar compugi chimici similari, procesul de cristalizare comună în zona de trecere



Fig.2.13.-Microstructura zonei de trecere a îmbinării sudate a oțelurilor cu transformări de fază, x 250, nital 2%.

este similar sudării oțelurilor din aceeași clasă structurală, în zona de trecere apărînd un strat monomolecular de trecere de la o rețea cristalină la alta.

În cazul frecvent al sudării oțelurilor perlitice cu oțeluri austenitice, în zona de trecere se păstrează orientarea rețelelor care cristalizează simultan din Fe_{γ} și Fe_{δ} , existînd deci, condiții de cristalizare comună. Totuși, delimitarea grăunților comuni este dificilă, intrucît structura zonei învecinate metalului cusăturii este o structură secundară, obținută în urma transformărilor de fază $Fe_{\gamma} \rightarrow Fe_{\delta} \rightarrow Fe_{\alpha}$, în timp ce structura metalului cusăturii rămîne primară. În plus, la sudarea în straturi multiple suprapunerea straturilor superioare peste cele executate, conduce la cristalizarea suplimentară a porțiunilor învecinate metalului cusăturii, fenomen ce angrenează modificări structurale. Studiul metalografic, relevă la limita de separare o trecere bruscă de la structura austenitică a metalului cusăturii la structura perlitică a

metalului de bază, în lipsa orientării similare a rețelelor cristaline (fig.2.14)

Straturile de cristalizare au compoziția intermediară între metalul componentelor și al cusăturii, chiar dacă compoziția metalului cusăturii se consideră suficient de omogenă. Formarea straturilor de cristalizare este determinată de menținerea metalului în stare topită un timp scurt în vecinătatea limitei topite, precum și de mobilitatea scă-

zută în vecinătatea fazei solide. Extinderea acestor straturi,

% Mn % Cr % Ni

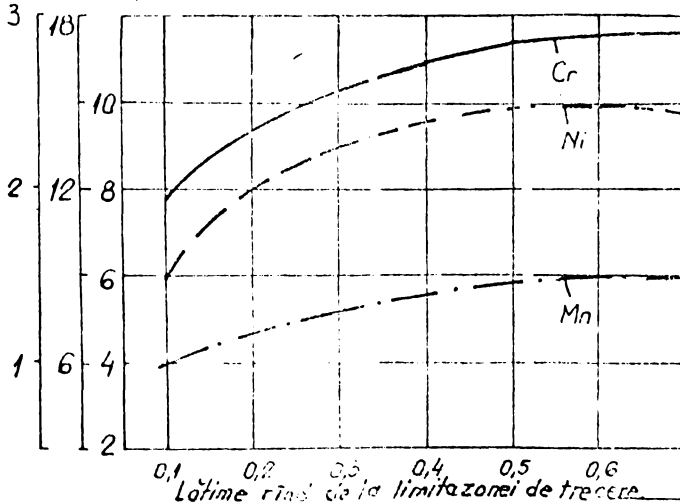


Fig.2.15.- Variația conținutului de Cr, Ni și Mn din metalul cusăturii în apropierea zonei de trecere pentru sudarea oțelurilor perlitice cu metal de ados austenitic.

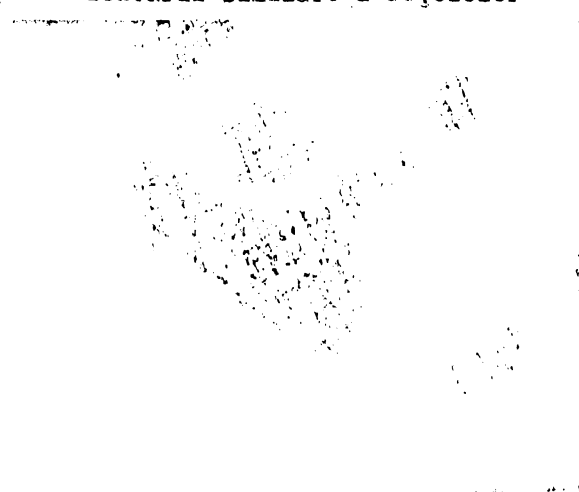


Fig.2.14.- Microstructura zonei de trecere la sudarea oțelului perlitic 10CM10 cu electrod austenitic E Cr25Ni20C, x250, apă regală.

după datele experimentale (fig.2.15) variază între 0,2 și 0,6 mm, scăzând la creșterea curentului de sudare.

Dacă metalul cusăturii și metalul de bază sînt din aceiași clasă structurală, proprietățile straturilor de cristalizare diferă puțin de acestea.

Proprietățile straturilor de cristalizare sînt mult diferite dacă cele două metale sînt din clase structurale diferite. Astfel, la sudarea oțelurilor perlitice cu electrozi austenitici în zona de trecere se poate forma o porțiune de martensită, dură și fragilă care antrenează fisuri în metalul cusăturii și în metalul de bază, în procesul de sudare sau în exploatarea structurii sudate.

Lățimea acestei porțiuni depinde de compoziția metalului cusăturii, și în mod deosebit de elementele de aliere ce asigură stabilitatea austenitei. Conținutul de crom la electrozii austenitici variind puțin (între 15-25% se poate admite că elementul stabilizator pentru structura austenitică este nichelul. Admițînd de asemenea convențional, că martensita apare în structură la conținutul de nichel sub 5-6%, lățimea straturilor de martensită se poate aprecia cu ajutorul diagramei din fig. 2.6.

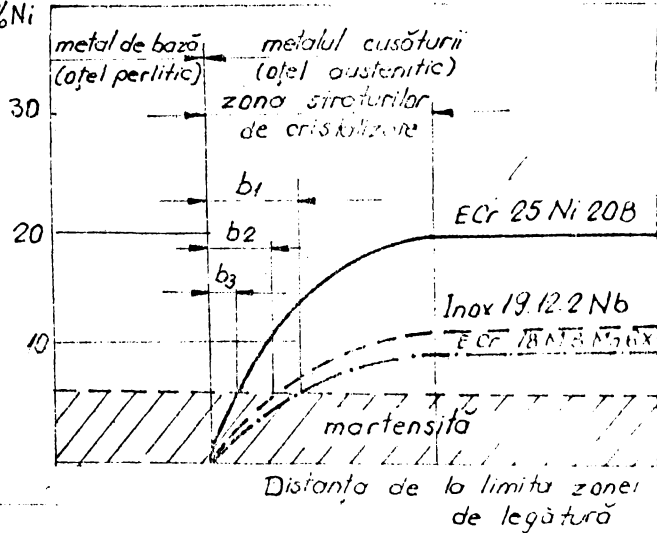


Fig. 2.16.-Determinarea lățimii straturilor de cristalizare martensitice în zona de trecere /70/.

Fig. 2.17.-Straturi de cristalizare în zona de trecere la sudarea oțelului perlitic cu electrozid Cr18Ni10Ni, x250, Nital 2%.

Se observă că lățimea straturilor de cristalizare martensitice (b_1, b_2, b_3) este invers proporțională cu conținutul de nichel din metalul depus, destul de extinse (b_1) la un conținut scăzut de nichel în metalul depus (8% Ni) și restrinse (b_3) la un conținut de nichel mai ridicat (20% Ni), practic nule dacă metalul depus este din nichel.

Practica sudării oțelurilor perlitice cu electrozi austenitici confirmă diagrama precedentă. Astfel dacă se utilizează un electrod E Cr18Ni8Mn6X în zona de trecere se observă straturi de cristalizare relativ extinse. Pe măsura creșterii conținutului de nichel din metalul depus extinderea acestora se

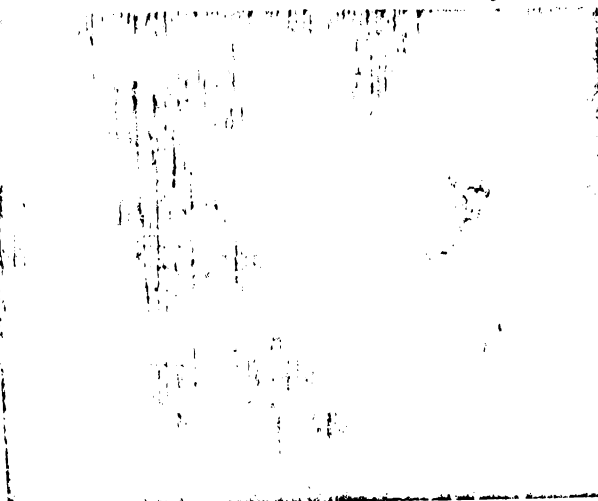


Fig.2.18.-Straturi de cristalizare

în zona de trecere la sudarea oțelului perlitic cu electrodul E Cr25 Ni30B, x250, apă regală.

restringe (fig.2.18) ajungând ca la metalul cusăturii (strat tampon) pe bază de nichel să apară o delimitare vizibilă a oțelului perlitic de cusătură austenitică. Proprietățile straturilor de cristalizare depind de compoziția chimică a oțelului perlitic și tratamentul termic aplicat imbinării sudate. În condiții similare de sudare duritatea straturilor de crista-

lizare descrește la scăderea conținutului de carbon din oțelul perlitic. Tratamentul termic aplicat, dacă nu favorizează apariția straturilor difuzionale, reduce de asemenea duritatea straturilor de cristalizare.

2.4.-Influența compoziției chimice a metalului cusăturii asupra proprietăților zonei de trecere a imbinării sudate.

Deosebiri de compoziție chimică între metalul componentelor și metalul cusăturii determină eterogenitatea chimică și structurală a zonei de trecere, influențând astfel proprietățile

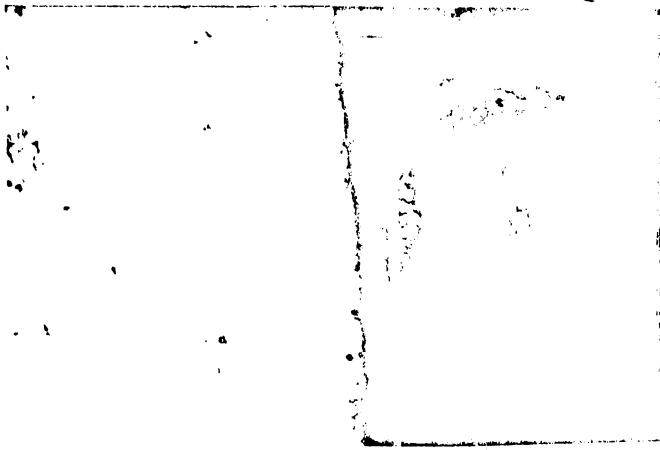


Fig.2.19. Absența structurilor de cristalizare în zona de trecere la depunerea stratului tampon din nichel (Ni98) pe oțelul perlitic/75/, x250, apă regală.

de rezistență și plasticitate ale acestuia. Se evidențiază acest fenomen la sudarea oțelurilor călibile cu materiale ce depun un metal austenitic, evitându-se astfel apariția fisurilor de cristalizare. În plus, metalul depus austenitic, crește capacitatea de rezistență a îmbinării și siguranța în exploatare a structurilor sudate ce nu au fost supuse tratamentului termic după sudare.

Tendința de fisurare la nivelul zonei de trecere este influențată de mărimea grăunților din zonă, viteza de răcire și natura deformațiilor elasto-plastice suferite de metal în timpul răcirii /21,44,49,133/.

Utilizând metal depus austenitic, conductibilitatea termică și căldura specifică mai mică a băii metalice, vor conduce la reducerea tendinței de supraîncălzire și a vitezei de răcire a metalului zonei de trecere a îmbinării sudate.

La răcire, metalul cusăturii suferă compresii, datorită coeficientului de dilatare liniară mai mare (cu 20-40%) al austenitei față de ferită. Această comprimare introduce tensiuni de întindere în zona învecinată metalului cusăturii și în consecință deformații plastice importante (fig.2.20). Prezența tensiunilor de întindere și a deformațiilor plastice, reduce stabilitatea austenitei subrăcite, favorizând apariția constituenților structurali de tip bainitic la temperaturi de 600-500°C.

Folosind material de adaos ferito-perlitic, răcirea cusăturii la temperatura de transformare alotropică este însoțită

de creșterea volumului. Răcirea în continuare nu implică apariția tensiunilor reactive în metalul cusăturii și respectiv a deformațiilor plastice în zona învecinată cusăturii (curbele

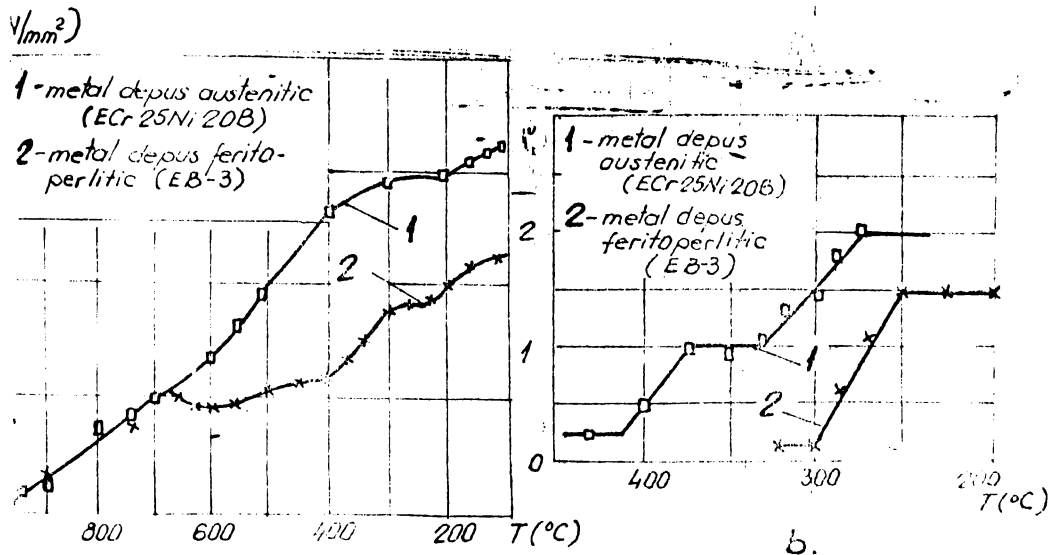


Fig.2.20.-Influența structurii metalului cusăturii asupra stării de tensiune (a) și deformațiilor metalului zonei de trecere (b) la sudarea oțelului K52-7a/s1 cu diverse materiale de adaos.

- 1-metal depus austenitic-E Cr25Ni20B;
- 2-metal depus ferito-perlitic-E B-3.

2 în fig.2.20), datorită valorii scăzute a coeficientului de dilatare liniară a metalului cusăturii ferito-perlitic.

În zona limitrofă cusăturii transformările se produc la temperaturi mai scăzute (350-300°C), obținându-se structuri de tip martensitic, cu tendință ridicată de fisurare întârziată (la rece).

Metalul depus austenitic influențează favorabil cinetica transformărilor austenitei a metalului din zona de trecere, permițând totodată reducerea temperaturii de preîncălzire cu cca.150-200°C, comparativ cu metalul depus de tip ferito-perlitic. Se poate renunța și la tratamentul termic ulterior al îmbinării sudate, dat fiind plasticitatea ridicată și valoarea scăzută a temperaturii de tranziție a oțelului austenitic, riscul de fisurare la rece fiind mult atenuat.

3.- PROCESE DE DIFUZIE IN ZONA DE TRECERE A IMBINĂRIILOR SUDATE ALE OTELURILOR ALIATE DIFERIT.

3.1. Particularitățile formării și dezvoltării straturilor difuzionale în zona de trecere a îmbinării su- date.

În procesul de sudare al oțelurilor diferit aliate, în zona de trecere pot apărea straturi difuzionale, condiționate de difuzia diferită a elementelor de aliere. Apariția și prezența lor afectează proprietățile de exploatare ale îmbinărilor sudate, putându-se ajunge la scoaterea din uz a structurilor sudate.

Principalul element de aliere care condiționează apariția straturilor difuzionale este carbonul, care, datorită dimensiunilor mici ale atomului, formează soluții de inserție cu fierul, viteza de difuzie a carbonului fiind de 10^4 - 10^6 ori mai mare, în acesta, comparativ cu celelalte elemente de aliere /9,38,99/. Datele existente /9,128,134/ arată că viteza de difuzie a carbonului în Fe_α comparativ cu Fe_γ este de 39 ori mai mare la $910^\circ C$, 126 ori la $755^\circ C$ și 835 ori la $500^\circ C$. Viteza de difuzie mare a carbonului și timpul scurt de menținere al zonei de sudare la temperaturi în jur de $1000^\circ C$ limitează transferul prin difuzie al carbonului /18,46/.

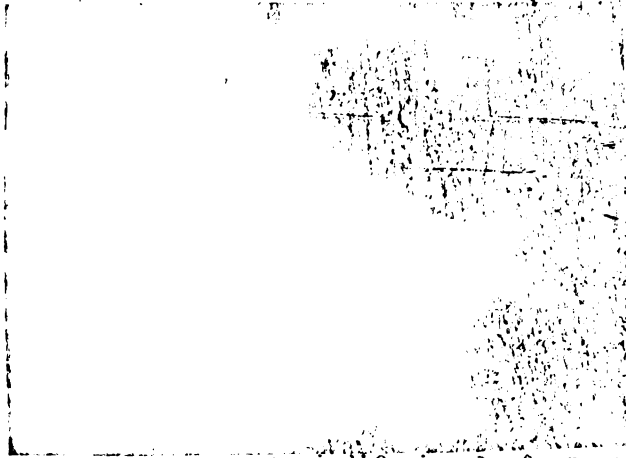


Fig.3.1.-Straturi difuzionale în zona de trecere a îmbinării sudate oțel-austenitic-oțel perlitic, x 250,apă regală.

Fig.3.1.-Prezintă zona de trecere a îmbinării sudate a două oțeluri aliate diferit (strat tampon austenitic pe metal de bază perlitic). Pe partea oțelului perlitic se observă o bandă întunecată, puternic atacată, marginită de un strat decarburat, iar la limita depuneri austenitice un strat

ingust cu aglomerări de carburi.

Cercetări efectuate asupra zonei de trecere a imbinării sudate a oțelurilor diferite cu izotopi marcați și prin analiză spectrală /9,38,134/ au confirmat ideea că decarburearea straturilor intermediare se datorește difuziei elementelor de aliere, în mod deosebit a carbonului.

Prezența straturilor difuzionale se poate evidenția prin determinări sclerometrice la nivelul zonei de trecere apărând salturi ale durității ca urmare a decarbureării oțelului perlitic și respectiv a carburării cusăturii austenitice.

Amploarea dezvoltării straturilor difuzionale, conform legilor difuziei depinde de temperatură și timpul de menținere la anumite temperaturi al imbinării sudate /100,118,162/.

Utilizând izotopi marcați s-a stabilit ca limită inferioară a temperaturii la care se evidențiază difuzia carbonului, temperatura de 450°C , dezvoltarea maximă se obține după menținerea imbinării sudate la 800°C .

Menținerea imbinării sudate la temperaturi superioare celei de transformare de fază, evidențiază în zona de trecere

o limitare a straturilor difuzionale, prin micșorarea treptată a concentrației carbonului pe suprafața oțelului perlitic (fig.3.2.).

Straturi difuzionale asemănătoare se observă în zona de trecere a majorității imbinărilor sudate ale oțelurilor diferite structural sau ca nivel de aliere-

sudarea oțelurilor perlitice cu oțeluri martensitice, oțeluri perlitice cu oțeluri feritice (fig.3.3.), oțeluri placate, etc.

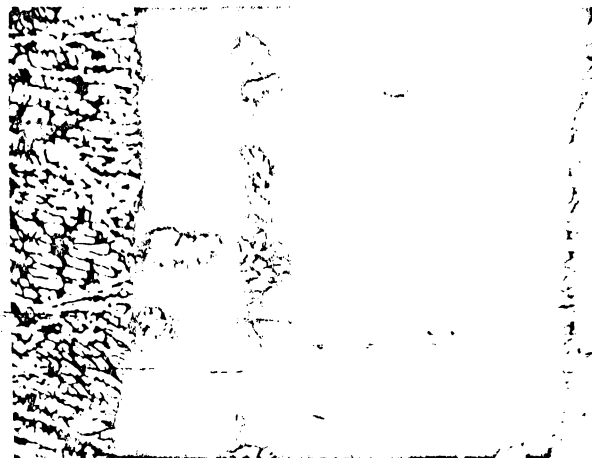
Caracteristic proceselor de formare a straturilor difuzionale este faptul că variația carbonului în zona de trecere



Fig.3.2.-Limitarea straturilor difuzionale prin recobacere la 900°C -10 ore, x 500, nital 2%.

a îmbinării sudate se face brusc, în limitele concentrației celor două oțeluri.

Fig.3.3.-Straturi difuzionale în zona de trecere a îmbinării oțelului feritic cu oțel perlitic.



Procesele difuzionale din zona de trecere a îmbinării sudate a oțelurilor diferite se includ în procesele de difuzie ale sistemelor cu mai multe componente, procese complexe, pentru care stabilirea unor relații cantitative este mai dificil de realizat. Literatura de specialitate descrie mecanismul de formare al straturilor difuzionale și analizează factorii care influențează dezvoltarea lor [9,18,30,128,134].

Se presupune că straturile de difuzie se formează:

- în faza de contact a bazei metalice cu metalul componentelor ca rezultat al solubilității diferite a elementelor de aliere (carbonului) în soluția lichidă și respectiv solidă;

- în zona de contact a fazelor solide, în momentul răcirii, după sudare, la tratament termic sau la menținerea îmbinării sudate la temperaturi ridicate, condiționate fiind de procesele de "difuzie reactivă" ca urmare a conținutului diferit de elemente carburigene în metalul cusăturii și al componentelor și respectiv al solubilității diferite a carbonului în $Fe\alpha$ și $Fe\gamma$.

Întru cazurile practice interesează elementele de aliere a căror solubilitate în fază lichidă este superioară celei în fază solidă. Condiția de echilibru a unui element de aliere în zona limită lichid-solid este determinată de coeficientul de repartizare $k = \frac{C_2}{C_1}$, C_2 și C_1 reprezentând solubilitatea elementului în fază solidă și respectiv în fază lichidă la temperatura de cristalizare.

La solidificarea oțelurilor cele mai solubile elemente sînt carbonul ($k=0,13$), sulful ($k=0,05$) și fosforul ($k=0,05$).

Corespunzător condițiilor de coexistență a fazelor lichide și solide se poate presupune că, după stabilirea contactului lichid-solid, instantaneu se produce deplasarea elementului solubilului din metalul componentelor în baia metalică, și în zona de trecere apare o neuniformitate a concentrației, determinată de diferența coeficienților de difuzie în fază lichidă și solidă. Cazurile practice de sudare admit extinderea acestei neuniformități a concentrației carbonului în zona de trecere pe o lățime de $0,05 \text{ mm} / 9,18,128/$.

Straturi difuzionale mai puțin intense apar și în situația cînd cele două metale-cusătura și metalul de bază-sînt apropiate ca nivel de aliere. Dacă însă, nivelul de aliere este mult diferit și respectiv metalul cusăturii conține o cantitate mare de elemente carburigene, neuniformitatea concentrației carbonului în zona de trecere se observă pe o bandă largă, datorată atât migrației carbonului în faza de cristalizare, cît și în faza de răcire a îmbinării sudate, ca urmare a afinității sporite a carbonului față de elementele carburigene, cu care formează carturi mai stabile, comparativ cu fierul.

Distribuția principalelor elemente de aliere într-un șir al stabilității crescînde al carburilor formate este: $\text{Co, Ni, Fe, Mn, Cr, Mo, W, V, Nb, Ti,} /128,134/$.

Astfel, în zona de trecere a două oțeluri cu conținut diferit de elemente carburigene este necesar să se uniformizeze conținutul de carbon dizolvat în fazele în contact.

În cazul concret al îmbinării unui oțel carbon cu un oțel aliat cu Cr, uniformizarea conținutului de carbon în zona de trecere a îmbinării sudate se realizează prin difuzia atomilor de carbon din cementita oțelului carbon în soluția saturată cu carburi mai stabile (carburi de crom). Se pare că difuzia carbonului este determinată și de un proces de difuzie reactivă, prin formarea în metalul cusăturii, limitrof a zonei de trecere a unor carburi mai stabile termodinamic $/9,21,100/$.

Procesul difuziei reactive poate fi reprezentat schematic (fig.3.4.). Conținutul de carbon în metalul de bază

(oțel carbon) este C_{mb} , iar în metalul cusăturii (oțel aliat cu Cr) este C_{mc} , iar solubilitățile carbonului în cele două metale C'_{mb} și respectiv C'_{mc} . În faza inițială a contactului

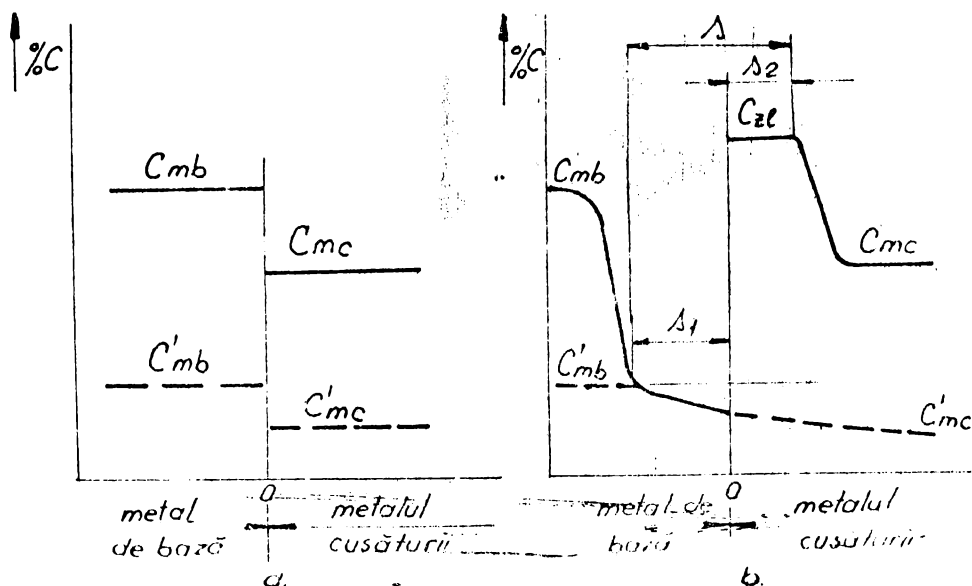


Fig.3.4.-Schema procesului difuziei reactive în zona de trecere a metalului de bază și al cusăturii.

dintre cele două oțeluri carbonul dizolvat în cementită difuzează în metalul cusăturii și formează carburi stabile de crom. Ca urmare a acestuia în porțiunea metalului de bază, limitrof zonei de contact, scade conținutul de carbon sub valoarea de echilibru, Reechilibrarea conținutului de carbon în porțiunea adiacentă zonei de contact a celor două oțeluri se realizează prin descompunerea cementitei, începând dinspre zona de contact spre zone mai îndepărtate, astfel încât după un anumit timp în apropierea metalului cusăturii se formează un strat decarburat de lățime s_1 , în care $C_{mb} \rightarrow C'_{mc}$.

În metalul cusăturii formarea carburilor stabile de crom progresează în profunzimea sa, pe măsura legării cromului în carburi, astfel încât conținutul de carbon în cusătură variază după curba $C_{z1} \rightarrow C_{mc}$ (fig.3.4.b), C_{z1} fiind conținutul maxim de carbon (legat în carburi stabile de crom) în metalul cusăturii. La nivelul zonei de contact, în metalul cusăturii

apare un strat carburat de lăţime s_2 . Formarea carburilor stabile de crom progresând în profunzimea metalului cusăturii, variaţia conţinutului de carbon în acesta $C_{z1} \rightarrow C_{mc}$. Corespunzător disocierii cementite oţelului carbon în metalul de bază conţinutul de carbon C_{mb} tinde spre C_{mb} .

3.2.-Influenţa nivelului de aliere a metalului de bază şi a metalului cusăturii asupra formării straturilor difuzionale.

Nivelul de aliere al metalului de bază şi al metalului cusăturii influenţează formarea straturilor difuzionale prin modificarea solubilităţii carbonului C_{mb} şi C_{mc} [72,133/].

În general, la sudarea oţelurilor perlitice cu oţeluri austenitice Cr-Ni, $C_{mc} \rightarrow C_{mb}$, influenţă asupra dezvoltării straturilor difuzionale avînd compoziţia chimică a oţelului perlitic. Conţinutul ridicat de elemente carburigene din oţel permite legarea carbonului în carburi stabile, scăzînd astfel pe C_{mb} , prin aceasta şi diferenţa $C_{mb} - C_{mc}$, care defineşte viteza de difuzie. Între elementele carburigene importanţa deosebită prezintă Cr, Ti, Nb, V.

Cromul, în oţelul perlitic la un conţinut de peste 2,25% reduce lăţimea straturilor difuzionale de la 6 la 0,9 mm, iar la 5% la 0,5 mm (fig.3.5.), putîndu-se admite că în îmbinări

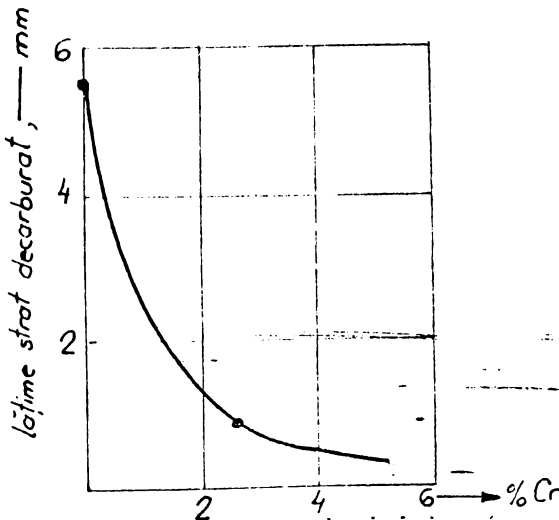


Fig.3.5.-Influenţa conţinutului de Cr din oţelul perlitic asupra lăţimii straturilor decarburate din zona de legătură a îmbinării oţel perlitic-oţel austenitic cu metal de adaos austenitic (menţinere 10^5 ore la 537°C).

eterogene oţel perlitic-oţel austenitic, folosind metal de adaos austenitic, procesul de formare al straturilor difuzionale, pe

seama difuziei carbonului este întârziat sau deplasat spre temperaturi foarte înalte /37,56,90,100/.

Blocarea difuziei carbonului prin prezența Ti, Nb, V, în compoziția oțelului perlitic se explică prin formarea de carburi stabile, care rețin carbonul în structura oțelului perlitic. Conținutul de astfel de elemente carburigene trebuie corelat cu coeficientul stoichiometric al formulei carbunii, Ti și V trebuind să fie în conținuturi superioare lui 4x%C, iar Nb superior lui 8x%C.

Tendința de formare a straturilor difuzionale în îmbinări eterogene oțel perlitic-oțel austenitic se poate aprecia și prin variația durității maxime a stratului carburat. Se observă (fig.3.6) că pe măsura creșterii conținutului de elemente carburigene din compoziția oțelului perlitic scade valoarea durității maxime, chiar dacă menținerea la temperaturi ridicate este îndelungată.

În îmbinările eterogene oțel perlitic-oțel austenitic, utilizând metal de adaos austenitic de bază, tendința de formare a straturilor difuzionale este maximă. Evitarea acestui fenomen se poate face în faza de proiectare prin utilizarea unui oțel perlitic cu conținut ridicat de elemente carburigene.

În faza de execuție, limitarea straturilor difuzionale se realizează prin creșterea conținutului de nichel al metalului de adaos sau prin depunerea pe muchia oțelului perlitic a unui strat tampon (intermediar) din oțel austenitic

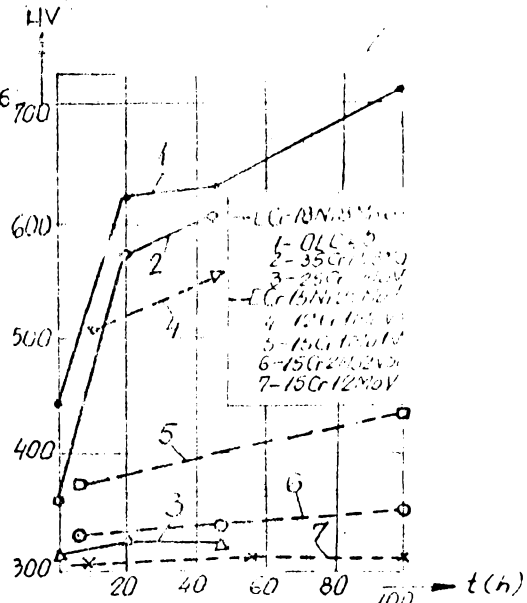


Fig.3.6.-Influința nivelului de aliere, al oțelului perlitic și a duratei de menținere la 700°C asupra durității maxime a stratului carburat.

cu un conținut ridicat de nichel, sau din aliaj de nichel /37,70,92,115,157/.

Fig.3.7. prezintă variația lățimii straturilor difuzionale în zona de trecere a oțelului perlitic cu metalul cu săturii ce conține 11-18%Cr și respectiv 0-70% Ni.

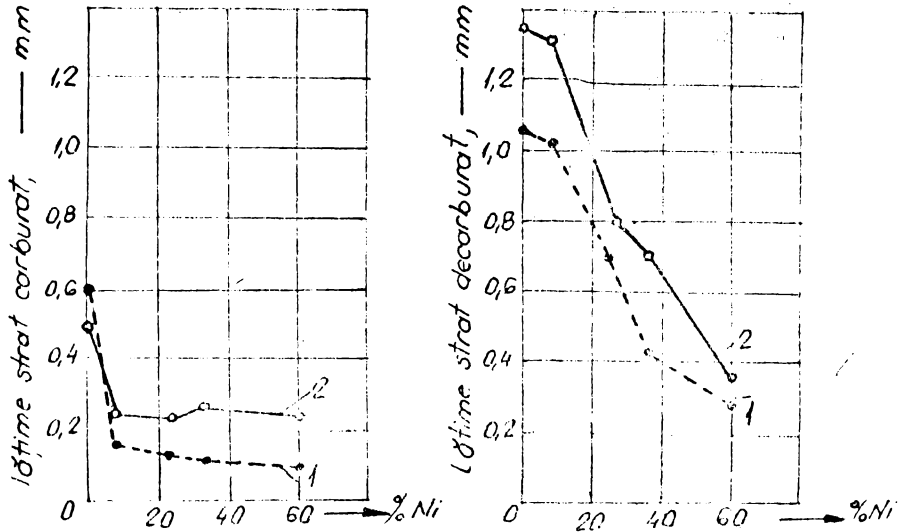


Fig.3.7.-Influența conținutului de Ni din metalul de adaos austenitic asupra lățimii stratului difuzional în zona de trecere cu oțelul perlitic a-menținere 1000 ore la 600°C; b-menținere 100 ore la 700°C.

Extinderea maximă a stratului decarburat se obține pentru un metal de adaos austenito-feritic de tip Cr18Ni10 și scade pe măsură creșterii conținutului de Ni, fiind minimă la un metal de adaos pe bază de Ni.

Lățimea stratului carburat scade puțin la creșterea conținutului de Ni în metalul depus, explicabilă prin viteza de difuzie mai mică a carbonului în austenită comparativ cu ferita.

Se poate concluziona că utilizarea metalului de adaos pe bază de Ni reduce extinderea straturilor difuzionale prin faptul că Ni, ca element grafitizant, în locul Fe, reduce stabilitatea carburilor și crește conținutul carbonului dizolvat. Ideea este susținută de faptul că în stratul decarburat a zonei de trecere a oțelului carbon cu metalul depus, pe bază de Ni, creș-

terea granulației, ca urmare a reclusterizării colective este mai evidentă comparativ cu situația metalului depus pe bază de fier.

