

# **CERCETĂRI ASUPRA PROCESULUI DE REALIZARE A ÎMBINĂRILOR SUDATE "ALB-NEGRU"**

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

**Ing. Dragoș-Viorel Ștefan**

Conducător științific:  
Referenți științifici:

prof.dr.ing. Ion Mitelea  
prof.dr.ing. Radu Iovănaș  
prof.dr.ing. Dorin Dehelean  
prof.dr.ing. Aurel Șerban

Ziua susținerii tezei: 28.11.2008

Seriile Teze de doctorat ale UPT sunt:

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

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

Copyright © Editura Politehnica – Timișoara, 2008

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

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

## Cuvânt înainte

Producerea energiei electrice a devenit în ultimii ani, pe plan mondial, un domeniu cu o însemnătate deosebită, atât din punct de vedere economic, cât și din cel al protecției mediului. De aceea, cunoașterea amănunțită a proprietăților materialelor folosite în construcția agregatelor și componentelor energetice, a construcțiilor de mașini și în general a prelucrării materialelor metalice, are o importanță deosebită.

În toate aceste branșe industriale, procesul de îmbinare prin sudare are un rol predominant și care este indispensabil pentru obținerea unor produse viabile de înaltă calitate. Sudarea materialelor metalice disimilare și în mod special a oțelurilor, aparține cu siguranță tehnologiei de vîrf în elaborarea unor produse evidențiate printr-un factor ridicat de durabilitate și rentabilitate economică.

Teza de doctorat precum și încercările practice experimentale efectuate, reprezintă o contribuție reală la elucidarea și optimizarea unor fenomene de transformare, după sudare, a proprietăților chimice și mecanice ale materialelor analizate. Întreaga lucrare a fost elaborată în mai multe etape, exclusiv în cadrul catedrei „Știința materialelor și a sudării”.

Sub permanenta și neconținută îndrumare a conducătorului de doctorat, prof. dr. ing. Ion Mitelea, s-au pus bazele temei de cercetare, conturîndu-se în același timp soluțiile de rezolvare a problemelor tehnice de cercetare. Pentru acest efort și angajament deosebit din partea domniei sale, precum și pentru optimismul și răbdarea de care doamna a dat dovadă, doresc să-mi exprim nemărginitele și cele mai sincere mulțumiri.

Domnului profesor dr. ing. Aurel Șerban împărtășesc cele mai bune gânduri pentru ceea ce se numește "piatra de temelie", fapt concretizat prin "impulsul" necesar îndeplinirii unei dorințe îndelungate pe plan profesional.

Pentru sprijinul practic acordat în desfășurarea secvențială a experimentelor aferente tezei, în cadrul și pe echipamentele existente în laboratoarele facultății, se cuvin multe mulțumiri în general membrilor catedrei și în mod special domnilor dr. ing. Mircea Burcă, conf. dr. Ing. Bogdan Radu, dr. ing. Gh. Gliță și dr. ing. St. Negoșescu. Totodată pentru implicarea în mai multe faze tehnico-stiințifice și redacționale ale lucrării mulțumesc dr. fiz. Cosmin Codrean și dr. ing. I. D. Uțu.

În sfârșit, dar nu în ultimul rând, mulțumesc familiei, în special soției mele doamna ing. Carmen Ștefan, pentru sprijinul practic și moral acordat.

Timișoara, noiembrie, 2008

ing. Ștefan Dragoș Viorel

Ștefan, Dragoș Viorel

**Cercetări asupra procesului de realizare a îmbinărilor sudate "alb-negru"**

Teze de doctorat ale UPT, Seria 11, Nr. 10, Editura Politehnica, 2008, 162 pagini, 116 figuri, 14 tabele.

ISSN: 1842-7855

ISBN: 978-973-625-757-5

**Rezumat:**

Dificultățile semnalate la sudarea oțelurilor diferite din punctul de vedere al compoziției chimice și clasei structurale au impus efectuarea de ample cercetări experimentale.

Îmbinările sudate "alb-negru" investigate în cadrul programului experimental au fost realizate între oțelul inoxidabil austenitic 10TiNiCr180 și oțelul pentru aparate și recipienți sub presiune care funcționează la temperaturi ridicate 14MoCr10. Selecția unor materiale de adaos compatibile cu metalul de bază care să conducă la obținerea unui metal depus cu caracteristici de întrebuințare favorabile a reprezentat unul dintre obiectivele principale ale tezei.

Prin sudarea MIG/MAG în curent pulsant s-a urmărit pe timpul derulării experimentelor, obținerea unor îmbinări cu tenacitate ridicată și o zonă influențată termic fără vârfuri de duritate critică și lipsită de fisuri.

Predicția microstructurii metalului depus cu ajutorul diagramei Schäßler alături de rezultatele examinărilor micrografice pe probele prelevate din îmbinări sudate demonstrează existența unei structuri dendritice de austenită cu o proporție de 4...10% ferită  $\delta$  care va preîntâmpina fenomenul de fisurare la cald. Examinările macro- și micrografice efectuate asupra unor probe din îmbinările sudate adevăresc lipsa defectelor de continuitate, o geometrie corespunzătoare și o sensibilitate redusă la fenomenul de fisurare.

Sudarea îmbinărilor eterogene de tipul, oțel slab aliat termorezistent – oțel înalt aliat inoxidabil austenitic, prin selecția unor materiale de adaos cu bază de nichel și utilizarea procedurii de sudare în mediu de gaze protectoare în curent pulsant MIG este o tehnologie fezabilă, conducând la obținerea unor rezultate apreciable, cu profunde implicații privind simplificarea tehnologiei de sudare și chiar a obținerii unor efecte economice considerabile.



## CUPRINS

### 1. Technici de obținere a îmbinărilor sudate "alb-negru"

1.1	Probleme care apar la realizarea îmbinărilor sudate "alb-negru" .....	9
1.2	Clasificarea structurilor sudate în funcție de gradul de solicitare .....	10
1.3	Compoziția chimică și microstructura metalului depus .....	12
1.4	Influența pregătirii rostului asupra diluției .....	17
1.5	Metode de limitare a formării peliculelor fragile la sudarea a două oțeluri disimilare .....	20
	1.5.1 Metoda stratului tampon .....	20
	1.5.2 Metoda introducerii unor piese intermediare .....	21
1.6	Selecția procedeelor de sudare .....	22
	1.6.1 Sudarea manuală cu arcul electric .....	22
	1.6.2 Sudarea WIG .....	23
	1.6.3 Sudarea MIG-MAG .....	23
	1.6.4 Sudarea sub strat de flux (SF) .....	25
	1.6.5 Placarea cu bandă prin procedeul SF .....	26
1.7	Materiale de adaos .....	26
1.8	Gaze de protecție .....	28
1.9	Obiectivele tezei de doctorat .....	28

### 2. Cercetări asupra procesului de sudare MIG/MAG în curent pulsat a oțelurilor disimilare cu sârmă din oțel austenitic 18.8.Mn

2.1	Introducere .....	30
2.2	Faze secundare prezente în microstructura oțelurilor inoxidabile austenitice și în îmbinările sudate ale acestora .....	30
2.3	Previziuni asupra comportării la sudare a oțelurilor inoxidabile austenitice .....	34
2.4	Probleme care apar la sudarea oțelurilor pentru aparate și recipiente sub presiune utilizate la temperaturi obișnuite și înalte... ..	35
2.5	Particularități ale procesului de sudare MIG/MAG .....	36
2.6	Materiale de sudare MIG/MAG .....	39
2.7	Procesul de sudare MIG/MAG în curent pulsat .....	44
2.8	Analiza micrografică a îmbinărilor sudate .....	60
2.9	Examinări sclerometrice asupra îmbinărilor sudate .....	67
2.10	Concluzii .....	68

### **3. Cercetări asupra transformărilor intervenite în îmbinările sudate "alb-negru"**

3.1	Morfologia martensitei din zona de tranziție a îmbinărilor sudate "alb- negru"(10TiNiCr180-14MoCr10) .....	69
	3.1.1 Introducere .....	69
	3.1.2 Predicția temperaturii punctului critic $M_s$ .....	69
	3.1.3 Examinarea interfeței martensitice .....	71
3.2	Eterogenități chimice și structurale în metalul depus .....	76
	3.2.1 Modelarea constructivă .....	76
	3.2.2 Eterogenități datorate gradului de diluție .....	78
	3.2.3 Structura microscopică a metalului depus .....	80
3.3	Fenomene de difuzie a carbonului la îmbinări sudate "alb-negru"(10TiNiCr180-14MoCr10) .....	85
	3.3.1 Introducere .....	85
	3.3.2 Difuzia carbonului în fier .....	86
	3.3.3 Particularități ale difuziei C și elementelor de aliere în îmbinările sudate "alb- negru" .....	87
3.4	Tratamentul termic al îmbinărilor sudate "alb- negru" .....	94
	3.4.1 Oportunități de tratament termic .....	94
	3.4.2 Formarea rețelei de carburi .....	95
	3.4.3 Proprietățile mecanice ale îmbinărilor sudate "alb-negru"(10TiNiCr180-14MoCr10) .....	97
3.5	Concluzii .....	100

### **4. Cercetări asupra procesului de sudare MIG în curent pulsat a oțelurilor termorezistente folosind materiale de adaos din aliaje cu bază de nichel**

4.1	Motivația cercetării .....	102
4.2	Aspecte tehnologice privind sudarea îmbinărilor eterogene .....	103
4.3	Prezentarea materialelor de sudare .....	105
4.4	Comportarea la sudare a nichelului și aliajelor sale .....	107
4.5	Cercetări experimentale .....	112
	4.5.1 Instalația de sudare MIG .....	113
	4.5.2 Sursa de sudare LUC 500 ARISTO .....	113
	4.5.3 Tractorul de sudare TUT 2000 .....	116
4.6	Alegerea programului sinergic de sudare .....	118
4.7	Tehnologia de sudare - sudură în colț .....	120
4.8	Tehnologia de sudare – sudură cap la cap .....	125
4.9	Examinarea macro- și micrografică a secțiunilor din îmbinări sudate .....	130
4.10	Concluzii .....	136

**5. Cercetări experimentale privind sudarea îmbinărilor eterogene dintre un oțel termorezistent și un oțel înalt aliat austenitic folosind materiale de adaos cu bază de nichel**

5.1	Motivația cercetării .....	138
5.2	Procedura experimentală .....	138
5.3	Rezultate obținute .....	140
5.4	Examinări macro- și micrografice .....	146
5.5	Concluzii .....	148

**6. Concluzii și contribuții originale..... 149**

**7. Bibliografie..... 154**



# 1. Tehnici de obținere a îmbinărilor sudate "alb-negru"

## 1.1. Probleme care apar la realizarea îmbinărilor sudate "alb-negru"

Utilizarea îmbinărilor eterogene, adică a îmbinărilor sudate dintre două materiale de bază sau a îmbinărilor formate din materiale de bază identice sudate cu un material de adaos diferit, are o motivație tehnică sau economică.

La sudarea componentelor din oțeluri inoxidabile și îndeosebi la execuția aparatelor și recipientilor sub presiune, apar suduri de îmbinare între oțeluri nealiat sau slab aliate cu microstructură predominant feritică și oțeluri înalt aliate Cr-Ni sau Cr-Ni-Mo cu o microstructură austenitică. Ele mai poartă denumirea de îmbinări "alb-negru". Dificultățile întâmpinate la sudarea acestor oțeluri sunt datorate diferențelor de microstructură dintre ele.

Astfel, **oțelurile slab aliate** necesită o preîncălzire la sudare, o răcire cu viteză relativ mică a cusăturilor sudate și un tratament termic ulterior de revenire înaltă sau de recoacere pentru detensionare.

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

Îmbinărilor sudate "alb-negru" li se impune o tenacitate ridicată a metalului depus și o zonă influențată termic, tenace și lipsită de fisuri. În consecință, datorită diferențelor de microstructură și de grad de aliere, sudarea acestor oțeluri se va face cu precauții speciale. La trecerea de la oțelul înalt aliat austenitic la oțelul slab aliat feritic nu este permisă formarea unei zone fragile, de exemplu cu structură martensitică, deși pe diagrama Schöffler între aceste două domenii se situează un câmp larg cu structură martensitică.

Întrucât combinațiile de materiale sunt foarte numeroase, nu pot fi stabilite reguli general valabile de sudare, ci numai linii directe pentru evitarea defectelor posibile într-un caz particular de îmbinare a două oțeluri.

Zona influențată termic (Z.I.T.) în ambele materiale de bază nu constituie o problemă caracteristică acestor tipuri de îmbinări, deoarece ea apare în mod similar și la îmbinările sudate din materiale similare. Regulile care trebuie avute în vedere la sudarea materialelor similare, ca de exemplu cele referitoare la preîncălzire și la temperatura de lucru, trebuie respectate și în cazul îmbinărilor disimilare.

Dacă se pornește de la solicitarea materialului depus, de o manieră relativ simplă se pot stabili grupele de solicitare ale îmbinărilor sudate "alb-negru". [8,44]

## **1.2. Clasificarea structurilor sudate în funcție de gradul de solicitare**

### *Grupa 1. Solicitări mecanice*

Pentru aparate, recipiente și conducte, în primul rând din industria chimică, alimentară și cea farmaceutică, se vor folosi oțeluri înalt aliate tocmai datorită stabilității deosebite la coroziune a acestora. În domeniul construcțiilor mecanice la care mediul agresiv nu are acces, de cele mai multe ori se poate apela la oțeluri nealiate, îndeosebi când temperatura de lucru este sub 300°C. Ca exemplu pentru asemenea îmbinări "alb-negru" sunt inelele flanșelor, dispozitivele de susținere și transport etc. Forma de îmbinare cea mai frecventă o constituie cusăturile în colț.

Metalul depus al îmbinărilor "alb-negru" trebuie să asigure o tenacitate ridicată și să nu prezinte fisuri. Limita de curgere a metalului depus nu trebuie să fie, în general, mai înaltă decât cea a oțelului inoxidabil. Îmbinările sudate din această grupă nu vor suferi nici un tratament termic.

### *Grupa 2. Stabilitatea la coroziune*

O cerință suplimentară în privința stabilității la coroziune a îmbinărilor sudate "alb-negru" apare la folosirea materialelor placate prin sudare. Exemple amănunțite legate de pregătirea rostului și de realizarea straturilor depuse sunt tratate în DIN 8553. O completare la aceasta, o constituie menționarea îmbinărilor dintre ștuțuri și țevi.

Alături de cerințele legate de tenacitate și de prevenire a fisurării metalului depus, la un material placat se impune asigurarea unei stabilități comparabile la coroziune.

### *Grupa 3. Solicitarea la temperaturi înalte sau coborâte*

În industria chimică și petrochimică precum și în construcția instalațiilor de producere a energiei apar uneori îmbinări "alb-negru" care vor funcționa la temperaturi mai mari de 300°C. Alături de cerințele precizate la grupele 1 și 2, metalul depus trebuie în acest caz să posede o cât mai bună rezistență la cald. În afară de aceasta trebuie avută în vedere difuzia carbonului din oțelul slab aliat în cel înalt aliat care de cele mai multe ori se manifestă sub forma unor rețele de carburi. Acest fenomen de difuzie se poate deja manifesta după un tratament termic de recoacere pentru detensionare. O altă problemă se referă la diferențele dintre coeficienții de dilatație termică ai celor două materiale de bază care pot conduce la tensiuni reziduale de valori mari. Pe lângă acestea, toate îmbinările "alb-negru" din grupa 1 care se supun unei recoaceri pentru detensionare sau unei reveniri înalte, vor fi subordonate grupei 3.

În tabelul 1.1 se prezintă caracteristicile materialelor depuse pe grupe de solicitare, problemele care apar la sudare și unele materiale de adaos recomandate.

<b>TABELUL 1.1    Selecția materialelor de adaos în funcție de grupa de solicitare</b>			
<b>Grupa de solicitare</b>	<b>Solicitarea caracteristică a materialului depus</b>	<b>Probleme</b>	<b>Tip de aliaj ca material de adaos</b>
<b>1</b>	<ul style="list-style-type: none"> <li>- Temperatura de lucru &lt;300°C</li> <li>- Solicitarea mecanică</li> <li>- Fără tratament termic</li> </ul>	<ul style="list-style-type: none"> <li>- martensita, fisuri la rece</li> <li>- fisuri la cald, tenacitate</li> </ul>	18-8 Mn- material nr. 1.4370 23-12 L- material nr. 1.4332 23-12 Mo L 29-9- material nr. 1.4337
<b>2</b>	Ca la grupa 1, iar în plus de fiecare dată apare o solicitare la coroziune și un tratament termic	<ul style="list-style-type: none"> <li>- martensita, fisuri la rece</li> <li>- fisuri la cald, tenacitate</li> <li>- stabilizarea la coroziune, limita de curgere</li> </ul>	23-12 L- material nr. 1.4332 23-12 Mo L Ultima trecere va fi impusă de cerințele mediului coroziv
<b>3</b>	Ca la grupa 1 sau la grupa 2, de fiecare dată $T > 300^{\circ}\text{C}$ sau $T < 20^{\circ}\text{C}$ , solicitare cu schimbarea temperaturii, tratament termic	Ca la grupa 1 sau 2, în plus apare difuzia C, tensiuni datorate coeficientului diferit de dilatație termică, limita de curgere, rezistența mecanică la cald	Aliaj cu bază de Ni de exemplu : S-NiCr 20 Nb- material nr. 2.4806

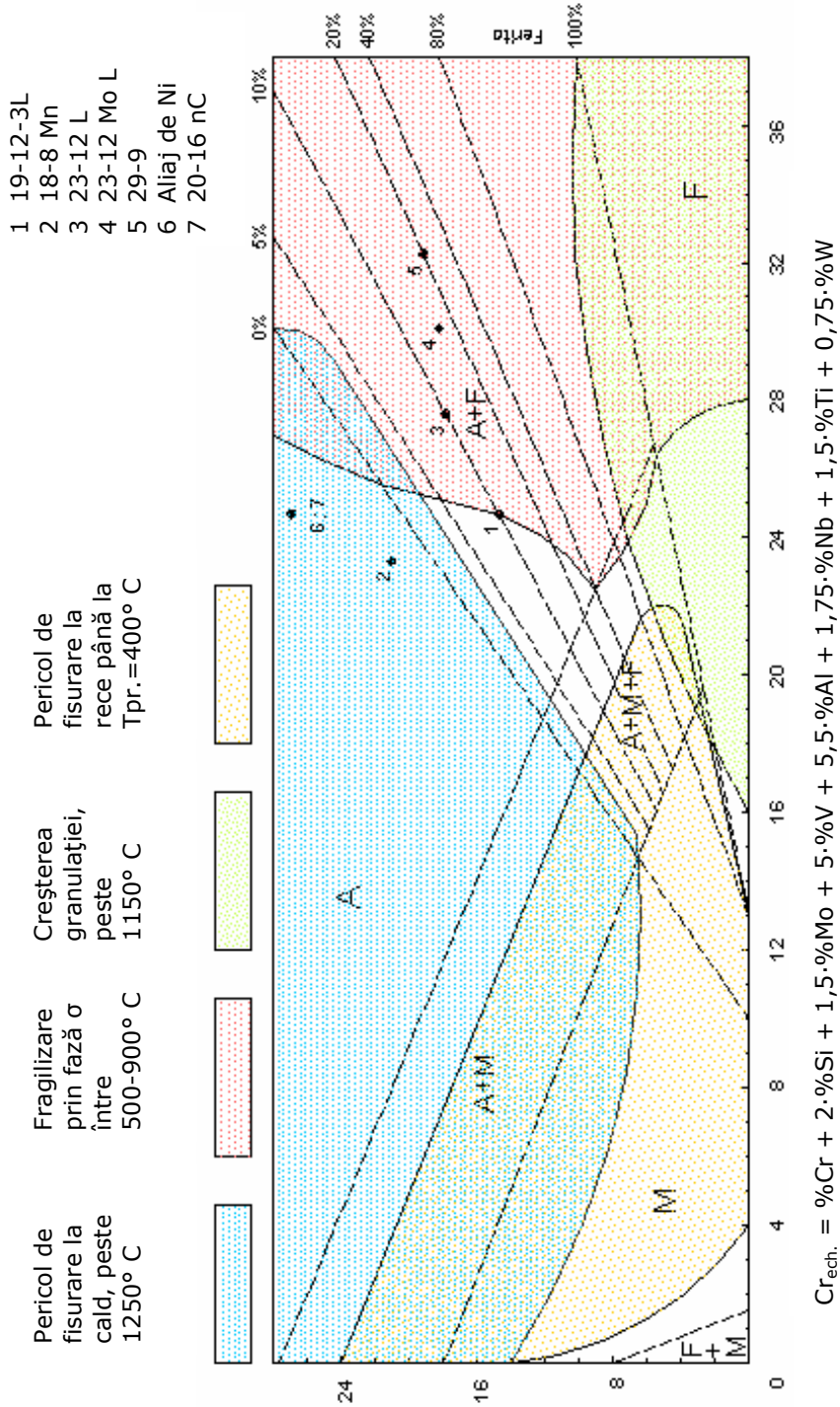
### **1.3. Compoziția chimică și microstructura metalului depus**

La îmbinările sudate "alb-negru", compoziția chimică a metalului depus poate fi modificată prin alegerea materialului de adaos și a procedurii de sudare, precum și prin varierea parametrilor de proces și a geometriei rostului. Din această cauză trebuie ca înainte de alegerea acestora să se definească domeniul de utilizare al materialului depus. Cele mai importante puncte de orientare sunt oferite de diagrama Schäffler.