Depunerea straturilor intermediare (tampon) din oțeluri Cr-Ni, bogat aliate în Ni sau din aliaje pe bază de Ni, pe muchia oțelului perlitic, reduce extinderea straturilor difuzionale, concomitent cu accesibilitatea tehnologică.

3.3. - Calculul lățimii straturilor difuzionale

Cinética formării straturilor difuzionale urmează succesiunea: - în faza inițială se produce disocierea cementitei sau a altor compuși chimici instabili și formarea unor compuși chimici stabili în alt aliaj, respectiv

- în faza următoare are loc difuzia elementelor de aliere (în mod deosebit carbonul) din oțelul mai aliat spre oțelul mai slab aliat la limita de separare a acestora (18,38, 128,134/.

Creșterea straturilor difuzionale, în timp, urmărește o lege de variație parabolică de formă:

$$x^2 = k \cdot t \quad (3.1)$$

x-fiind lățimea stratului, k-coeficient de proporționalitate al difuziei, iar t-timpul de difuzie.

Corespunzător temperaturii pe interfața de separație a fazelor extinderea straturilor difuzionale respectă o lege de variație exponențială:

$$D = D_0 \cdot e^{-\frac{q}{R \cdot T}} \quad (3.2)$$

unde: D-coeficientul de difuzie, caracteristic fiecărui element chimic;

D_0 -constantă, factor de frecvență;

q-energia de activare a difuziei;

R-constantă gazelor;

T-temperatura absolută.

Datorită gradientului ridicat de concentrație, la începutul procesului viteza de difuzie este mare, ulterior formării stratului difuzional, fazele fiind stabile, viteza de difuzie scade, procesul desfășurându-se în conformitate cu (3.1).

Particularizând pentru carbon, corelația (3.1) poate fi adaptată scopului dorit. Conform fig.3.4, concentrațiile C_{mg} și

C'_{mb} , definind solubilitățile carbonului din fazele în contact, rămân constante în timpul procesului pentru o temperatură dată. Se poate admite că în stratul decarburat /9,128/ are loc o scădere liniară a concentrației carbonului de la C'_{mc} la C'_{mb} . În aceste condiții cantitatea de carbon dC care difuzează în timpul dt prin secțiunea S pe lățimea stratului de grosime x este:

$$dC = D \cdot S \frac{C'_{mc} - C'_{mb}}{x} \cdot dt \quad (3.3)$$

prin $\frac{C'_{mc} - C'_{mb}}{x}$ apreciind gradientul concentrației pe distanța x , D fiind coeficientul de difuzie al carbonului.

Considerând concentrația stratului, la limită, constantă se poate scrie :

$$dC = A \cdot S \cdot dx \quad (3.4)$$

dx , fiind elementul de grosime al stratului decarburat, iar A coeficient de proporționalitate, definind variația concentrației carbonului:

$$A = C'_{mc} - \frac{C'_{mc}}{2} - \frac{C'_{mb}}{2}$$

Atunci:

$$dC = \left(C'_{mc} - \frac{C'_{mc}}{2} - \frac{C'_{mb}}{2} \right) \cdot S \cdot dx \quad (3.5)$$

sau luând împreună (3.3) și (3.4) se obține:

$$D \cdot \frac{C'_{mc} - C'_{mb}}{x} \cdot dt = \left(C'_{mc} - \frac{C'_{mc}}{2} - \frac{C'_{mb}}{2} \right) dx$$

prin integrare obținându-se:

$$x^2 = \frac{C'_{mc} - C'_{mb}}{C'_{mc} - \frac{C'_{mc}}{2} - \frac{C'_{mb}}{2}} \cdot 2 \cdot D \cdot t \quad (3.6)$$

Cum, $\frac{C'_{mc}}{2} - \frac{C'_{mb}}{2} \ll C'_{mc}$, se poate neglija și (3.6) devine:

$$x^2 = \frac{C'_{mc} - C'_{mb}}{C'_{mc}} \cdot 2 \cdot D \cdot t \quad (3.7)$$

Se observă că lățimea stratului decarburat x este proporțională cu diferența solubilităților carbonului în cele două aliaje (faze) și invers proporțională cu concentrația carbonului în aliajul mai puțin aliat. Grafic prima dependență $x^2 = 2Dt$ variază parabolic, iar cea de-a doua $x^2 \cdot C'_{mc} = 2Dt$ are o variație hiperbolică. Concentrația la limită a carbonului în stratul carburat rămânând constantă, lățimea stratului variază parabolic.

Pentru cazurile practice de sudare, mărimea coeficientului

de proporționalitate a difuziei k este dificil de determinat, dat fiind compoziția carburilor, compoziție dependentă de temperatură, durata menținerii fazelor în contact, nivelul de aliere etc. În aceste situații interesează (extinderea) lățimea straturilor difuzionale, la temperatura de exploatare a structurii pentru mențineri de durată (10^5 ore) comparativ cu mențineri scurte la temperaturi ridicate.

Corelația (3.6) poate fi pusă sub forma [34]:

$$X = - \frac{k}{T} + \log t$$

X fiind o funcție de lățimea stratului difuzional x , proporțională cu logaritmul său. Pentru valoarea constantă a lui X în două stadii ale procesului de difuzie se poate scrie:

$$- \frac{k}{T_1} + \log t_1 = - \frac{k}{T_2} + \log t_2$$

rezultând:

$$k = \frac{1}{\frac{1}{T_1} - \frac{1}{T_2}} \cdot \log \frac{t_1}{t_2} \quad (3.8)$$

T_1 și T_2 reprezentând temperaturile în cele două stadii ale procesului de difuzie, iar t_1 și t_2 timpii de menținere corespunzători, pentru care lățimea stratului difuzional este constantă.

Cunoscând valoarea lui k prin măsurători, se poate determina dependența grafică $x^2 - X$, prin care se poate aprecia lățimea stratului difuzional corespunzător temperaturii de exploatare pentru timpul real de menținere al îmbinării sudate.

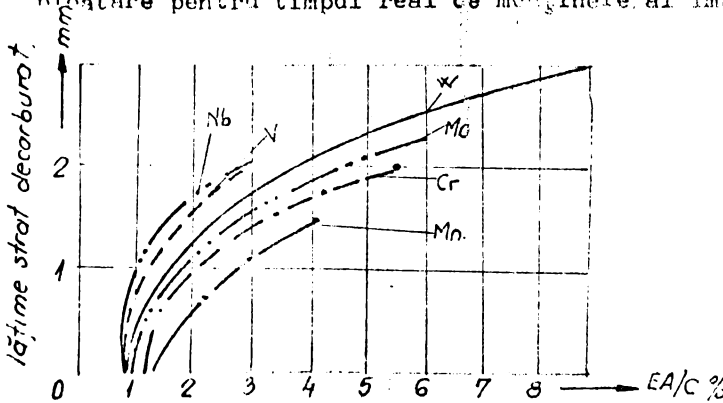


Fig.3.8.-Influența elementelor carburigene asupra lățimii straturilor difuzionale în îmbinări sudate ale oțelurilor carbon (după recoacere la 700°C -100 ore).

Extinderea straturilor difuzionale depinde de valoarea lui k , dependent la rândul său de caracterul elementelor carburigene și de cantitatea lor.

Fig.3.8 indică variația stratului de car-

burat în imbinarea sudată a oțelurilor carbon dependent de timpul și cantitatea elementelor de aliere carburigene. Pe abscisă prin EA/C s-a notat conținutul relativ de elemente carburigene față de conținutul de carbon al metalului cusăturii. Se observă că lățimea stratului difuzional variază brusc la creșterea conținutului de carburi stabile în ordinea Mn, Cr, Mo, W, V și Nb. Caracteristic este de asemenea lipsa straturilor difuzionale sub o valoare critică a raportului EA/C, apariția lor depinzând de tipul elementului carburigen, temperatura și timpul de menținere la această temperatură.

În cele mai utilizate cazuri de imbinări oțel austenitic Cr-Ni sau oțel cu Cr, cu oțel perlitic influența hotărâtoare asupra extinderii stratului difuzional o prezintă conținutul de Cr din oțelul în jurul aliat. La creșterea conținutului de Cr de

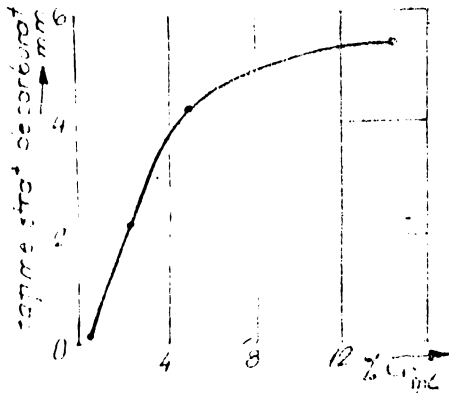


Fig.3.9.-Influența conținutului de Cr din metalul cusăturii asupra lățimii stratului difuzional la imbinări sudate oțel austenitic-oțel perlitic, după îmbătrânire la 573°C-10⁵ ore./134/.

la 0,6 la 5% extinderea stratului difuzional este maximă, după care creșterea pînă la 13% Cr în metalul cusăturii este nesemnificativă asupra lățimii stratului difuzional. Extinderea redusă a straturilor difuzionale la peste 5% Cr în metalul cusăturii și conținutul redus de carbon în stratul decarburat (sub 0,001%) permit neglijarea lui C'_{mb} comparativ cu C'_{mc} și (3.7) se poate aproxima cu: $x^2 = \frac{C'_{mc}}{C_0} \cdot 2 \cdot D \cdot t$ (3.9)

Relația (3.9) este confirmată și de Fig.3.10. Se observă că lățimea stratului difuzional

din zona de difuziune a oțelului nealiat este relativ aceeași atât la metalul depus cu conținut ridicat de Cr, cît și la metalul depus austenitic Cr-Ni.

Relația (3.9) este confirmată și de rezultatele cuprinse în lucrare, explorările microstructurale efectuate cu microsonda

electronică (§ 5.2.3.2.a, fig.5.15-5.22. și respectiv § 5.3.3.2.a, fig.5.32-5.48) arătând reducerea extinderii straturilor difuzionale la creșterea conținutului de Cr și Ni din metalul stratului tampon, deșus pe oțelul perlitic în îmbinările sudate oțel perlitic-oțel austenitic și respectiv oțel perlitic-oțel feritic.

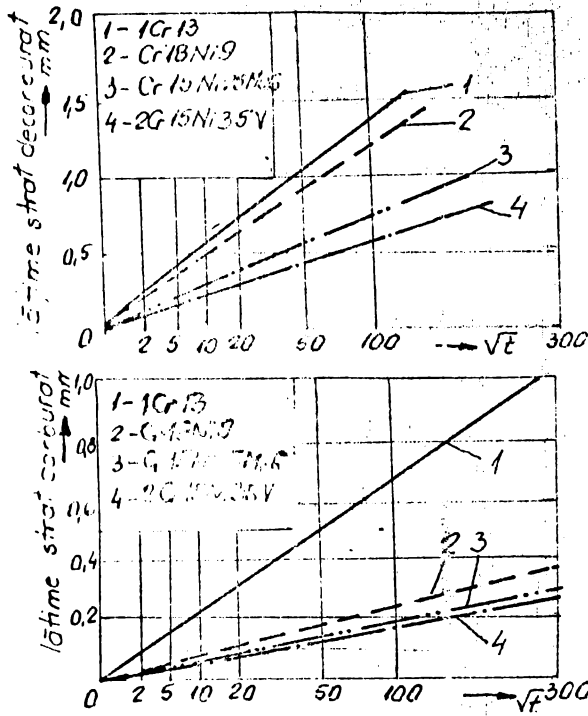


Fig.3.10.-Influența timpului de menținere la 700°C asupra extinderii straturilor difuzionale în zona de trecere a oțelului nealiat-metal deșus diferit aliat.

4.-TEHNOLOGII NOI DE SUDARE A OTELURILOR ALIATE DIFERITE ELABORATE PENTRU INDUSTRIA CHIMICA, PETROCHIMICA SI PETROLIERA.

Tehnologiile de sudare a structurilor sudate din oțeluri diferite folosite în industrii chimică, petrochimică și petrolieră sînt condiționate de eterogenitățile chimice, structurale și mecanice din îmbinările sudate și de condițiile de exploatare ale structurilor. Se pot folosi diverse procedee de sudare, alegerea procedului optim necesită cunoașterea condițiilor de realizare a îmbinărilor sudate fără defecte, cu preț minim și cu posibilitatea fabricării în serie a structurilor sudate.

Sudarea oțelurilor din clase structurale diferite impune folosirea procedeeelor și regimurilor de sudare care să asigure topirea minimă a muchiilor componentelor de sudat, cerință determinată de apariția în straturile intermediare ale îmbinării sudate a constituenților structurali în afară de echilibru, duri și fragili, de creșterea tendinței de fisurare a îmbinării.

Utilizare largă în astfel de situații are sudarea manuală cu electrozi înveliți determinată de flexibilitatea procedului și posibilitatea asigurării topirii moderate a muchiilor componentelor de sudat. Realizări restrinse sînt legate de folosirea sudării mecanizate cu flux și de sudarea în mediu de gaze protectoare.

Obținerea participării minime a metalului de bază la formarea cusăturii, la sudarea prin topire, se obține în general prin reducerea la minimum a curentului de sudare și creșterea vitezei de sudare. Evitarea formării straturilor difuzionale în îmbinarea sudată și sudarea a două metale incompatibile din punct de vedere fizic se realizează prin depunerea de straturi tampon pe muchia unuia dintre metalele de bază, strict tampon dintr-un metal compatibil ambelor metale ale componentelor.

Materialele de adaos determină hotărîtor caracteristicile de întrebuințare a îmbinărilor sudate din oțeluri diferite. Alegerea lor se face în funcție de tehnologia de sudare și de condițiile de exploatare ale structurii sudate, compozi-

ția chimică a metalului depus poate fi mai mult sau mai puțin apropiată sau chiar mult diferită de compoziția chimică a oțelurilor ce se sudează.

Limitarea tendinței de formare a straturilor difuzionale și extinderea domeniului temperaturilor de exploatare se poate obține tehnologic prin:

- metal depus cu un conținut ridicat de elemente carburigene;
- stratul tampon din oțeluri Cr-Ni sau aliaje ale nichelului.

Folosirea stratului tampon depus pe muchia oțelului călibil (fig.4.1. a și b) reduce intensitatea proceselor de difuzie, evită necesitatea preîncălzirii la sudare și reduce

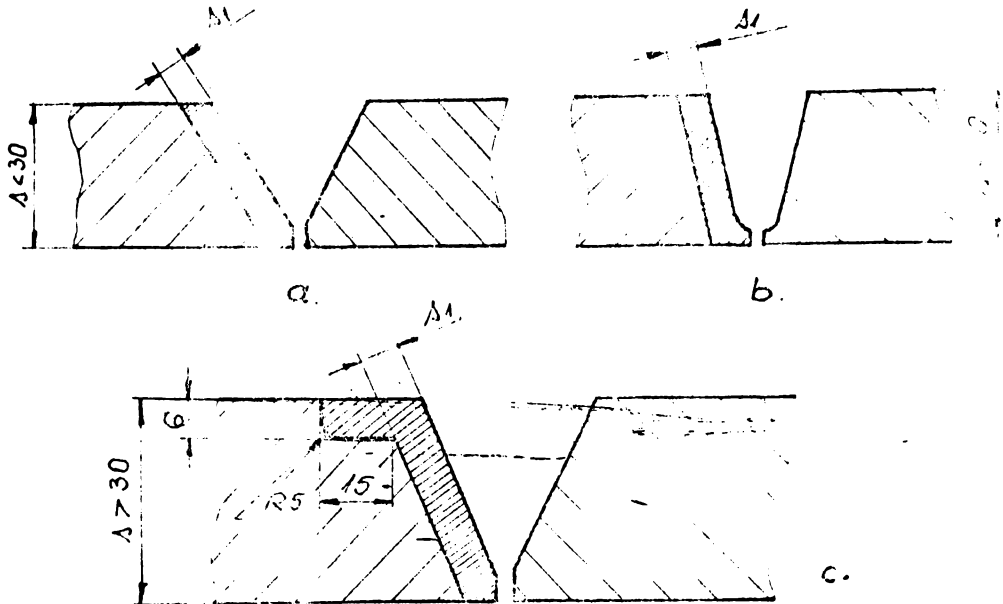


Fig.4.1.-Aplicată de depunere a stratului tampon
a.-prelucrare în V a rostului; b.-prelucrare în U a rostului; c.-prelucrare în V a rostului, cu mărirea zonei topite.

tendința de fisurare la sudarea structurilor cu rigiditate pronunțată din oțeluri călibile.

Grosimea stratului tampon s_1 , în general, pentru su-

Sudarea oțelurilor neșălibile este 3-5 mm, respectiv 6-9 mm la sudarea oțelurilor șălibile /72,75,76,77/. Prelucrarea muchiilor rostului de sudare după depunerea stratului tampon se realizează asemănător prelucrării muchiilor în îmbinări sudate din aceleași oțeluri. Dacă grosimea componentelor de sudat este mai mare (peste 30 mm) evitarea fisurării metalului cusăturii necesită execuția stratului tampon ca în fig.4.1.c.

O problemă dificilă a tehnologiei de sudare a oțelurilor diferite este tratamentul termic înainte și după sudare. Dificultatea rezidă din necesitatea asigurării plasticității îmbinărilor sudate, asigurării unui nivel cât mai scăzut al tensiunilor proprii și limitarea eterogenităților chimice și structurale ale îmbinărilor sudate.

4.1.-Parametrii regimului de sudare

Forma și dimensiunile rîndului (cusăturii) de sudură pentru sudarea cu arc electric sînt (fig.4.2.):

- pătrunderea rîndului (cusăturii), p ;
- înălțimea rîndului (cusăturii), a ;
- lățimea rîndului (cusăturii), b ;
- grosimea de calcul, δ .

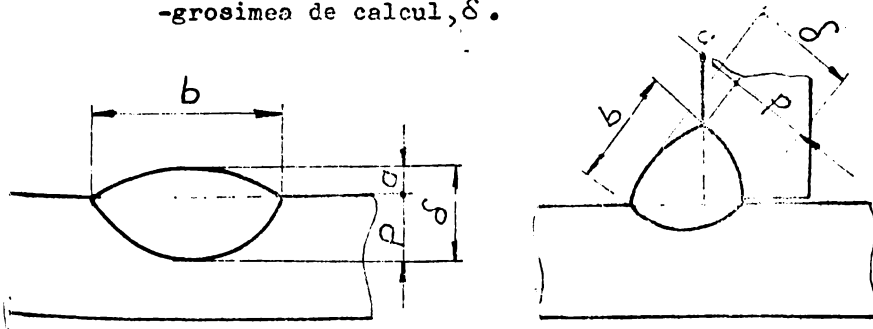


Fig.4.2.-Forma și dimensiunile rîndului (cusăturii) de sudură.

La execuția straturilor sudate intervine și întrepătrunderea rîndurilor, dependentă de procedeele de sudare (1,5-3mm la sudarea cu electrozi înveliți sau în mediu de gaze protectoare, respectiv 3-5 mm la sudarea sub flux).

Forma și dimensiunile rîndului sau stratului de sudură depinde de parametrii regimului de sudare care pot fi primari sau secundari.

La sudarea cu arcul electric /111,112,113/ parametrii primari

sînt: curentul de sudare, I_s , tensiunea arcului, U_a , viteza de sudare, v_s , și diametrul electrodului, d_e . La sudarea cu electrozi înveliți se mai include deplasarea transversală (oscilația) electrodului, iar la sudarea sub flux viteza electrodului.

Parametrii secundari ai regimului la sudarea cu arc electric se includ: lungimea arcului electric, l_a , poziția electrodului față de componente, felul materialului de adăps, natura și polaritatea curentului de sudare, numărul de treceri, n_t , temperatura inițială și între straturi și modul de prelucrare al componentelor.

Forma și dimensiunile rîndului sau stratului de sudare sînt influențate doar de parametrii primari. Evidențierea influențelor unui parametru al regimului de sudare, presupune constanța celorlalți, deși în practica sudării modificarea unui parametru al regimului de sudare este însoțită de modificarea celorlalți parametri, astfel asigurîndu-se forma și dimensiunile necesare ale rîndului sau stratului sudat.

4.1.1.-Curentul de sudare

Variația curentului de sudare influențează în mod esențial pătrunderea rîndului, corelația este o dependență liniară, (fig.4.3).

Dependența pătrunderii rîndului sudat de curentul de sudare se explică prin modificarea presiunii coloanei arcului electric asupra suprafeței băii metalice și prin modificarea energiei introduse.

Corelația pătrunderea rîndului-curentul de sudare este de formă:

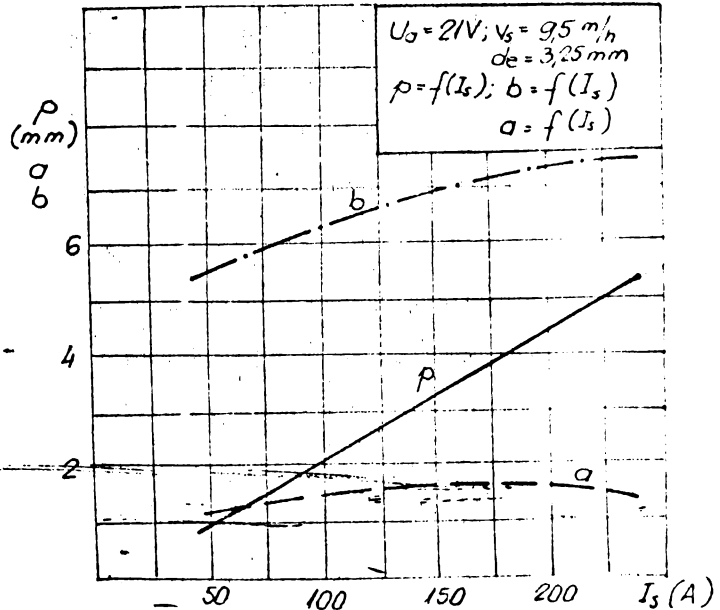


Fig.-4.3.-Influența curentului de sudare asupra dimensiunilor rîndului sudat.

$$p = k_p \cdot I_a$$

k_p fiind un coeficient de proporționalitate, determinat experimental, a cărui valoare depinde de felul curentului, îmbinării și de materialului de adaos.

Curentul de sudare este parametrul pe seama căruia, în majoritatea cazurilor din practica sudării, se modifică pătrunderea. Celelalte dimensiuni ale rîndului variază nesemnificativ prin modificarea curentului (fig.4.3.), în cazurile practice putîndu-se neglija.

La realizarea straturilor tampon ce necesită o amestecare cât mai redusă a metalului de deus cu metalul de bază, în consecință curentul de sudare se alege la valori minime, corespunzător arderii stabile a arcului electric. Reducerea curentului de sudare permite topirea unei cantități reduse din metalul de bază, și introducerea unei cantități minime de căldură în componente.

La alegerea curentului se va ține seama ca să se asigure obținerea unui rînd cu coeficient de formă ψ_f ($\psi_f = b/p$) corespunzător care să evite formarea fisurilor de cristalizare (fig.4.4). Se observă că în cazul rîndurilor alince și înguste (fig.4.4.a) formațiunile cristaline, crescînd din direcții contrare se întîlnesc axial în zona centrală (zona slabă a rîndului),

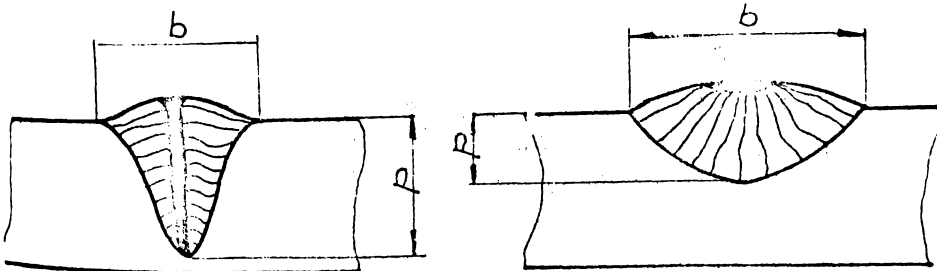


Fig.4.4.-Forme diferite de cristalizare a metalului rîndului sudat/70/. a. $\psi_f < 2$; b. $\psi_f \geq 2$.

apărînd o cantitate mare de impurități și incluziuni nemetalice, formă a rîndului sudat favorabilă apariției fisurilor de cristalizare. Spre deosebire de aceasta, la rînduri late și cu pătrundere mică (fig.4.4.b) porțiunea finală de metal lichid care se solidifică este plasată la suprafața rîndului, fiind mai puțin nocivă asupra calității rîndului sudat.

Valorile minime ale curentului de sudare folosite la

execuția stratului tampon în cadrul cercetărilor experimentale efectuate sînt indicate în tab.4.1.

Tab.4.1.-Valori ale parametrilor de sudare folosiți la execuția straturilor tampon 75,76,77,78/.

Procedeu de sudare	Metal de bază	Metal de adaos strat tampon	Parametrii de sudare					
			d _e (mm)	d _{ew} (mm)	I _s (A)	U _a (V)	v _s (m/h)	D _{Ar} (l/min)
Sudare cu electrozi înveliți	ol.martens. (Cr2%) ol.perlitic (OL70)	ol.austen. (Ecr18Ni10Cr)5,25	-	-	100-105	18-20	8,4-9,0	-
	ol.austenit (12NiCr18o) ol.perlitic (K-47)	ol.austen. ECr25Ni10Cr	3,25	-	95-100	20-21	9,0-9,5	-
	ol.feritic (Ecr17o) ol.perlitic (R52-7a/sl)	ol.austen. Ecr25Ni20Cr	3,25	-	95-100	20-22	9,0-9,5	-
Sudare WIG	suport (TT St B36) placaj (W 2.4360)	Ni93	4,0	4,0	200-220	22-25	6,0-6,5	9,5-10
			4,0	3,0	150-160	16-18	7,0-7,5	8,0-8,5

4.1.2.-Tensiunea arcului.

La sudarea cu arc electric tensiunea arcului influențează mărimea lățimii rîndului sudat, fiind corelată de acesta printr-o dependență directă. Prin mărirea tensiunii arcului, în limitele stabilității arcului electric, crește lățimea rîndului de sudare, respectiv prin micșorarea ei scade lățimea rîndului (fig.4.5).

În procesele de sudare cu electrozi înveliți tensiunea arcului variază nesemnificativ (18-22V), variații mai mari ale tensiunii arcului (30-50 V) se înregistrează la sudarea mecanizată sub flux. În consecință sudurile realizate mecanizat sub flux, modificarea lățimii rîndului sudat în sensul dorit se realizează pe seama tensiunii arcului.

Asupra pătrunderii rîndului, tensiunea arcului are o influență cu totul nesemnificativă, în cazurile practice se poate neglija.

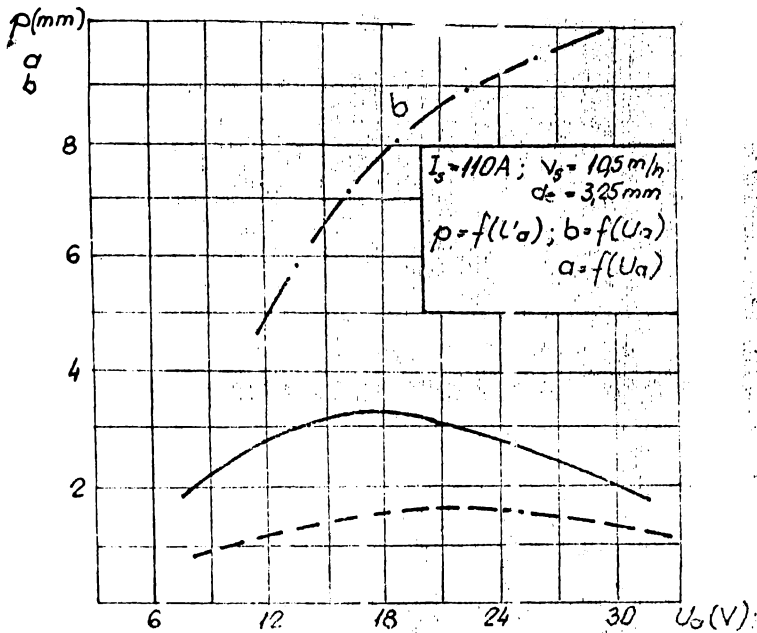


Fig.4. -Influența tensiunii arcului asupra lăgimii rîndului la sudarea cu electrozi înveliși.

4.1.3.-Viteza de sudare.

Viteza de sudare influențează pătrunderea rîndului sudat în mod complex. La viteze de sudare mici (1,5-2 m/h la sudarea cu electrozi înveliși, respectiv 10-12 m/h la sudarea sub flux) pătrunderea este mică. Aceasta se explică prin faptul că la dispunerea verticală a arcului presiunea exercitată

de coloana arcului asupra băii metalice este minimă. Prin aceasta la baza arcului se formează un strat de metal lichid care împiedică topirea metalului de bază al componentelor. Creșterea vitezei de sudare.

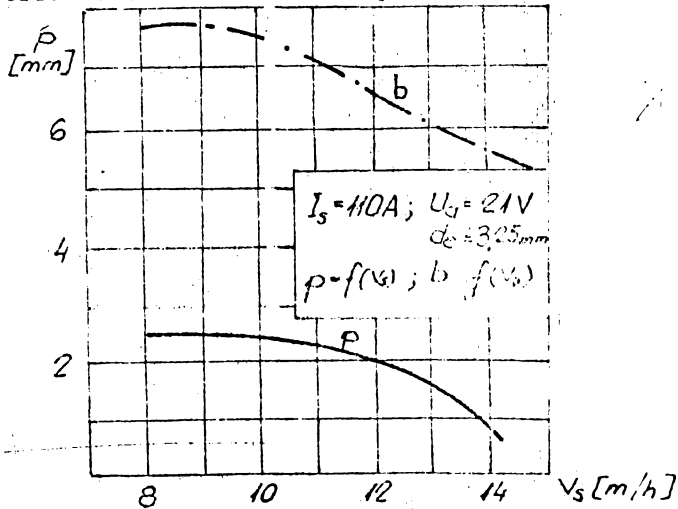


Fig.4.6.-Dependența vitezei de sudare-pătrunderea rîndului sudat.

(20-25 m/h, la sudarea sub flux, respectiv 5-6 m/h la sudarea cu electrozi înveliți) conduce la mărirea pătrunderii rîndului sudat. Mărirea în continuare a vitezei de sudare scade pătrunderea rîndului pe seama scăderii energiei liniare a arcului. Corelarea grafică a dependenței vitezei de sudare pătrundere este indicată în fig.4.6.

Lățimea rîndului de sudură este influențată de viteza de sudare printr-o dependență inversă, creșterea vitezei de sudare scade lățimea rîndului și invers (fig.4.6), explicabilă prin scăderea presiunii coloanei arcului, la mărirea vitezei de deplasare a sa. Dependența indicată (fig.4.6) se păstrează pentru tot domeniul vitezelor de sudare acceptat în practica sudării.

Modificarea vitezei de sudare este un mijloc eficient de modificare a lățimii rîndului sudat, în mod deosebit la sudarea cu electrozi înveliți.

Execuția straturilor tampon, necesitînd o cît mai redusă diluție cu metalul de bază, respectiv o pătrundere și o lățime cît mai mică, viteza de sudare este alături de curentul de sudare, unul din parametrii tehnologici prin care se poate controla calitatea stratului tampon.

4.1.4.-Diametrul electrodului

Micșorarea diametrului electrodului la un același curent de sudare, conduce la micșorarea dispersiei coloanei arcului și prin urmare la mărirea pătrunderii rîndului sudat, și invers. Dependența evidentă diametru-pătrundere se observă la valori mici ale curentului de sudare. Prin creșterea curentului de sudare influența diametrului electrodului asupra pătrunderii se uniformizează. Se observă că pentru valori mici ale curentului de sudare, mărirea pătrunderii se obține prin micșorarea diametrului electrodului.

Lățimea cusăturii se mărește prin mărirea diametrului electrodului, fapt determinat de mărirea dispersiei coloanei arcului electric.

Pentru a realiza suduri și straturi tampon cît mai subțiri, cu o pătrundere minimă dar suficientă în metalul de bază, și pentru a realiza o valoare optimă a energiei liniare, pentru sudarea straturilor tampon se recomandă electrozii cu diametrele

de 3,25 și 4,0 mm. Electrozii cu diametrul de 3,25 mm se utilizează pentru realizarea primelor rânduri ale stratului tampon, iar cei de 4 mm pentru rândurile următoare, când stratul tampon este necesar a fi mai gros de 4 mm.

Tab.4.2.-Influența diametrului electrodului și curentului de sudare asupra pătrunderii rîndului.

d _e , mm	Curent de sudare Densitate de curent	Pătrunderea rîndului sudat, p, - mm -								
		1,3	1,5	1,6	1,8	2,0	3,0	4,0	5,0	6,0
3,2	I _s , A	100	120	130	140	150	300	50	400	500
	j, A/mm ²	12	14	15	16	18	45	50	57	71
4,0	I _s , A	150	160	180	200	220	375	425	500	550
	j, A/mm ²	11,5	12	14,5	16	17,6	29	35	40	44
5,0	I _s , A	200	220	240	260	290	450	500	550	600
	j, A/mm ²	10,2	11,5	12	13,5	15,0	23	26	28	31

La execuția straturilor tampon pentru îmbinări de colț se preferă electrodul cu diametrul de 4mm, aceasta pentru a mări cantitatea de căldură introdusă la sudare, avînd în vedere că îmbinările de colț se răcesc mai repede decît cele cap la cap.

La execuția straturilor tampon prin sudare sub flux se utilizează sîrmă cu diametre de 4 mm. Nu se utilizează diametre mai mari pentru a nu depăși energia liniară optimă și pentru a putea realiza rînduri suficient de subțiri.

4.1.5.-Parametrii secundari ai regimului de sudare.

Parametrii secundari ai regimului de sudare au influență mai redusă asupra formei și dimensiunilor rîndului sudat. Astfel:

-lungimea arcului la sudarea cu electrozi înveliți, modificîndu-se dependent de tensiunea arcului, influențează forma și dimensiunile rîndului sudat corespunzător modificării acesteia. Se menționează că la sudarea cu electrozi de diametru 3,25 mm și mai mare, modificarea lungimii arcului în limitele 6-8 mm, practic nu exercită o influență deosebită asupra formei și dimensiunile rîndului sudat. Folosind electrozi de diametru mai mic, astfel de modificări ale lungimii arcului contribuie la înrăutățirea condițiilor de formare ale rîndului sudat.

La sudarea sub flux sau în mediu de gaze protectoare

mărirea lungimii libere a capătului electrodului, implică amplificarea încălzirii electrodului prin efect Joule, la trecerea curentului de sudare, prin aceasta se mărește viteza de topire, și într-o oarecare măsură creșterea pătrunderii rîndului sudat;

-poziția electrodului față de componente influențează pătrunderea și lățimea rîndului sudat. În practica sudării electrodul poate fi inclinat, față de normala la direcția vitezei de sudare, "înainte sau înapoi" (fig.4.7). Inclînind

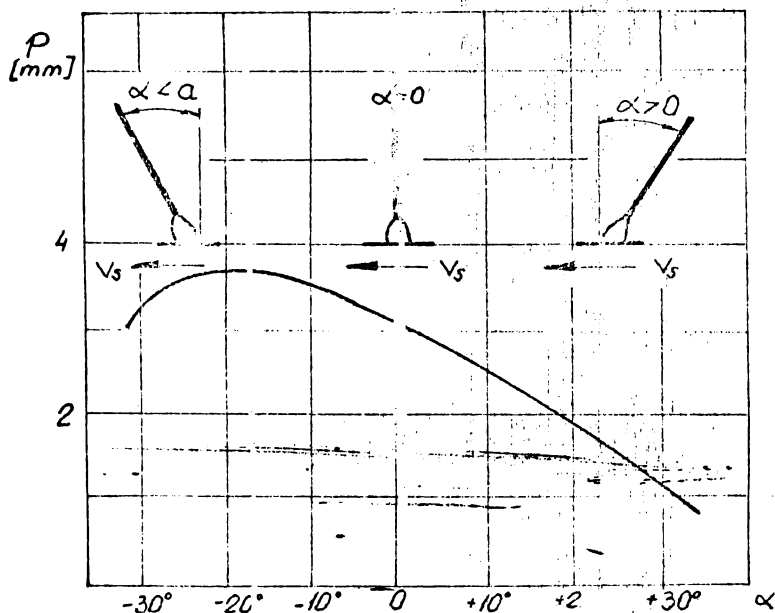


Fig.4.7.-Influența înclinării electrodului asupra pătrunderii rîndului sudat.