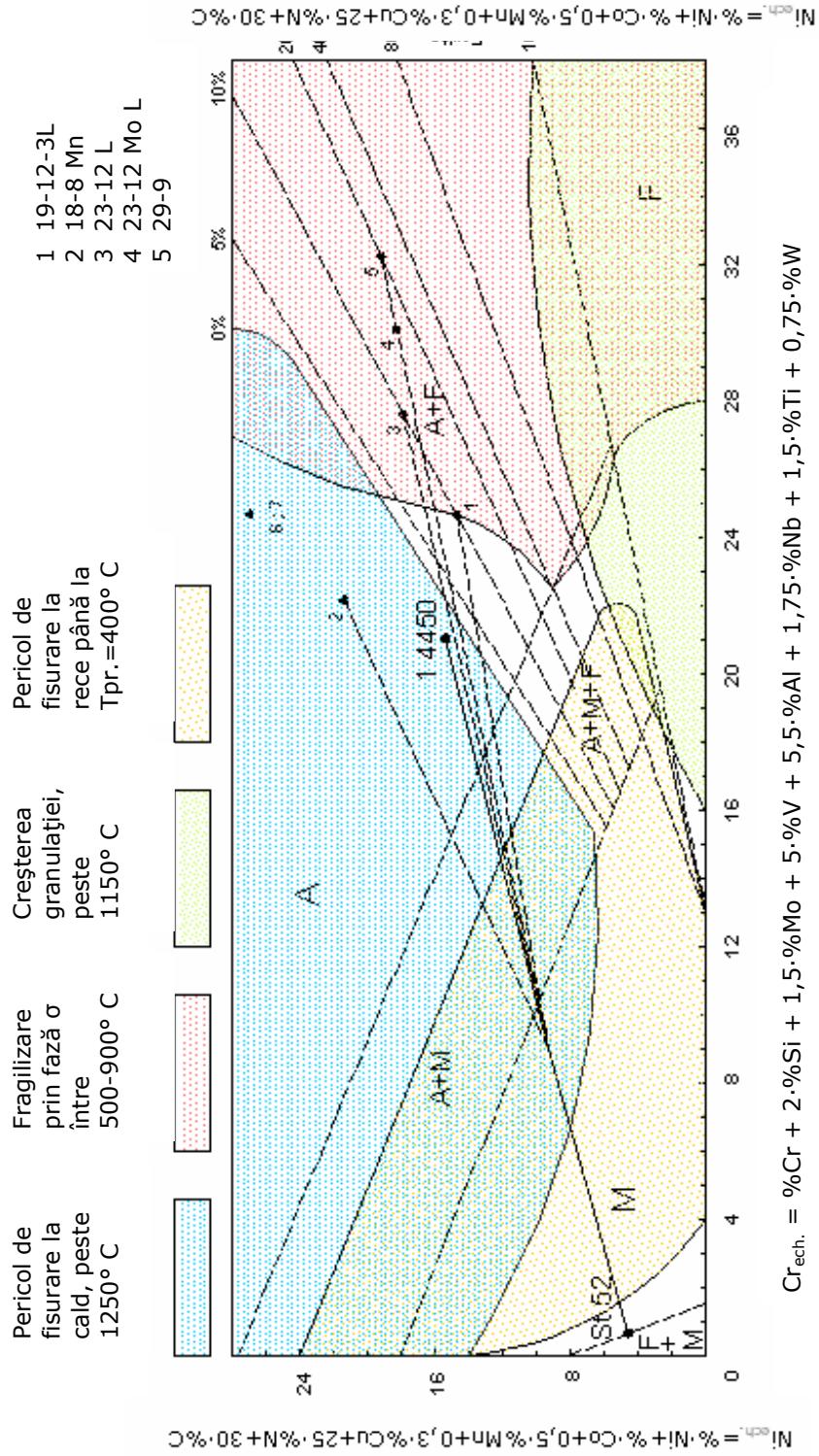
Figura 1.1 indică o diagramă Schäffler în care sunt marcate domeniile tipice de formare a microstructurilor corespunzătoare.

Totodată au fost definite și introduse valorile Cr echivalent și Ni echivalent corespunzătoare tipurilor de aliaje 1- 6. Punctele de intersecție, rezultate pe baza calculelor oferă un indiciu asupra naturii constituenților microstructurali ce urmează a fi obținuți în materialul depus brut, adică neafectat de un tratament termic ulterior.

În cazurile în care stabilitatea la coroziune a îmbinării sudate și a materialului de bază nu sunt primordiale, materialul de adaos va fi astfel selectat încât, ținând seama de gradul de diluție (amestecare) să se obțină o microstructură în afara zonei periculoase. Zona nepericuloasă este marcată prin domeniul nehașurat. Cu această premiză se va obține în primul rând cea mai înaltă siguranță față de fisurarea la cald.



**Fig. 1.1.** Marcarea domeniilor structurale care apar la sudarea oțelurilor disimilare



**Fig. 1.2.** Aprecierea microstructurii metalului deșus la sudarea oțelului St 52 cu oțelul X10CrNiNb 18.9

În figura 1.2 au fost înregistrate punctele de orientare pentru oțelul slab aliat St 52 (OL 52) și oțelul austenitic X10CrNiNb18.9 (10NbNiCr180) care se vor îmbina unul cu altul. În funcție de valoarea gradului de diluție se va obține punctul caracteristic pentru materialul depus [72,84].

În exemplul ales, s-a acceptat o amestecare a celor două materiale în proporție de 50% fiecare. Acest punct servește ca poziție de pornire pentru diferite tipuri de aliaje (1-5 / tip 6, tipul de aliaje cu bază de Ni rămâne în afară), care vor fi legate printr-o dreaptă. Materialul depus, în funcție de gradul de diluție, se va găsi pe această linie. Exemplul ales arată că tipurile de aliaje 1, 3, 4 și 5 pentru grupa de solicitare 1 sunt potrivite fără nici o problemă. Dacă temperatura de lucru depășește 500° C se deduce că la tipurile 4 și 5 apare fragilizarea prin fază  $\sigma$  deoarece acestea au un conținut mai mare de ferită delta. Aliajul de tip 2 (18-8 Mn) se situează în domeniul complet austenitic și chiar în condițiile amestecării rămâne cu aceeași microstructură. Totuși, acest tip de material de adaos va fi folosit frecvent pentru îmbinările "alb-negru", dacă oțelul nealiat sau slab aliat are un conținut mai mare de carbon și deci o aptitudine redusă la sudare. Printre avantajele sale se evidențiază înalta capacitate de deformare (valori mari ale alungirii la rupere), cu toate că riscul de fisurare la cald nu poate fi subestimat.

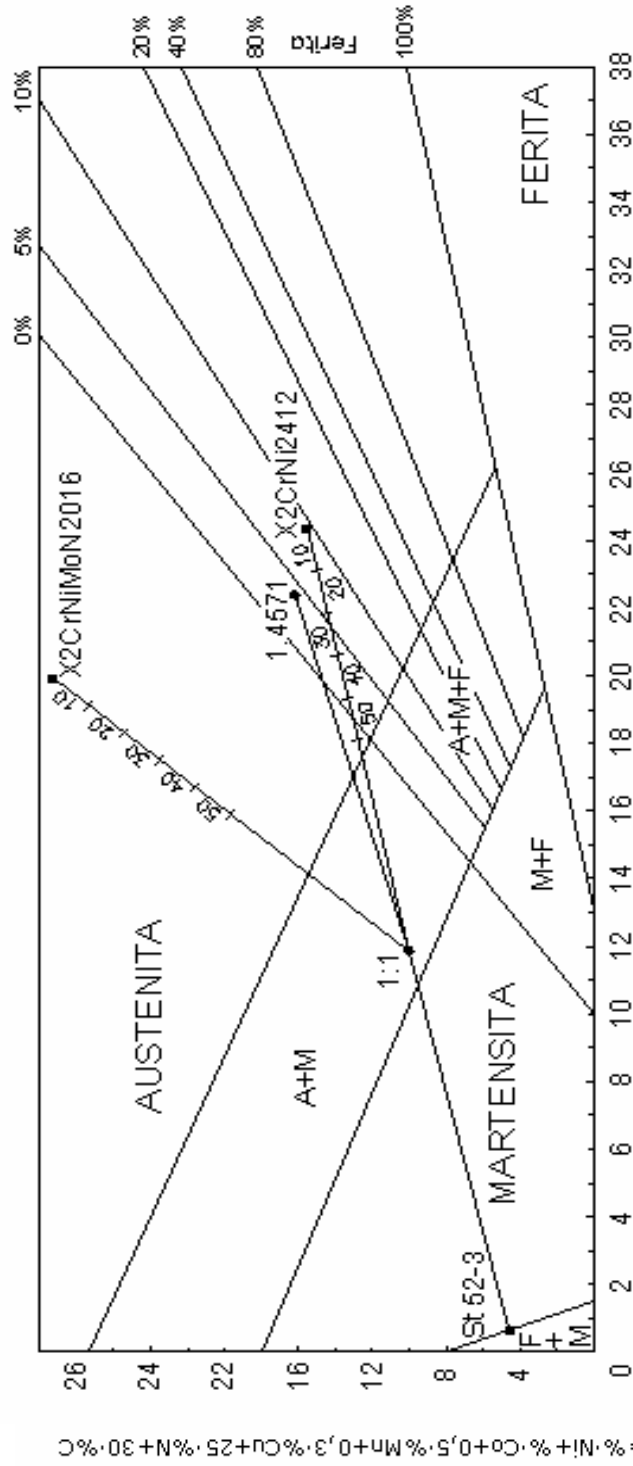
Această reprezentare demonstrează clar că valoarea gradului de diluție trebuie menținută în anumite limite.

Dacă diluția este prea mare, ca de exemplu la sudarea sub strat de flux, se poate forma o structură martensitică și prin aceasta fisurarea la rece devine foarte probabilă.

De multe ori, din motive de disponibilitate se utilizează în practică și tipul 1 de material de adaos (aliajul 19-12-3L) pentru suduri disimilare.

În exemplul de îmbinare a oțelului St52 / 1.4450 se poate observa că acest lucru este posibil atâta timp cât gradul de diluție este mai mic de 30%. La valori mai mari ale diluției se oferă un material de adaos de tipul 5 (29-9 CrNi) care, de exemplu, este utilizat foarte mult în SUA. Totuși, trebuie să se țină seama aici de faptul că la o diluție prea mică ia naștere un metal depus cu conținut ridicat de ferită. Sudurile multistrat cu 29Cr-9Ni nu sunt recomandabile pentru că sub acțiunea căldurii se provoacă o descompunere parțială a feritei din cusăturile sudate în fază  $\sigma$ , cu consecințe asupra înrăutățirii rezilienței metalului depus.

O îmbinare sudată "alb-negru" de acest tip poate fi obținută și cu materiale de adaos cu bază de Ni, fapt care nu reprezintă tocmai o soluție favorabilă din punct de vedere economic. Pentru cazul în care se decide realizarea unei suduri prin procedeul de sudare sub strat de flux, SF, iar temperatura de exploatare depășește 300° C trebuie să se opteze pentru obținerea unui material depus cu bază de Ni. La temperaturi de exploatare mai mici de 300° C materialul de adaos austenitic X2CrNiMnMoN 26.16 oferă o soluție acceptabilă (figura 1.3).



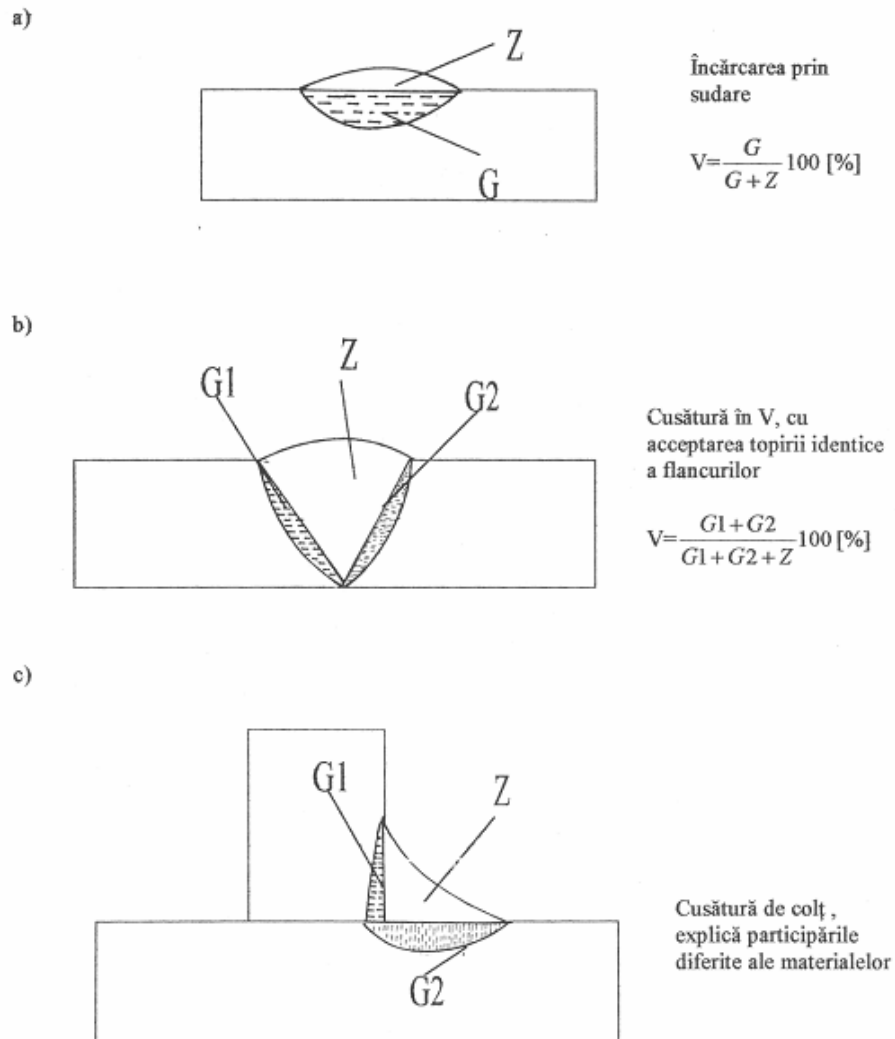
$C_{rech.} = \%Cr + 2.\%Si + 1,5.\%Mo + 5.\%V + 5,5.\%Al + 1,75.\%Nb + 1,5.\%Ti + 0,75.\%W$

**Fig. 1.3.** Aprecierea microstructurii metalului de bază la sudarea oțelului St 52 cu oțelul X10CrNiNb 18.9



### 1.4. Influența pregătirii rostului asupra diluției








În figura 1.4 se arată modalitatea de determinare a gradului de diluție, iar în tabelul 1.2 se arată influența procedeeului de sudare asupra diluției.



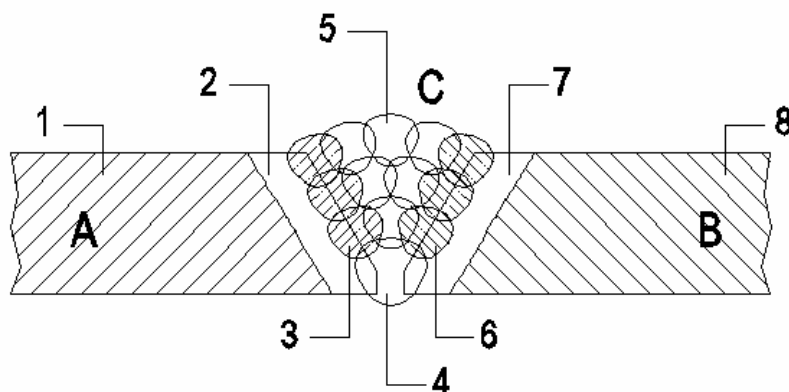
**Fig. 1.4.** Modalitatea de determinare a gradului de diluție

Pentru determinarea exactă a participării materialelor, se necesită pregătirea unei probe cu fețe transversale pentru analiza macroscopică. La realizarea îmbinărilor sudate de colț ar trebui să se țină seama de faptul că datorită gradelor diferite de amestecare, se impune ca tabla așezată orizontal să fie din oțelul înalt aliat.

<b>TABELUL 1.2 Influența procedului de sudare asupra diluției</b>								
Procedeu	Diluția [%]						Strat depus necesar	
	0	10	20	30	40	50	60	Nr. treceri
Sudarea în gaz							1-3	3
Sudarea cu pulbere în gaz							1-2	0,1-2
Sudarea manuală cu arcul electric							2-4	3-6
Sudarea cu sârmă tubulară fără gaz de protecție							2-3	4-8
Sudarea WIG							1-3	3
Sudarea MIG							2-4	6
Sudarea MIG în curent pulsat							2-3	4-8
Sudarea MIG cu sârmă rece							1-2	4-8
Sudarea MAG							3-5	6

Sudarea sub flux cu o sârmă		3-4	10
Sudarea sub flux cu mai multe sârme		2-3	6
Sudarea sub flux cu electrod bandă		1-3	4-6
Sudarea în plasmă în mediu de gaz protector		1-3	4-6
Încărcarea prin sudare în plasmă cu sârmă caldă		1-3	2-7,5
Sudarea cu arcul electric în plasmă - fascicul de plasmă		1	0,25-5
Placare cu bandă în baie de zgură		1-2	4-5

Din figura 1.5 se poate observa că la rosturi în formă de V, datorită gradelor diferite de diluție obținute pe secțiunea transversală se formează constituenți microstructurali de natură diferită.



**A**=oțel slab aliat, 14MoCr10, **B**=oțel inoxidabil Cr-Ni, 10TiNiCr180, **C**=metal depus pur, S-18-8-Mn6, **1**-metal de bază neinfluențat, **2**-zona influențată termic, **3**-amestec din m. b. cu matrice feritici, **4**-rădăcina cu părți din A, B și C, **5**-metal depus pur, **6**-amestec din oțel austenitic Cr-Ni, **7**-zona influențată termic, **8**-oțel inoxidabil Cr-Ni

**Fig. 1.5.** Zone microstructurale diferite la îmbinările sudate "alb-negru"

## 1.5. Metode de limitare a formării peliculelor fragile la sudarea a două oțeluri disimilare

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

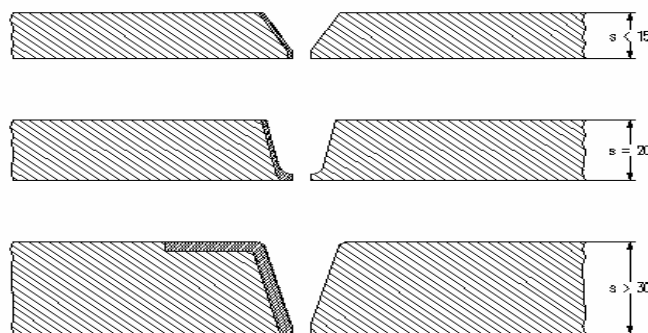
### 1.5.1 Metoda stratului tampon

Aceasta constă în depunerea prin sudare pe muchiile materialului de bază care este sensibil la durificare prin călire a unui strat din oțel care nu are această tendință. Grosimea stratului de placare (tampon) trebuie să fie cel puțin egală cu lățimea zonei de influență termică și ea se realizează din cel puțin trei straturi de sudură. După prelucrare, grosimea stratului de placare nu trebuie să fie mai mică de 5-6 mm. În cazul sudării unor oțeluri călibile, stratul de placare nu trebuie să fie mai subțire de 9 mm.

Pentru placare, metalul de bază se preîncălzește la temperatura prescrisă pentru marca respectivă de oțel, iar ulterior întregul subansamblu se supune tratamentului termic prescris pentru metalul de bază. Scopul tratamentului termic constă în eliminarea tensiunilor interne și a constituenților microstructurali duri și fragili care s-au format în zona de influență termică în urma placării. Stratul de placare (figura 1.6) se ajustează prin prelucrări mecanice la forma teșiturii indicate în proiect.

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

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

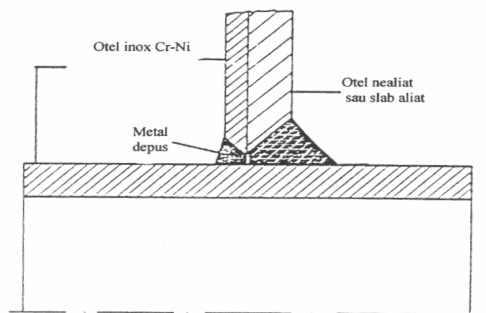


**Fig. 1.6.** Metoda stratului tampon

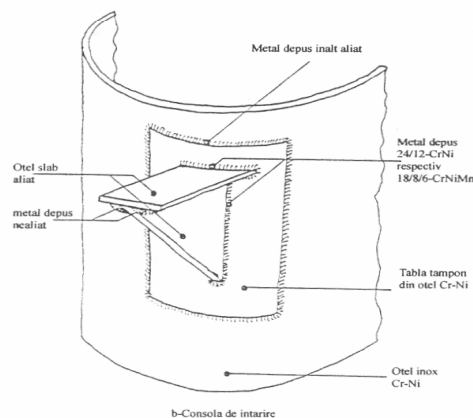
### 1.5.2 Metoda introducerii unor piese intermediare

Uneori se utilizează procedeul sudării unui subansamblu din oțel greu sudabil (figura 1.7) cu un fragment din subansamblul de oțel care se sudează fără precauții speciale. Acest procedeu se utilizează la ansamblurile foarte mari, care nu pot fi preîncălzite și tratate termic în întregul volum. Procedeul poate fi utilizat și în cazul în care cele două subansamble urmează să fie sudate pe șantier, unde nu se pot asigura condiții optime pentru sudarea unui oțel greu sudabil.

Folosind acest procedeu, pe șantier urmează să se sudeze între ele două metale ușor sudabile, de același fel. Necesitatea îmbinării țevilor din oțeluri diferite apare foarte des în construcția aparatelor pentru industria energetică și chimică. Pentru a executa îmbinarea eterogenă în condiții optime, se sudează separat două fragmente de țevă, câte una din fiecare material. După sudare se execută un control al îmbinării și apoi se prelucrează diametrul interior și exterior pentru îndepărtarea concentratorilor de tensiuni. Pentru a nu reduce grosimea țevilor, se poate efectua o deformare a muchiilor în regiunea îmbinării în așa fel încât deformația rezultată împreună cu nepătrunderea care se formează la rădăcină să fie înlăturată prin pelucrarea mecanică. Ulterior, fragmentul se introduce între cele



a-Exemplu de pregătire a rostului



b-Consola de intarire

doă țevi din materiale diferite, executându-se cusăturile între materiale de același fel. Uneori, în cazul sudării unor țevi din oțel austenitic cu țevi din oțel ferito-perlitic, între cele două țevi se introduce un fragment de țevă din oțel austenitic cu conținut ridicat de nichel.