"înainte" electrodul, ca oana arcului tinde să ia o poziție care coincide cu axa electrodului. Prin aceasta coloana se proiectează pe o suprafață mai mare a metalului componentelor, scade presiunea coloanei arcului, ceea ce conduce la micșorarea pătrunderii și creșterea lățimii rîndului sudat.

Sudînd cu electrodul inclinat "înapoi" presiunea coloanei arcului crește, producînd o "îndesare" mai intensă a metalului topit, prin aceasta crește pătrunderea și scade lățimea rîndului sudat.

Realizarea stratului tampon cu pătrundere mică și diluție redusă necesită înclinarea electrodului "înainte";

- tipul și compoziția materialului de adăos influențează pătrunderea și lățimea rîndului sudat prin masa specifică a zgurii formate. Pentru masa specifică mică a zgurii, volumul ocupat de zgură pe suprafața metalului este mai mare, de asemenea și dispersia coloanei arcului. Se mărește lățimea și scade pătrunderea rîndului. Este situația indicată pentru depunerea stratului tampon. Creșterea grosimii inveligului și introducerea în invelig a feroaliajelor și componentelor greu fuzibile, măresc craterul format la capătul electrodului, respectiv scade dispersia coloanei arcului și prin aceasta se micșorează lățimea și crește pătrunderea rîndului sudat, situație nedorită la execuția stratului tampon;

- natura și polaritatea curentului influențează forma și dimensiunile rîndului sudat. La sudarea în c.c. cu polaritate inversă pătrunderea rîndului este cu 40-50% mai mare decît la sudarea în c.c. cu polaritate directă, ca urmare a condițiilor termice diferite la anod și catod. La sudarea în c.a. pătrunderea este cu 15-20% mai mică decît la sudarea în c.c. polaritate inversă, datorită modificării permanente a polarității curentului, ceea ce micșorează cantitatea de căldură în metalul de bază pe toată durata cît acesta este anod.

Natura și polaritatea curentului influențează și lățimea rîndului sudat. La sudarea în c.c. polaritate directă lățimea rîndului se micșorează comparativ cu sudarea în c.a.;

- numărul de treceri influențează mai puțin forma și dimensiunile rîndului sudat. Realizarea de straturi din mai multe rînduri îmbunătățește calitatea sudurii prin tratarea termică a rîndurilor depuse, concomitent cu încălzirea mai redusă a metalului de bază, respectiv ZIT mai redus nivelul tensiunilor și deformațiilor de asemenea redus. Sudarea în rînduri multiple asigură imbinării caracteristici de plasticitate mai bune și reduce riscul de fisurare, scade productivitatea sudurii și crește probabilitatea prezenței incluziunilor nemetalice în strat.

Sub aspectul diluției realizarea straturilor tampon prin mai multe treceri este de preferat, diluția reducîndu-se pe măsura creșterii numărului de treceri;

- temperatura inițială a componentelor nu influențează forma și dimensiunile rîndului sudat dacă variază în limitele

-60 + + 80°C. Mărirea temperaturii inițiale a componentelor la valori de 100 - 400°C, conduce la creșterea lății, în mod deosebit și a pătrunderii rindului sudat.

4.2. - Modul de pregătire al rostului de sudare

Aplicarea procedeelor de sudare prin topire la realizarea îmbinărilor sudate ale oțelurilor diferite aliate, necesită prelucrări prealabile ale marginilor componentelor de îmbinat, prelucrări ce depind de procedeul de sudare aplicat, de metalul de bază al componentelor și materialele de adaos, de forma constructivă a structurii sudate, de poziția de sudare și de considerente tehnologice.

4.2.1. - Geometria rostului de sudare

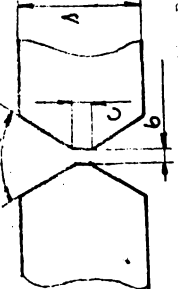
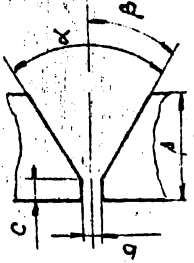
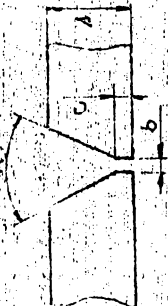
Formele și dimensiunile rosturilor de sudare se prescriu în documentația de execuție a structurii sudate, în general alegându-se conform normativelor sau altor documente tehnice cu aplicabilitate în domeniul specific.

În structurile sudate realizate din oțeluri diferite aliate, exploatate la temperaturi și presiuni ridicate, în medii corosive, se folosesc modalități diverse de prelucrare a rostului de sudare. Analiza rosturilor de sudare folosite în realizarea recipientilor pentru industria chimică, reactoarelor nucleare și turbina cu aburi, relevă ponderea îmbinărilor cap la cap și cu frecvență mai scăzută a îmbinărilor de colț. În cele ce urmează se prezintă principalele tipuri de rosturi de sudare luate în considerare în cadrul cercetărilor, cu referiri la cele prevăzute în STAS 6662-74, DIN 8551/1-74, IS 5155-75 și GOST 16098-80.

Pentru îmbinările sudate cap la cap se folosesc rosturi de sudare în V, X, 1/2X și U, iar pentru îmbinări

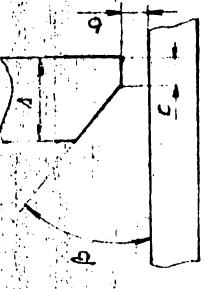
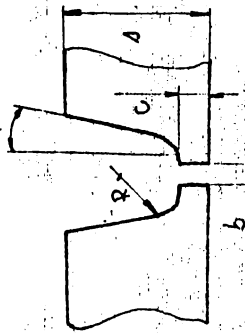
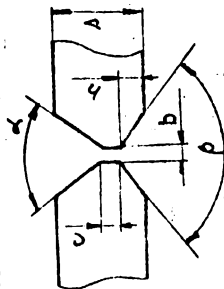
Tabelul 4.5. Forme ale rosturilor de sudură folosite în structuri sudate din oțeluri aliate

Tipul de rost	Standard Normativ	S	α		B	b	c	Observații
			Fișe	Grade				
1. Sudură în V simetrică	STAS 1141-50-55	—	55-55	—	—	1-3	0-2	Se asigură protecția metalului de sudare altele decât pe suprafața de sudare altele decât cea orizontală și modificate cu aspectul părților.
2. Sudură în V asimetrică	STAS 1176-60	—	60	—	—	0-3	0	
3. Sudură în X	STAS 1174-60	—	60	—	—	2	2	
4. Sudură în V asimetrică	STAS 1174-60	3-2p	55-65	10-15	—	1-3	0-2	
5. Sudură în X	STAS 1174-60	12-40	55-65	—	—	1-3	0-2	
6. Sudură în X	STAS 1174-60	> 12	60	—	—	0-4	2-6	
7. Sudură în X	STAS 1174-60	> 12	60	—	—	3	2	



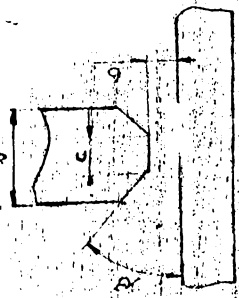
Tabelul 4.3. Continuare

0.	1.	2.	3.	4.	5.	6.	8.	9.
4. Sudură în X asimetrică	12-40	55-65	60-80	1-3	0-2	$b = \frac{1}{3} S$ $s/3$	1/3	
	>10	60	60	0-3	0			
	>12	60	60	3	2	s-h-c=2/3S		
5. Sudură în U	15-60	—	8-12	1-3	1-2			r=4 la sud. în p82. verticală $\beta=15$, r=6
	>12	—	~8	0-3	~3			r=7
	>20	—	~0	0	0			r=0
5. Sudură în H cu pre-înălțirea marginilor în 7/2 V	50-75-100-130-200	—	45-55	0-3	0-2			r=2 sud. în p82-8 sinuozitate
	>50	—	40-60	3	1			
	12	—	45	3	2			



1. Sudura în T cu pie-
știlea
marginilor
înclinată

STAS 7502-75 12-0 - 40-50 0-2 3-5
DIN 8551/1-10 40-50 0-4 0



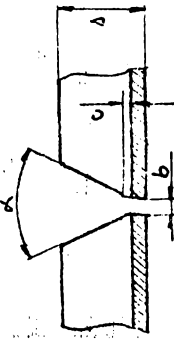
Tabloul 4.4. Forme ale rosturilor de sudare folosite în straturi sudate din oțeluri placate.

Nr. Denumire
crt. rost

Dimensiuni ale rostului

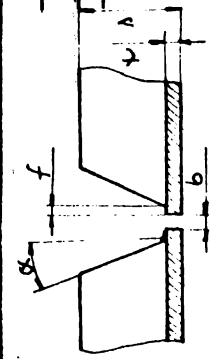
Observații

Standard	Dimensiuni ale rostului								Observații
	S	b	c	f	α	β	δ	h	
1. Sudură în T	4.	5.	6.	7.	8.	9.	10.	11.	12.
STAS 10595-76	6-20	0-2	2-3	3-7	50-60	-	-	-	Îmbinare sudată cap la cap din ambele părți
GOST 16098-80	16-30	0-3	1-3	-b	6c	-	-	-	
DIN 8553-1980	-	≤ 2	-	-b	6c	-	-	-	



2. Sudură în V

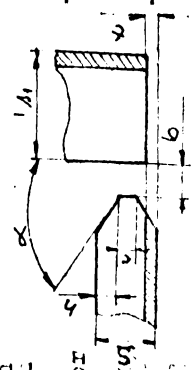
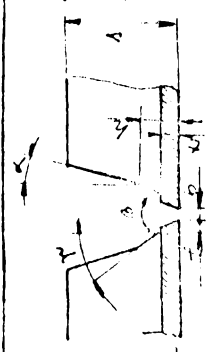
8-18 0-1 - 1-3 20-25
8-30 max. - >2 12+2
0,2



Îmbinare sudată cap la cap din partea suportului

min 30
3

	4.	5.	6.	7.	8.	9.	10.	11.	12.
3. Sudură în V cu secțiune reductă	> 18	0-1	2-4	6-12	60-70	28-32	$\frac{2}{2}$	$\frac{2}{2}$	12. Imbinare sudată la cap la cap din partea suportului
	30	max 0,5	2-0,5	10±2	0	30±3	15		
			min 3	6	-	35	t+6		
4. Sudură în L cu pre- existența marginilor în K	15-50 $S_1 \leq S$	1-3	1-3	45-50					Imbinare de colț din ambele părți
	8-20 $S_1 \leq S$	2±1	2±1	50±5				$\frac{S-2}{2}$	
	10-50 $S_1 \leq S$	2±1	2±1	50±5				$\frac{S-2}{2}$	



de colț, rosturi în T, 1/2V (tab. 4.3).

Forma și dimensiunile rostului de sudare influențează participarea metalului de bază al componentelor la formarea cusăturii. Pentru oțelurile aliate se urmărește reducerea la minimum a participării metalului de bază la formarea cusăturii.

Forma și dimensiunile rostului sînt condiționate și de accesul operatorului la execuția îmbinării sudate. Accesul dintr-o parte al rostului de sudare, pentru execuție, necesită folosirea unor rosturi de sudare asimetrice. Dezavantajele principale ale acestor tipuri de rosturi constă în deformațiile unghiulare pronunțate care ulterior pot conduce la fisuri în stratul de rădăcină. Accesul din ambele părți la execuție, permite folosirea rosturilor simetrice, mai eficiente sub aspectul echilibrării tensiunilor introduse de procesul de sudare.

Particularitățile esențiale ale prelucrării rostului de sudare apar la execuția îmbinărilor sudate pe semifabricate placate (tab. 4.4). S-au luat în considerare forme de rosturi frecvent utilizate în îmbinări sudate ale recipientelor chimice. Îmbinările cap la cap se întîlnesc la realizarea vîrolelor sau segmentilor și sudarea între acestea, cele de colț la sudarea ștuțurilor și racordurilor tehnologice de mantaua recipientului.

Rosturile de sudare accesibile din ambele părți (placaj, respectiv suport) au fost prelucrate astfel încît, în privința fazelor de execuție să permită sudarea suportului, apoi curățirea rădăcinii, execuția stratului tampon (intermediar) și, în final, îmbinarea placajului. Această ordine de sudare s-a respectat atât pentru îmbinările cap la cap, cît și pentru îmbinările de colț.

Rosturile de sudare accesibile doar din partea suportului au fost prelucrate prin decopertarea placajului, astfel

incît procesul de sudare să respecte ordinea: imbinarea placajului, execuția stratului tampon și în final imbinarea suportului.

Prelucrarea rostului de sudare se recomandă a se face prin procedee mecanice sau, unde există posibilități, prin tăiere termică, (plasmă, oxigen și flux, etc.), completată cu polizarea zonei influențată termic la tăiere.

4.2.2. - Pregătirea rostului de sudare

Pregătirea pentru sudarea rostului se referă la asigurarea curățeniei suprafeței rostului și respectiv, a dimensiunilor prescrise ale rostului de sudare, în documentația de execuție.

Curățirea suprafeței rostului, la sudarea oțelurilor aliate și placate reprezintă o operație de bază a procesului de sudare, acuratețea acesteia influențînd major calitatea imbinării sudate.

Se recomandă curățirea la luciu metalic a suprafeței rostului și respectiv a zonei adiacente, pe o lățime cel puțin egală cu dublul grosimii componentelor, dar nu mai mică de 50 mm (f.g. 4.8.), pe suprafața fiecărei componente.

La sudarea oțelurilor aliate, se recomandă curățirea mecanică și curățirea chimică. Curățirea mecanică se face prin polizare sau periere. Foarte important este, ca sculele (perii, ciocane de zgură) să fie din material similar materialului componentelor, în caz contrar curățirea poate produce impurificarea suprafeței rostului, contaminarea metalului depus și prin aceasta compromiterea calității imbinării sudate. Curățirea chimică, care urmărește

curățirii mecanice, este necesară la îndărca oțelurilor înalt aliate și a oțelurilor placate. Literatura de specialitate indică pentru fiecare grupă de oțeluri sau aliaje, metodele de curățire chimică și rețetele solvenților.

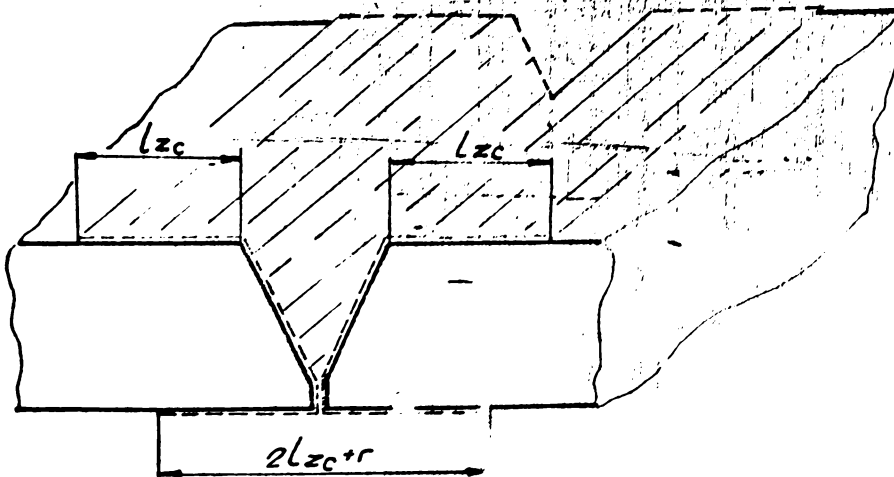


Fig.4.8. - Recomandări privind curățirea suprafeței rostului de sudare (l_{zc} - lățimea zonei curățite, r - deschiderea rostului).

Curățirea intermediară a suprafeței rostului și îndurilor de sudură influențează major calitatea îmbinării sudate. Fig. 4.9. prezintă macrostructuri ale unor îmbinări sudate ale oțelurilor placate, la care curățirea necorespunzătoare a suprafeței rostului de sudare a inițiat apariția unor defecte extinse - pori și incluziuni de zgură.

Respectarea dimensiunilor prescrise ale rostului de sudare se asigură prin operația de prindere provizorie, astfel realizându-se uniformitatea rostului pe toată lungimea sa. Prinderile provizorii fiind de dimensiuni reduse și executate cu regimul corespunzător rindului de rădăcină pe

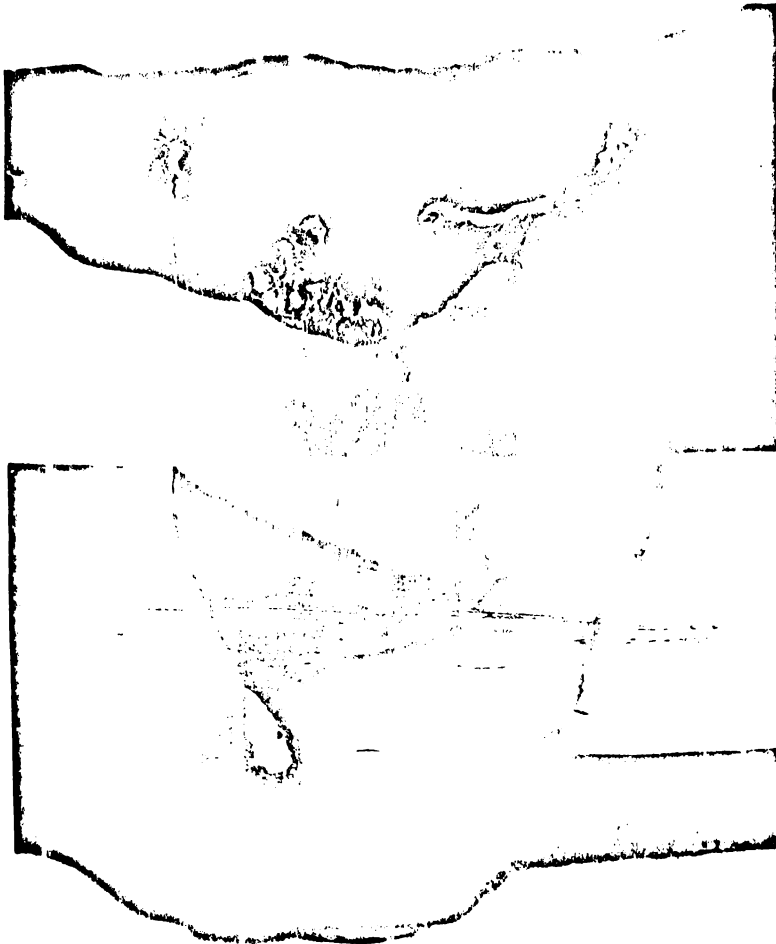


Fig.4.9.-Defecte ale îmbinărilor sudate datorate curățirii insuficiente a rostului și rîndului sudat.
a.la nivelul placajului; b.la nivelul suportului

material la temperatură ambiantă, reprezintă posibilități de inițiere a defectelor, care pot fi incluse ulterior în cusătura sudată. Din acest motiv, operația se execută cu tehnologia prescrisă pentru execuția îmbinării sudate. După execuția prinderii provizorii este necesară curățirea minuțioasă a punctelor de sudură și examinarea lor în vederea decelării eventualelor defecte. La sudarea oțelurilor aliate și placate se recomandă înlăturarea succesivă a punctelor de prindere provizorie, pe măsură ce se ajunge cu rîndul de rădăcină la nivelul lor, în felul acesta evitîndu-se inițierea premeditată a unor defecte în

Îmbinarea sudată.

Se recomandă ca lungimea sudurilor de prindere provizorie

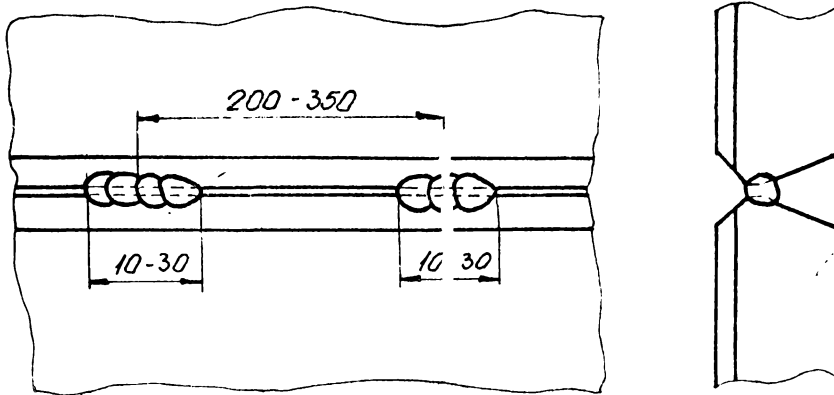


Fig.4.10.-Recomandări privind geometria sudurilor de prindere provizorie.

să fie de 10-30 mm, distanțate la 200-350 mm (fig.4.10.).

4.3.-Realizarea stratului tampon.

4.3.1.Materiale de adaos.

Alegerea materialelor de adaos pentru execuția stratului tampon, la îmbinare prin sudare a oțelurilor și aliajelor diferite, se face astfel încât să se obțină îmbinări sudate fără fisuri și constituenți structurali fragili, iar lățimea straturilor difuzionale să fie minimă. Straturile difuzionale, inerente la sudarea oțelurilor mult diferite în ceea ce privește conținutul de elemente de aliere cu precădere a elementelor carburigene, antrenează apariția în îmbinarea sudată a constituenților structurali fragili. Prezența în îmbinarea sudată a constituenților structurali fragili, împreună cu rigiditatea îmbinării, contribuie la creșterea tendinței de fisurare a îmbinării sudate. Tendința de fisurare crește la creșterea rezistenței la rupere și a călibilității oțelurilor folosite.

La sudarea oțelurilor perlitice cu oțeluri martensitice cu crom sînt preferate materiale de adaos ce depune un metal perlitic, cu un conținut ridicat de elemente carburigene, de plasticitate corespunzătoare, astfel asigurîndu-se rezistența mecanică a îmbinării sudate, și simplificîndu-se tehnologia de sudare. La sudarea oțelurilor perlitice cu oțeluri austenitice, datorită tendinței accentuate de apariție a structurilor de călire și de fisurare spre oțelul austenitic sînt preferate materiale de adaos

ce depun un oțel austenitic înalt aliat, sau aliaje cu un conținut ridicat de nichel datorită plasticității ridicate a metalului depus și a posibilității de reducere la minimum a straturilor difuzionale. Aceleași recomandări sînt valabile și la sudarea oțelurilor perlitice cu oțeluri feritice și la sudarea oțelurilor placate.

Indicarea unui material de adaos ce depune un metal austenitic sau aliaj pe bază de nichel trebuie să țină seama și de condițiile termice de exploatare a structurii sudate. Utilizarea unui material de adaos apropiat ca nivel de aliere este de preferat datorită coeficienților de dilatare liniară apropiați, ai metalului de bază și ai metalului depus, ceea ce reduce tensiunile suplimentare în zona îmbinării și crește capacitatea de lucru a structurii.

Utilizarea materialelor de adaos pe bază de nichel permit mărirea intervalului de temperatură în exploatarea structurilor sudate. Astfel de materiale de adaos trebuie considerate ca materiale de bază în execuția stratului tampon în combinațiile de oțeluri, ce lucrează la temperaturi superioare lui 400-500°C sau în structurile sudate pentru criogenie. Aliajele de tip inconel sînt cele mai indicate pentru realizarea stratului tampon la sudarea oțelurilor criogenice cu 9% Ni cu oțeluri austenitice, structuri ce sînt exploatate la temperaturi de pînă la -200°C. Îmbinările sudate executate în aceste condiții se caracterizează prin rezistență, coeficienți de dilatare apropiați și omogenitate superioară îmbinării sudate.

Recomandări privind alegerea materialelor de adaos pentru execuția stratului tampon în diverse combinații de oțeluri se indică în cap.5.

4.3.2.-Tehnologia de sudare a stratului tampon.

Tehnologia de sudare a stratului tampon utilizează procedee de sudare cu electrozi înveliți sau WIG. În prealabil execuției, electrozii se tratează (usucă) conform indicațiilor producătorului de electrozi.

Stratul tampon se realizează prin una sau mai multe depuneri, condiționate fiind de diferențele de compoziție chimică între oțelurile sau aliajele care se sudează și de limitarea la minimum a difuziilor elementelor de aliere, cu precădere a carbonului.

Stratul tampon realizat printr-o singură depunere se execută folosind electrozi de diametru 3,25 mm.

La straturile tampon, executate în mai multe depuneri, primul rând se recomandă a se executa cu electrozi de diametru mic, 2,5 mm, curentul de sudare la limita inferioară, următoarele rânduri executându-se cu electrozi cu diametru 3,25 mm sau chiar 4 mm.

Atenție deosebită în execuție, trebuie acordată protecției zonei de sudare și curățeniei rostului. La sudarea cu electrozi înveliți protecție bună a zonei de sudare se obține prin lungime mică a arcului (sub diametrul sârnei electrod), iar la sudarea WIG printr-un debit corespunzător de gaz protector. Tab.4.1. indică regimul de sudare folosit la execuția stratului tampon în cazul experimentărilor prin prezenta lucrare.

Curățirea rândurilor și a rostului de sudare se recomandă a se face cu scule din material identic sau asemănător metalului de pus cu care se realizează stratul tampon.

În timpul execuției pentru a reduce la minimum pătrunderea rândului, capătul electrodului sau sârmei electrod execută oscilații transversale cu viteză constantă.

Sînt posibile diverse variante de realizare a stratului tampon, în funcție de felul îmbinării sudate, procedeul de sudare utilizat și accesibilitatea rostului.

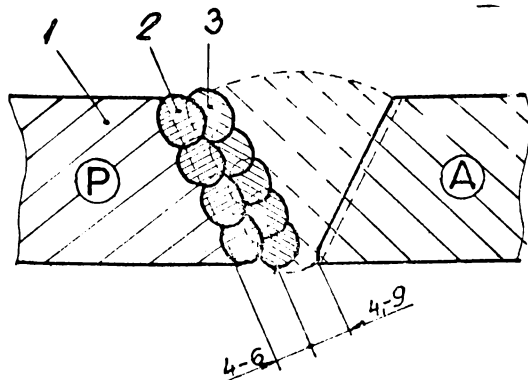


Fig.4.11.-Realizarea stratului tampon la îmbinarea oțelurilor din clase structurale diferite.

se depune un strat austenitic înalt aliat 2, cu grosime 4-6 mm, apoi o placare cu stratul 3, de grosime variabilă, cu un metal

La sudarea îmbinărilor din clase structurale diferite, caz frecvent, oțeluri perlitice sau martensitice cu oțeluri austenitice, muchia oțelului perlitic sau martensitic se plachează cu un electrod austenitic mai bogat aliat. Succesiunea realizării stratului tampon este indicată în fig.4.11. La început pe muchia oțelului perlitic sau martensitic 1

austenitic corespunzător celui al metalului de bază, cu tehnologia corespunzătoare îmbinării oțelurilor austenitice. Folosirea pentru stratul tampon a unui aliat pe bază de nichel, permite realizarea stratului tampon printr-o singură trecere de grosime redusă, 3-4 mm, reducând considerabil și difuzia carbonului în metalul cusăturii. Prețul de cost mai ridicat și inaccessibilitatea unui astfel de aliaj corel cu coeficientul de dilatare liniară diferit de al metalului cusăturii, constituie dezavantaje care trebuie evaluate la folosirea acestei variante.

Imbinarea oțelurilor placate cu oțeluri neplacate, caz frecvent în structurile sudate pentru chimie și petrochimie, oțeluri austenitice cu oțeluri perlitice placate cu oțeluri austenitice necesită realizarea unui strat tampon în varianta indicată în fig.4.12. În prima fază a execuției pe muchia oțelului placat, pe suportul perlitic se depune un strat austenitic cu



Fig.4.12.-Realizarea stratului tampon la imbinarea oțelurilor placate cu oțeluri neplacate,

un electrod austenitic înalt aliat, de grosime 3-4 mm, urma de placarea întregii suprafețe a muchiei oțelului placat cu un electrod austenitic normal (corespunzător oțelului austenitic sudat), electrod cu care se sudază componentele în

continuare.

Imbinarea oțelurilor placate are ca principiu de bază realizarea cusăturii suportului și placajului cu materiale de adaos de compoziții apropiate lor, asigurându-se astfel eterogenitatea minimă a îmbinării sudate. Necesitatea unui strat tampon între imbinarea suportului și placajului este impusă de

diferențele mari de compoziție chimică între ele.

Tehnologiile de realizare a stratului tampon, în astfel de situații sînt determinate de accesibilitatea la sudarea placajului. Se vor exemplifica prin indicarea tehnologiilor de realizare a îmbinărilor sudate a oțelurilor placate cu aliaje de nichel (monel, și incoloy).

Accesibilitatea pentru realizarea îmbinării sudate din ambele părți necesită o prelucrare mai pretențioasă a rostului. În prealabil sudării stratului tampon se sudează suportul aplicînd tehnologia de sudare adecvată. Urmează curățirea rădăcinii suportului prin polizare, fără a atinge (contamina) placajul. Stratul tampon se realizează prin depuneri succesive, utilizînd electrozi înveliți sau sudarea WIG. Grosimea necesară a stratului tampon este cca. 4-6 mm. Succesiunea realizării unei astfel de îmbinări sudate este indicată în fig. 4.13.



Fig. 4.13.
Mod de realizare a stratului tampon la îmbinări sudate ale oțelurilor placate cu acces din ambele părți.

În absența accesului pe partea placajului (sudarea tubulaturii de diametru mic) în prima fază se execută îmbinarea placajului (fig. 4.14.). Stratul tampon din nichel se realizează prin sudare WIG în depuneri succesive, astfel încît grosimea sa să fie de cca. 6-9 mm. Stratul tampon se poate realiza și din fier armco.

Tehnologiile de sudare a stratului tampon, indicate, se recomandă atât la execuția corpului recipientelor cît și la sudarea tubulaturii și legăturilor tehnologice ale echipamentelor folosite în industria chimică, petrochimică și petrolieră.

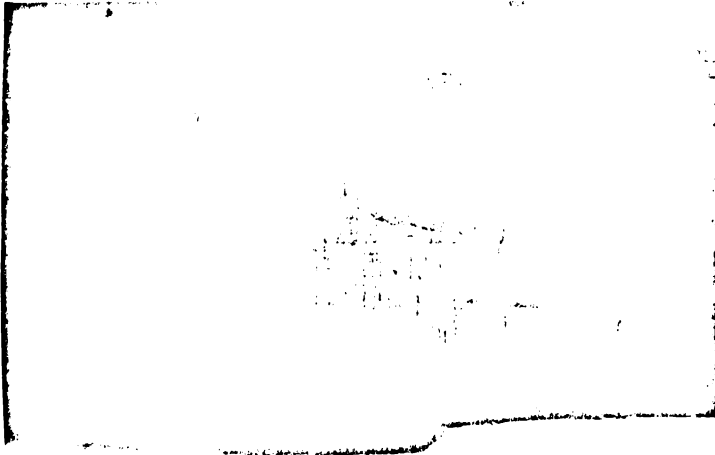


Fig.4.14.
Realizarea stratumului tampon la imbinări sudate ale oțelurilor placate cu acces dinspre partea suportului.

4.3.3.-Pregătirea rostului de sudare pentru imbinarea sudată.

Prelucrarea ulterioară a stratului tampon este determinată de tipul imbinării sudate.

La imbinarea oțelurilor diferite, stratul tampon realizat pe muchia oțelului perlitic sau martensitic, se prelucreză ulterior realizării, prin mijloace mecanice astfel încât să se asigure forma rostului prescris de tehnologia de sudare(fig.4.15)

La imbinarea oțelurilor placate, prelucrarea stratului tampon este necesară doar în situația accesului din ambele părți. Prelucrarea constă din îndepărtarea supraînălțării stratului tampon până la nivelul placajului, (fig.4.16.), astfel încât grosimea efectivă a placajului să nu fie afectată,

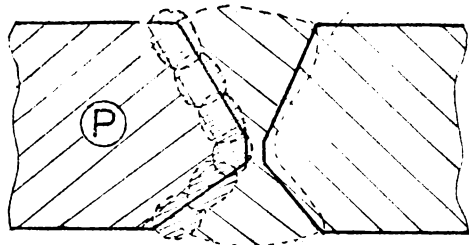


Fig.4.15.-Prelucrarea stratului tampon la imbinarea oțelurilor diferit aliate.

Pentru imbinările sudate ale oțelurilor placate, cu acces doar dinspre partea suportului, prelucrarea stratului tampon nu este necesară. Este suficientă doar o polizare de uniformizare (netezire a neregularităților) a suprafeței exterioare a stratului tampon.

4.4.-Tratamentul termic al imbinărilor sudate din oțeluri diferit aliate.

Tratamentele termice aplicate la sudarea oțelurilor diferit

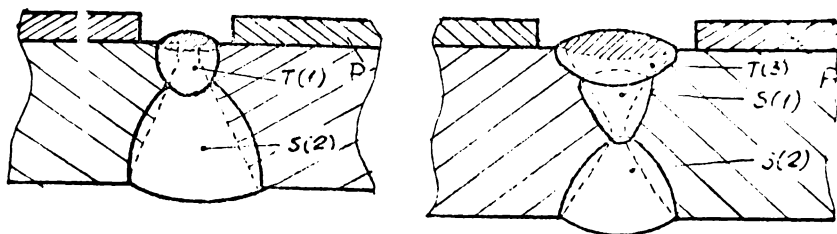


Fig.4.16.-Prelucrarea stratului tampon la imbinarea oțelurilor placate cu acces din ambele părți.

asigură plasticitatea și omogenitatea imbinărilor sudate. Probabilitatea dezvoltării unor straturi difuzionale sau apariția unor soluții sau compuși chimici în imbinarea sudată, implică alegerea corectă a tratamentului termic și a temperaturilor de calier.

4.4.1.-Tratamente termice înainte de sudare.

Imbinarea oțelurilor perlitice, diferit aliate, necesită în general, preîncălzirea componentelor. Valoarea temperaturii de preîncălzire se stabilește în apropierea temperaturii de preîncălzire necesară, la sudarea oțelului cu nivel de aliere superior. Prezența unui strat tampon, dintr-un oțel perlitic, cu conținut ridicat de elemente carburigene sau din oțel austenitic permite renunțarea la preîncălzire.

Recomandări similare sînt valabile și la sudarea oțelurilor cu crom, martensitice, feritice sau ferito-austenitice. Valoarea temperaturii de preîncălzire se stabilește în intervalul 200-400°C, depinzînd de conținutul în carbon al metalului componentelor (prin carbonul echivalent) și de rigiditatea imbinării sudate.

Importanță, la sudarea acestor oțeluri este temperatura între treceri, valoarea acesteia stabilindu-se între 150-175°C.