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

**Fig. 1.7.** Metoda utilizării unor piese intermediare

## 1.6 Selecția procedeeleor de sudare

Anterior s-a arătat că o primă cerință impusă la realizarea îmbinărilor sudate "alb-negru" este legată de prevenirea fenomenului de fisurare. Acest fapt devine posibil prin obținerea unui metal depus cu o tenacitate cât mai ridicată. Totodată este necesar ca în zona influențată termic să nu apară vârfuri de duritate critică. Zonele fragile, datorate de exemplu, formării martensitei vor trebui evitate. Un domeniu aparte al acestui spectru de aplicații, îl constituie sudarea materialelor placate, caz în care trebuie îndeplinită cerința unei bune stabilități la coroziune.

Din aceste prezentări rezultă că pentru selecția procedeeului de sudare nu sunt decisive doar criteriile economice. Mult mai importantă este modelarea constructivă și o dată cu aceasta modul de pregătire a rostului constituie un factor esențial de influență.

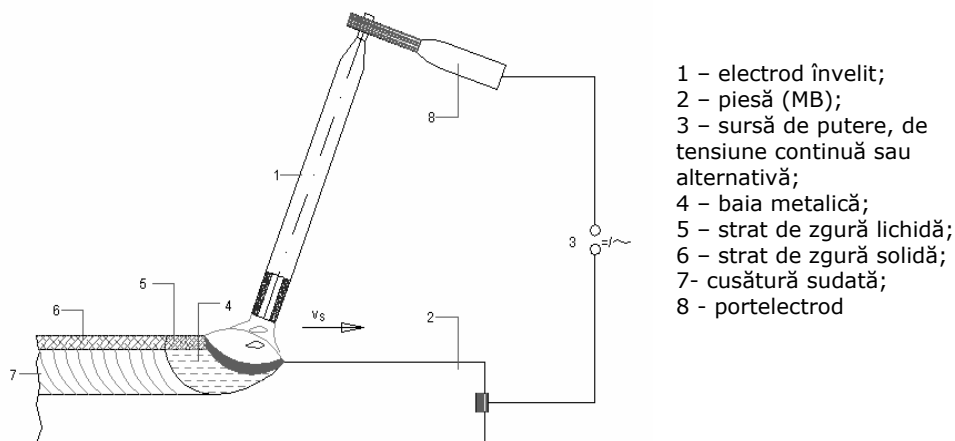
Printre cele mai importante procedee de sudare selectate pentru realizarea îmbinărilor sudate "alb-negru" trebuie amintite următoarele: [9,40]

- sudarea manuală cu arcul electric (SE)
- sudarea WIG
- sudarea MIG-MAG
- sudarea sub strat de flux (SF)
- placarea cu bandă sub flux.

### 1.6.1 Sudarea manuală cu arcul electric

Pentru sudarea manuală cu arcul electric se iau în considerare în primul rând electrozii cu înveliș rutilic. Folosirea acestora devine oportună la sudarea componentelor cu secțiune transversală redusă și atunci când se impune o cusătură fină respectiv plată.

Caracteristica zgurii unui electrod depinde de natura microstructurii metalului depus. Atâta timp cât metalul depus conține alături de austenită, o cantitate de ferită delta, nu va exista nici o obiecție legată de tipul învelișului rutilic. Dacă totuși metalul depus se află în domeniul complet austenitic, cum este cazul tipului 18Cr8Ni6Mn (nr. 1.4370), se va selecta un înveliș bazic pentru prevenirea fenomenului de fisurare la cald.



**Fig. 1.8.** Sudarea cu electrozi înveliși

În funcție de valoarea gradului de diluție (amestec) se va obține în acest fel un material depus cu o proporție corespunzătoare de ferită delta. Totodată, ținând seama de modul de pregătire și de realizare a rostului, de mărimea curentului de sudare și de caracteristica zgurii, în practică se realizează prin acest procedeu grade de diluție de 20-30% (figura 1.8).

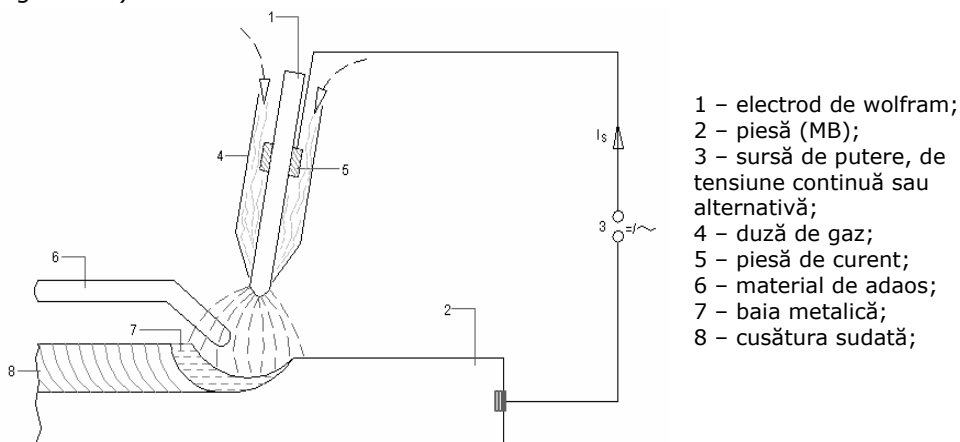
### 1.6.2 Sudarea WIG

Materialul de adaos -"o sârmă albă"- va fi introdus manual sau mecanic în arcul electric. Arcul electric arde într-o atmosferă de gaz inert, respectiv în argon pur.

Sub aspect tehnologic, acest procedeu este recomandat la sudarea tablelor subțiri și îndeosebi în construcția de țevi sudate. Din punct de vedere calitativ sudarea WIG este catalogată ca un procedeu sigur de sudare.

Referitor la gradul de diluție există indicații incerte. Printre altele, gradul de diluție este indicat cu valori cuprinse între 10-100%. Datele privind o valoare mai mare de 25% a gradului de diluție pun acest procedeu într-o lumină falsă. Totuși, asemenea valori de peste 25% sunt uneori posibile când, de exemplu, se va efectua o sudură cap la cap.

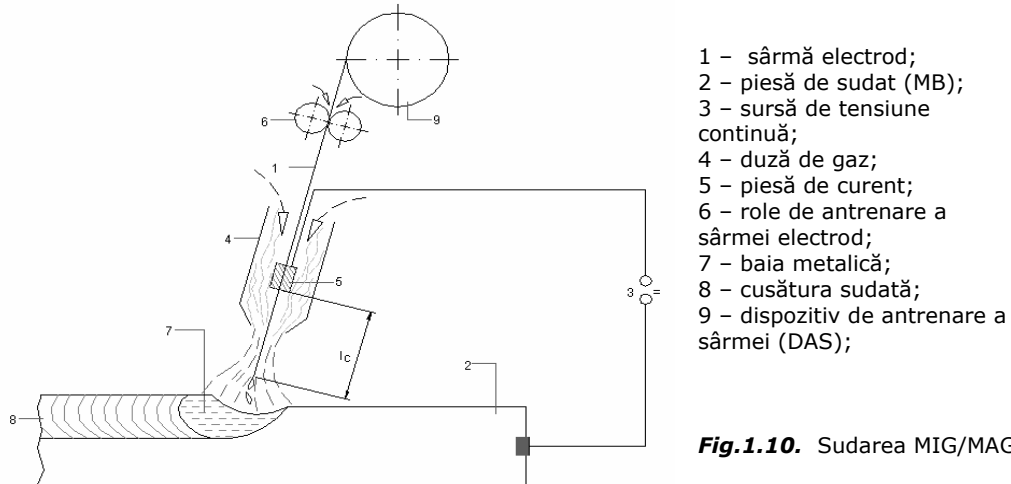
O variantă tehnologică modernă a acestui proces este sudarea WIG în impulsuri. Schimbarea periodică și de scurtă durată a curentului de sudare între două valori mari, diferite, cu o frecvență a impulsurilor cuprinsă între 1 și 5 pulsuri/secundă constituie o caracteristică a acestei tehnici de îmbinare. Modificarea fluxului de căldură condiționat de impulsuri, limitează creșterea gradului de diluție (figura 1.9).



**Fig. 1.9.** Sudarea WIG

### 1.6.3 Sudarea MIG-MAG

Sudarea MIG-MAG (figura 1.10) este cunoscută de mult timp. Sursa de sudare are o caracteristică rigidă (cu tensiune constantă), la care variația  $\Delta U/100A$  este situată între 2-7 volți.



Printre noile dezvoltări se exemplifică sudarea în impulsuri. Mai întâi, aici au fost folosite surse de sudare cu tiristoare la care curentul de bază (curent continuu) a fost mărit printr-un curent de puls cu frecvență reglabilă. Obişnuit, frecvențele de puls sunt aici 25, 33 1/3, 50 sau 100 impulsuri/secundă. Transferul dirijat al picăturii rezolvă o serie de probleme nerezolvate corespunzător până în momentul de față. În esență este vorba de sudarea aluminiului și a aliajelor sale, precum și de sudarea oțelurilor inoxidabile complet austenitice Cr-Ni.

Ca o dezvoltare în acest domeniu, se remarcă apariția surselor de sudare comandate cu tranzistori. Ele au un curent de bază și unul de impuls, ambii putând fi comandați atât în durată cât și în amplitudine, rezultând de aici o frecvență variabilă de impuls. Parametrii variabili de reglare sunt totuși cei care provoacă operatorului dificultăți la optimizarea regimului de sudare, respectiv asigurarea unei bune reproductibilități.

O altă realizare o constituie sursele de sudare cu inverter. La acestea se realizează o transformare de frecvență a curentului primar de la cea a rețelei de alimentare la una mult mai înaltă. După redresare, în partea secundară se obține un curent continuu, iar sursa are o caracteristică externă ideală. Sursele de sudare de acest tip asigură un arc electric liniștit (moale) și permit realizarea unor suduri cu stropiri minime. Ele pot avea o dotare suplimentară în vederea conducerii procesului de sudare MIG-MAG în impulsuri. Un asemenea proces oferă avantajul că poate fi optimizat într-o anumită zonă (transfer intermediar).

Se mai face precizarea că există și variante de surse cu inverter în secundar, care sunt mai ieftine, dar mai puțin performante față de cele cu inverter în primar.

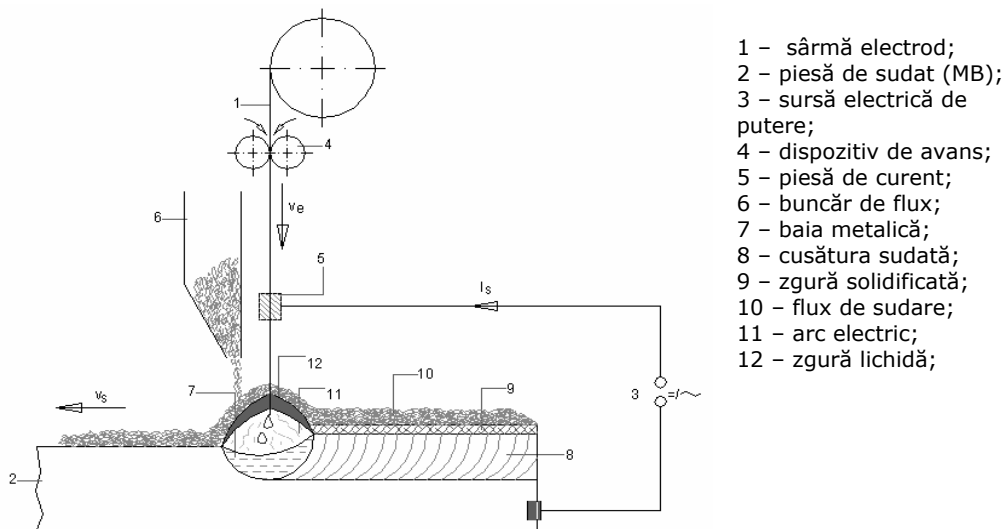
În comparație cu sudarea MIG-MAG cu caracteristică externă rigidă (cu tensiune constantă) în oarecare măsură ca efect secundar se obține o diluție redusă. Având în vedere deja parametrii menționați (pregătirea rostului, geometria acestuia, mărimea curentului și natura gazului de protecție), gradul de diluție variază între 25 și 45%. Prin folosirea tehnicii în impulsuri, are loc o reducere a gradului de diluție la cca. 10%.

Gazele protectoare sunt dependente de materialul de adaos și ele vor fi analizate în strânsă legătură cu acesta. Ele sunt de fapt combinații de gaze și de aceea, din motive terminologice, ar trebui să se vorbească numai de sudarea MAG.



### 1.6.4 Sudarea sub strat de flux (SF)

Sudarea sub strat de flux (figura 1.11) este un procedeu de sudare cu arcul electric acoperit, adică arcul electric arde invizibil pentru ochi, sub un strat de flux granulat de sudare. Arcul electric arde între electrodul sârmă alimentat continuu, și piesă într-o cavitate umplută cu gaze și vapori de metal topit. Această cavitate este înconjurată de o zgură fluidă formată din topirea fluxului.



**Fig. 1.11.** Sudarea sub strat de flux

Atmosfera formată în cavitate preia protecția băii de metal topit precum și picăturile formate. Zgura are rolul de a proteja metalul topit și cel în curs de solidificare față de acțiunea aerului din mediul înconjurător. În mod asemănător se formează cusătura sudată, evitându-se o răcire rapidă, fenomen care la oțelurile înalt aliate cu călibilitate ridicată constituie un dezavantaj.

Pentru sudarea oțelurilor inoxidabile Cr-Ni au fost impuse cerințe specifice (îndepărtarea zgurii, evitarea formării spinelelor) care au condus la selecția unor tipuri de fluxuri cu bază de fluoruri și silicați de calciu. Fluxurile folosite la sudarea oțelurilor inoxidabile Cr-Ni au în compoziția lor chimică un supliment de Cr pentru a compensa arderea acestui element în cursul desfășurării procesului.

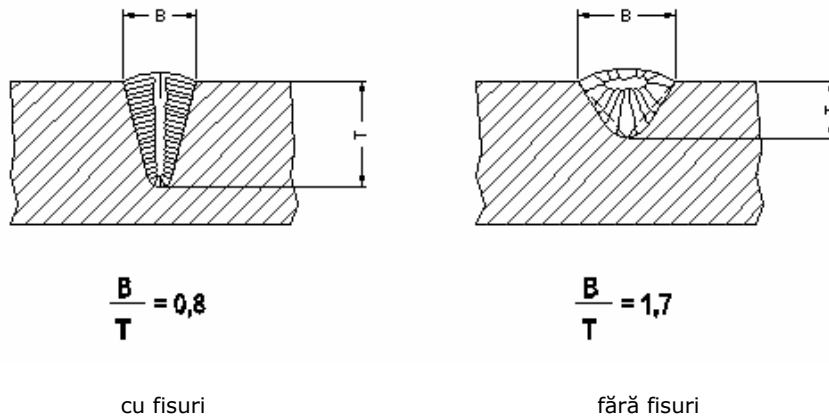
Sudarea se desfășoară de regulă în cc<sup>+</sup>. Ca și surse de sudare se iau în considerare cele cu tensiune constantă sau și cu pantă căzătoare.

Dintre procedeele de sudare menționate aici, sudarea sub strat de flux se caracterizează prin cea mai mare baie de sudură și cea mai mare pătrundere. Caracteristic este forma pătrunderii, tipică pentru acest procedeu, la care se remarcă o solidificare pregnant dendritică.

Conform schemei de cristalizare reprezentată în figura 1.12 în funcție de geometria sudurii (raportul dintre lățimea și pătrunderea cusăturii) se pot preîntâmpina fenomenele de fisurare a structurii dendritice.

Sudarea sub strat de flux cu sârmă tubulară mărește sensibil gradul de diluție.

La îmbinările cap la cap și la încărcarea prin sudare, valorile acestuia sunt de 60-70%, iar la sudarea cu rost în V, de 40-50%. Din aceste motive, o importanță deosebită o are pregătirea rostului și îndeosebi stabilirea parametrilor de proces. În mod asemănător, selecția materialului de adaos are un rol important din acest punct de vedere.



**Fig. 1.12.** Schema procesului de solidificare

### 1.6.5 Placarea cu bandă prin procedeul SF

Sudarea cu bandă SF se folosește exclusiv la placare. În locul electrodului sârmă obișnuit se folosește o bandă electroconductoare cu o lățime de 30-120 mm și o grosime de 0,5 mm. Electroductul bandă se așază perpendicular pe direcția de sudare ceea ce conduce la o micșorare a vitezei de sudare, ajungând la valori cuprinse între 10-25 cm/min. Ca urmare a acestui fapt și a arcului electric "migrator" are loc o diminuare drastică a pătrunderii. Gradul de diluție are valori cuprinse între 10-15%.

Depunerile prin placare se realizează de o manieră similară îmbinării prin sudare SF, cu particularitatea că apare o modificare a capului de sudare determinată de cerința impusă benzii. Natura curentului este aceeași,  $cc^+$ , iar sursa este cu tensiune constantă. Principial se impun aceleași cerințe fluxului selectat ca și în cazul sudării SF. Trebuie ținut seama de faptul că aptitudinea la sudare a fluxului la sudarea cu electrod bandă, va fi mai mică.

Sudarea cu sârmă caldă în plasmă se folosește doar la depunerea de straturi prin sudare. Aceasta este o tehnică specială care concurează cu placarea cu bandă SF. Trebuie analizată cu obiectivitate oportunitatea utilizării unor instalații mult mai costisitoare. Ca material de adaos se utilizează electrozii sârmă care au fost recomandați și pentru sudarea MIG-MAG.

## 1.7 Materiale de adaos

Așa cum s-a amintit în exemplele prezentate, selecția materialelor de adaos depinde în mare măsură de procedeul de sudare, sau mai concret de gradul de diluție, care la rândul său este influențat de pregătirea rostului, de realizarea depunerilor și de mărimea curentului de sudare. Tipurile de materiale de adaos

prezentate în tabelul 1.3 trebuie înțelese ca o propunere. Despre orientarea lor pe diagrama Schöffler de unde rezultă sensibilitatea la fisurare la cald, se va discuta în cele ce urmează. Pornind de la aceste lucruri se va face și o prezentare a materialelor de adaos propuse, având în vedere informațiile oferite de diagrama Schöffler.

<b>TABELUL 1.3 Tipuri de materiale de adaos</b>											
Nr. crt.	Nr. material	Tip de aliaj după DIN 8556	Compoziția chimică [%]							Conținut ferită delta [%]	$\alpha$ [ $K^{-1}10^{-6}$ ]
			C	Si	Mn	Cr	Ni	Mo	Nb		
1	1.4430	19 12 3 L	≤0,04	≤1,5	≤2,0	17,0 / 20,0	10,0 / 13,0	2,5/3,0	-	≈ 10	17,2
2	1.4370	18 8 Mn (18/8/6)	≤0,20	≤1,5	4,5/7,5	17,0 / 20,0	7,0/10,0	-	-	-	18,2
3	1.4332	23 12 L	≤0,04	≤1,5	≤2,5	22,0 / 25,0	11,0 / 15,0	-	-	10,0	17,3
4		(23 12 Mo L)	≤0,04	≤1,5	≤2,5	22,0 / 25,0	12,0 / 14,0	2,0/3,0	-	≈ 18	17,3
5	1.4337	29 9	≤0,15	≤1,5	≤2,5	27,0 / 31,0	8,0/12,0	-	-	20,0	15,0
6	2.4806	S-Ni Cr20 Nb	≤0,05	≤0,5	2,5/3,5	18,0 / 22,0	≥67,0	≤2,0	2,0/3,0	-	15,2
7	1.4455	20 16 nC	≤0,025	1,5	5,0/9,0	19,0 / 22,0	15,0 / 18,0	2,5/3,5	-	-	

Tipurile de aliaje din tabelul 1.3 se livrează sub formă de sârmă pentru sudarea WIG și MIG-MAG, pentru sudarea SF și îndeosebi ca electrozi înveliți. O parte din aceste materiale se livrează și ca bandă pentru placarea prin sudare. Trebuie remarcat faptul că aliajul 23-12 L (nr. 1.4332) și 23-12 Mo L se livrează și sub formă de sârme tubulare. Este vorba de sârme tubulare cu zgură rutilică ale căror caracteristici excelente de sudare, între care se enumeră aspectul cusăturii, solubilitatea zgurii și stropirile minimale sunt avantaje certe.

În ciuda zgurii rutilice, așa cum se poate demonstra și pe diagrama Schöffler, aceste metale depuse nu sunt sensibile la fisurare. Propunerile de materiale de adaos, arată că avantajele majore sunt oferite de aliajele cu conținut scăzut în C (până la circa 0,15%C).

## 1.8 Gaze de protecție

Gazele de protecție pot fi clasificate după cum urmează:

- **sudarea WIG.** Aici intră numai argon pur, deoarece în caz contrar durata de viață a electrodului de wolfram s-ar diminua foarte mult.
- **sudarea MAG.** În interesul unei stabilități a procesului, respectiv al unui transfer de material sub formă de picături fine, se va utiliza argon S1 (99%Ar, 1%O<sub>2</sub>).