La sudarea oțelurilor din clase structurale diferite, una din componente fiind din oțel austenitic, valoarea temperaturii de preîncălzire se stabilește cu 100-150°C sub valoarea temperaturii de preîncălzire necesară sudării oțelului perlitic sau martensitic. Această recomandare a temperaturii de preîncălzire se păstrează și la sudarea oțelurilor martensitice, călibile, cu metal de adaos austenitic. Temperatura între treceri se menține în limitele 130-180°C, pe toată durata sudării.

Prezența unui strat tampon, plastic, pe muchia oțelului perlitic sau martensitic elimină necesitatea preîncălzirii.

4.4.2.-Tratamente termice după sudare.

Tratamentele termice după sudare la îmbinarea oțelurilor diferite se stabilesc diferențiat, în funcție de combinațiile de oțeluri sudate.

La sudarea oțelurilor perlitice diferit aliate, refacerea proprietăților plastice ale îmbinării sudate se obține prin revenire, temperatura de palier stabilindu-se între 650-720°C. Valoarea inferioară a temperaturii de palier reduce străturile difuzionale și tensiunile interne, iar valoarea superioară asigură o plasticitate superioară îmbinării sudate.

Îmbinarea oțelurilor cu crom, martensitice cu oțeluri feritice sau ferito-austenitice necesită după sudare reveniri, temperatura de palier fiind 700-750°C. Importantă este răcirea ulterioară care trebuie efectuată cu viteză mare pentru a evita durificarea îmbinării la temperaturi în jur de 475°C. Tratatamentul termic indicat crește și rezistența la coroziune a îmbinării sudate, spre zonele învechinate cu oțelul ferito-austenitic.

Păstrarea plasticității îmbinărilor sudate ale oțelurilor feritice cu cele ferito-austenitice, precum și a rezistenței față de coroziunea intercristalină necesită ridicarea temperaturii de palier la 800-850°C.

La solicitări mecanice ridicate ale îmbinărilor sudate ale oțelurilor austenitice diferit aliate, se necesită stabilizarea austenitei la temperaturi de 800-850°C. Îmbinările susceptibile de coroziune intercristalină reclamă călirea de repunere în soluție, temperatura de austenitizare fiind 1000-1050°C. Dacă îmbinările sînt exploatare la temperaturi ridicate, temperatura de austenitizare poate fi ridicată la 1100-1150°C.

Tratatamentul termic al îmbinărilor sudate din oțeluri austenitice, durificate termic (durificare prin precipitare), este necesar pentru refacerea proprietăților zonei de influență termic respectiv pentru a se obține durificarea prin dispersie.

Tratatamentul termic după sudare al îmbinărilor oțelurilor din grupe structurale diferite se face diferențiat, în

funcție de combinațiile concrete de oțeluri.

Pentru îmbinările oțelurilor perlitice cu cele martensitice tratamentul termic se stabilește corespunzător oțelului martensitic. Utilizând strat tampon din oțel austenitic se poate renunța la tratamentul termic după sudare.

La îmbinările sudate ale oțelurilor perlitice sau martensitice cu oțeluri austenitice, prezența stratului tampon din oțel austenitic bogat în Ni, sau aliaj de nichel, permite renunțarea la tratamentul termic după sudare al îmbinării sudate. Dacă rigiditatea îmbinării este ridicată și se necesită totuși tratament termic, se recomandă revenirea componentei pe care s-a depus stratul tampon, în prealabil îmbinării cu componenta din oțel austenitic.

Tensiunile introduse de diferența de coeficienți liniari de dilatare și limita scăzută de curgere la 600°C impun tratamentul termic global al structurii sudate.

5.-CERCETARI EXPERIMENTALE PRIVIND SUDAREA SI INCARCAREA OTELURILOR DIFERIT ALIATE, FOLOSIND STRAT TAMPON.

Elaborarea unor tehnologii de sudare și alegerea materialelor de adaos la sudare și încărcarea oțelurilor diferit aliate este suficient de dificilă, datorită deosebirilor importante relativ la comportarea la sudare a oțelurilor din clase structurale diferite. Obținerea unor proprietăți de întrebunțare corespunzătoare și reducerea la minimum a extinderii straturilor difuzionale în zona de trecere a îmbinării sudate, sînt problemele importante ce trebuie realizate în astfel de situații.

Cercetările experimentale privind elaborarea unor tehnologii de sudare și încărcare prin sudare a oțelurilor diferit aliate, folosind strat tampon, au avut ca scop elaborarea unor tehnologii competitive, fiabile și eliminarea importului de materiale de adaos pentru stratul tampon, la îmbinarea unor oțeluri reprezentative, folosite în industriile constructoare de mașini, chimică, petrochimică și petrolieră.

Cercetările experimentale s-au efectuat în cadrul unor contracte de cercetare științifică ale catedrei Utilajul și tehnologia sudării, coordonate de autor, cu întreprinderea Autobuzul și Trustul de antrepriză generală construcții, montaje și reparații în industria chimică București, în perioada 1976-1986.

5.1.-Sudarea și încărcarea oțelurilor perlitice cu oțeluri martensitice.

Îmbinarea prin sudare a oțelurilor perlitice cu oțeluri martensitice se poate realiza utilizînd materiale de adaos perlitice sau martensitice, neexistînd, actualmente, păreri unitare referitor la avantajele unora sau altora. Se atenționează însă, asupra evitării obținerii în îmbinarea sudată a unor structuri de tip martensitic.

5.1.1.-Cadrul tehnologic.

Realizarea unor îmbinări sudate între oțeluri perlitice și oțeluri martensitice s-a impus în procesul de recondiționare prin sudare a matrițelor utilizate la deformări la rece

sau cald și în situația realizării de noi matrițe prin depuneri de material dur pe suport din oțel carbon. Cercetările experimentale efectuate au urmărit realizarea unor matrițe bimetalice la care corpul matriței și poansonul s-au executat din oțeluri carbon (OL 50, OL 70), iar muchiile tăietoare și părțile active, puternic solicitate dinamic și termic în timpul procesului de fabricație, s-au realizat prin încărcare cu sudură, folosind electrozi înveliți și șirme de sudare ce depun un oțel rezistent la solicitările menționate (fig.5.1). Procedeele de sudare

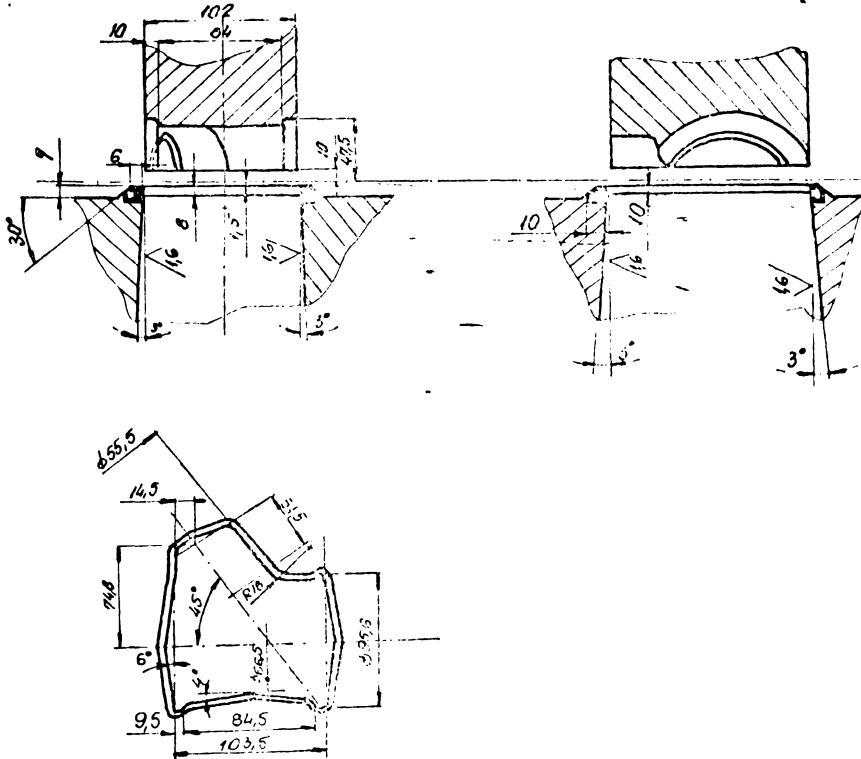


Fig.5.1.-Matrițe bimetalice realizate prin încărcare cu oțel martensitic pe oțel perlitic /95/.

folosite au fost sudarea manuală cu electrozi înveliți, sudarea WIG și sudarea în mediu de hidrogen atomic. Sudarea manuală cu electrozi înveliți se recomandă în cazul în care muchiile tăietoare realizate sînt de dimensiuni mari, sau pentru recondiționare defectele sînt mai extinse, cel în cauză are la dispoziție electrozi adecvați și nu dispune de echipamente pentru sudarea

cu alte procedee. Depunerile realizate sînt mai uniforme, necesitînd prelucrări ulterioare minime (polizare), iar supraîncălzirea corpului matriței și poansonului sînt mai reduse.

Sudarea prin procedeele WIG și în mediu de hidrogen atomic permite obținerea unor depuneri mai pure, pierderi de metal prin stropire mai reduse, în schimb supraîncălzirea corpului matriței au fost mai pronunțate. Depunerile realizate au prezentat denivelări pronunțate ale suprafeței, necesitînd un volum mai mare de prelucrări ulterioare.

Pentru realizarea unor depuneri corepunzătoare pe corpul matrițelor și muchia poansonului sau prelucrat, prin achiere, rosturi de forma celor prezentate în fig.5.2.

Evitarea apariției microfisurilor și fisurilor în ZIG sau zona de trecere a îmbinărilor sudate, precum și pentru o bună plasticitate a ansamblului metal de bază-metal depus pe metalul de bază al componentelor s-au depus straturi tampon din oțel austenitic.

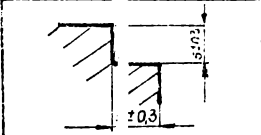
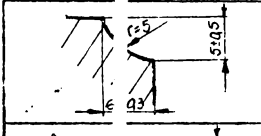
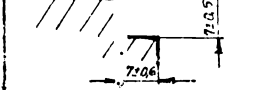
Forma profilului	Numărul de straturi	
	Electrod $\phi 3,25$	Electrod $\phi 4$
	2	2
	2	4
	3	4

Fig 5.2.-Forme ale rostului profilului piesei active și numărul de straturi depuse prin sudare.

5.1.2.-Materiale de adaos și rezimuri de sudare.

Materialele de adaos utilizate au fost electrozi înveliți și sîrme de sudură.

Electrozii înveliți (tab.5.1) sînt electrozi cu învelig bazic, recomandați încărcării pe suport din oțel carbon cu pînă la 0,7% C, și oțeluri slab aliate, pentru matrițe de presat la rece și la cald și piese a căror suprafețe sînt supuse la uzură abrazivă sau uzură la cald.

Metalul depus are structură martensitică (EiCr2Mo, EiCr4S) sau martensito-feritică (EiCr2VS), fiind de duritate

mărită datorită alierii cu Cr, Mn, Mo, Si și V.

Marca electrodului	Compoziția chimică a metalului depus (%)							Utilizare
	C	Si	Mn	Cr	Mo	V	Ni	
ECr2Mo STAS 1125/6-76	0,4- 0,7	0,6- 1,0	1,6- 12,2	1,8- 12,4	0,4- 0,7	-	-	Pt. încălzirii piese supuse uzurii la cald.
ECr4S STAS 1125/6-76	0,5- 0,8	1,0- 1,5	0,6- 1,0	3,5- 5,0	-	-	-	Pt. încălzirii piese supuse uzurii abra- zive severe.
ECr2VS STAS 1125/6-76	0,6- 1,0	1,0- 1,5	0,5- 1,0	1,8- 2,4	-	0,15- 0,3	-	Pt. încălzirii supuse uzurii nu prea se- vere.
ECr18Ni8Mn6X STAS 1125/5-76	max. 0,13	max. 0,9	6,5- 8,0	17- 19,0	-	-	9,04 12,0	Pt. strat tampon.

Tab.5.1.- Electrozi înveliți utilizați la încălzirea
matrășelor și ponsanelor pentru deformări
la rece și la cald.

Comportarea la sudare este specifică electrozilor cu înveliș bazic, zgura fluidă, ușor de dirijată, cu viteză mare de topire, metalul depus având coeficient mic de dilatare, greu deformabil la rece, cu rezistență mare la uzură.

Stratul tampon realizat cu electrodul ECr18Ni8Mn6X are structură austenitică, caracterizată de plasticitate ridicată, reducând tendința de fisurare în ZIF sau zona de legătură a îmbinării eterogene.

Sirmele de sudură aliate sînt de compoziție chimică similară compoziției impuse stratului încărcat. Utilizarea lor este mai restrînsă datorită dificultăților de trefilare. Eliminarea denivelărilor pe lungime se poate realiza printr-o calibrare prealabilă prin filieră. Se recomandă la sudarea în mediu de gaz protector, situație în care prezintă o topire mai uniformă decît dacă s-ar utiliza vergele cu secțiune variabilă, obținute prin tăiere la foarfecă sau prin forjare liberă, manuală.

Sirmele utilizate sînt cuprinse în tab.5.2.

Gazele de protecție folosite au fost argon tehnic tip B

și respectiv hidrogen tehnic.

Tab.5.2.- Sirme de sudură utilizate la încărcarea matrițelor și poansoanelor pentru deformări la rece sau cald.

Marca sirmei	Compoziție chimică, %								Utilizare
	C	Mn	Si	Cr	Ni	Mo	P max.	S max.	
S32MoCr6 STAS 1126-76	0,24-0,32	0,40-0,80	max.0,35	5,5-6,5	max.0,25	0,40-0,60	0,03	0,03	Sudare în mediu de gaz protector a pieștelor supuse la uzard la cald.
S40CrMnSi STAS 1126-76	0,30-0,40	0,80-1,20	0,9-1,2	0,8-1,2	max.0,25	-	0,03	0,035	Strat tampon.
S12Cr19Ni9 STAS 1126-76	max.0,12	max.0,20	max.0,8	17-19	18-10	-	0,03	0,025	

Parametrii tehnologici ai regimurilor de sudare utilizate la încărcarea corpului matrițelor și poansoanelor s-au stabilit pe baza recomandărilor producătorilor, a celor prezentate în cap.4 și a unor experimentări proprii /95/, tab.5.3. și tab. 5.4. sintetizând regimurile de sudare optime.

Tab.5.3.- Parametrii tehnologici folosiți la încărcarea, prin sudare cu electrozi înveliți, a matrițelor.

Reg. sud.	Felul rîndului	Marca electrodului	Parametrii de sudare				
			d _e (mm)	nr. rînd	I _s (A)	U _a (V)	v _s (cm/min)
0	Strat tampon	ECr18Ni8Mn6X STAS 1125/5-75	3,25	1	100-105	18-21	30,5-32,0
1	Depunerea cu metal	ECr2Mo STAS 1125/6-76	4,0	3	155-160	20-23	24,9-26,1
2		ECr4S STAS 1125/6-76	3,25	6	95-105	18-21	28,0-30,4
3	dur	ECr2VS STAS 1125/6-76	4,0	3	150-155	20-22	22,0-23,0

Cu parametrii tehnologici indicați s-au realizat cîte două seturi de probe sudate care au fost testate ulterior.

Tab.5.4.-Parametrii tehnologici folosiți la încălzirea, prin sudare WIG și în mediu de hidrogen atomic a matrițelor.

Reg. sud	Felul rind.	Marca sîrmei	Parametrii de sudare							Gaz protector.
			d_e (mm)	d_{ew} (mm)	nr. rind	I_a (A)	U_s (V)	v_s (cm/min)	D_g (l/min)	
0	Strat tampon	S12Cr19Ni9 STAS 1126-76	3,0	3,2	1	95-105	16-18	24-31	10-12	argon
1	Depuneri cu straturi dure	S32MoCr6 STAS 1126-76	2,5	3,2	4	105-120	16-18	18-22	9-11	argon
2		S32MoCr6 STAS 1126-76	2,5	2,0	3	32-37	65-70	15-18	7-9	hidrogen
3		S40CrMnSi STAS 1126-76	3,0	3,2	3	115-120	18-20	18-21	9-11	argon
4		S40CrMnSi STAS 1126-76	3,0	2,0	3	32-37	65-70	21-28	7-9	hidrogen

Un set de probe au fost testate în starea inițială, netratată termic, iar în alt set supuse recoacării de înmuiere la 700°C (fig.5.3.), prelucrate conform desenului de execuție al matriței și poansonului (fig.1.4.,5...) și apoi tratate termic prin

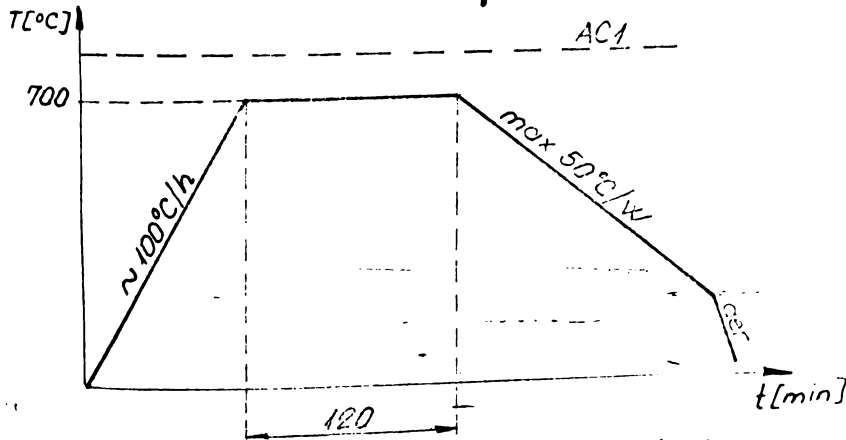


Fig.5.3.-Ciclograma tratamentului termic de recoacere de înmuiere.

călire la 880-900°C, în ulei și revenire la 400-440°C (fig.5.4.), în scopul obținerii durității prescrise și al relaxării tensiunilor introduse de procesul de sudare.

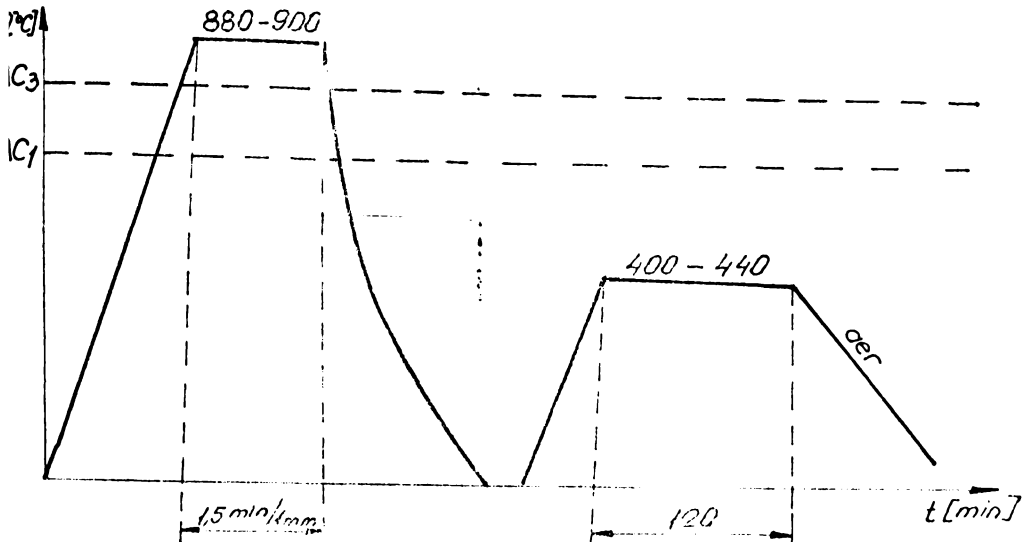


Fig. 5.4. - Ciclograma tratamentului termic final al probelor sulate.

5.1.3. - Testarea depunerilor.

Programul de testare a constat din:

- control nedistructiv:
 - controlul vizual al aspectului exterior și dimensional al depunerilor;
 - controlul cu lichide penetrante;
- control distructiv:
 - analize macro și microstructurale;
 - determinări sclerometrice.

5.1.3.1. - Controlul nedistructiv.

a. Controlul vizual al aspectului exterior și dimensional al depunerilor, ca metodă de control fundamentală și obligatorie pentru orice execuție prin sudare, executată pe toată lungimea depunerilor, cu o lupă cu mărime de 5 ori, a evidențiat că rîndurile depuse au suprafața relativ netedă, fără defecte neacceptabile, denivelările rîndurilor fiind mai mici de 1 mm. Racordarea depunerilor la metalul de bază este lină, fără creștături marginale, metalul depus asigură forma muchiei tăietoare după prelucrare.

b. Controlul cu lichide penetrante s-a aplicat suprafețelor neprelucrate ale depunerilor, în ideea decelării unor eventuale defecte de suprafață - microfisuri, porii - dificili de decelat

la controlul vizual. Pentru setul de probe supus tratamentului termic, controlul cu lichide penetrante s-a efectuat în prealabil execuției tratamentului termic.

Controlul s-a executat la temperatură ambiantă, conform STAS 10214-75, folosind metoda colorării.

În urma controlului tuturor probelor sudate nu s-au detectat defecte pe suprafața depunerilor executate.

5.1.3.2.-Controlul distructiv.

a.1.-Analiza macrostructurală, efectuată conform STAS 10952/1-77, în scopul evidențierii defectelor de necompactitate, a neomogenităților chimice și structurale pe epruvete pregătite metalografic (atac chimic cu reactivi 50% HCl+50% HNO₃, o parte la trei părți glicerină) evidențiază o bună diluție a metalului depus cu cel de bază (fig.5.5, fig.5.6.). Nu se observă neomoge-

a.

b.

c.

Fig.5.5.-Macrostructuri ale depunerilor realizate cu electrozi învechiți:

a.-E10:2Mo+strat tampon ECrl8Ni8Mn6X;

b.-E10:4S+strat tampon ECrl8Ni8Mn6X;

c.-E10:2VS+strat tampon ECrl8Ni8Mn6X.

nități chimice sau structurale, respectiv microfisuri sau incluziuni fine în profunzimea stratului depus.

La probele sudate în mediu de gaz protector se remarcă o zonă de influență termică foarte extinsă, atât la probele sudate după procedeul WIG, cât și la cele sudate în mediu de hidrogen atomic.

a.2.-Analiza microstructurală, efectuată în paralel pe probe netratate și probe tratate termic evidențiază în metalul de bază, trecerea de la structura perlitofenitică (fig.5.7.a) la o structură sorbito-bairitică, specifică tratamentului termic

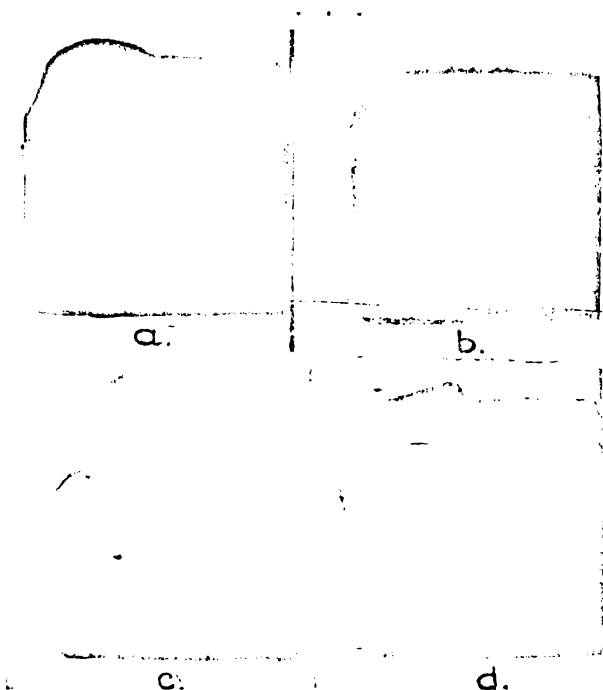


Fig.5.6.-Macrostructuri ale depunerilor realizate cu diverse sîrme de sudurã și procedee de sudare.

- a.-Sîrmã S32MoCr6, sudare WIG;
 - b.-Sîrmã S32MoCr6, sudare în hidrogen atomic;
 - c.-Sîrmã S40CrMnSi, sudare WIG;
 - d.-Sîrmã S40CrMnSi, sudare în hidrogen atomic;
- strat tampon din sîrmã S12Cr19Ni9-

aplicat (fig.5.7.b.).

Depunerile realizate cu electrozul E1Cr2Mo eviden-

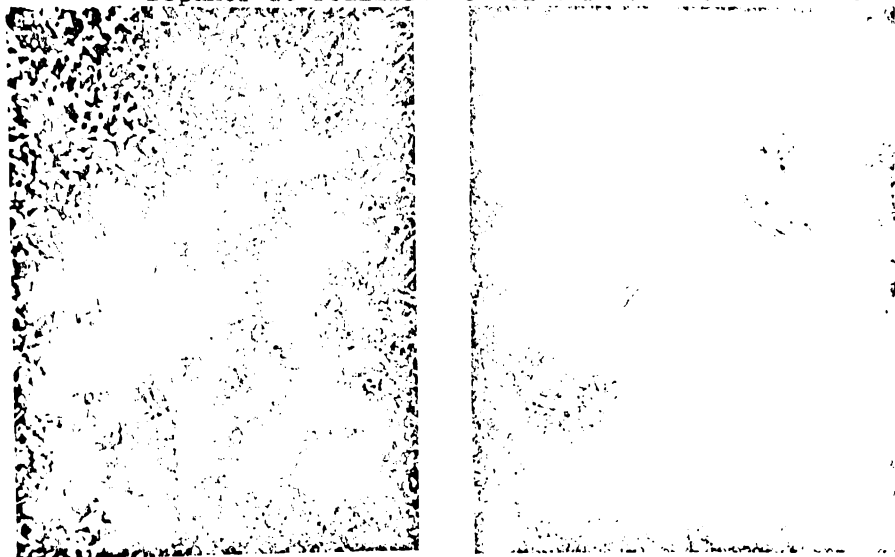


Fig.5.7.-Micrografie metal de bazã, x 250, nital 2%.

a.-Stare netratatã termic; b.-dupã tratament termic.

țiază în stare netratată termic (fig.5.8.a.) o structură ledeburitică de turnare, orientată pe gradientul de temperatură, iar

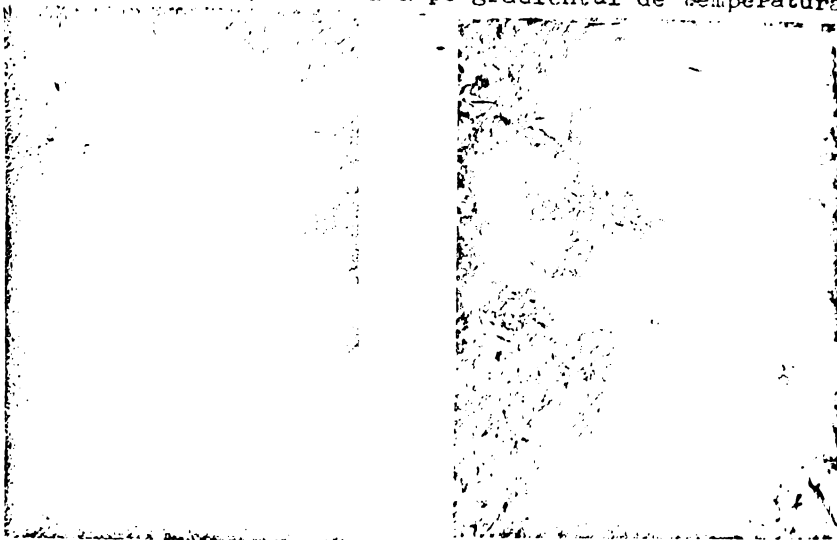


Fig. 5.8.-Micrografii ale depunerilor cu electrodul EICr2Mo;
a.-sudură + strat tampon, netratat termic, x 100, nital 2%;
b.-sudură, după tratament termic, x 250, nital 2 %.

după tratament termic (fig.5.8.b.) structura conține ferită, troosită și bainită aciculară. Aceiași structură ledeburitică, de tur-

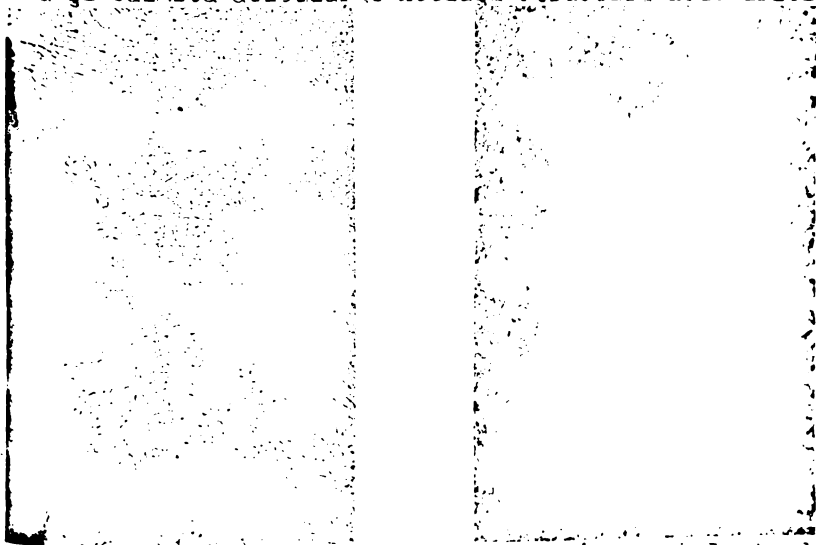


Fig.5.9.-Micrografii ale depunerilor cu electrodul EICr4S
a.-sudură + strat tampon, netratat termic, x100, nital 2%;
b.-sudură, după tratament termic, x 250, nital 2%.

nare, orientată pe gradientul de temperatură se evidențiază și la depunerile realizate cu electrozii EICr4S (fig.5.9.a) și EICr2VS (fig.5.10.a) în stare inițială, probele nefiind supuse tratamentului termic. După tratamentul termic de călire, depunerea cu

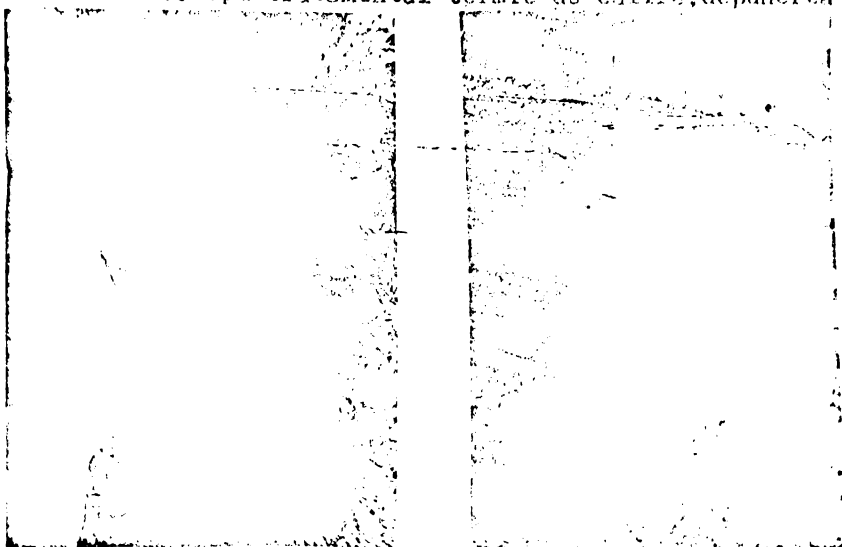


Fig.5.10.-Micrografii ale depunerilor cu electrodul EICrVS; a.- sudură + strat tampon, netratat termic, x 250, nital 2%; b.- sudură, după tratament termic, x250. electrodul EICr4S evidențiază o structură sorbitică de revenire, respectiv un amestec de ferită și carburi globulare (fig.5.9.b)

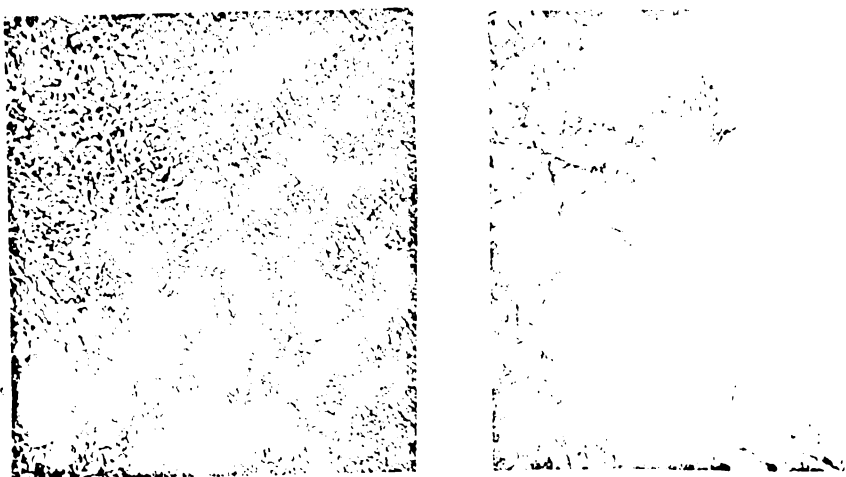


Fig.5.11.-Micrografii a depunerilor cu sirmă S32MoCr6, realizate WIG; a.- stare netratată termic, x250, nital 2%; b.- sudură, după tratament termic, x250, nital 2%.

Utilizând procedeul de sudare WIG, în aceleași situații, tratamentul termic de călire modifică structura inițială, sorbito-bainitică (fig.5.11.a) într-o structură sorbito-bainitică de revenire (fig.5.11.b).

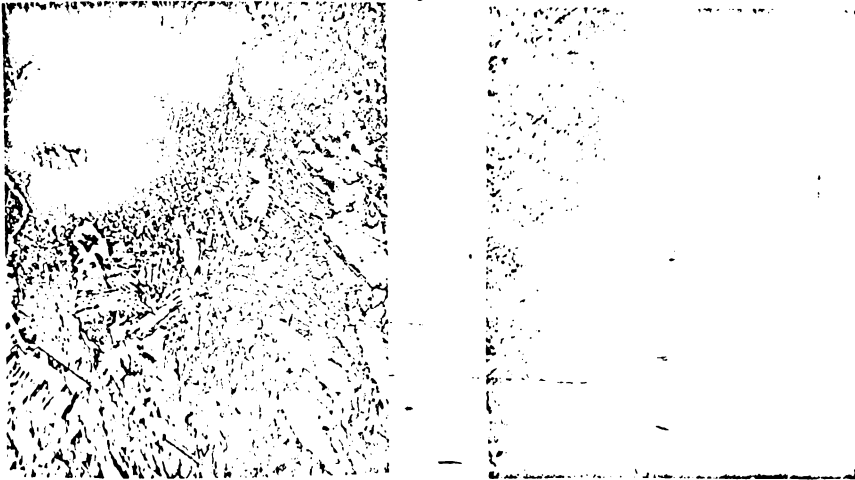


Fig.5.12.-Micrografii ale depunerilor cu sirmă S32MoCr6 realizate prin sudare în mediu de hidrogen atomic;
a.-stare inițială,netratată termic,x250,nital 2%;
b.-sudură,după tratament termic, x 250,nital 2%.

Transformări similare se observă și la probele încărcate prin procedeul de sudare în mediu de hidrogen atomic(fig.5.12)

a.2.-Determinările sclerometrice, în zonele specifice ale îmbinării sudate, precum și gradientul de duritate, au preconizat testarea rezistenței la uzură a depunerilor realizate.

Determinările s-au efectuat pe glifuri prelevate pe lungimea depunerilor, după tratament termic, prin metoda Rok Rockwell, fig.5.13 și fig.5.14 cumuliind mediile gradientilor de duritate pentru determinările efectuate.