Mai nou s-a introdus o compoziție de gaze pe bază de 97,5% Ar și 2,5%CO<sub>2</sub>. Acestei combinații de gaze i se atribuie o mai bună umectare și o pătrundere mai favorabilă. Din experiență s-a dovedit că aceste gaze prezintă interes numai pentru sârma plină. În cazul sârmelor tubulare amintite intră în discuție amestecul de gaze M21 (82%Ar, 18%CO<sub>2</sub>).

Această recomandare nu este valabilă numai pentru îmbinările "alb-negru", ci și pentru alte tipuri de îmbinări sudate din aceeași clasă de materiale, ca de exemplu pentru oțelurile 308L și 316L. Rezultă că în ciuda conținutului mare de CO<sub>2</sub> nu are loc o carburare excesivă a materialului. Explicația acestui fenomen constă în acțiunea zgurii care învelește picătura de metal topit în cursul transferului și prin aceasta se asigură o protecție față de reacțiile cu CO disociat.

## 1.9 Obiectivele tezei de doctorat

Dificultățile semnalate la sudarea oțelurilor diferite din punctul de vedere al compoziției chimice și clasei structurale au impus efectuarea de ample cercetări experimentale care să urmărească îndeplinirea următoarelor obiective:

- Oportunitatea realizării unor îmbinări sudate între oțelul slab aliat 14MoCr10 și oțelul inoxidabil 10TiNiCr180 folosind procedeul MIG/MAG în curent pulsant și materiale de adaos,
- care să asigure obținerea unui metal depus cu tenacitate ridicată și o zonă influențată termic fără vârfuri de duritate critică și lipsită de fisuri,
- Optimizarea parametrilor de regim termic ai procesului de sudare care să favorizeze o limitare a gradului de diluție, respectiv să evite apariția unei microstructuri martensitice în metalul depus și a unor precipitări de combinații chimice pe interfața dintre oțelul slab aliat și metalul depus; totuși, la o diluție prea mică poate lua naștere un metal depus cu conținut ridicat de ferită  $\delta$  care sub acțiunea căldurii se descompune parțial cu formare de fază  $\sigma$ , extrem de dură și fragilă,

➤ Selecția unor materiale de adaos compatibile cu metalul de bază care să conducă la obținerea unui metal depus cu caracteristici de întrebuințare favorabile; astfel, s-a optat fie pe varianta utilizării unei sârme austenitice, 18.8.Mn, cu o anumită proporție de ferită  $\delta$  la care diluția cu oțelul slab aliat feritic să compenseze parțial diferențele de compoziție chimică, fie pe folosirea unei sârme din aliaj cu bază de Ni, SG NiTi4 (nr.2.4155), îndeosebi pentru componentele care ar necesita tratament termic ulterior sudării, sau la cele exploatate la temperaturi ridicate sau coborâte; suplimentar, această sârmă, prin conținutul ridicat în Ni frânează difuzia carbonului din oțelul slab aliat în metalul depus înalt aliat,

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

## **2. Cercetări asupra procesului de sudare MIG/MAG în curent pulsant a oțelurilor disimilare cu sârmă din oțel austenitic 18.8.Mn**

### **2.1 Introducere**

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

Îmbinările sudate "alb-negru" investigate în cadrul programului experimental au fost realizate între oțelul inoxidabil austenitic 10TiNiCr180 (X6CrNiTi 18.10) și oțelul pentru aparate și recipienti sub presiune care funcționează la temperaturi ridicate 14MoCr10 (nr. 7335).

### **2.2. Faze secundare prezente în microstructura oțelurilor inoxidabile austenitice și în îmbinările sudate ale acestora**

Oțelurile inoxidabile sunt aliaje complexe care au în compoziția lor chimică un conținut de peste 12% Cr și alte elemente de aliere ca Ni, Mo, Mn, Si, Al, N, Ti, Nb, etc. Pe plan mondial au fost dezvoltate următoarele clase structurale de asemenea oțeluri [78,96]:

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

Oțelurile inoxidabile austenitice se livrează fie în stare laminată, fie în stare forjată. Ele au în compoziția chimică peste 16%Cr, element care stabilizează ferita și suficiente elemente (C, N, Ni și Mn) care stabilizează austenita, respectiv conservă o microstructură de austenită stabilă la temperatura camerei. Mărcile de oțeluri (X6CrNiTi 18.10, X6CrNiNb 18.10, X6CrNiMoNb 17.12.2 conform DIN 17006, respectiv 10TiNiCr180, 10TiMoNiCr175 conform STAS 3583-88) care conțin Si, Mo, Ti, Nb, elemente cu caracter alfa-gen, vor prezenta în microstructură o cantitate mică de ferită  $\delta$ ; cele cu conținut mai ridicat în Ni (X2CrNiMoN25.22.2, X2NiCrMoCuNb27.23.3, X2NiCrMoCuN25.20.6 conform DIN 17006, respectiv 2NbNiCr250, 2CuMoCrNi250 conform STAS 3583-88) sunt complet austenitice.

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

În cele mai multe asemenea oțeluri, austenita prezentă în microstructură **nu este stabilă ci metastabilă**. Transformarea ei în martensită se poate produce **fie prin răcire la temperaturi foarte coborâte, fie printr-o deformare plastică extensivă**. Martensita  $\epsilon$  cu rețea hexagonală compactă și martensita  $\alpha$  cu rețea cubică cu volum centrat au putut fi puse în evidență în microstructura oțelurilor înalt aliate cu 12-14% Mn și 1,2% C. Au fost dezvoltate o serie de relații empirice care să arate influența compoziției chimice asupra caracteristicilor de rezistență mecanică ale unor oțeluri cu microstructură martensitică indusă prin deformare [78].

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

Tipul de **carbura** observată în **majoritatea oțelurilor austenitice este  $M_{23}C_6$** , care frecvent mai este cunoscută sub forma  $Cr_{23}C_6$  și mai corect  $(Cr,Fe)_{23}C_6$  sau  $(Cr,Fe,Mo)_{23}C_6$ . Precipitarea acestor carburi pe limitele grăunților în timpul proceselor de sudare provoacă fenomenul de coroziune intercristalină [55,72].

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

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

O serie de oțeluri inoxidabile austenitice prezintă în compoziția chimică mici cantități de titan (**%Ti  $\geq$  5x %C**) sau de niobiu (**%Nb  $\geq$  8x %C**). Ambele elemente se numesc stabilizatoare deoarece au o afinitate mai mare față de carbon decât cromul, formând carburi "stabile" de titan sau de niobiu și astfel preîntâmpinând formarea carbunii  $M_{23}C_6$ . Pentru a mări suplimentar avantajul oferit

de aceste adiții, după tratamentul termic de călire pentru punere în soluție oțelurile respective se supun unei **recoaceri pentru stabilizare**. Ea constă dintr-o încălzire la 845 - 900°C urmată de o menținere timp de 2 -3 h și de o răcire în aer. Acest tratament termic asigură precipitarea carbonului în exces sub formă de **carburi de titan (TiC) sau de niobiu (NbC)**, iar în cursul răcirii se formează o proporție redusă de carburi de crom ( $M_{23}C_6$ ). Precipitarea carburilor de tipul MC, (TiC, NbC) se face intragranular pe dislocații sau chiar pe limitele grăunților [63,77].

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

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

**Carburile de tipul  $M_6C$**  [78] au fost observate în microstructura oțelurilor inoxidabile austenitice care au în compoziția chimică adiții de molibden sau de niobiu. De regulă, ele precipită intragranular. De exemplu, în oțelurile aliate cu 2-3% Mo, carburile  $M_6C$  se formează după o menținere de aproximativ 1500 h la 650°C. Așa cum se arată în tabelul 2.1, cele mai multe tipuri de carburi  $M_6C$  sunt  $Fe_3Mo_3C$ ,  $Fe_3Nb_3C$  și  $(Fe,Cr)_3Nb_3C$ .

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

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

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

Cea mai importantă dintre ele este **faza  $\sigma$** , care în urma expunerii oțelului la temperaturi de 650 - 900°C precipită mai repede din ferita  $\delta$  și mult mai târziu din austenită. Cu toate că faza  $\sigma$  este considerată ca fiind un compus intermetalic FeCr, compoziția ei chimică poate fi mult mai complexă și variabilă, de la  $B_4A$  la  $BA_4$ . Prezența ei în microstructură se manifestă printr-o scădere a tenacității, o creștere a durtății și fragilității și uneori o micșorare a rezistenței la coroziune.

În oțelurile austenitice cu un conținut de 2-4%Mo exploatate la temperaturi de 730° - 1010°C se formează **faza  $\chi$** . Ea poate dizolva carbon și se poate afla fie sub formă de compus intermetalic, fie sub formă de carbură,  $M_{18}C$ . La microscop, forma ei variază de la cea de bastonașe la cea aciculară [86].

Prelucrarea oțelurilor prin diverse procedee de deformare plastică la rece accelerează nucleerea atât a fazei  $\sigma$  cât și a fazei  $\chi$ .



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

TABELUL 2.1 Faze secundare observate în oțelurile inoxidabile				
Faza	Rețeaua cristalină	Parametrii rețelei, nm	Compoziție	Observații
$M_{23}C_6$	CFC	$a_0=1.057-1.068$	$(Cr_{1,6}Fe_5Mo_2)C_6$ $(Cr_{1,7}Fe_{4,5}Mo_{1,5})C_6$ $(Fe,Cr)_{23}C_6$	Cele mai des întâlnite carburi în oțelurile inoxidabile austenitice, precipitate între 500-950°C, viteza maximă fiind la 650-700°C.
$M_6C$	CFC	$a_0=1.085-1.111$	$(Cr,Co,Mo,Ni)_6C$ $(Fe_3Mo_3)C$ $Fe_3Nb_3C$ $(Fe,Cr)_3Nb_3C$	Observate în oțelurile austenitice care conțin Mo sau Nb după o expunere îndelungată.
MC	Cubică	$a_0=0.430-0.470$	TiC NbC	Observate în oțelurile stabilizate cu Ti sau Nb. Ele sunt foarte stabile și uzual conțin ceva N.
Sigma ( $\sigma$ )	Tetragonală	$a_0=0.8799-0.9188$ $c_0=0.4544-0.4599$	FeCr FeMo Fe(Cr,Mo) $(Fe,Ni)_x(Cr,Mo)_y$	Formarea din ferita $\delta$ este mai rapidă decât formarea din faza austenitică. Sub 595°C provoacă fragilizarea oțelului. Precipitarea are loc prin expunerea îndelungată a oțelurilor la 650-900°C
Hi (X)	CVC (rețeaua $Mn_a$ )	$a_0=0.8862-0.892$	$Fe_{36}Cr_{12}Mo_{10}$ $(Fe,Ni)_{36}Cr_{18}Mo_4$ $M_{18}C$	Observată în aliaje cu conținut ridicat în Mo. Faza X precipită la temperaturi cuprinde între 730-1010°C
( $\eta$ )	Hexagonală	$a_0=0.470-0.4744$ $c_0=0.772-0.7725$	$Fe_2Mo$ $(Ti_{21}Mo_9)$ $(Fe_{50}Cr_{15}Si_5)$	Se formează în oțelurile austenitice care conțin Ti, Mo, Nb, după expunere îndelungată la 600-1100°C

Există și alte faze care se mai pot forma în oțelurile inoxidabile, ca de exemplu [78]:

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

În tabelul 2.1 se centralizează principalele tipuri de faze secundare observate în microstructura oțelurilor inoxidabile austenitice.