Electrozii înveliți utilizați permit gradienti similari și apropiați ai durității, obținerea durității necesare (55-60 HRC), obținându-se în rîndul aldoilea al depunerii, la nivelul stratului tampon evidențiindu-se o ușoară durificare spre stratul dur.

Sudînd prin procedeele WIG și în mediu de hidrogen atomic, gradientul durității este foarte mare la limita strat tampon-strat dur, la nivelul straturilor de încărcare duritatea

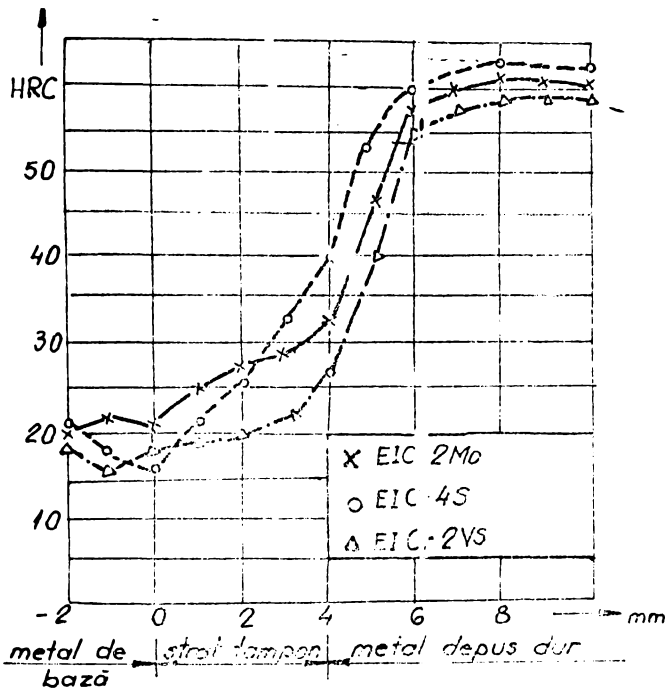
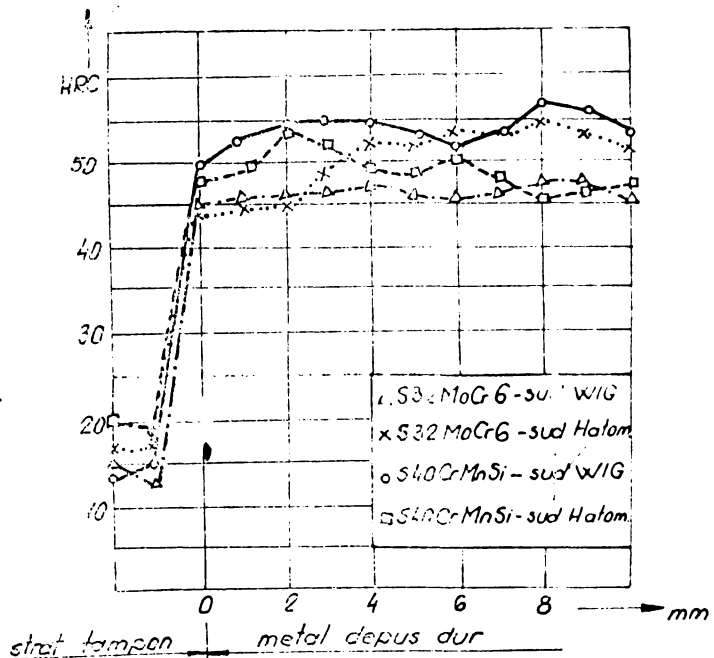


Fig.5.13.-
Variația duriității
probelor încărcate
cu electrozi
inveliți.

variază puțin (curbele sînt suficient de aplatizate), în limitele valorilor necesare.

Fig.5.14.-
Variația duriității probe-
lor încărcate
prin procedeele
WIG și în
mediu de hidrogen
atomic.



5.2.-Sudarea oțelurilor perlitice cu oțeluri austenitice.

Realizarea unor îmbinări sudate din oțeluri perlitice și oțeluri austenitice, sau oțeluri placate cu oțeluri austenitice, este necesară la realizarea diverselor structuri sudate din componența utilajului chimic, petrochimic și petrolier, a turbinelor cu gaz și schimbătoarelor de căldură, a turbinelor hidraulice.

5.2.1.-Cadrul tehnologic.

Structurile sudate menționate sînt caracterizate de rigiditate pronunțată, funcționează în condiții de temperatură variabilă (-200 - 500°C) și medii chimice agresive.

Dificultățile tehnologice ce apar la sudarea oțelurilor perlitice cu oțeluri austenitice sînt determinate de riscul apariției fisurilor, în zona de trecere a oțelului perlitic și respectiv dezvoltarea straturilor difuzionale, în zona de legătură a cusăturii austenitice spre oțelul perlitic.

În măsurile tehnologice pentru evitarea acestor fenomene se referă în principal, la preîncălzirea componentei din oțel perlitic, folosirea unor materiale de adaos austenitice, tratamente termice ulterioare, folosirea stratului tampon, după pe muchia componentei perlitice.

Temperatura de preîncălzire a componentei perlitice se recomandă la valorile 150-250°C, mai scăzută decît cea folosită la sudarea oțelurilor perlitice.

Materialul de adaos austenitic se recomandă a se alege, astfel încît metalul după să fie de compoziție apropiată oțelului austenitic sau chiar superioară în elemente stabilizatoare ale austenitei.

Tratamentul termic ulterior se recomandă la structurile cu rigiditate pronunțată, din componentele groase, recoacerea de detensionare la temperaturi scăzute fiind tratamentul termic indicat.

Aplicarea unui strat tampon din oțel austenitic, bogat aliat, sau aliaj de nichel din sistemul Ni-Cr-Fe, pe muchia oțelului perlitic, conduce la rezultatele cele mai bune.

Plasticitatea ridicată a stratului tampon permite relaxarea tensiunilor introduse de procesul de sudare, nivelul acestora crescînd cu creșterea grosimii componentelor, rezistenței la rupere și stabilității oțelului perlitic.

Stratul tampon împiedică migrarea carbonului spre cusătură austenitică, reducând extinderea straturilor difuzionale, proces amplificat dacă stratul tampon este din nichel.

Stratul tampon executat din metale similare metalului cusăturii se preferă și datorită coeficientului de dilatare liniară apropiat, prin aceasta scăzând nivelul tensiunilor suplimentare în zona topiturii, astfel se mărește capacitatea de efort a îmbinării sudate.

La sudarea oțelurilor placate prezența stratului tampon între metalul cusăturii placajului și respectiv suportului, împiedică contaminarea placajului și asigură plasticitate superioară îmbinării sudate.

Materialele de bază utilizate în cadrul programului experimental de cercetări au fost oțelurile 12 NiCr180, STAS 3583-80, oțel tipic austenitic, caracterizat de bune proprietăți mecanice și respectiv K 47, STAS 2883/3-80, oțel perlitoferitic caracterizat prin bune proprietăți mecanice, stabilitate și rezistență la coroziune (tab.5.5.).

Marca oțelului	Compoziție chimică, procentuală %							
	C	Si	Mn	Cr	Ni	Mo	S	P
12NiCr180	max.	1,0	2,0	17-	8-	-	max.	max.
STAS 3583-80	0,12			19	10		0,035	0,03
K47	0,20	0,20	0,75	max.	-	-	max.	max.
STAS 2883/3-80	0,24	0,40	0,80	0,3			0,045	0,045

Tab.5.5.-Compoziția chimică a oțelurilor folosite în cercetările experimentale.

Procedul de sudare utilizat a fost sudarea manuală cu electrozi înveliți.

5.2.2.-Materiale de adaos și regimuri de sudare.

Realizarea unor îmbinări ale oțelurilor perlitice cu oțeluri austenitice, necesită materiale de adaos austenitice. Nu se pot utiliza materiale de adaos perlitice, deoarece în zona de trecere spre oțelul austenitic, pot apare pelicule fragile de martensită.

Există două variante de alegere a materialelor de adaos,

în corelație cu raportul conținuturilor de crom și nichel din compoziția oțelurilor austenitice care se sudează:

-Cr/Ni > 1- se folosesc electrozi ce depun un metal austenitic, cu un conținut enunțat de ferită;

-Cr/Ni < 1- se folosesc electrozi ce depun un metal cu o structură monofazică, austenitică, rezistentă la fisurare în condițiile unui amestec cu cele două metale care se îmbină.

Diminuarea difuziei carbonului se realizează prin utilizarea unor electrozi cu un conținut ridicat de nichel din grupa Cr-Ni-Fe.

Utilizarea unui metal de adaos austenitic prezintă unele avantaje:

-metalul depus austenitic are alungire specifică mare, care permite relaxarea tensiunilor apărute la sudare, reducându-se astfel pericolul de fisurare al ZIT-ului;

-metalul depus austenitic nu suferă la solidificare modificări structurale, care să conducă la modificări de volum și proprietăți fizice, reducându-se prin aceasta tendința de fisurare.

Dezavantajele utilizării metalului depus austenitic se referă la:

-diferența coeficienților de dilatare liniară a metalului depus și cel de bază introduce tensiuni suplimentare, ce cresc tendința de fisurare în ZIT;

-difuzia carbonului, la temperaturi ridicate, din metalul de bază perlitic spre metalul depus austenitic, duce la scăderea proprietăților mecanice în zona decarburată, iar în metalul depus (unde a difuzat carbonul) crește probabilitatea formării unei pelicule fragile, cu duritate mare.

Cele mai bune rezultate se obțin folosind metale de adaos de tip Cr/Ni, 25/12, bune rezultate se obțin și cu electrozi de tip 25/20 și 18/8/6.

Stratul tampon depus pe muchia oțelului perlitic se realizează un electrod cu conținut mai ridicat de nichel, ECr25Ni20B, iar cusătura cu un electrod corespunzător oțelului austenitic, ECr18Ni8Mn6X (tab.5.6.).

Realizarea probelor experimentale, necesare testării tehnologiei propuse pentru îmbinări cap la cap, au urmărit parametrii tehnologici din tab.5.7., parametri stabiliți pe baza recomandărilor producătorului și a unor cercetări proprii /72,73,75/.

Tab.5.6.-Compoziția chimică informativă a metalului depus cu electrozii utilizați în cercetările experimentale.

Marca electrodului	Compoziție chimică q metalului depus, %							
	C	Mn	Si	Cr	Ni	Mo	S	P
ECr25Ni20B ISTAS 1125/5-76	max. 0,12	max. 3,0	max. 1,0	24- 28,0	19- 22,0	-	max. 0,20	max. 0,025
Inox 19.12.2.Nb ISTAS 1125/5-76	max. 0,10	max. 2,0	max. 1,0	17- 20	9- 13	1,8- 2,7	max. 0,030	max. 0,040
ECr18Ni8Mn6X ISTAS 1125/5-76	max. 0,13	6,5 8,0	max. 0,9	17- 19	9- 12	-	max. 0,025	max. 0,030
ECr19Ni9 ISTAS 1125/5-76	max. 0,10	max. 2,5	max. 1,0	18- 21	8- 11	-	max. 0,030	max. 0,040

Tab.5.7.-Parametrii tehnologici utilizați la îmbinarea oțelurilor perlitice cu oțeluri austenitice.

Reg. sud	Depunere	Marca electrod	Parametrii sudare			
			C_e (mm)	V_e (m/min)	I (A)	V (m/h)
1.	Strat tampon	ECr25Ni20B	3,25	19-21	95-100	9,0-9,5
	Met.cusăt.	ECr18Ni8Mn6X	3,25	20-22	100-105	9,4-9,8
2.	Strat tampon	ECr25Ni20B	3,25	19-21	95-100	9,0-9,5
	Met.cusăt.	ECr19Ni9	3,25	20-22	100-105	9,4-10,0
3.	Strat tampon	Inox19.12.2.Nb	3,25	20-22	90-95	8,6-9,0
	Met.cusăt.	ECr18Ni8Mn6X	3,25	20-22	95-100	9,0-9,5
4.	Strat tampon	Inox19.12.2.Nb	3,25	20-22	90-95	8,6-9,0
	Met.cusăt.	ECr19Ni9	3,25	19-21	95-200	9,2-9,6

Calitatea îmbinărilor sudate, realizate s-a testat printr-un program complex de încercări, Epruvetele s-au prelevat din probele sudate în stare inițială, fără tratament termic ulterior.

5.2.5.-Testarea îmbinărilor sudate.

Programul de testare al probelor sudate a cuprins:

- control nedistructiv:
- control vizual al aspectului exterior și dimensio-

nal al îmbinărilor sudate;

-control cu lichide penetrante;

-control distructiv:

-determinări de microcompoziție și cantitative a elementelor de aliere în zona de trecere a îmbinării;

-analize structurale;

-determinări sclerometrice;

-încercări mecanice.

5.2.3.1.-Controlul nedistructiv.

a.-Controlul vizual al aspectului exterior și dimensiunii al îmbinărilor sudate realizate, extins asupra formei cusăturii, curburii suprafeței, trecerii de la cusătură la metalul de bază, gradului de pătrundere la rădăcină, supraînălțării și extinderii acesteia, prezenței retasurii, efectuat cu o lupă cu mărire de 5 ori nu a evidențiat defecte inadmisibile.

b.-Controlul cu lichide penetrante, efectuat la temperatura ambiantă, conform STAS 10214-75, folosind metoda colorării, vizat suprafața stratului tampon și suprafața rîndurilor deosebite în rostul de sudare.

Ca rezultat al controlului nu s-au constatat defecte deosebite la suprafață, cum sunt: microfisuri în cusătură și zona de influență termică, lipsă de pătrundere deosebită la suprafață, creștături marginale sau crateri, atestîndu-se o bună legătură între metalul deșus și metalul de bază.

5.2.3.2.-Controlul distructiv.

a.-Determinările de microcompoziție și cantitative ale elementelor de aliere în zona de legătură a îmbinărilor sudate, efectuate, au vizat aprecierea variației și distribuției principalelor elemente (Cr, Ni, Mn, Si) de aliere, în zonele de trecere strat tampon-otel perlitic și strat tampon-metalul cusăturii, în vederea decelării difuziei acestora.

Analiza prin sondaj electronic s-a efectuat cu ajutorul Microanalizorului tip JCOA-50A.

a.1.-Analiza structurală la microsonda electronică cu variație de elemente.

Fig.5.15.-prezintă zona de îmbinare între otelul perlitic și stratul tampon din otel inoxidabil de tip 25/20. Suprapus peste imaginea de compoziție s-au reprezentat principalele elemente chimice, remarcîndu-se la nivelul stratului tampon o scădere

semnificativă a conținutului în elemente de aliere (Ni, Cr) pe o adâncime de cca. 30 μm în stratul tampon. Aceste fapt dovedește că alegerea stratului tampon (compoziția chimică și grosime), precum și tehnologia de sudare a sa au fost judicios realizate.

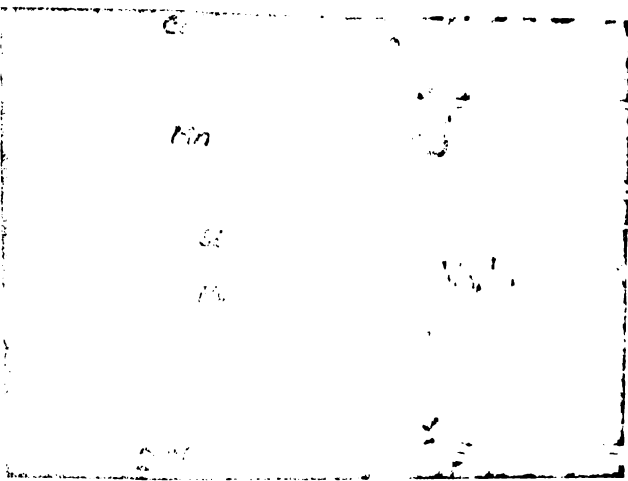


Fig.5.15.-Imagine de compoziție și variația liniară a principalelor elemente chimice la nivelul strat tampon-oțel perlitic, x500.

Imaginea de compoziție și variația principalelor elemente chimice din

îmbinarea stratului tampon din oțel inoxidabil de tip Cr25Ni20 și metalul depus din oțel inoxidabil de tip Cr18Ni8 este reprezentată în fig.5.16.

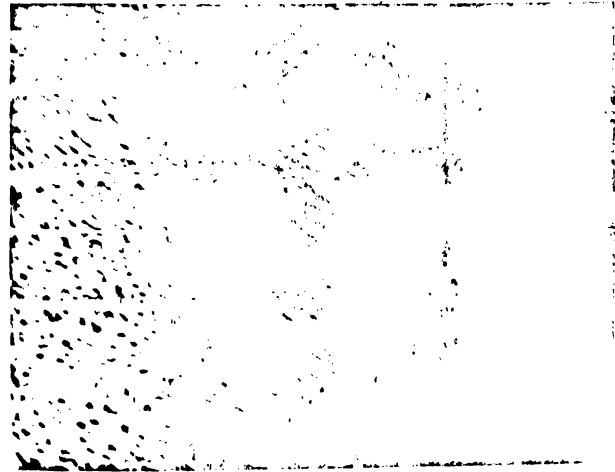


Fig.5.16.-Imagine de compoziție și variația liniară a principalelor elemente chimice la nivelul strat tampon-oțel austenitic, x 500.

Repartiția cromului și în special a nichelului relevă tendința de segregare a acestora la nivelul grăuilor cristalini și totodată o ușoară egalizare a concentrației acestora între metalul depus și stratul tampon.

Variația principalelor elemente la traversarea integrală a stratului tampon (fig.5.17) s-a

efectuat cu ajutorul înregistratorului aflat în dotarea micro-

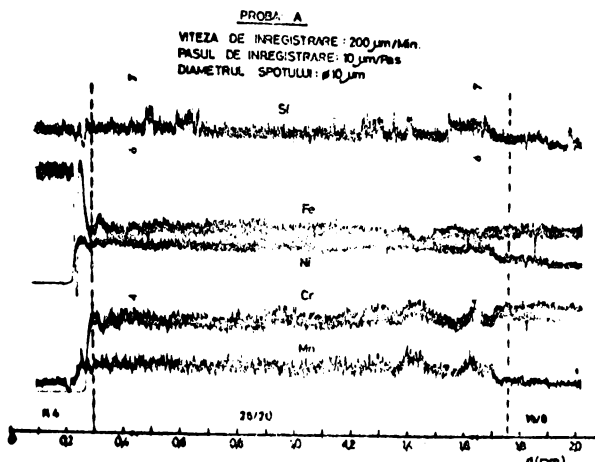


Fig.5.17.-Variatia principalelor elemente chimice la traversarea integrală a stratului tampon.

a.2.-Distribuiia elementelor Cr, Ni, Si și Mn pe direcții stabilite în probe.

Analiza compoziției chimice pe direcțiile de analiză anterioare, relevă variații ale conținutului de Cr, Ni, Mn și Si conform fig.5.18, fig.5.19, fig.5.20, fig.5.21 și fig.5.22.

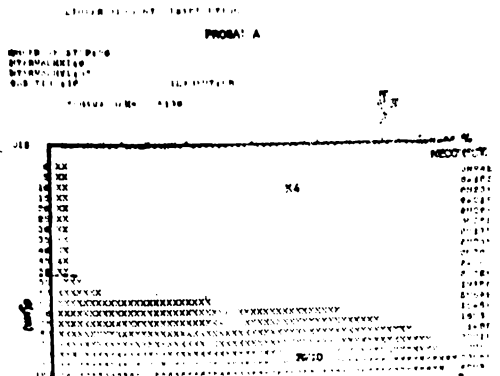


Fig.5.18.-Distribuția liniară a elementului Cr, între stratul tampon și oțelul perlitic.

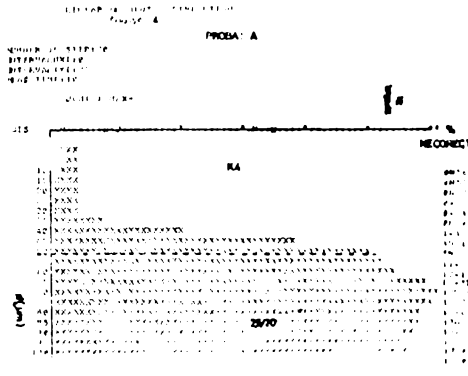


Fig.5.19.-Distribuția liniară a elementului Ni, între stratul tampon și oțelul perlitic.

Determinările s-au efectuat în regim de spot fix, cu calculatorul cuplat ON LINE. Valorile concentrațiilor sînt necorectate și prin urmare trebuie luate numai în scopul comparării.

sondei. Se evidențiază, la fel ca și în fig.5.15., aceeași scădere a conținutului de crom, respectiv nichel la distanța de cca. 30 μm , în timp ce conținutul în fier prezintă un maxim local, fapt atribuit fenomenelor de diluție.

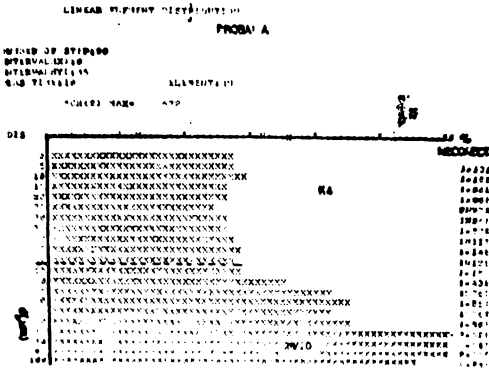


Fig.5.20.-Distribuția liniară a elementului Mn între oțelul perlitic și stratul tampon.

De-a lungul limitei strat tampon-oțel perlitic, se observă ca și în figurile anterioare, trecerea progresivă a concentrației elementelor analizate, de la valorile corespunzătoare stratului tampon (Cr25Ni20) la cele corespunzătoare oțelului perlitic, fapt care atestă frinarea fenomenelor de difuzie, respectiv evitarea formării straturilor intermediare, care să prezinte în structură compoziții definite cu fragilitate mare.

În felul acesta, se păstrează nemodificate caracteristicile de exploatare ale îmbinărilor sudate.

b.-Analize structurale.

b.1.-Analiza macrostructurală (fig.5.23.) evidențiază metalul de bază din oțelul perlitic, un placaj din oțel de tip inoxidabil (Cr18Ni8) și un metal depus din oțel inoxidabil de tip Cr18Ni8. Între acestea s-a depus un strat tampon realizat din oțel inoxidabil de tip Cr25Ni20. Nu se semnalează defecte macroscopice care atestă că tehnologia adoptată este corespunzătoare.

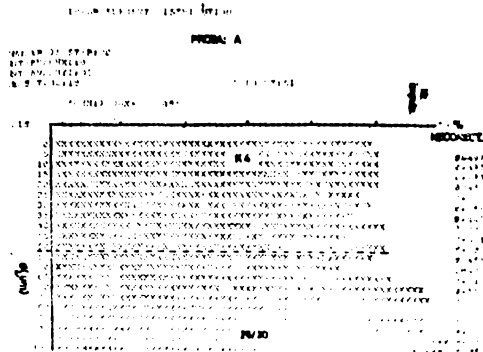


Fig.5.21.-Distribuția liniară a elementului Si între oțelul perlitic și stratul tampon.

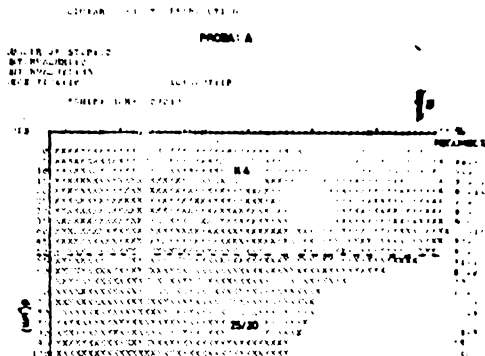


Fig.5.22.-Distribuția liniară a elementului Fe între stratul tampon și oțelul perlitic.



Fig.5.23.-Imagine macrostructurală a îmbinării sudate oțel perlitic-oțel placat cu oțel austenitic.

b.2.-Analiza microstructurală efectuată la nivelul zonei de influență termică, zonei de trecere și metalului cusăturii

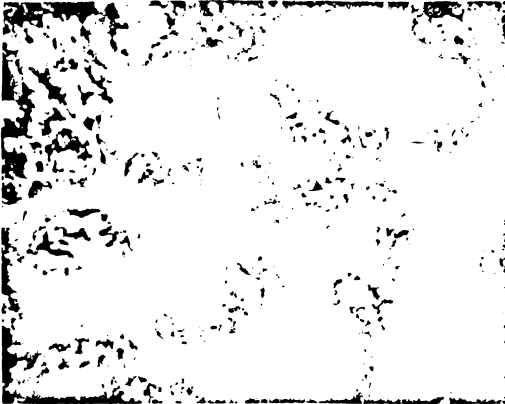


Fig.5.24.-Micrografie ZIT 1, 500nital 2%.

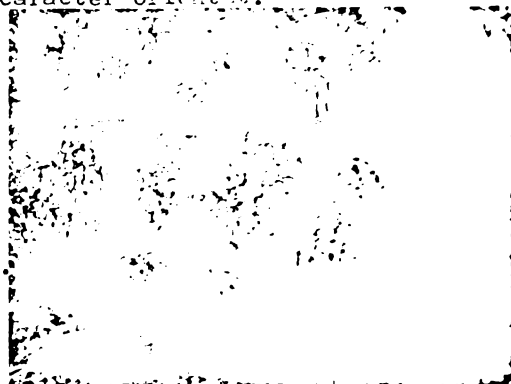
relevă constituenți structurali de echilibru și lipsa microdefectelor.

ZIT-ul oțelului perlitic (fig.5.24) arată o structură fină perlito-feritică cu aranjarea nepreferențială a constituenților, corespunzătoare unei normalizări, iar ZIT-ul oțelului austenitic

(fig.5.25), corespunzător sub zonei transformărilor incomplete se observă ferita parțial nedizolvată în austenită, ceea ce imprimă structurii, parțial, un caracter orientat.

Sub zona de trecere a oțelului perlitic cu stratul tampon (fig.5.26) se observă delimitarea clară a celor două aliaje diferite.

Fig.5.25.-Micrografie ZIT 2, x500, apă regală.



Structura metalului depus (cusăturii) este dendritică cu străunții alungiți în direcția gradientului de temperatură, situație relevată foarte bine în fig.5.27.



Fig.5.26.-Micrografie zonă de
tamponare oțel perlitic-strat
tampon, x 250, apă regală.



Fig.5.27.-Micrografi
e metal cusătură,
x 500, apă regală.

c.-Determinări sclerometrice.

Determinările sclerometrice s-au efectuat după metoda Vickers, cu sarcina de 49,6 N (HV5), conform STAS 492-78, în condițiile atmosferei ambiante de încercare, conform STAS

630C-64, pe două nivele ale îmbinărilor sudate (la rădăcina, I-I și la suprafață, II-II).

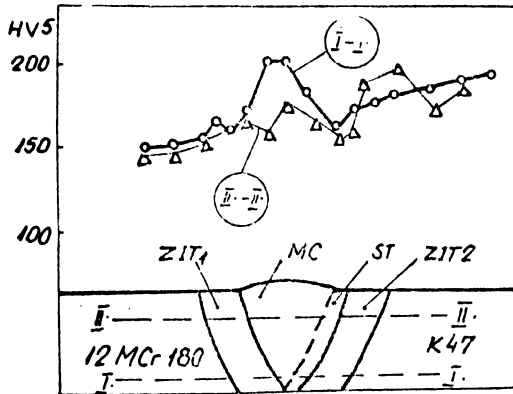


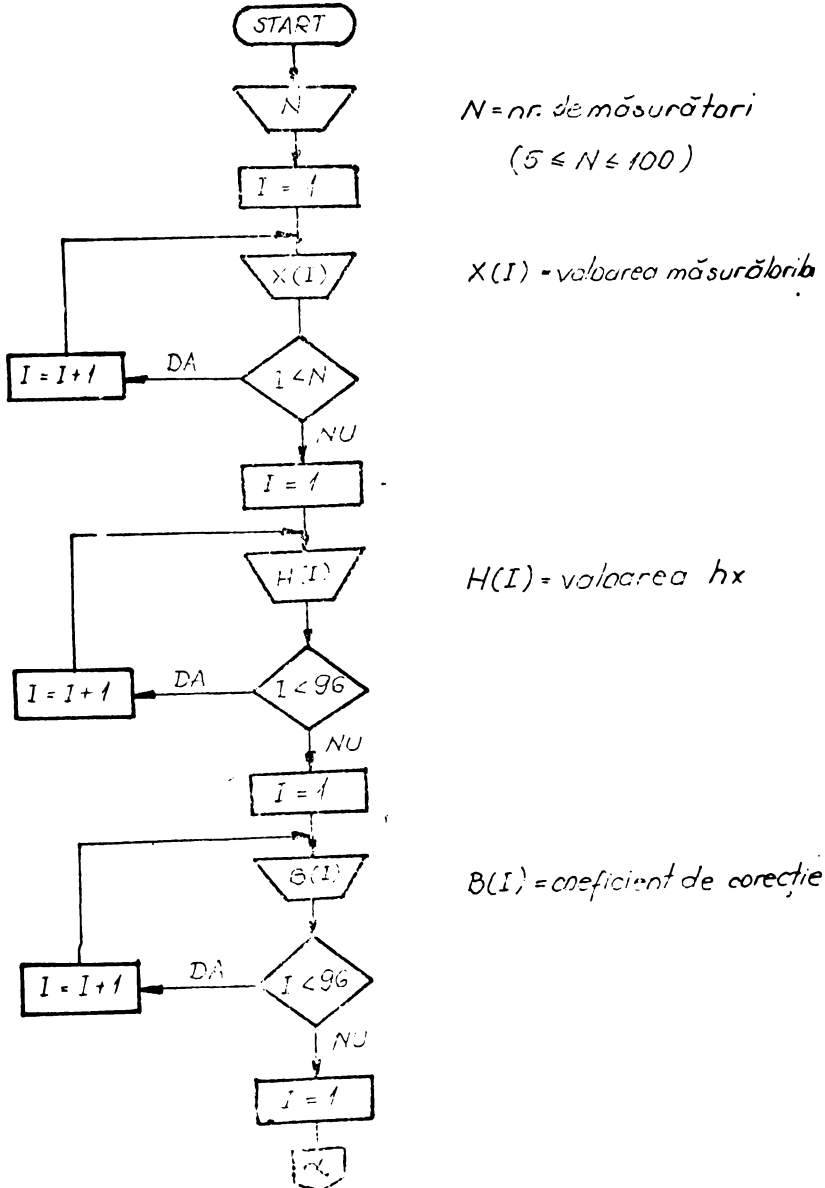
Fig.5.28.-Variația durității
în zonele caracteristice ale
îmbinărilor sudate.

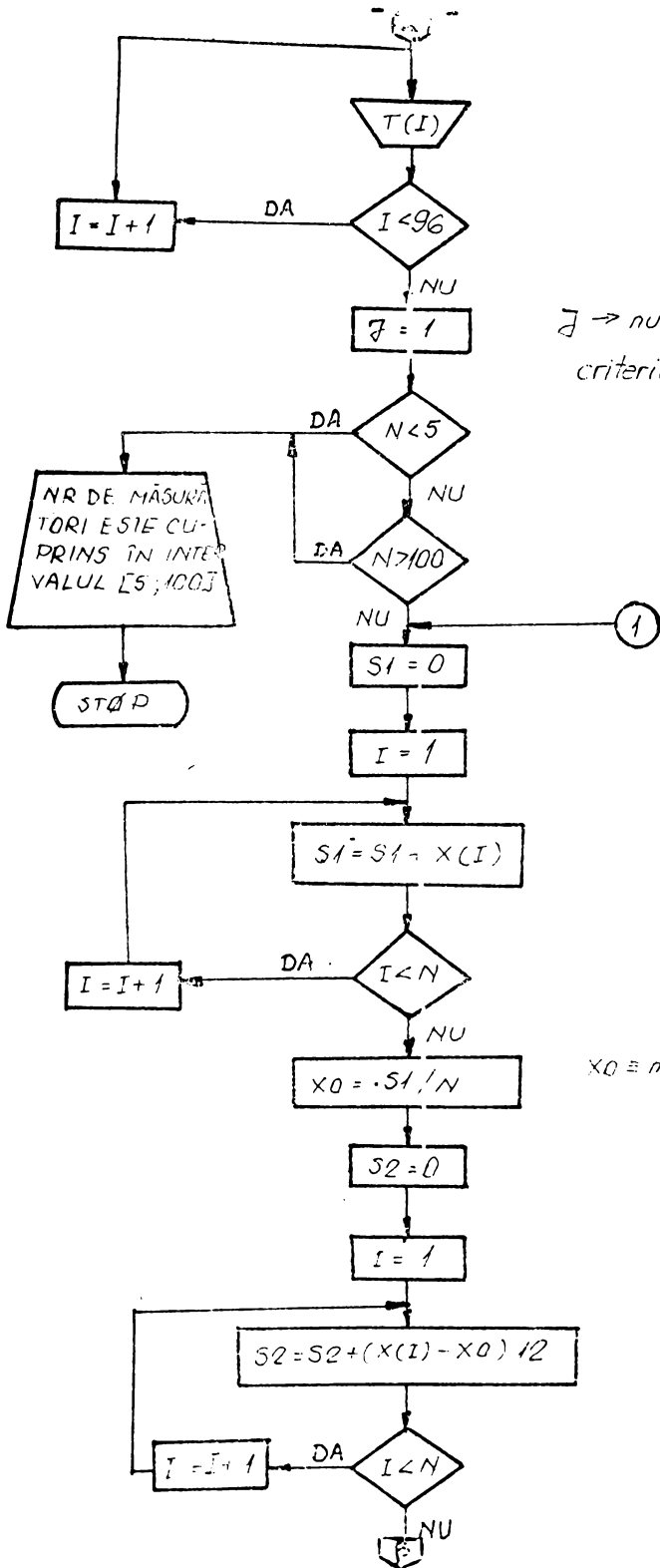
Variația durității medii în zonele caracteristice (fig.5.28) indică valori scăzute la nivelul stratului tampon și ușoare creșteri la nivelul metalului cusăturii, la rădăcina îmbinării și respectiv în ZIT-ul oțelului perlitic, explicabile prin gradientul termic la nivelul îmbinării sudate.

mic la nivelul îmbinării sudate.

"Normalitatea" rezultatelor s-a testat cu ajutorul criteriului Chauvenet /110/, prelucrarea statistică a măsurătorilor efectuându-se prin calcul automat, folosind un program a cărui schemă logică este redată în fig.5.29.

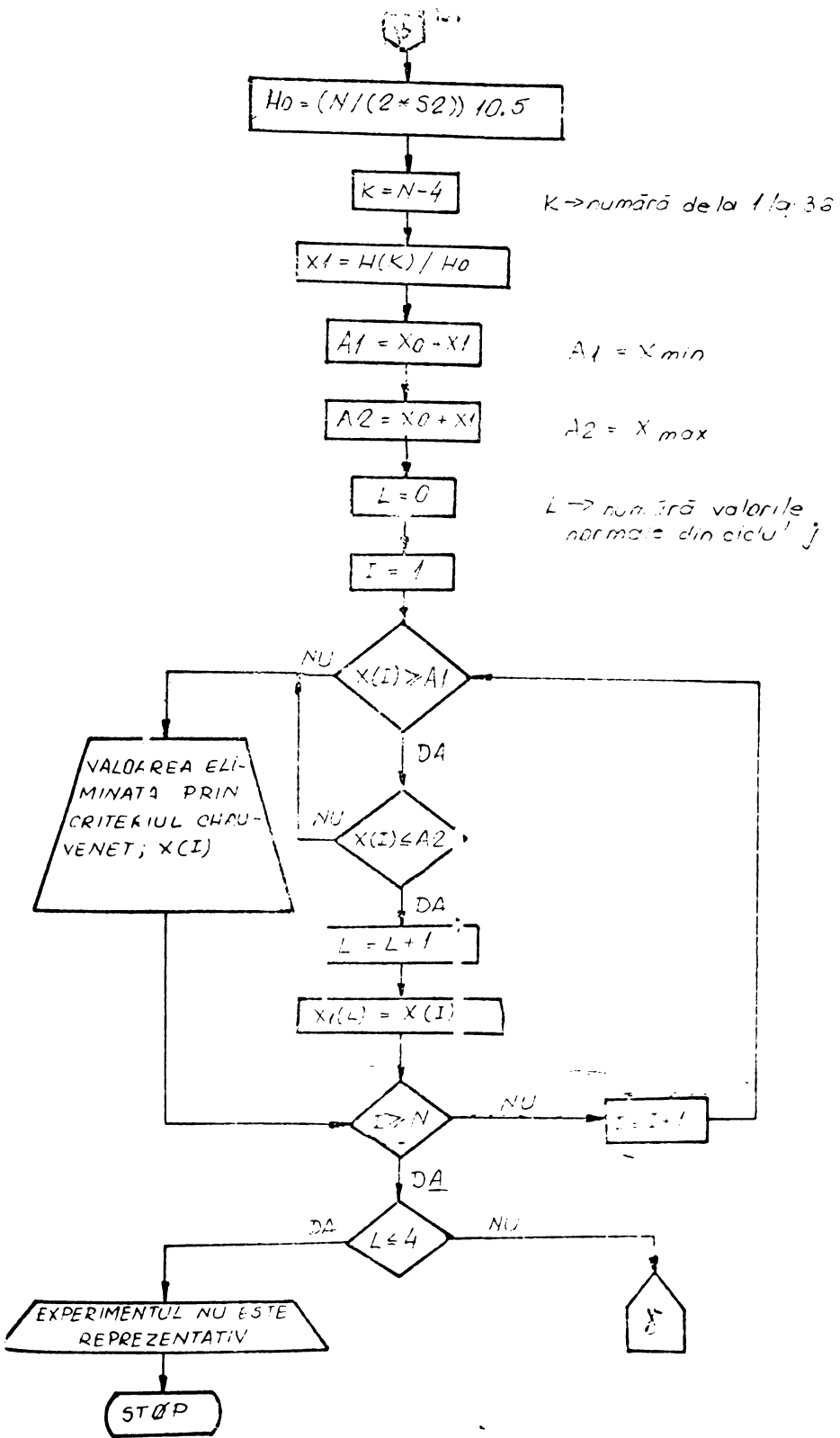
Fig.5.29.-Schema logică a programului de calcul pentru prelucrarea statistică a măsurătorilor de duritate.

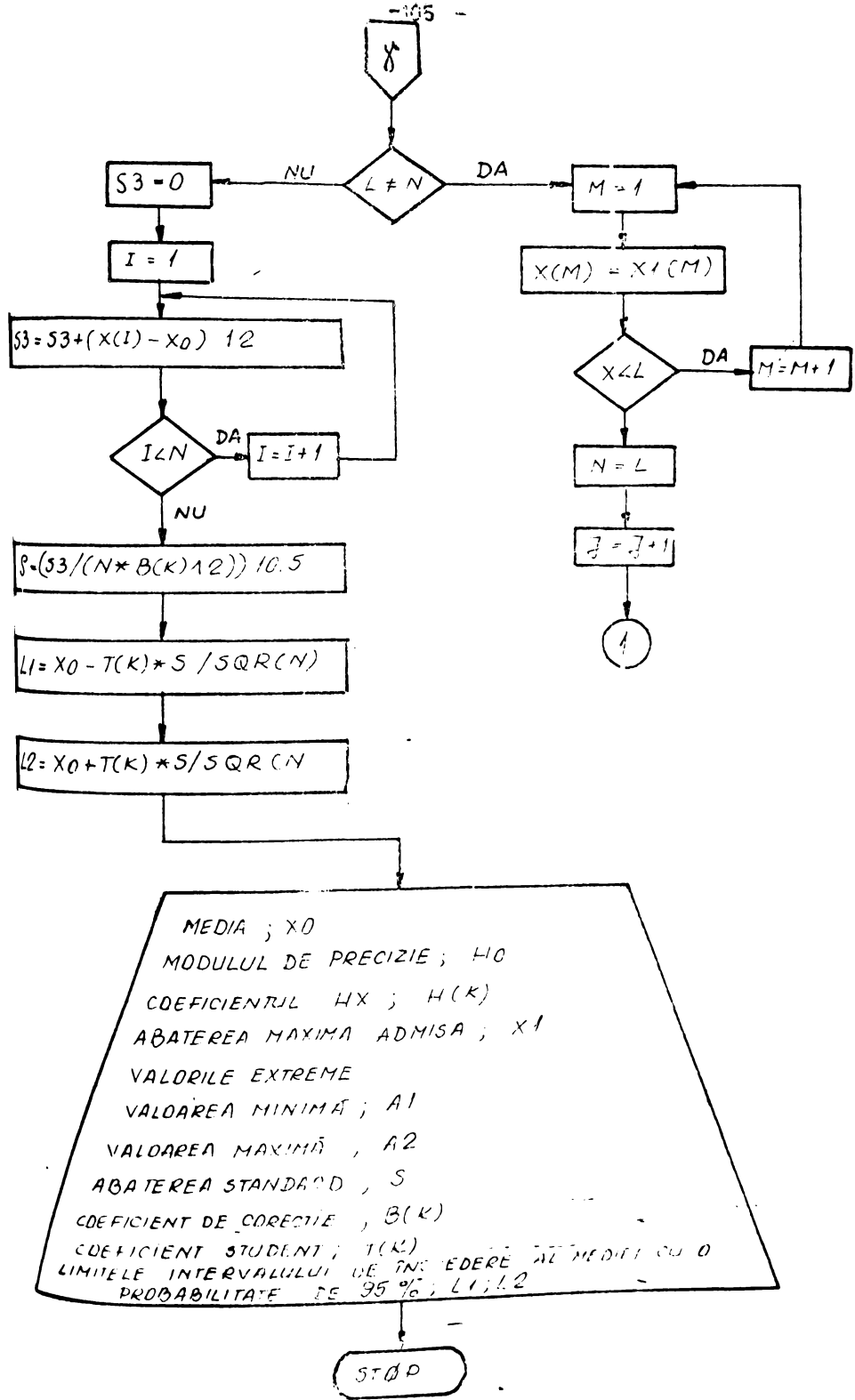




J → numără ciclurile
criteriului Cîmbuveneț

$x_0 \equiv \text{media } (\bar{x})$





Rezultatele calcului automat al mărimilor statistice pentru datele experimentale sînt date în tab.5.8.

Tab.5.8.-Valori statistice ale determinărilor sclerometrice.

Mărimi statistice										
\bar{X}	h	h_x	\dot{X}	X_{min}	X_{max}	S	b_n	Z	LL	LU
170,810	0,042	1,58	37,60	133,2	208,4	17,49	0,962	1,725	164,05	177,51
174,0	0,035	1,60	45,82	128,2	219,9	21,00	0,964	1,721	166,16	181,94

d.-Incercările mecanice au constat din încercări la tracțiune a îmbinărilor sudate și încercări de îndoire statică.

d.1.-Incercarea la tracțiune a epruvetelor confecționate conform STAS 5540/2-77, executată conform STAS 200-75, în condițiile atmosferei ambiante de încercare, evidențiază o bună comportare a îmbinărilor sudate, curgerea epruvetelor realizîndu-se în metalul de bază mai moale-otelul austenitic (fig.5.30), la valori ale

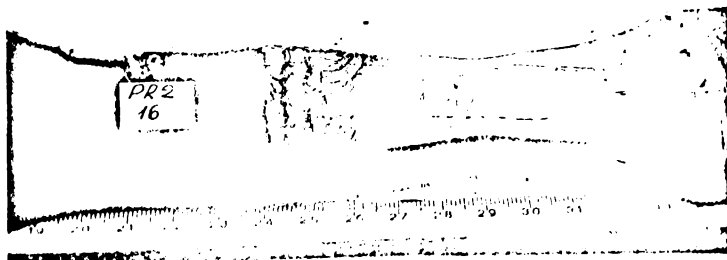


Fig.5.30.-Imagine de epruvetă încercată la tracțiune. rezistenței la rupere superioare ($R_{sud} = 57 \text{ daN/mm}^2$) față de metalul de bază ($R_m = 50 \text{ daN/mm}^2$).

d.2.-Incercările de îndoire statică au relevat o bună plasticitate, capacitate de deformare plastică, a ansamblului metal de bază-cusătură, toate epruvetele îndoindu-se la unghi de 180° , fără apariția fisurilor (fig.5.31).



Fig.5.31.-Aspect de epruvetă după încercarea de îndoire statică (încercare conform STAS 777-80).

5.3.-Sudarea oțelurilor placate cu oțeluri feritice, cu crom.

Oțelurile feritice se întrebuintează frecvent în industria chimică și alimentară: tuburi de absorbție, schimbătoare de căldură pentru gaze nitroase, rezervoare de acizi, aparataje chimice diverse, etc., grație proprietăților lor.

Oțelurile feritice cu 15-18% Cr. se remarcă prin rezistență la oxidare, până la temperaturi de 800-850°C, rezistență la coroziune superioară oțelurilor martensitice, în mediu atmosferic neimpurificat cu gaze industriale, precum și în acizi minerali. Aceste oțeluri rezistă în soluții (de săruri oxidante (sulfați ferosi, cromati, clorați, permanganati) având o rezistență mai redusă față de soluțiile alcaline.

Oțelurile cu 25-30% Cr. au rezistență până la 950°C în gaze sulfuroase, oxidante sau reducătoare, precum și în atmosferă carburantă. Aproximativ aceiași rezistență (bună) în acid azotic ca și oțelurile austenitice de tip 18/8 și superioare oțelurilor feritice cu 17% Cr. Comparativ cu cele cu 17% Cr, au stabilitate mai redusă în acizi sulfuric și acetic, precum și în apa de mare.

Sub aspectul proprietăților mecanice de rezistență, acestea sînt superioare oțelurilor austenitice.

5.3.1.-Cadrul tehnologic.

În timpul sudării și ulterior, în timpul exploatarei structurilor sudate din oțeluri placate cu oțeluri feritice și semiferitice apar o serie de fenomene caracteristice.

La oțelurile în care, conținutul în crom al placajului depășește 15%, apare frecvent fragilizarea acestuia, favorizată de menținerea îndelungată la temperaturi cuprinse între 400-525°C. Cauza acestei fragilizări este mai puțin cunoscută, unii cercetători /10,91,124,135/ atribuind-o precipitării unei faze crom-oxigen. Această fragilizare care nu se manifestă la temperatura de serviciu, ci doar la temperatura ambiantă, se poate elimina printr-o recoacere la 700-800°C, urmată de o răcire rapidă.

Un alt tip de fragilizare poate apare la un conținut de crom ce depășește, teoretic 13%, practic la peste 17-20%, dacă oțelurile sînt menținute un anumit timp la temperaturi cuprinse între 850-550°C, prin precipitarea fazei σ , dură și fragilă,

amagnetică. Fragilizarea, manifestată frecvent la temperatura ambiantă se poate elimina printr-o recoacere la $900-1050^{\circ}\text{C}$.

Oțelurile feritice și semiferitice cu crom, la care conținutul în crom depășește 13%, prezintă o tendință pronunțată de supraîncălzire în intervalul $950-1000^{\circ}\text{C}$. Mărirea granulației antrenează fragilizarea oțelului, mai puțin periculoasă la temperatură ridicată, dar foarte periculoasă la temperatura ambiantă. Cum oțelul nu suferă transformarea de fază la încălzire, nu există posibilitatea regenerării structurii prin tratament termic.

Un alt fenomen caracteristic, posibil în timpul sudării, este precipitarea carburilor de crom la limita grăunților, prin care se pierde inoxidabilitatea, scăzând conținutul de crom în matricea oțelului, și prin aceasta apare riscul coroziunii intercrystaline. Temperatura critică este intervalul $1000-900^{\circ}\text{C}$, zonă afectată fiind ZIT-ul îmbinării.

Reducerea conținutului de carbon din oțel (sub $0,03\%$) sau adăsurile de Ti sau Nb evită fenomenul. Prin stabilizarea structurii cu Ti sau Nb se diminuează și tendința de mărirea a granulației. În schimb, carburile de Ti sau Nb dispersate în matricea oțelului stabilizat, reduc prelucrabilitatea ulterioară fenomen nefiint în oțelurile cu conținut redus de carbon.

Sudarea oțelurilor feritice și semiferitice, sau a celor placate cu acestea, trebuie condusă astfel încât să se evite fragilizarea datorită temperaturii, respectiv să se obțină un nivel foarte scăzut al tensiunilor interne. Este necesar deci, pe deoparte să se limiteze cantitatea de căldură introdusă în timpul sudării, pe de altă parte este necesară preîncălzirea componentelor la $150-300^{\circ}\text{C}$, în scopul reducerii nivelului tensiunilor și deformațiilor. Preîncălzirea este utilă și pentru eliminarea riscului fragilizării, prin formarea de martensită în zona de legătură sau de influență termică.

Recoacerea de detensionare la $650-750^{\circ}\text{C}$, ulterior sudării se recomandă totdeauna, dacă condițiile tehnice o permit. Este bine, ca tratamentul termic să se facă fără a lăsa structura să se răcească. Se pare că răcirea lentă după sudare urmată de detensionare asigură plasticitate ridicată îmbinărilor sudate. Dacă recoacerea completă de detensionare este tehnic irealizabilă, tensiunile interne pot fi atenuate printr-o reîncălzire a zonei îmbinării sudate la 200°C .

Cercetările experimentale s-au axat asupra unui oțel placat, suportul din oțel R52-7a61, STAS 2883/2-76 iar placajul din oțel feritic de tip W4016 (X8Cr17)..

5.3.2.-Materiale de adaos și regimuri de sudare.

Metalul de adaos folosit la sudarea placajului poate fi feritic sau austenitic iar pentru sudarea suportului un metal de adaos corespunzător acestuia.

Folosirea metalului de adaos feritic pentru sudarea placajului permite obținerea unei îmbinări sudate omogene, însă datorită fragilizării ZIT-ului, ductilitatea îmbinării sudate scade. Nu există posibilitatea relaxării tensiunilor datorită sudării și deci apare riscul fisurării îmbinării sudate.

Metalul de adaos austenitic, pentru sudarea placajului, este de preferat sub aspectul ductilității îmbinării sudate, care crește, fiind posibilă renunțarea la preîncălzire și tratamentul termic ulterior. Totodată, se blochează fenomenele de difuzie a diferitelor elemente, în principal carbonul, între matricea feritică și depunerea austenitică, care fenomene pot apare ulterior în timpul tratamentului termic (neces. la structurile rigide) sau în timpul exploatarei la temperaturi ridicate. Un dezavantaj al metalului de adaos austenitic la sudarea placajului feritic se referă la diferența coeficienților de dilatare liniară a celor două metale, care poate antrena apariția unor tensiuni suplimentare, compromițând mai mult sau mai puțin calitatea îmbinării sudate.

Conținutul ridicat de nichel al oțelului austenitic restrânge utilizarea lui în structuri sudate în contact cu gaze calde conținând o cantitate apreciabilă de sulf. În aceste situații, dacă grosimea materialului permite, se recomandă execuția primelor straturi cu un aliaj austenitic și doar rândul terminal, în contact cu mediul tehnologic, cu un metal de adaos feritic. În cazul sudării printr-o singură trecere, metalul de adaos trebuie să fie de tip feritic, eventual cu un conținut de maximum 4% nichel.

Corespunzător celor prezentate, s-a optat pentru soluția îmbinării sudate cu strat tampon din oțel austenitic înalt aliat de tip Cr25Ni20, îmbinarea suportului și a placajului efectuându-se cu electrozi corespunzători compoziției chimice a acestora. Varianta adoptată, este susținută și de faptul că structurile

sudate, în care se utilizează oțeluri placate cu oțeluri feritice sînt exploatate la temperaturi moderate (200-400°C) fiind necesară blocarea difuziei elementelor de aliere.

Compoziția chimică informativă a metalului depus cu electrozii utilizați este inserată în tab.5.9.

Tab.5.9.-Compoziția chimică informativă a metalului depus cu electrozii utilizați.

Marca electrodului	Utilizare	Compoziție chimică a metalului depus, %						
		C	Mn	Si	Cr	Ni	S	P
KWA Böhler	sudare	max.	max.	max.	15-18	-	max.	max.
	placaj	0,12	1,0	0,9			0,02	0,04
3Cr25Ni20B STAS 1125/6-76	strat	max.	max.	max.	24-28	19-22	max.	max.
	tampon	0,12	3,0	1,0			0,02	0,025
EB3 STAS 1125/3-76	sudare	max.	0,9	max.	max.	1,1-1,4	max.	max.
	suport	0,10	1,3	0,4	0,3		0,03	0,03

Alegerea regimului de sudare s-a făcut pe baza recomandărilor producătorilor și a unor experimentări proprii /72,76/, (tab.5.10).

Tab.5.10.-Parametrii tehnologici utilizați la îmbinarea oțelurilor placate feritice

Depunere	Marca electrodului	Parametrii de sudare				
		d _e (mm)	I _s (A)	U _a (V)	v _s (m/h)	E ₁ (kJ/cm)
Sudare suport	EB-3 STAS1125/3-76	3,25	120-125	19-22	10,5-11	7,6- 9,5
Strat tampon	E3Cr25Ni20B STAS 1125/6-76	3,25	95-100	20-22	11-12	5,75- 7,35
Sudare placaj	SKWA Böhler	3,25	90-95	19-21	11,5-12	5,25- 6,35

S-a urmărit îmbunătățirea îmbinărilor sudate prin supunerea probelor sudate unui tratament termic de recoacere, prin încălzire la 730-740°C și răcire în aer liniștit, după care probele sudate au fost testate.

5.3.3.-Testarea îmbinărilor sudate.

Programul de testare al îmbinărilor sudate a cuprins:

-control nedistructiv:

-control vizual al aspectului exterior și dimen-

sional al îmbinării;

-control cu lichide penetrante;

-control distructiv:

-determinări de microcompoziție și cantitative ale elementelor de aliere în zona de trecere a îmbinării;

-analize structurale;

-determinări sclerometrice;

-încercări de îndoire statică.

5.3.3.1.-Controlul nedistructiv.

a.-Controlul vizual al aspectului exterior și dimensional al îmbinărilor sudate, control efectuat cu ochiul liber și cu o lupă cu mărire de 5 ori, a evidențiat o supraîncălzire redusă a metalului cusăturii (sub 0,5 mm), trecerea foarte lină a metalului cusăturii spre metalul de bază, lipsa retasurii sau a altor defecte neadmise.

b.-Controlul cu lichide penetrante, efectuat la temperatura ambiantă, conform STAS 10214-75, folosind metoda colorării, pe suprafața stratului tampon și a îmbinării placajului și suportului nu a evidențiat defecte deschise de suprafață în metalul cusăturii și în zona de influență termică.

5.3.3.2.-Controlul distructiv.

a.-Determinările de microcompoziție și cantitative ale elementelor de aliere în zona de trecere strat tampon-cusătură suport, strat tampon-metal de bază suport și respectiv strat tampon-cusătură placaj, efectuat cu microsonda electronică, tip JCSA-50A, au vizat aprecierea variației și distribuției principalelor elemente de aliere.

a.1.-Analiza structurală la microsonda electronică cu variație de elemente.

În fig.5.32 se prezintă zona de trecere între stratul tampon (metal depus de tip Cr25Ni20) și metalul depus du electrodul EB-3. Se remarcă scăderea progresivă a conținutului de Ni, Mn și Cr pe o grosime de cca 30-40 μm, înspre metalul depus, ca urmare a proceselor de diluție.

Zona de trecere strat tampon-cusătură placaj (fig.5.33) relevă că această zonă are o grosime de cca 20-40 μm, iar conținutul de Ni și Mn cresc progresiv de la valorile scăzute, specifice placajului, realizat din oțel feritic 8Cr170 spre stratul tampon

obținut prin depunerea cu un electrod austenitic de tip Cr25Ni20B.

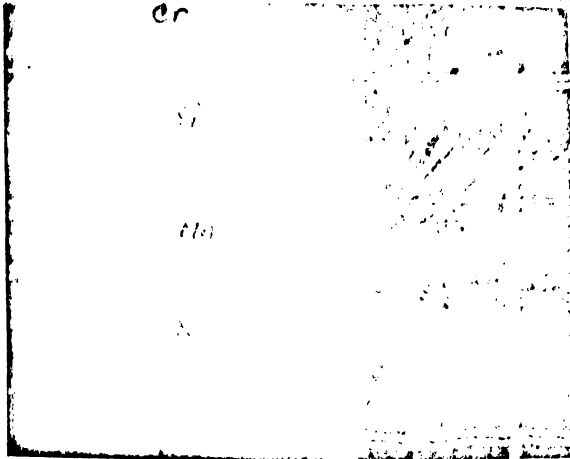


Fig.5.32.-Imagine de compoziție și variație liniară a principalelor elemente chimice, în zona de trecere strat tampon-metal depus suport, x500.

Fig.5.33.-Imagine de compoziție și variație liniară a principalelor elemente chimice, în zona de trecere strat tampon-cusătură placaj, x500.

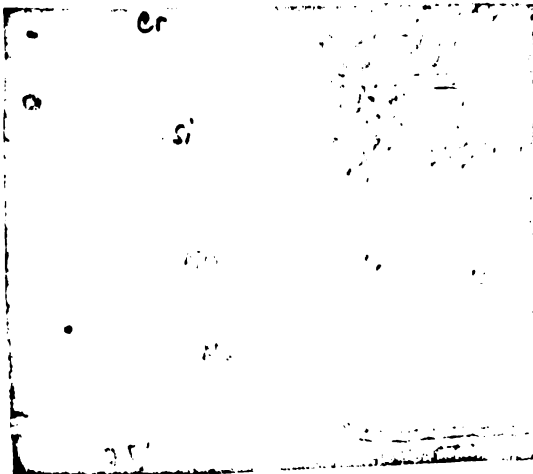
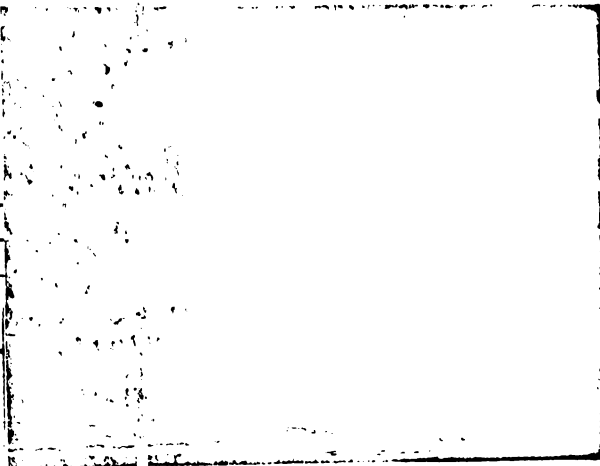


Fig.5.34.-Imagine de compoziție și variație liniară a principalelor elemente chimice, în zona de trecere strat tampon-metal de b. suport, x500.

Trecerea de la stratul tampon la metalul de bază al suportului (fig.5.34) relevă variații lineare ale conținutului de Ni, Mn și Cr în stratul tampon din apropierea liniei de fuziune.

Diagramele înregistrate în fig.5.35 și fig.5.36 reprezintă aceleași zone, constatându-se existența zonelor de diluție,

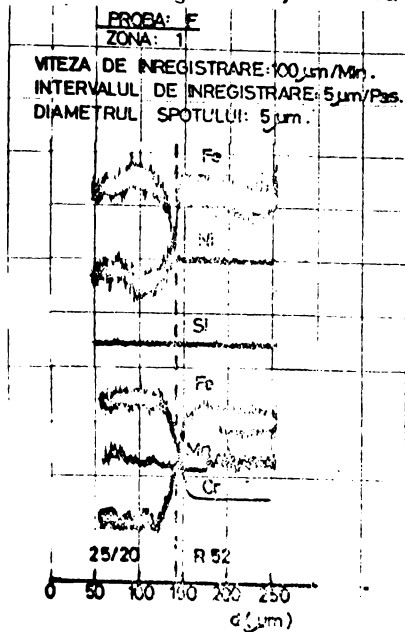


Fig.5.35.- Variația principalelor elemente chimice la traversarea integrală a stratului tampon, pe direcția strat tampon-metal de bază suport, x500.

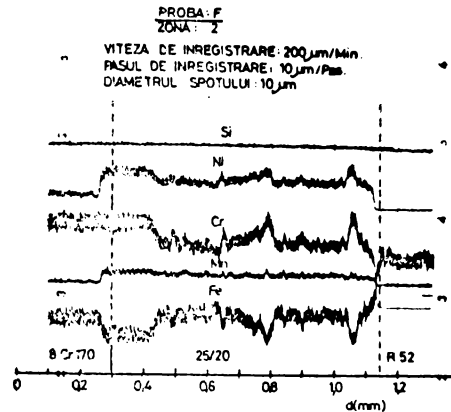


Fig.5.36.- Variația principalelor elemente chimice la traversarea integrală a metalului cusăturii, placaj-strat tampon-suport, x500.

la trecerea strat tampon-metal de bază suport și respectiv metalul cusăturii placaj-strat tampon-metalul cusăturii suport, ele confirmând determinările anterioare.

a.2.- Distribuția elementelor Cr, Ni, Mn, Si pe direcții stabilite în probe.

Analiza compoziției chimice s-a determinat de-a lungul celor două zone caracteristice și anume: strat tampon-metal de bază suport, notată cu Z_1 și respectiv metal cusătură placaj-strat tampon-metal de bază, notată cu Z_2 .

Pentru zona Z_1 , distribuția elementelor Cr, Ni, Mn, Si

prezintă valorile înserate în fig.5.37, fig.5.38, fig.5.39 și fig.5.40.

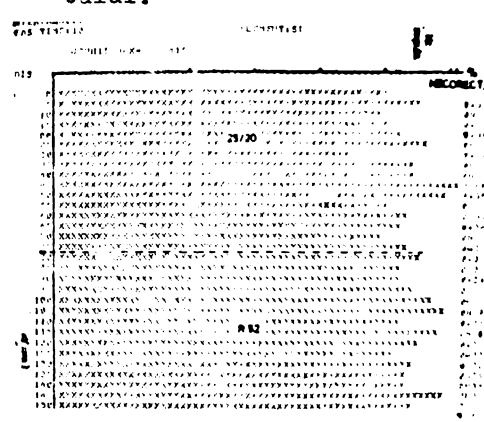
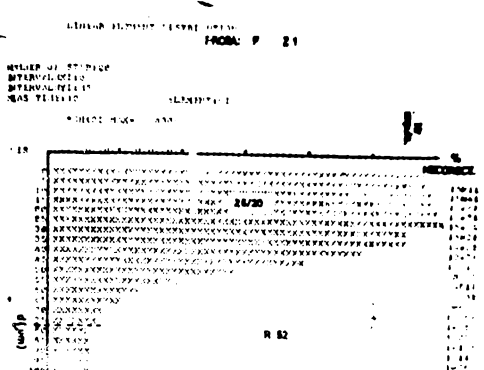
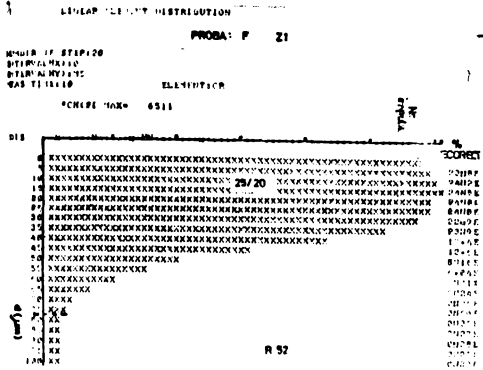


Fig.5.37.-Distribuția liniară a elementului Cr între stratul tampon și metalul cusăturii suportului.

Fig.5.38.-Distribuția liniară a elementului Ni între stratul tampon și metalul cusăturii suportului.

Fig.5.39.-Distribuția liniară a elementului Mn între stratul tampon și metalul cusăturii suportului.

Fig.5.40.-Distribuția liniară a elementului Si între stratul tampon și metalul cusăturii suportului.

Zona Z₂ a fost explorată separat pentru cele două combinații de metal deșus, în fig.5.41, fig.5.42, fig.5.43 și fig.5.44, prezentându-se variația elementelor Cr, Ni, Mn și Si între metalul cusăturii plăcajului și stratul tampon. De remarcat influența însemnată a stratului tampon asupra zonei adiacente din metalul cusăturii plăcajului, constatându-se regiuni cu un conținut ridicat

in Ni și Cr a acestuia din urmă.

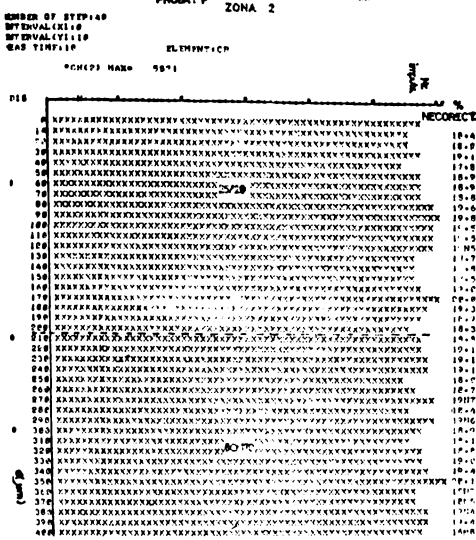


Fig. 5.41. - Distribuția liniară a elementului Cr între metalul cusăturii placaj și stratul tampon.

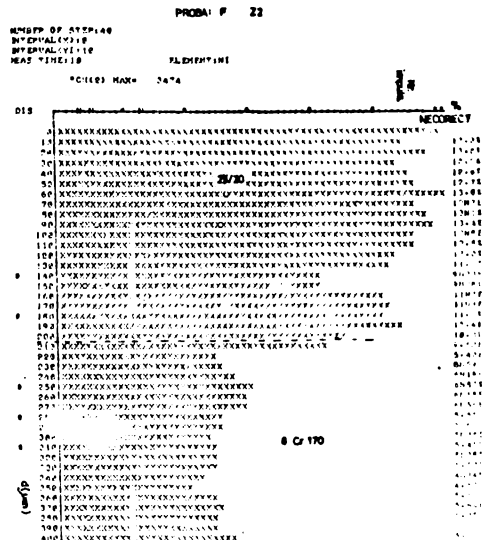


Fig. 5.42. - Distribuția liniară a elementului Ni între metalul cusăturii placaj și stratul tampon.



Fig. 5.43. - Distribuția liniară a elementului Mn între metalul cusăturii placaj și stratul tampon.



Fig. 5.44. - Distribuția liniară a elementului Si între metalul cusăturii placaj și stratul tampon.

Zona de legătură metal de bază suport-strat tampon sub aspectul distribuției liniare a elementelor de aliere principale este reprezentată în fig. 5.45, fig. 5.46, fig. 5.47, fig. 5.48.

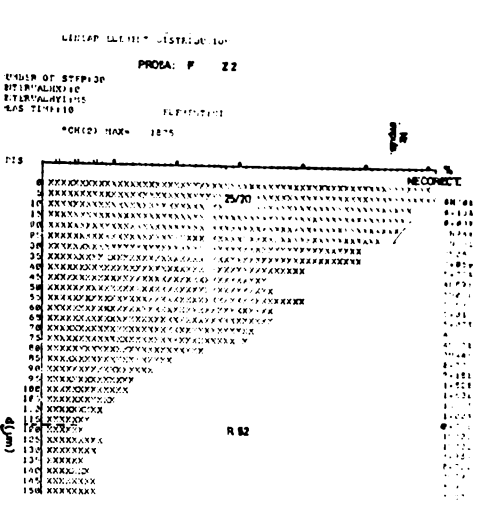
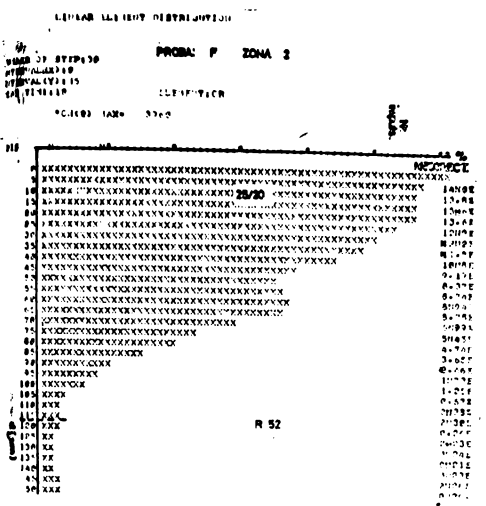


Fig. 5.45. - Distribuția liniară a elementului Cr între metalul de bază suport și stratul tampon.

Distribuția liniară a elementelor Cr și Ni în zona de legătură metal de bază suport și strat tampon, evidențiază efecte importante de diluție în stratul tampon.

Fig. 5.46. - Distribuția liniară a elementului Ni între metalul de bază suport și stratul tampon.

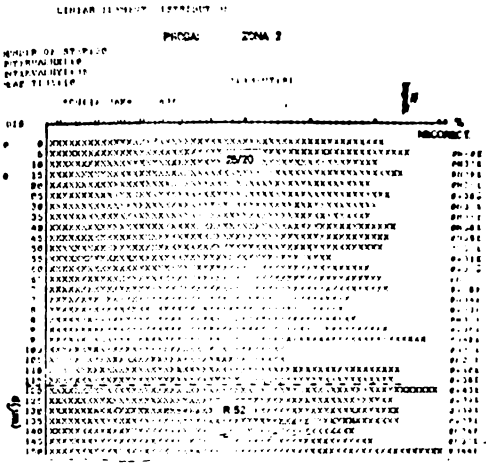
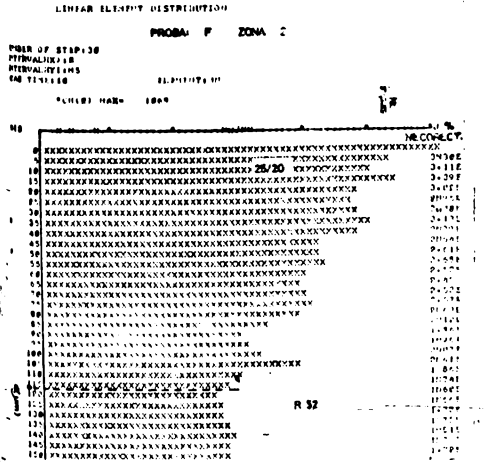


Fig. 5.47. Distribuția liniară a elementului Mn între metalul de bază suport și stratul tampon.

Fig. 5.48. - Distribuția liniară a elementului Si între metalul de bază suport și stratul tampon.

b.-Analize structurale.

b.1.-Analiza macrostructurală evidențiază îmbinarea corespunzătoare a metalelor depuse cu cel de bază (fig.5.49), buna diluție a acestora și așezarea favorabilă a rîndurilor depuse, supraînălțarea redusă a cusăturii, lipsa defectelor specifice ca pori, incluziuni, nepătruneri.

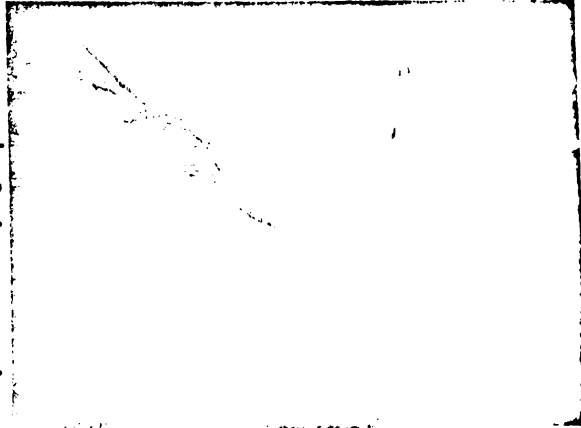


Fig.5.49.-Imag-
ne macrostructu-
rală a îmbinării.

b.2.-Analiza microstructurală localizată la limita stratului tampon, în zona de trecere spre suport și respectiv placaj, atestă alegerea corespunzătoare a metalului de adaos,

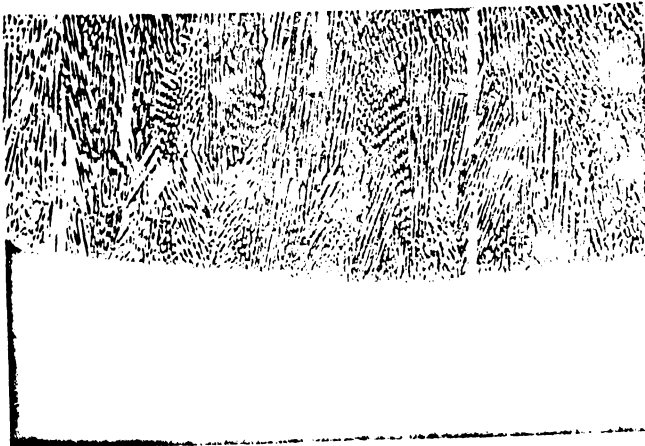


Fig.5.50.-Micrografie zonă de
trecere strat tampon-metal
cusătură suport, x250, apă regală.

pentru stratul tampon prin lipsa structurilor difuzionale la contactul dintre metale depuse cu structuri diferite, cauzate de migrația carbonului, lipsa microdefectelor, în structură fiind prezenți constituenți structurali de echilibru.

În zona de trecere a stratului tampon, de structură austenitică, cu caracter

dendritic și metalul cusăturii suportului, de structură ferito-perlitică (zona întunecată) nu apar straturi difuzionale (fig.5.50) pe seama difuziei carbonului, sau precipitări de carburi, res-

pectiv compuși intermediari.

În zona de trecere dintre stratul tampon și metalul cusăturii placajului (fig.5.51.) se remarcă o structură tipică



Fig.5.51.-Micrografie zona de legătură strat tampon-metal cusătură placaj, x250, apă regală.

la sudarea unui oțel austenitic de tip Cr25Ni20 cu un oțel cu 17% Cr, constituită din ferită aliată cu austenită și o cantitate infimă de compuși intermediari de tip fază σ .

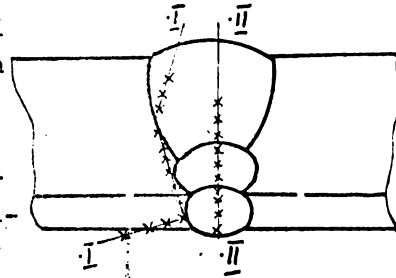
Atenție s-a acordat și zonei de trecere dintre metalul depus al cusăturii placajului și placaj (fig.5.52), analiza microstruc-

turală evidențiind o structură feritică cu o bună diluție a celor două metale.

Fig.5.52.-Micrografie zonă de legătură metal depus placaj-placaj, x250, apă regală.



c.-Determinările sclerometrice, efectuate conform STAS 492-78, cu sarcina de 49,6 (HV5), pe direcții caracteristice (fig.5.53), relevă valori relativ scăzute pe ansamblu, durități mai ridicate în ZIT, explicabile prin transformările produse.



Prelucrarea statistică a rezultatelor măsurătorii de duritate s-a efectuat cu ajutorul criteriului Chauvenet /110/, folosind calculul automat, după programul a cărui schemă logică este reprezentată în fig.5.29.

Fig.5.53.-Direcțiile de plasare a impresiunilor de duritate.

Rezultatele prelucrării statistice a datelor experimentale (tab.5.11) arată o plasticitate core: punzătoare a ansamblului îmbinărilor sudate efectuate.

Tab.5.11.-Valori statistice ale determinărilor sclerometrice.

Direcție	Mărimi statistice										
	X	h	h_x	\bar{x}	X_{min}	X_{max}	s	b_n	Z	LL	LU
A I-I	1216	10,035	11,57	144,95	71	1260,9	21,09	10,96	11,73	1207,6	1224,3
A II-II	1201,5	10,083	11,32	115,92	185,5	1217,4	9,45	10,90	11,86	1195,3	1207,7
F I-I	1217,4	10,030	11,54	152,06	165,3	1269,5	25,03	10,96	11,74	1206,8	1227,9
F II-II	1218,7	10,028	11,39	150,36	168,3	1269,0	27,76	10,92	11,81	1202,8	1234,6

d.-Incerceări de indoir: statică.

Plasticitatea indoirilor sudate s-a testat și prin încercări de indoire statică, efectuate conform DIN 50121-78, pe epruvete pentru indoire frontală și respectiv laterală. În stare netratată termic a epruvetelor unghiul de indoire până la apariția fisurii a variat între 30-45°, pentru indoirile frontale și respectiv 40-70°, pentru indoirile laterale.

Epruvetele supuse tratamentului termic (recoacere la 750-780°C) a permis unghiul de indoire superioară, respectiv 50-85° pentru indoirile frontale și respectiv 75-105° pentru cele laterale.

5.4.-Sudarea oțelurilor placate cu aliaje de nichel.

Oțelurile placate sînt indicate a se folosi atunci cînd:

- materialul nu are proprietăți de rezistență mecanică suficiente pentru a face față solicitărilor în exploatare, materialul folosindu-se ca placaj;

- materialul nu poate fi folosit în piese masive din cauza fragilizării pronunțate la sudare, materialul folosindu-se ca placaj, rezistența mecanică fiind preluată de suport;
- materialul este prea scump, pentru a fi folosit integral în structura sudată și este mai economic a fi folosit ca placaj.

Aliajele de nichel folosite ca placaje sînt: monelul, Inconelul, Incoloyul, etc.

Aliajele de nichel sînt rezistente la aer, apă de mare, medii acide de concentrație mai mari de 20%, precum și în gaze uscate la temperatură obișnuită. De asemenea rezistă bine în atmosferă umedă sărată, vapori de apă și acizi organici. Manifestă, la fel ca și nichelul, proprietăți refractare la temperaturi mai mari de 250-500°C.

Aceste proprietăți specifice determină utilizarea pe scară largă a aliajelor de nichel, ca atare sau ca placaje ale oțelurilor placate, în structuri sudate pentru industria chimică și energetică, caracterizată fiind de proprietăți refractare și anticorozive.

5.4.1.-Cadrul tehnologic.

Comportarea la sudare a aliajelor de nichel, cu referiri la monel și Incoloy, nu prezintă dificultăți deosebite, fiind comparabilă cu a oțelurilor inoxidabile CrNi.

Comportarea la sudare este determinată de fenomene specifice:

- solubilitatea pronunțată a gazelor (oxigen, hidrogen) în metalul topit, a cărui rezultat este tendința accentuată de formare a porilor;

- tendința accentuată de fisurare la cald, determinată de prezența sulfului în baia metalică, în proporție de peste 0,02%, cînd se formează sulfura de nichel (Ni_3S_2) cu temperatură de topire 650°C, care împreună cu nichelul formează eutectici, plasați intergranular. Tendința de fisurare la cald este determinată

și de prezența în baie a aluminiului, borului, plumbului și fosforului în concentrații mai mari de 0.1%;

-tendință accentuată de supraîncălzire, cu afectarea proprietăților mecanice ale îmbinării sudate.

Afinitatea pronunțată față de gaze a metalului topit se compensează printr-o protecție foarte bună a zonei de sudare (preferabil sudarea în mediu de gaz protector inert), curățenia avansată a rostului de sudare, putându-se recomanda și degresarea rostului. Se mai recomandă introducerea în metalul de ados a dezoxidanților ($Mn \leq 1,5\%$, $Ti \leq 1\%$).

Tendința de fisurare la cald se atenuează prin asigurarea unei purități ridicate a metalului băii, în mod deosebit conținutul de sulf. Acțiunea sulfurii din aliajele de nichel se combate cu mangan, magneziu sau molibden, conținutul lor trebuind să satisfacă corelația: $\%Mn = 5.\%S + 0,02$, în cazul moliбdenului, chiar până la 12%.

Tendința de supraîncălzire se atenuează prin evitarea menținerii timp îndelungat a ZIT-ului la temperaturi ridicate, tehnologic prin folosirea unor energii liniare cât mai reduse. Bune rezultate se obțin și prin prezența în baie metalică a modificatorilor (Ti, Mo, Ce, Al).

Realizarea de îmbinări sudate a oțelurilor placate cu aliaje de nichel presupune respectarea regulilor generale privind sudarea oțelurilor placate /162/:

-sudarea se va face în așa fel, încât placajul să fie încălzit cât mai puțin, recomandate fiind sudarea cu electrozi înveliți și sudarea WIG;

-sudarea se va face în așa fel, încât placajul să nu fie contaminat (impurificat) de suport sau alți factori. Dacă în suporturi sunt elemente de aliere ce difuzează în placaj, îl contaminează, atunci între suport și placaj se va depune un strat tampon. Invers, dacă din placaj difuzează elemente de aliere în suport, atunci sudarea placajului se va face cu un metal mai bogat în elemente de aliere, care să compenseze pierderile prin difuzie, sau se apelează de asemenea la strat tampon, deus între suport și placaj. Pierderile în elemente de aliere prin difuzie, la sudarea placajului, se estimează la cca 25%;

-sudarea se va începe cu suportul și apoi se va suda

placajul. Numai în cazul în care nu există astfel de posibilități, se va suda întâi placajul și apoi suportul.

Referitor la procedeele de sudare, se recomandă procedeele WIG și MIG, în c.c., folosind metale de adaos cât mai apropiate ca și compoziție chimică de metalul de bază și gaze protectoare de puritate ridicată.

Elaborarea unor tehnologii de sudare a oțelurilor placate cu aliaje de nichel s-a concretizat în cadrul colaborării cu TAGCMRIC București, prin contractul de cercetare științifică nr.8/1983 în scopul înlocuirii materialelor de adaos din import, folosite ca strat tampon la îmbinarea prin sudare a oțelurilor placate cu monel și Incoloy, oțeluri utilizate pe scară largă în structuri sudate pentru industria chimică și petrochimică.

Realizarea scopului și opus, în condițiile respectării cerințelor de exploatare a unor astfel de îmbinări a impus realizarea de îmbinări sudate cap la cap, în condițiile accesului în execuție din ambele părți și respectiv, doar dinspre partea suportului (fig.5.54)

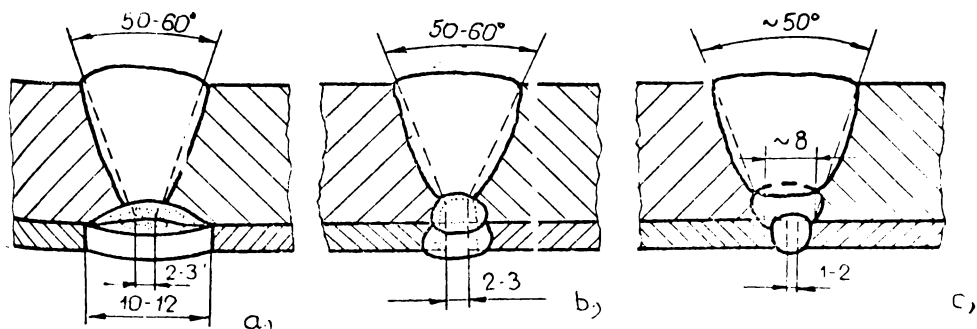


Fig.5.54.-Tipuri de îmbinări sudate ale oțelurilor placate.

a,b-acces din ambele părți; c-acces doar din partea suportului.

În cercetările experimentale s-au utilizat bimetale (tab.5.12) formate din oțeluri pentru structuri sudate, de tip OL 52 (TT.St B36) și respectiv termorezistent (13CrMo10) iar placajele din monel (W.2.4360) și respectiv Incoloy 800.

Procedeele de sudare utilizate au fost sudarea cu electrozi înveliți, pentru sudarea suportului și respectiv sudarea WIG, pentru realizarea stratului tampon și sudarea placajului.

Tab. 5.12. Compoziția chimică a bimetalilor utilizate în experimentări

Nr. crt.	Material	Compoziție chimică, %											
		C	Si	Mn	S	P	Ni	Cr	Cu	Ti	Mo	Al	Fe
B1	Ti-6Al-4V (suport)	0,18	0,10- 0,50	0,20- 1,60	0,03	0,03	0,3	0,3	-	-	-	0,0015	rest
	W-2,4360 (placaj)	0,06	0,05	0,97	0,005	-	65,1	-	22,6	0,2	-	0,001	rest
B2	13CrMo10 (suport)	0,20- 0,25	0,25- 0,35	0,5- 0,7	0,04	0,04	0,30- 0,40	0,9- 1,1	-	-	0,45- 0,65	-	rest
	Incoloy-800 (placaj)	0,04- 0,05	0,25- 0,50	1,0- 1,2	0,02	0,02	30- 32	20- 21	-	0,4	0,01- 0,02	0,2- 0,3	45,0

Tab. 5.15. Compoziția chimică informațională a metalului depus, folosit la sudarea bimetalică

Nr. port. metal cusătură	Material de adaos	Compoziție chimică informațională, %											
		C	Si	Mn	S	P	Ni	Fe	Cr	Mo	Ti	Cu	Co
B ₁	Suport SB-3 SMA5 1125/376	0,05+	0,25+	0,9+	0,03	0,03	1,1+	rest	-	-	-	-	-
		0,1	0,40	1,3	-	0,03	1,4	rest	-	-	-	-	-
(Metal port. Inconel)	Suport SMA5 1125/376 (TEM Buc.)	0,15	0,75	0,5	0,01	-	93	5	-	-	-	0,5	-
		max. 0,2	max. 0,75	max. 2,25	-	-	63-70	max. 2,5	-	-	-	rest	-
B ₂	Suport SMA5 1125/476	0,12	0,15+	0,4+	0,03	0,03	-	rest	0,7+	0,4+	-	-	
		0,15	0,50	0,9	-	-	-	rest	1,2	0,7	-	-	
Inconel)	Suport SMA5 1125/476 (TEM Buc.)	0,02+	0,10+	3,0+	0,005	0,007	70+	-	2c+	0,01	0,04	0,01	0,01
		0,03	0,20	3,2	-	-	72	-	2c	0,01	0,04	0,01	0,01

5.4.2.-Materiale de adaos și regimuri de sudare.

Materialele de adaos pentru sudarea bimetalilor sînt de aceeași compoziție chimică sau apropiată de a componentelor.

Evitarea contaminării îmbinării placajului cu elemente chimice provenite din suport, necesită alegerea pentru stratul tampon a unui metal de adaos cu un conținut ridicat de nichel.

În scopul eliminării efortului valutar, cercetările efectuate au vizat folosirea, pe cît posibil a unor materiale de adaos fabricate în țară (tab.5.13).

Gazul protector folosit a fost argon tehnic, tip B, în amestec cu 5% hidrogen, adaosul de hidrogen fiind necesar pentru a scoate din baia metalică oxigenul sub formă de vapori de apă, iar oxidul de carbon sub formă de dioxid de carbon.

Tab.5.14.-Regimuri de sudare folosite la îmbinarea bimetalilor.

Pro bă	Material de adaos	Parametrii de sudare					
		d_e (mm)	d_{ew} (mm)	I_B (A)	U (V)	v_B (m/h)	D_p (l/min)
V _M	EB-3	4,0	-	160-170	22-25	11,5-12,0	-
	S-Ni98	4,0	3,0	150-160	16-18	7,0-7,5	8-9
	S-NiCu	3,0	3,0	145-150	15-16	8,5-9,0	8-9
X _M	EB-3	3,25	-	120-130	20-22	11,5-12,0	-
		4,0	-	170-180	22-25	10,5-11,0	-
	S-Ni98	4,0	3,0	150-160	16-18	7,0 - 7,5	8-9
U _M	S-NiCu	3,0	3,0	145-150	15-16	8,5 - 9,0	8-9
	S-Ni98	4,0	4,0	200-220	18-19	6,0-6,5	10-11
	EB-3	4,0	-	160-170	22-25	9,5-10,0	-
V _I	EMoCr1B	3,25	-	125-130	20-21	10,0-10,5	-
	S-Ni98	4,0	3,2	190-200	16-18	7,8-8,0	12-14
	Inconel M82	2,0	3,2	155-160	15-16	5,8-6,0	12-14
X _I	EMoCr1B	3,25	-	125-130	20-21	10,0-10,5	-
	S-Ni98	4,0	3,2	200-210	16-18	7,5-8,0	12-14
	Inconel M82	2,0	3,2	140-145	14-16	6,0-6,5	12-14
U _I	Inconel M82	2,0	3,2	190-200	15-16	6,0-6,5	14-15
	S-Ni98	4,0	3,2	195-200	16-17	5,5-6,0	13-15
	EMoCr1B	3,25	-	110-115	20-22	10,5-11,0	-

Parametrii tehnologici utilizați la realizarea îmbinărilor sudate s-au stabilit pe baza rezultatelor prezentate în cap.4 și a mai multor experimentări proprii/77,78,80/.Imbinarea suportului s-a realizat prin sudare electrică cu electrozi înveliți, iar pentru realizarea stratului tampon și a îmbinării placajului s-a folosit sudarea prin procedeul WIG (tab.5.14). Identificarea probelor sudate s-a făcut prin simbolurile V_M , X_M, U_M , pentru monel, cu V_I, X_I, U_I , pentru Incoloy, corepunzător prelucrării rostului conform fig.5.54.a, fig.5.54.b și respectiv fig.5.54.c.

Regimul termic asigurat în execuția probelor a inclus preîncălzirea la 175-200°C, iar în timpul execuției temperatura între straturi s-a menținut în limitele 150-175°C.

5.4.3.-Testarea îmbinărilor sudate.

Programul de testare a calității îmbinărilor sudate a bimetalului a fost analog precedentelor tipuri de îmbinări și cercetate, respectiv:

- control nedistructiv:

-control vizual al aspectului exterior și dimensional al îmbinărilor;

-control cu lichide penetrante;

- control distructiv:

-analize structurale;

-determinări sclerometrice;

-încercări de îndoire statică.

5.4.3.1.-Controlul nedistructiv.

a.-Examinarea cu ochiul liber și cu lupa, cu mărirea de 5 ori aspectul exterior și dimensional al îmbinărilor sudate a evidențiat rădăcina formată corect supraînălțarea redusă a metalului cusăturii, racordarea lăună a metalului cusăturii la metalul de bază, lipsa defectelor neadmise.

b.-Controlul cu lichide penetrante s-a executat pe suprafața fiecărei porțiuni a cusăturii-placaj, tampon, suport- la temperatura ambiantă, conform STAS 10214-75.Nu s-au constatat defecte deschise de suprafață în zonele cercetate.

5.4.3.2.-Controlul distructiv.

a.-Analize structurale.

a.1.-Analiza macrostructurală, efectuată conform STAS

10952/1-77 pe epruvete prelucrate metalografic și atacate chimic, conform STAS 4203-74 a urmărit evidențierea defectelor de necompactitate, neomogenitățile chimice și structurale.

Se remarcă (fig.5.55) lipsa defectelor specifice (pori,

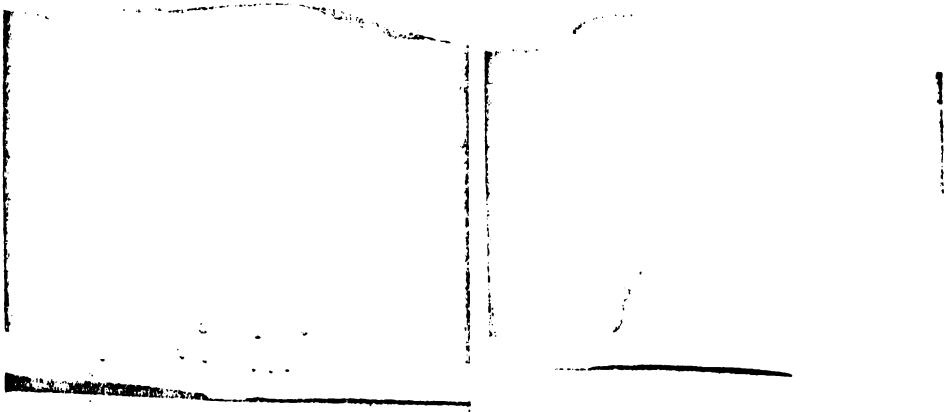


Fig.5.55.-Imagini de macrostructură a îmbinărilor sudate. (incluziuni, microfisuri, etc.), buna diluție a metalului depus cu cel de bază, un aspect macrostructural corespunzător.

a.2.-Analiza microstructurală s-a localizat în principal în zonele de trecere a stratului tampon cu metalul cusăturii placajului și suportului.

În zonele investigate se evidențiază îmbinări fără difuzie, prezentând garanția că tehnologiile de sudare propuse sînt corect



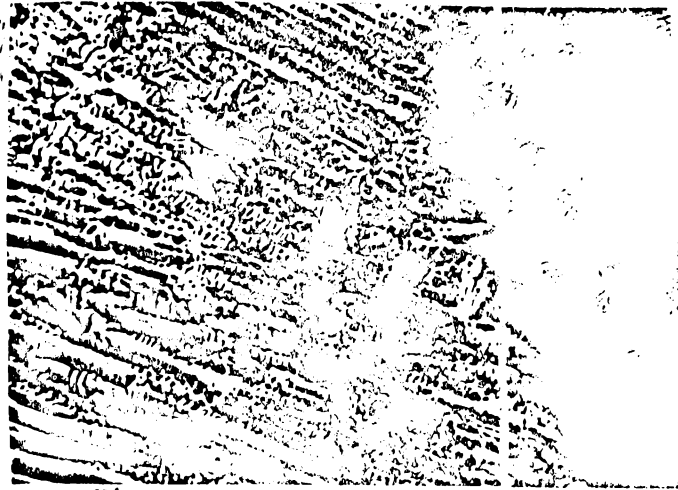


Fig.5.57.-Micrografie, probă V_M , zonă de trecere strat tampon-cusătură suport, x250, apă regală.

Zona de trecere strat tampon-metal cusătură suport (fig.5.57) evidențiază structura dendritică a ambelor aliaje, orientarea diferențiată a grăunților, fenomenele de difuzie fiind absente.

La proba X_M zona de trecere strat tampon-

metal cusătură suport (fig.5.59) evidențiază structura perlitofertică a cusăturii suportului, fără o creștere a granulației,

evidențiindu-se foarte clar limita de separație dintre cele două aliaje, precum și absența fenomenelor de difuzie, absență evidentă și în zona de trecere strat tampon-metal cusătură placaj (fig.5.57), remarcându-se interferența celor două aliaje.



Fig.5.58.-Micrografie, probă X_M , zonă de trecere strat tampon-cusătură placaj, x 250, apă regală.

Zona de trecere a stratului tampon cu metalul cusăturii placajului probei U_M nu prezintă fenomene de difuzie, delimitarea celor două metale este clară (fig.5.60), observându-se soluția solidă pe bază de Ni a stratului tampon și respectiv poliedrii

ai constituenților monelului cu macle de recoacere.

Fig.5.59.-Micrografie, probă X_M , zonă de trecere strat tampon-metal cusătură suport, x250, apă regală.



Fig.5.60.-Micrografie, probă U_M , zonă de trecere i strat tampon-metal cusătură placaj, x250, apă regală.

Fig.5.61.-Micrografie, probă U_M , zonă de trecere strat tampon-metal cusătură suport, x250, apă regală.



Zona de trecere strat tampon-metal cusătură suport (fig.5.61), relevă o structură dendritică de turnare, cu grăunți alungiți ai metalului cusăturii suportului.



Fig.5.62.-
Micrografie, probă V_I , zonă de trecere strat tampon-metal cusătură placaj, x250, apă regală.

Analiza microstructurală a probelor sudate, din metale placate cu Incoloy concretizează că tehnologiile de sudare preconizate nu conduc la apariția fenomenelor de difuzie, alegerea metalelor de adaos și în mod deosebit metalul ca adaos pentru stratul tampon este bine făcută.—

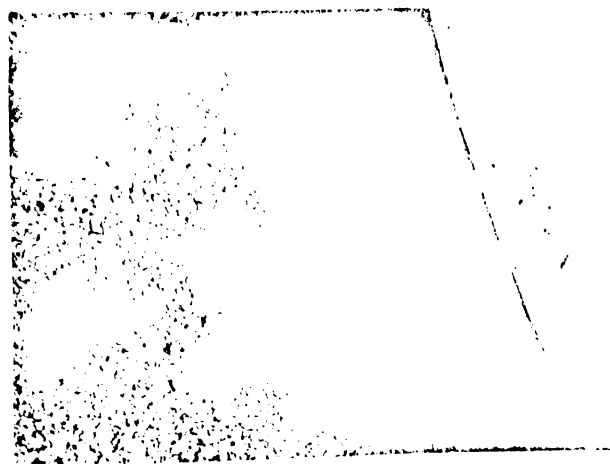


Fig.5.63.-
Micrografie, probă V_I , zonă de trecere strat tampon-metal cusătură suport, x250, apă regală.

În zona de trecere strat tampon-metal cusătură placaj delimitarea celor două aliaje este clară, pe deoparte soluția solidă pe bază de nichel a stratului tampon, pe de altă parte

poliedrii ai constituenților inconelului.

Fig.5.64.-Micrografie, probă X_I, zonă de trecere strat tampon-metal cusătură placaj, x250 apă regală.

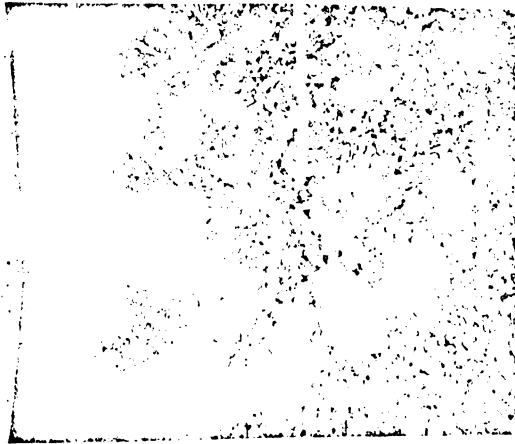
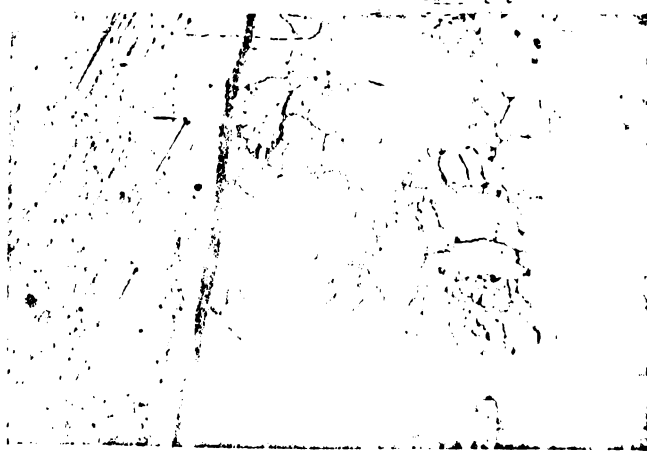
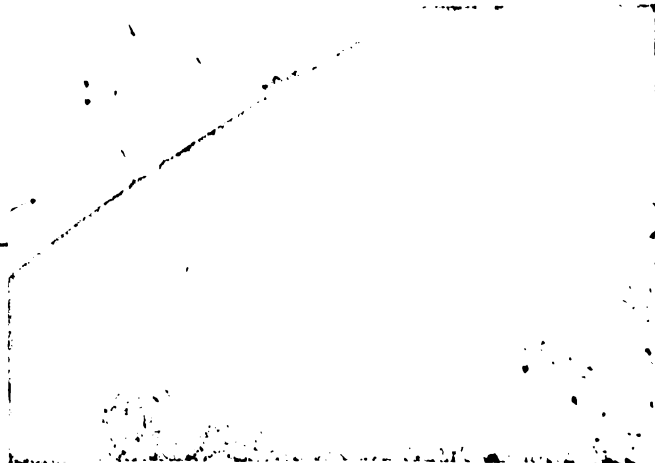


Fig.5.65.-Micrografie, probă X_I, zonă de trecere strat tampon-metal cusătură suport, x250, apă regală.

Fig.5.66.-Micrografie, probă U_I, zonă de trecere strat tampon-metal cusătură placaj, x250, apă regală.



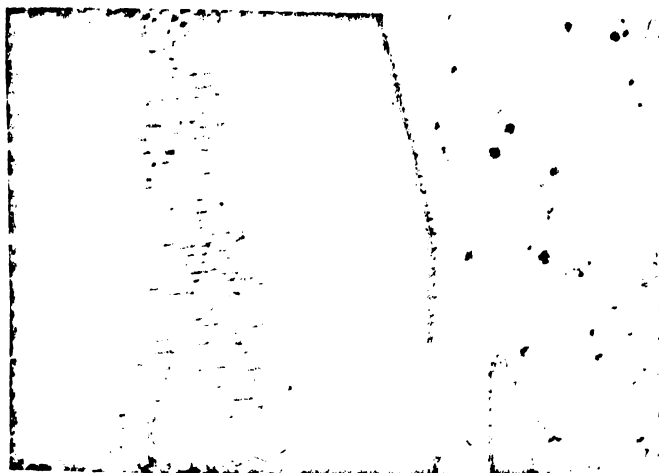


Fig.5.67.-
Micrografie,
probă U_I, zonă
de trecere
strat tampon-
metal cusătură
suport, x250,
apă regală.

Zona de trecere strat tampon-metal cusătură suport evidențiază structura dendritică de turnare a metalului cusăturii suportului, cu grăunți alungiți, fără a se evidenția fenomene de difuzie.

b.-Determinările sclerometrice, realizate prin metoda Vickers (HV10), conform STAS 492-78 pe suprafața transversală a unui număr de 10 epruvete, după direcția caracteristică I-I (fig.5.53) atestă pe ansamblu, o bună plasticitate a îmbinărilor sudate. Se remarcă ușoare creșteri a durității în ZIT-ul îmbinării suportului și valori scăzute în zona stratului tampon și îmbinării placajului.

"Normalitatea" rezultatelor, s-a testat și în acest caz prin criteriul Chauvenet, prin calcul automat cu programul a cărui schemă logică este redată în fig.5.29.

Rezultatele calculelor mărimilor statistice pentru datele experimentale (măsurătorile de duritate) sînt cuprinse în tab.5.15).

2.-Indoirea statică, efectuată conform DIN 50121-78, pe epruvete pentru indoire laterală, cu un dorn de 25 mm, respectiv distanța dintre baciuri de 3 ori diametrul dornului, a permis unghiuri de indoire maxime (180°) fără apariția fisurilor pentru 96% din epruvetele încercate. La probele fisurate, lungimea fisurilor a variat între 2-4 mm, fisurile apărînd la atingerea unghiului maxim.

Tab.4.15.-Valori statistice ale determinărilor sclerometrice.

pro bă.	Mărimi statistice										
	\bar{X}	h	h_x	\dot{X}	X min	X max.	S	b_n	Z	LL	LU
V _{M1}	174,4	10,045	1,54	33,41	139,9	208,8	16,55	0,955	1,74	167,4	181,3
X _M	164,9	10,019	1,54	77,99	186,9	242,9	37,49	0,955	1,74	149,1	180,7
U _M	171,0	10,059	1,54	26,04	144,9	197,0	12,52	0,955	1,74	165,7	176,3
V _{M2}	154,2	10,045	1,51	33,48	120,7	187,7	16,52	0,949	1,75	146,7	161,7
V _I	197,6	10,033	1,51	46,16	151,4	243,7	22,77	0,949	1,75	187,3	207,9
X _I	229,6	10,018	1,54	85,58	144,0	315,2	41,15	0,955	1,74	212,2	246,9
U _{I1}	251,9	10,011	1,54	34,93	116,9	386,2	64,87	0,955	1,74	224,5	279,3
U _{I2}	182,0	10,707	1,32	1,87	180,1	183,9	1,10	0,903	1,86	181,3	182,7

Prin prisma încercărilor mecanice efectuate se poate concluziona că îmbinările sudate încercate prezintă o foarte bună ductilitate.

Corelând observațiile structurale cu rezultatele încercărilor mecanice se poate concluziona că tehnologiile de sudare preconizate conduc la obținerea unor îmbinări sudate de calitate, fiabile.



Fig.5.68.-Imagine de epruvete, după încercarea de îndoire statică.

6. CONSIDERAȚII FINALE ȘI CONTRIBUȚII ORIGINALE

Teza de doctorat cuprinde rezultatele studiilor și cercetărilor desfășurate pe o perioadă de circa 10 ani în domeniul sudării și încărcării oțelurilor diferit aliate, folosind straturi intermediare.

În baza lucrării elaborate se pot preciza următoarele considerații finale și concluzii în ce privesc contribuțiile originale.

6.1. Considerații finale

6.1.1. Structurile sudate din oțeluri diferit aliate sînt realizabile, cercetările efectuate arată că se pot obține structuri sudate fiabile, corespunzător solicitărilor și condițiilor de exploatare. Pentru realizarea acestor structuri ele trebuie testate în laborator și aplicate în atelier și pe șantier cu tehnologii omologate.

6.2.2. Sudarea și încărcarea oțelurilor diferit aliate este caracterizată de apariția unor fenomene specifice, mai importante fiind eterogenitățile chimice și structurale și procesele de difuzie din zona de trecere a îmbinărilor sudate.

6.1.3. Eterogenitățile chimice ale metalului cusăturii îmbinărilor sudate din oțeluri diferit aliate sînt determinate de diferența de proprietăți termodinamice - conductibilitate și difuzivitate termică - urmare a căreia se produce topirea diferită a muchiilor rostului componentelor îmbinate. Limitarea eterogenităților chimice se poate realiza prin reducerea participării metalului de bază al componentelor la formarea cusăturii. Eterogenitățile chimice se pot evalua analitic cunoscînd participarea metalului de bază al componentelor și a celui depps la formarea cusăturii, compozițiile lor chimice și interacțiunea metalului cu zgura și gazele.

6.1.4. Eterogenitățile structurale ale metalului cusăturii, determinate de eterogenitățile chimice, se pot aprecia analitic cu ajutorul diagramei Schöffler-De Long. Utilizarea diagramei în cazuri concrete de sudare a oțelurilor diferit aliate, în combinații: oțeluri perlitice - oțeluri martensitice, oțeluri perlitice - oțeluri austenitice, oțeluri perlitice - oțeluri ferritice, a permis alegerea corectă a metalului de adaos, astfel încît eterogenitățile structurale și chimice, decelate prin alaiză microstructurală să fie minime.

Tehnologic; limitarea eterogenităților chimice și structurale la nivelul metalului cusăturii îmbinărilor sudate ale oțelurilor diferit aliate se poate realiza prin depunerea de straturi intermediare din oțeluri Cr-Ni sau aliaje de Ni pe suprafața rostului oțelului perlitic.

6.1.5. Structura și proprietățile metalului din zona de trecere a îmbinării sudate sînt determinate de procesul de cristalizare a două metale diferite, procese de cristalizare pe substrat anizotrop, care determină apariția dinspre metalul cusăturii a unor straturi de cristalizare evoluate, funcție de condițiile de răcire, și de procese de difuzie, care determină apariția unor straturi difuzionale cu proprietăți și compoziție chimică diferite de metalul cusăturii și al componentelor.

6.1.6. Formarea straturilor de cristalizare este determinată de menținerea metalului în stare topită, un timp scurt, în vecinătatea limitei topite și de mobilitatea atomică scăzută în vecinătatea fazei solide. Proprietățile straturilor de cristalizare diferă, dacă oțelurile îmbinate sînt din clase structurale diferite. Grosimea straturilor de cristalizare variază între 0,2 - 0,6 mm, scăzînd la creșterea curentului de sudare. În cazul sudării oțelurilor perlitice cu oțeluri austenitice, extinderea straturilor de cristalizare se limitează prin creșterea conținutului de elemente stabilizatoare ale austenitei, Ni în principal, fenomen evidențiat de analiză microstructurală.

6.1.7. Apariția straturilor difuzionale în zona de trecere a îmbinărilor sudate din oțeluri diferit aliate, este determinată de solubilitatea diferită a elementelor chimice în fază lichidă și solidă, această diferență determinînd difuzia diferită a elementelor de aliere între cele două metale. Principalul element care difuzează este carbonul (viteza de difuzie a sa fiind de 10^4 - 10^6 ori mai mare comparativ cu celelalte elemente chimice), grație dimensiunilor mici ale atomului, variația concentrației carbonului în zona de trecere făcîndu-se brusc, în limitele concentrației celor două oțeluri.

Extinderea straturilor difuzionale este în corelație cu temperatura pe interfața de contact, timpul de menținere și nivelul de aliere (conținutul de elemente carburigene) al metalului de bază și al cusăturii.

Utilizarea straturilor intermediare din oțeluri Cr-Ni, înalt

aliat în Ni sau din aliaje de Ni, în îmbinări sudate ale oțelurilor diferit aliate, reduce extinderea straturilor difuzionale prin faptul că Ni, element grafitizant, reduce stabilitatea carburilor și crește conținutul de carbon dizolvat.

Lățimea straturilor difuzionale depinde de conținutul de Cr din oțelul aliat, la peste 15% Cr în metalul cusăturii, extinderea straturilor difuzionale este nesemnificativă. Creșterea conținutului de Cr și Ni din metalul cusăturii, reduce lățimea straturilor difuzionale, fapt relevat de determinărilor microstructurale cu sonda electronică și determinărilor sclerometrice.

6.1.8. Tehnologiile de sudare elaborate la sudarea oțelurilor diferit aliate trebuie să limiteze eterogenitățile chimice și structurale ale metalului cusăturii și straturile difuzionale din zona de legătură a îmbinărilor sudate, fapt obținut prin regimul de sudare preconizat, geometria rostului de sudare și alegerea corectă a metalului de adău și tehnologiei de sudare a stratului tampon.

a. Regimul de sudare se alege astfel încât:

- curentul de sudare să fie la limita stabilității arcului electric, astfel se reduce pătrunderea stratului intermediar, se limitează cantitatea de căldură introdusă în componente și se asigură un coeficient de formă interioră al cusăturii, care elimină riscul fisurilor de cristalizare;

- tensiune redusă a arcului, evitându-se astfel interacțiunea metal-gaz;

- viteză de sudare crescută, prin cantitatea mică de metal topit se reduce interacțiunea metalului topit din metalul de bază cu cel provenit din stratul tampon;

- diametru mic al electrodului (3,25 mm) pentru depunerea stratului tampon, ce reduce pătrunderea metalului depus și asigură valoare optimă a energiei liniare introduse.

b. Geometria rostului de sudare asigură participări reduse ale metalului de bază al componentelor la formarea cusăturii prin forme asimetrice ale rostului, în situația sudării oțelurilor diferit aliate, respectiv prin forme ale rostului de sudare care permit sudarea prealabilă a suportului și apoi a stratului tampon și al plăcajului, în situația oțelurilor plăcate.

c. Materialul de adău pentru stratul intermediar trebuie să asigure limitarea extinderii straturilor difuzionale, prin blocarea difuziei elementelor chimice, coeficient de dilatare liniară

apropiat metalelor componentelor ce se îmbină, plasticitate ridicată și mărimea intervalului temperaturilor de exploatare a structurilor sudate.

La realizarea stratului tampon se recomandă procedeele de sudare cu electrozi înveliți sau WIG, curățenia exemplară a rostului (curățire mecanică utilizând scule din metale similare și degresare chimică), protecție avansată a zonei de sudare și prelucrare mecanică ulterioară care să asigure forma geometrică a rostului de sudare. Calitatea corespunzătoare a stratului tampon elimină tratamentele termice înainte și după sudare.

6.2. Contribuții originale

Capitolele 2,3 ale lucrării, care se referă la procesele metalurgice și capitolele 4,5, care prezintă cercetările proprii efectuate, referitor la tehnologiile de sudare ale oțelurilor diferit aliate și a oțelurilor placate conțin o serie de contribuții originale ale autorului. Dintre cele mai importante se menționează:

6.2.1. În domeniul cercetării fundamentale

6.2.1.1. Contribuție la cercetarea factorilor care determină eterogenitățile chimice și structurale, respectiv procesele de difuzie din îmbinările sudate ale oțelurilor diferit aliate și elaborarea modalităților tehnologice de limitare a acestora.

6.2.1.2. Studii și cercetări privind alegerea judicioasă a materialelor de adăus cu ajutorul diagramei Schaffler-De Long, pentru cazuri concrete de sudare ale oțelurilor perlitice cu oțeluri martensitice, austenitice sau feritice în scopul limitării eterogenităților chimice și structurale la nivelul zonelor îmbinărilor sudate.

6.2.1.3. Contribuție la studiul fenomenelor de difuzie din zona de trecere a îmbinărilor sudate ale oțelurilor diferit aliate și asupra lățimii straturilor difuzionale.

Lățimea straturilor difuzionale se poate determina analitic cunoscând solubilitatea elementului care difuzează în cele două metale, timpul de menținere și temperatura pe interfața de contact.

6.2.1.4. Contribuțiile la elaborarea de noi tehnologii de sudare a oțelurilor diferit aliate, prin care să se limiteze eterogenitățile chimice și structurale ale metalului cusăturii și straturile difuzionale din zona de trecere a îmbinărilor sudate, prin cercetările efectuate asupra regimului de sudare,

geometriei rostului, materialelor de adaus fabricate în țară și modului de sudare a stratului tampon.

6.2.2. In domeniul cercetării aplicative

6.2.2.1. Contribuțiile la înlocuirea materialelor de adaus din import, folosite ca strat tampon la îmbinarea prin sudare a oțelurilor aliate diferit și a oțelurilor placate, utilizate în structuri sudate pentru echipamente chimice, petrochimice, termonucleare și construcții de mașini, cu materiale de adaus fabricate în R.S.R. Au fost efectuate studii și cercetări referitor la comportarea materialelor de adaus produse în țară, cercetări care permit renunțarea la import.

6.2.2.2. Cercetările privind realizarea matrițelor monobloc prin încărcări de oțel dur, martensitic, pe părțile active din oțel carbon, perlitic, prin sudarea cu electrozi înveliți sau sudarea WIG utilizând materiale de adaus produse în țară. Depunerea straturilor intermediare din oțel austenitic pe oțelul perlitic al corpului matriței reduce riscul fisurării și permite obținerea unor depuneri netede, uniforme ce reclamă un volum mic de prelucrări ulterioare, prin tratament puternic de călire ulterior prelucrării, se obține duritatea necesară în exploatare (55-65 HRC).

6.2.2.3. Cercetările privind sudarea oțelurilor perlitice cu oțeluri austenitice, folosind strat tampon depus cu electrozi produși în țară. Utilizând regimul de sudare elaborate corect și strat tampon din oțel austenitic bogat aliat (Ecr 25 Ni20 B) de producție indigenă, la îmbinarea oțelurilor perlitice cu oțeluri austenitice se obțin îmbinări sudate de calitate și straturi difuzionale în zona de trecere a îmbinării sudate extinse doar la 20-30 μm , fapt relevat de analizele microstructurale și determinările de microcompoziție cu sonda electronică.

6.2.2.4. Elaborarea unor noi tehnologii de sudare a oțelurilor placate, utilizate în structuri sudate pentru echipamente chimice, petrochimice și termonucleare, cu materiale de adaus produse în țară, care să limiteze procesele difuzionale din zona de trecere a îmbinărilor sudate, asigurând fiabilitatea necesară în exploatare. Determinările de microcompoziție executate cu sonda electronică evidențiază procese de difuzie reduse a principalelor elemente chimice, extinse pe cca 20-40 μm , în zona de trecere strat tampon - metal susținut suport și respectiv strat tampon - metal susținut placaj.

6.2.2.5. Studiile și cercetările fenomenelor de difuzie, concentrație și distribuție a principalelor elemente chimice, în zona de trecere a îmbinărilor sudate ale oțelurilor diferit aliate și a oțelurilor placate, cercetări conduse prin calculator la microsonda electronică.

6.2.2.6. Studii și cercetări referitor la prelucrarea statistică a rezultatelor experimentale obținute, utilizând programarea și calculul automat.

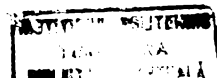
6.2.2.7. Aplicarea în producție a tehnologiilor de sudare a oțelurilor diferit aliate și a oțelurilor placate folosind strat-tampon cu materiale de adaus produse în R.S.R., elaborate în lucrare, pentru structuri sudate ale echipamentelor chimice, petrochimice, nuclearelectrice și construcții de mașini, permit reducerea efortului valutar prin eliminarea importului de materiale de adaus.

Economiile valuate estimate la nivelul TAGMERIC București sînt de cca 500.000 lei valută vest/an.

6.2.2.8. Este autor principal al brevetului nr. 87814/29.05. 1985 cu titlul "Electrozi de sudură".

B I B L I O G R A F I E

- Programul directivă de cercetare științifică, dezvoltare tehnologică și introducerea progresului tehnic în perioada 1981-1990 și direcțiile principale până în anul 2000, Editura Politică, București, 1979.
- Ceaușescu Nicolae-Report la cel de-al XIII-lea Congres al Partidului Comunist Român, Editura Politică, București, 1984.
- Ceaușescu Nicolae-Cuvîntare la Congresul științei și învățămîntului, Editura Politică, București, 1985.
- 1) Artemiev, V.I., ș.a.-Coroziunea fisurantă sub tensiune a îmbinărilor sudate din oțeluri slab aliate, Avtomaticheskaja svarka, nr.9, 1985.
- 2) Bahrsh, L.P., ș.a.-Svarka construcției iz stalei OH13, Svarocinoe proizvodstvo, nr.10, 1963.
- 3) Barritte, G.S.-The microstructure and toughness of HSLA steel weld metals, Svetsaren ESAB, nr.2, 1983.
- 4) Bartak, J.-Prinderea prin sudare a ștețurilor austenitice la corpul recipient de presiune al reactorului, Zvaranie, nr.4, 1984.
- 5) Bereznitky, S.N., ș.a.-Noi recomandări de tehnologie și materiale pentru sudarea în gaz protector a aparatelor din industria petrochimică, Himiceskoe i neftianoe mașinostroenie, nr.10, 1984.
- 6) Bogdanova, E.I., ș.a.-Capacitatea de funcționare a îmbinărilor de capete de țevă din oțel austenitic cu corpul recipientelor și aparatelor din oțel placat, Himiceskoe i neftianoe mașinostroenie, nr.2, 1984.
- 7) Bogomolov, A.S., ș.a.-O raționalnih proektir anii svarnih sosudov i trub iz raznorodnih metallov, Svarocince proizvodstvo, nr.9, 1973.
- 8) Castro, R., ș.a.-Metallurgie du soudage de aciers inoxydables et resistant au chaud, Dunod, Paris, 1968.



- 9) Christoffel, R.L., s.a.-Carbon migration in welded joints elevated temperatures, *Welding Journal*, nr.9, 1956.
- 10) Colombier, L., s.a.-Aciers inoxydables. Aciers refractaires, Dunod, Paris, 1965.
- 11) Dejeux, J.-Elementes fondamentals dummetallurgie pour soudage, *Souder, revue pratique*, nr.5-6, 1985.
- 12) Delattre, F.-Le soudage des aciers inoxydables, Dunod, Paris, 1965.
- 13) Diakov, Iu.G., s.a.-Cinetica deformațiilor și tensiunilor la sudarea cu mai multe treceri a plăcuțelor din bimetale. *Avtomaticeskaja svarka*, nr.8, 1984.
- 14) Dietz, G. jr.-Metalurgie mecanică, Ed. tehnică, București, 1970 (traducere din limba engleză).
- 15) Ebert, H.W.-Alegerea electrozilor pentru a fi compatibili metalelor de bază, *Welding Journal*, vol.61, nr.5, 1983.
- 16) Echim, T.I., s.a.-Tehnologii pentru sudarea prin topire a oțelurilor, Ed. tehnică, București, 1974.
- 17) Echim, T.I., s.a.-Tehnica sudării prin topire a metalelor și aliajelor metalice, Ed. tehnică, București, 1985.
- 18) Eckel, J.-Diffusion across dissimilar metal joints, *Welding Journal*, vol.43, nr.4, 1964.
- 19) Emerson, R.W., s.a.-Transistor joints between austenitic and ferritic steel piping for high temperature steam service, *Welding Journal*, vol.41, nr.9, 1962.
- 20) Erohin, A.A.-Kinetika metalurghiceskim procesov dugovoi svarki, *Mašinostroenie*, Moskva, 1964.
- 21) Erohin, A.A.-Legile de bază ale trecerii elementelor de aliere de la electrozi în cusătură, *Sudura*, nr.4, 1957.
- 22) Etiststratov, P.I.-Svarka ciuguna s stalei, *Mašinostroenie*, Leningrad, 1982.
- 23) Fischer, S.M., s.a.-Integritatea structurală a plăcărilor cu aliaje din Cu-Ni pe oțel prin procedeul de sudare manuală cu electrozi inveliți, *Welding Journal*, vol.62, nr.3, 1983.
- 24) Gerbeux, H.-Dispositions recommandées d'assemblages soudés a l'arc pour construction d'appareil en acier plaque, *Soudage et techniques connexes*, nr.9/10, 1969.

- 25) Gerbeux, H.-Asigurarea calității la sudarea cu arc electric a oțelurilor cu limită de elasticitate ridicată, Souder-revue pratique, vol. 6, nr. 2, 1984.
- 26) Ginn, D.-Efectele temperaturii dintre straturi la sudarea oțelului inoxidabil austenitic, Metal construction, nr. 12, 1983.
- 27) Gotalskii, Iu. N.-Svarka raznorodnih stalei, Svarocinoo proizvodstvo, nr. 7, 1981.
- 28) Gotalskii, Iu. N.-Svarka pod fliusom s austenitnykh provolokovka perlitnykh stalei rabotaiuscikh na temperaturah ot 110°C, Avtomaticheskaja svarka, nr. 10, 1984.
- 29) Gotalskii, Iu. N.-Recondiționarea îmbinărilor sudate din oțeluri eterogene în cuptoare ale agregatelor de reforming la producerea amoniacului, Avtomaticheskaja svarka, nr. 11, 1984.
- 30) Granjon, H., s.a.-Les bases metallurgiques du regime de travail au soudage, Soudage et technique connexes, nr. 7, 1984.
- 31) Grigin, E. N.-Vlianie rejimî otpuske v austenito-martensitnyî svov, Avtomaticheskaja svarka, nr. 4, 1984.
- 32) Gueveia, M.-Redefinirea diferitelor zone ale îmbinărilor sudate, Soldatura e construcăe metalica, nr. 3, 1984.
- 33) Hasanov, Z. M., s.a.-Structuralinii modeli svarocinii proțess, Electromekaniceskaja promișlenosti-electrosvarka, nr. 2, 1984.
- 34) Houldcroft, P. T.-Procedés de soudage, Dunod Paris, 1968.
- 35) Hrivniak, J.-Metallurgy of heat treatment of welded joints, Doc. IIS/IIW-IX-307-84.
- 36) Hrivniak, J.-Măsurarea și calculul durității maxime a zonei de sub sudură la îmbinările sudate ale oțelurilor de construcție, Zvaranie, nr. 2, 1984.
- 37) Ignatov, V. A., s.a.-Vlifanie nikelia v austenitnykh svah na migrațiiu ugleroda v svarnykh soedineniah raznorodnykh stalei, Avtomaticheskaja svarka, nr. 8, 1967.
- 38) Jost, W.-Diffusion in solids, liquids, gases, New York, 1952.
- 39) Kshavskii, N. I.-Svarka vlsokoleghirovannykh stalei, Maginostroenie, Moskva, 1979.

- 40). Karhin, V.A., s.a. - Starea de tensiuni în imbinarea sudații cu stratul alternante moi și dure, Svarocinocoe proizvodstvo, nr. 3, 1984.
- 41) Kasatkin, O.G. - Dependența rezistenței la rupere și rezistenței reale la rupere la tracțiune a metalului cusăturii de gradul de aliere și de ciclul termic al sudării, Avtomaticeskaia svarka, nr. 9, 1984.
- 42) Keane, G.G. - New development in petroleum storage tanks, Pipe Line News, vol. 34, nr. 6, 1968.
- 43) Khanapetov, M.U. - Welding and cutting of metals, Mir Publishers, Moskva, 1977.
- 44) Korolev, N.M. - S voprosi o svarke raznorodnih stali, Svarocinocoe proizvodstvo, nr. 11, 1963.
- 45) Krasnikova, S.I. - Structura i svoiatve svarnih soedinenii iz stali O8Cr11Ni10Mn2Ti1, Metalovedenie, nr. 12, 1983.
- 46) Krasulin, Iu.L., s.a. - O regulirovanii teplovih i difuzionih procesov v zone splavlenii metallov pri svarke i naplavka, Svarocinocoe proizvodstvo, nr. 8, 1963.
- 47) Kutirkin, G.W. - Cresterea rezistenței la fisurare corozivă a pieselor utilajului petrolier, Avtomaticeskaia svarka nr. 1, 1984.
- 48) Kuzmin, G.S. - Svarka nikelia i evo splavov, Maghiz Moskva, 1963.
- 49) Lander, H.J., s.a. - Welding of 60 Chromium-40 Nickel alloy to low carbon and stainless steels, Welding Journal, vol. 43, nr. 35, 1964.
- 50) Lascinskii, L.K. - Metod rascet leghirovaniicnih procesa svarnih svov s peremelnii himiceskii sostav, Avtomaticeskaia svarka, nr. 11, 1983.
- 51) Lazebnov, P.P., s.a. - Svetsve, svarnih svov iz stali 30 i 12X18H10T, Svarocinocoe proizvodstvo, nr. 5, 1984.
- 52) Leplina, Z., s.a. - Vliiania svarnii termiceskih tiki i termiceskih obravotki ot mecaniceskih svoitve i structurf stali 06X12H3M, Avtomaticeskaia svarka, nr. 3, 1984.

- 53) Lipodaev, Iu.G.-Uvelicina svarivaemosti feritnii stalei s hrom, *Avtomaticeskaia svarka*, nr.2, 1984.
- 54) Lippold, J.C.- O investigare în zona de influență termică la fisurare la cald la aliajul Incoloy 800, *Welding Journal*, vol.62, nr.1, 1983.
- 55) Liubavskii, K.V., ș.a.-Dugovaia svarka austenitnih jaro-procinh stalei Maginostroenia, Moskva, 1968.
- 56) Linert, G.E.-Welding metallurgy-Part I, AWS, New-York, 1965.
- 57) Ljunggren, J.-Cladding of Rail trak materials at Swedish Railways, *Svetsaren, ESAB*, nr.1-2, 1981.
- 58) Lou, I., ș.a.-A second report on diagrams of microstructure and hardness for head affected zones in welds, *Doc.IIS/IIW-IX-1326-81*.
- 59) Lupescu, I.ș.a.-Sudarea sub strat de flux, în baie de zgură și în mediu protector, Ed.tehnică, București, 1968.
- 60) Malisius, R.-Schrumpungen, spannungen und risse beim Schweissen, DVS, Düsseldorf, 1960.
- 61) Malkin, V.I.-Metodă rapidă de apreciere a tendinței oțelului la fragilizarea la hidrogen, *Zavodskaja laboratornia*, nr.3, 1984.
- 62) Manning, R.M.-Importanța tratamentului de preîncălzire/postîncălzire la remanierea prin sudare, *Welding Journal*, vol.63, nr.5, 1983.
- 63) Matsuda, F., ș.a.-Effect of alloy elements on solidification crack rezistance of austenitic stainless steelwelds metals, *Doc.IIS/IIW-IX-1315-84*.
- 64) Matsuda, F., ș.a.-Deslipirea dintreb oțelul 2,25.CrMo și oțelul inoxidabil austenitic încărcat prin intermediul tehnicii de încărcare cu hidrogen atomic, *Transacciones of the Japan Welding Society*, vol.13, nr.2, 1984.
- 65) Mazel, A.G.-Svoitvi emisii svarocinhi materialf pri dugovaia svarka, *Avtomaticeskaia svarka*, nr.12, 1983.
- 66) May, J.-Analiza ruperii unui recipient de stocare pentru petrol, *Soldatura e contrucao metalica*, nr.9, 1983.

- 67) Medovar, B.I. - Svarka jaroprocinfh austenitnih staley i splavov, Mashinostroenie, Moskva, 1966.
- 68) Micloși, C. - Sudarea metalelor, Ed. tehnică, București, 1965
- 69) Micloși, V., ș.a. - Sudarea prin topire a oțelurilor aliate, Ed. tehnică, București, 1970.
- 70) Micloși, V., Miloș, L., ș.a. - Bazele proceselor de sudare, EDP, București, 1982.
- 71) Miloș, L. - Procesele termice la sudarea oțelurilor aliate, Referat I în cadrul pregătirii pentru doctorat, IPTV Timișoara, 1973.
- 72) Miloș, L. - Procesele metalurgice la sudarea oțelurilor aliate, Referat II, în cadrul pregătirii pentru doctorat, IPTV Timișoara, 1974.
- 73) Miloș, L. - Studiul ZIT la sudarea și încălcarea unor oțeluri aliate, Referat 3, în cadrul pregătirii pentru doctorat, IPTV Timișoara, 1974.
- 74) Miloș, L. - Procedee noi de sudare a oțelurilor aliate, Referat 4, în cadrul pregătirii pentru doctorat, IPTV Timișoara 1974.
- 75) Miloș, L., ș.a. - Cercetări privind înlocuirea materialelor de adaos din import folosite ca strat tampon la sudarea oțelurilor placate cu aliaje Cr-Ni, Protocol la contractul nr.8/1983, faza 4.1, IPTV Timișoara, 1983.
- 76) Miloș, L., ș.a. - Cercetări privind înlocuirea materialelor de adaos din import folosite ca strat tampon la sudarea oțelurilor placate cu oțeluri feritice, Protocol la contractul nr.8/1983, faza 4.2., IPTV Timișoara, 1984.
- 77) Miloș, L., ș.a. - Cercetări privind înlocuirea materialelor de adaos din import folosite ca strat tampon la sudarea oțelurilor placate cu aliaje de tip monel, Protocol la contractul nr.8/1983, faza 4.3., IPTV Timișoara, 1985.
- 78) Miloș, L., ș.a. - Cercetări privind înlocuirea materialelor de adaos din import folosite ca strat tampon la sudarea oțelurilor placate cu aliaje de tip Incoloy, Protocol la contractul nr.8/1983, faza 4.4., IPTV Timișoara, 1985.
- 79) Miloș, L., ș.a. - Electrozi de sudură, Brevet RSR nr.87814, 1985.

- 80) Miloş, L., ş.a. - Posibilităţi de utilizare a materialelor de adaos fabricate în ţară la sudarea oţelurilor placcate cu monel, Lucrările sesiunii "Universul tehnic şi viitorul în construcţia de maşini", IM-IPTV Timişoara, Timişoara, 1986.
- 81) Miloş, L., ş.a. - Tehnologia sudării cu flacăra de gaze şi procedee conexe, Lito IPTV Timişoara, 1980
- 82) Miloş, L. - Cercetări asupra fiabilităţii recipientelor de-tensionate prin diverse procedee, Protocol la contractul nr. 136/1981, IPTV Timişoara, 1983
- 83) Miloş, L., ş.a. - Inlocuirea materialelor din import la sudarea pe şantier a camerelor de cōsare pentru industria chimică, Buletin IPTVT, fasc. 2-1979, Timişoara.
- 84) Mings, R.W., ş.a. - Use of Inconel deposited weld metal for nuclear component parts, Welding Journal, vol. 29, nr. 7, 1961.
- 85) Nanu, A., ş.a. - Manualul inginerului mecanic, Ed. tehnică, Bucureşti, 1973.
- 86) Nichols, R.W. - Pressure vessel engineering technology, Elsevier Publishing Company, 1971.
- 87) Nicolaev, G. - Advanced welding processes, Mir Publisher, Moskva, 1982.
- 88) Okerblom, N.O., ş.a. - Kombinirovannie svarnie konstrukcii, Sudproghiz, Leningrad, 1962.
- 89) Paton, B.E. - Tehnologhia, electriceskoi svarki metallov-i splavov plavlenie, Maşinostroenie, Moskva, 1974.
- 90) Paton, B.E. - Zadaci svarki raznorodnih sloistih i kompozitjionnih materialov, Negraničeskie materialy, Kiev, 1981.
- 91) Petrov, G.L., ş.a. - Svarka jaroprocinih nerjavejujih st- lei, Maşghiz, Moskva-Leningrad, 1963.
- 92) Polgary, S. - Welding of difficult steels, cast iron and non-ferrous metals, Svetsaren, ESAB, nr. 1-2, 1981.

- 93) Popovits, D., ș.a.-Bimetale, Ed. Facla, Timișoara, 1982.
- 94) Popovici, Vl., ș.a.-Utilajele sudării electrice, EDP București, 1968.
- 95) Popovici, Vl., Radu, D., Miloș, L.-Cercetări asupra posibilităților de reparare a poansonelor și gurilor tăietoare ale matrițelor, prin utilizarea procedurii de sudare în mediu de gaz protector (WIG), Protocol la contractul nr.13845/1974, IPTV Timișoara, 1976.
- 96) Popovici, Vl., ș.a.-Sudarea oțelurilor aliate, CNIT, MEI, Cursuri de perfecționare în domeniul sudării, vol.4, București, 1971.
- 97) Prohorov, N.N.-Fiziceskie, procesy v metalah pri svarke, Metalurghia, Moscva 1976.
- 98) Rabensteiner, G., ș.a.-Probleme ale fisurării la cald la diferite metale depuse pur austenitice, Welding Journal, vol.62, nr.1, 1983.
- 99) Rabkin, D.M., ș.a.-Svarka raznorodnih metallov, Tehnika, Kiev, 1975.
- 100) Razdui, F.I., ș.a.-Svarka stalealiuminiov konstrukcii s porogciu bimetaliceskih vstavok, Svarocinoe proizvodstvo, nr.1, 1966.
- 101) Rikalın, N.N., ș.a.-Fiziceskie i himiceskie problemi soedinenia raznorodnih materialov, Izvestia AN-SSSR, Negraniceskie materialy, vol.1, nr.1, 1965.
- 102) Rumsiski, L.Z.-Prelucrarea matematică a datelor experimentale, Ed. tehnică București, 1974.
- 103) Rytov, V.V.-Structuralni modeli svarnih procesov, Electromecaniceskaia promișlenosti-elektrosvarka, nr.1, 1984.
- 104) Ryzkov, F.N., ș.a.-Influența compoziției metalului depus și a tratamentului tehnic asupra distribuției tensiunilor remanente în arbori bimetalici, Svarocinoe proizvodstvo nr.12, 1985.
- 105) Safta, V.-Controlul înbinărilor și produselor sudate, vol.1 Ed. Facla, Timișoara, 1984.

- 106) Safta, V.-Controlul îmbinărilor și produselor sudate, vol.II, Facla Timișoara, 1986.
- 107) Salimov, M.P.-Rascet compoziția naplavaiușcih metal pri svarka pod keramiceskii flius, Avtomaticeskaia svarka, nr.1, 1984.
- 108) Savcenko, A.L., s.a.-Structura i svoitve dvezafazni șov pri svarka bolșih sloia, Svarocinoe proizvodstvo, nr.2, 1985.
- 109) Savcenko, S., s.a.-Hrupkosti svarnih soedineniash iz austenitnih stali 12X18H10Ti, Avtomaticeskaia svarka, nr.6, 1984.
- 110) Sălăgean, T.-Statistica în sudură, Buletin de informare ODPT, București, nr.3, 1973.
- 111) Sălăgean, T.-Sudarea cu arcul electric, Ed.Facla, Timișoara, 1977.
- 112) Sălăgean, T.-Tehnologia procedeelor de sudare cu arc electric, Ed.tehnică, București, 1985.
- 113) Sălăgean, T.-Tehnologia sudării metalelor cu arcul electric, Ed.tehnic, București, 1986.
- 114) Seliak, Z.I.-Obrabativaemosti austenitnih i martensitnih materialov, Stoiniski vestnik, vol.31, nr.9-10, 1985.
- 115) Shifrin, E.A.-Review of American practices in the welding of dissimilar metal joints in piping and tubing for power plants, Zvaranie, nr.11, 1964.
- 116) Siegfild, W.-O nouă abordare în calcularea structurilor ZIT în îmbinări sudate eterogene, Schweissen und schneiden, nr.1, 1983.
- 117) Slaughter, G.M., s.a.-The welding of ferritic steels to austenitic stainless steel, Welding Journal, vol.30, nr.1, 1964.
- 118) Sniegon, K.-Sudarea oțelului K22MA cu oțelul 08H18N10T, Przeglad spawalnictwa, nr.10, 1984.
- 119) Snisar, V.V., s.a.-Studiul straturilor martensitice în zona de aliere a oțelurilor de înaltă rezistență de

- tipul 15X2Ni4MDA-cu metalul martensitic-austenitic al cusăturii, *Avtomaticeskaia svarka*, nr.7, 1984.
- 120) Strokai, E.T., g.a.-Comportarea electrochimică și la coroziune a oțelurilor 03H13AG19 și 07H13N4AG20, *Himiceskoe i neftianoe maşinostroenie*, nr.2, 1984.
- 121) Sudkin, V.A.-Fiziko-matematiceşkie modeli cristalizării procesii svarki svcv, *Avtomaticeskaia svarka*, nr.2, 1984.
- 122) Sorgorov, M.H., g.a.-Goriacie trescini pri svarke jaroprocinih splavov, *Maşinostroenie*, Moskva, 1973.
- 123) Stefanova, V.V.-Spravocnik svarejka, *Maşinostroenie*, Moskva, 1974.
- 124) Terlicov, I.V.-Influența cumulată a oxigenului și azotului asupra rezilienței metalului cusăturii la sudarea oțelurilor cu cron, *Avtomaticeskaia svarka*, nr.5, 1984.-
- 125) Thorneycroft, D.R.-Constructional steel in the dissimilar metal joints, *British Welding Journal*, nr.3, 1965.
- 126) Towers, O.L.-Coroziunea fisurantă sub tensiune la recipientele sudate pentru amoniac, *Metal Construction*, vol.16, nr.8, 1984.
- 127) Trugculescu, M.-Studiul metalelor, EDP, Bucureşti, 1977.
- 128) Vericeva, L.A.-Rezistența la coroziune a materialelor de construcții în medii de lucru a producției de poli-propilenă, *Himiceskoe i neftianoe maşinostroenie*, nr.8, 1985.
- 129) Vermegan, G.-Difuzia, Lito I.P.Cluj-Napoca, 1980.
- 130) Vitman, D.V.-Naplavka matriţii s hrom-molibdenii splav, *Avtomaticeskaia svarka*, nr.5, 1977.
- 131) Voinov, S.V.-Avtomaticeskaia vertikalinaia svarka, *Sudostroenie*, Leningrad, 1982.
- 132) Zaicev, N.L.-O snijenii koncentracii napriajenii v kraevih tvchah stikovih soedinenii raznorodnih materialov, *Avtomaticeskaia svarka*, nr.5, 1984.

- 133) Zaks, I.A.-Svarka raznorodnih stalei, Maşinostroenie, Moskva, 1970.
- 134) Zemzin, V.N.-Svarnie soedinenia raznorodnih stalei, Maşinostroenie, Moskva-Leningrad, 1966.
- 135) Zemzin, V.N., ş.a.-Vliianie ferritnoi fazi na svoistva austenitnovo naplavtennov metalla, Svarocinoe proizvodstvo, nr.5, 1967.
- 136) Zemzin, V.N., ş.a.-Issledovanie viskonikelevih electrodiv dlia zavarki defectov v litih korpusnih detaliah parovih turbin, Moskva, 1974.
- 137) Zemzin, N.V., ş.a.-Uslozhnie obrabotanie trescint prin svarka i termiceskala obrabotka, Svarocinoe proizvodstvo, nr.4, 1984.
- 138) Zimmer, F.-Nouvelles methodes de soudage de materiaux different resistant aux hautes temperatures, Zvaranie, nr.11, 1964.
- 139) Zitnikov, N.D.-Influenţa austenitizării asupra rezistenţei tehnologice a metalului depus austenito-feritic, Svarocinoe proizvodstvo, nr.11, 1983.
- 140) Waszink, A., ş.a.-Investigarea experimentală a forţelor care acţionează asupra picăturii de metal depus, Welding Journal nr.4, 1983.
- 141) Wilkm, K., ş.a.-Cercetări în legătură cu relaţia dintre tensiunile remanente la sudare şi contractiile în sudurile cu mai multe treceri, Schweissen und schneiden, nr.5, 1984.
- 142) x x x Aktualnie probleme materialovedenie, Teknika, Kiev, 1981.
- 143) x x x Atenţie deosebită cerută la sudarea cu arc electric folosind metal de adaos cu conţinut de cromo-nichel, Schweissen und schneiden, nr.9, 1984.
- 144) x x x Böhler welding consumables for welding stainless steels, Wien, 1977.
- 145) x x x Calculul proprietăţilor mecanice ale ZIT-ului îmbinărilor sudate la oţelurile slab aliate efectuat pe

- calculator de buzunar cu program, Schweissen und schneiden, nr.7, 1983.
- 146) x x x Cartea tehnică a turbinei hidraulice de 20MW, CCSITH Reșița, 1984.
- 147) x x x Cartea tehnică a supraîncălzitorului cazanului de 120 t/h-abur.
- 148) x x x Construcția și proiectarea utilajului chimic, Ed.tehnică, București, 1976.
- 149) x x x Das schweissen platieren stähle, International Nickel, Düsseldorf, 1984.
- 150) x x x Electrodes, Arcos, Eruxelles, 1977.
- 151) x x x Electrozi pentru sudarea nichelului și aliajelor sale, DIN 1736-T1-1984.
- 152) x x x Generatoare de abur pentru CNE.
- 153) x x x Materiale de sudare fabricate în RSR, ISIM Timișoara, 1986.
- 154) x x x Metode simple de încercarea îmbinărilor sudate din oțeluri eterogene, Svarka-Express informația, nr.5, 1984.
- 155) x x x Metalurgia-teoria i praktika, Metalurgia, Moskva, 1980.
- 156) x x x Svarka reactori iz himiceskih. apparatov, Svarka-Express informația, nr.42, 1984.
- 157) x x x Sudarea oțelurilor placate. Metale de adaos și concepția îmbinărilor, Welding Journal, vol.62, nr.3, 1983.
- 158) x x x Spravocinik svarščika, Mașinostroenie, Moskva, 1974.
- 159) x x x Svarka v mașinostroenie-spravocinik, Mașinostroeenie, Moskva, 1978.
- 160) x x x Taschen buch des schweissers-Castolin, Geneva, 1970.
- 161) x x x Vpolnenie elektrod ES20-33V dlia svarka raznorodnih materialov, Svarka-Express informația, nr.20, 1981.
- 162) x x x Sudarea oțelurilor placate, Welding in the world, nr.1, 1969.
- 163) xxx x. 400 mărci de oțeluri-Combinatul de oțeluri speciale Tirgoviste, 1983.