### 2.3. Previziuni asupra comportării la sudare a oțelurilor inoxidabile austenitice

Aceste oțeluri se caracterizează printr-o aptitudine mare la sudare în condițiile folosirii unor materiale de adaos de aceeași natură cu metalul de bază, care să conducă la obținerea unui metal depus cu microstructură constituită din austenită și o cantitate mică de ferită  $\delta$ , corespunzătoare punctajului  $N = 4 - 12$ .

Procesul de sudare are în vedere anumite reguli pentru a nu fi afectate **rezistența la coroziune, la fisurare la cald și tenacitatea**. El va trebui să fie condus cu arce electrice scurte deoarece azotul existent în mediul înconjurător poate fi absorbit în cusătură. Ca urmare a puternicei sale acțiuni gamagene, azotul poate provoca formarea unei microstructuri complet austenitice în urma cristalizării primare a metalului depus și deci o mărire a sensibilității la fisurare la cald.

Prescripțiile tehnologice care se au în vedere la sudarea **oțelurilor austenitice nestabilizate** sunt următoarele [78]:

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

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

- materialele de adaos vor avea aceeași compoziție chimică cu metalul de bază fiind stabilizate cu niobiu (deoarece Ti arde necontrolat) astfel încât conținutul de ferită  $\delta$  al metalului depus să corespundă punctajului  $N = 6 - 12$ ;

➤ utilizarea materialelor de adaos nestabilizate cu conținut redus în carbon este în general posibilă, dar există și cazuri când acest lucru nu este recomandabil din cauza valorii scăzute a temperaturii limită de declanșare a coroziunii intercristaline.

## **2.4 Probleme care apar la sudarea oțelurilor pentru aparate și recipiente sub presiune utilizate la temperaturi obișnuite și înalte**

Specificațiile prevăzute pentru aceste oțeluri referitoare la compoziția chimică, la incluziunile nemetalice și la macro- și microstructură sunt foarte riguroase. Pentru utilizări la temperaturi moderate sau pe durate scurte la care nu intervine fluajul, cea mai importantă caracteristică mecanică este limita de curgere la cald.

În domeniul temperaturilor și duratelor de exploatare la care intervin procese de fluaj, aprecierea comportării materialului se face prin încercări de fluaj. Deformarea plastică a rețelei cristaline a materialului la temperaturi de exploatare mai mici decât cele de recristalizare produce o ecruisare mecanică cu consecințe asupra întâzierii declanșării proceselor de fluaj. Dacă temperatura de deformare se apropie de cea de recristalizare, ecruisarea mecanică este mai puțin pronunțată, dezvoltarea fluajului va fi favorizată și va continua până la ruperea materialului. Alierea oțelului cu elemente ca Cr și Mo care se dizolvă în soluția solidă (ferita) producând un efect de durificare, va conduce la creșterea stabilității la fluaj.

La oțelurile aliate cu Mo și Cr-Mo, în intervalul temperaturilor de 370-590°C apar două procese de fragilizare, și anume:

- fragilizarea prin revenire, la temperaturi inferioare celor la care intervine fluajul, conducând la diminuarea cu până la 25% a tenacității la +20°C;
- fragilizarea prin fluaj, care afectează atât tenacitatea la +20°C, cât și alungirea la rupere prin fluaj.

Mecanismele care stau la baza ambelor procese sunt [72]:

- durificarea masei metalice de bază prin precipitarea unor carburi de tipul  $M_2C$ ;
- modificarea structurii în zonele adiacente limitelor dintre grăunți ca urmare a precipitării unor compuși de Cr și de Mo și deci a micșorării gradului de aliere în aceste porțiuni de material;
- apariția și dezvoltarea de microgoluri în cursul procesului de deformare;
- segregarea impurităților pe limitele grăunților cristalini.

Atât în condițiile unui proces de deformare lent caracteristic fluajului, cât și ale ruperii prin alunecare specifică încercărilor de încovoiere prin șoc la +20°C, microgolurile acționează ca nuclee de rupere. Dezvoltarea lor este favorizată în zona slabă de rezistență mecanică de la periferia grăunților cristalini în care se cumulează efectul concentrării tensiunilor datorită precipitatelor de pe limite, fragilizarea datorată impurităților și creșterea deformațiilor prin alunecare ca urmare a rezistenței mici a zonei respective comparativ cu masa metalică de bază.

Cunoașterea proceselor de fragilizare prezintă importanță atât pentru stabilirea parametrilor tehnologici de sudare ai acestor oțeluri, cât și pentru aprecierea efectului pe care îl poate avea exploatarea de durată la temperaturi înalte asupra caracteristicilor de material.

Comportarea la sudare a acestor oțeluri este influențată de o serie de factori, dintre care cei mai importanți sunt:

- valori relativ mici ale vitezei critice de călire și deci tendință mare spre formarea martensitei și a fisurilor;
- la variații mici ale regimului termic de sudare se produc modificări semnificative ale caracteristicilor mecanice ale îmbinărilor sudate;
- în timpul sudării se provoacă arderea parțială a unor elemente componente, în special a molibdenului. În majoritatea cazurilor se utilizează electrozi cu înveliș bazic, care să asigure un grad de aliere a metalului depus egal sau ceva mai mare decât al metalului de bază. Compoziția chimică a metalului depus trebuie să fie cât mai apropiată de a metalului de bază, deoarece în timpul exploatarei îndelungate la temperaturi înalte există pericolul dezvoltării unor procese de difuzie a carbonului și a elementelor de aliere în zona de trecere cu implicații în scăderea rezistenței tehnice de durată și a caracteristicilor de plasticitate. Sudarea cu electrod neconsumabil se aplică îndeosebi pentru elementele subțiri și la realizarea primului strat în îmbinările care nu pot fi resudate la rădăcină.

Pentru evitarea fenomenelor de fisurare se recomandă efectuarea unui tratament de preîncălzire în varianta **sudării cu menținere izotermă**. Aceasta presupune menținerea îmbinărilor timp de câteva ore la temperatura de preîncălzire după încheierea operației de sudare.

Tratamentele termice aplicate după sudare sunt: normalizarea urmată de o revenire înaltă sau de o recoacere pentru detensionare și călirea martensitică volumică urmată de revenirea înaltă.

În cazul unor structuri sudate cu volum mare, asemenea tratamente termice sunt greu de realizat și se preferă înlocuirea lor cu o recoacere pentru înmuiere (subcritică).

## 2.5 Particularități ale procesului de sudare MIG/MAG

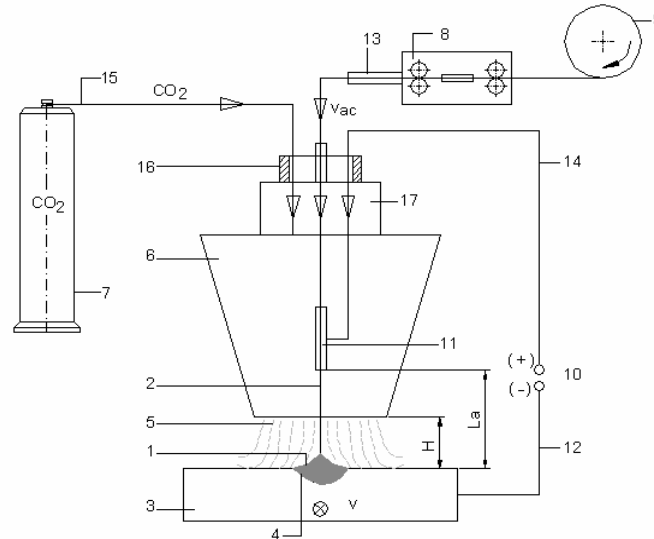
Sudarea MIG/MAG este un procedeu de sudare prin topire cu arcul electric cu electrod fuzibil, pentru protecția arcului și a băii de metal folosindu-se un gaz de protecție.

În funcție de caracterul gazului de protecție se disting două variante ale procedurii:

- sudarea MAG (metal-activ-gaz) în cazul unui gaz activ;
- sudarea MIG (metal-inert-gaz) în cazul unui gaz inert.

Procedeul este întâlnit cel mai frecvent în varianta semimecanizată (sudarea este manuală, avansul sârmei electrod este întotdeauna mecanizat), dar procedeul se pretează cu ușurință la mecanizare, automatizare și chiar robotizare, dovadă instalațiile de sudare tot mai numeroase care pot fi întâlnite în producția de structuri sudate (în special roboți de sudare).

Schema de principiu a procedurii de sudare MIG/MAG este prezentată în fig. 2.1.



**Fig.2.1.** Schema de principiu a procedurii de sudare MIG/MAG

Arcul electric (1) amorsat între sârma electrod (2) și componentele (3), produce topirea acestora formând baia de metal (4). Protecția arcului electric și a băii de metal topit se realizează cu ajutorul gazului de protecție (5), adus în zona arcului prin duza de gaz (6) din butelia (7). Sârma electrod este antrenată prin tubul de ghidare (bowden) (13), cu viteză de avans constantă  $v_{ae}$  de către sistemul de avans (8) prin derularea de pe bobina (9). Alimentarea arcului cu energie electrică se face de la sursa de curent continuu (redresor) (10), prin duza de contact (11) și prin cablul de masă (12). Tubul de ghidare a sârmei electrod (13), cablul de alimentare cu curent (14) și furtunul de gaz (15) sunt montate într-un tub flexibil de cauciuc (16) care împreună cu capul de sudare (17) formează pistolul de sudare.

**Utilizare.** Sudarea MIG/MAG are un grad mare de universalitate, putându-se suda în funcție de varianta de sudare (gazul de protecție) o gamă largă de materiale, oțeluri nealiat cu conținut redus în carbon, oțeluri slab aliate sau înalt aliate, metale și aliaje neferoase (cupru, aluminiu, nichel, titan și aliajele lor, etc.), ponderea de aplicare fiind în continuă creștere pe măsura lărgirii și diversificării gamei de materiale de adaos (sârmă electrod), pentru o varietate tot mai mare de materiale metalice.

Utilizarea procedurii se face cu prudență în cazul îmbinărilor sudate cu pretenții mari de calitate (îmbinări din clasele superioare de calitate), la care se impune controlul nedistructiv (cu radiații penetrante sau cu ultrasunete), datorită incidenței relativ mari de apariție a defectelor, care depășesc limitele admise, în principal de tipul porilor, microporilor și lipsei de topire.

**Avantajele procedurii.** Principalele avantaje ale procedurii MIG/MAG sunt productivitatea ridicată și facilitatea mecanizării, automatizării sau robotizării. Productivitatea ridicată este asigurată de puterea ridicată de topire a arcului, pătrunderea mare la sudare, posibilitatea sudării cu viteze de sudare mari, respectiv eliminarea unor operații auxiliare. Aceste aspecte sunt determinate de densități mari

de curent ce pot fi utilizate: 150 – 250 A/mm<sup>2</sup> la sudarea MIG/MAG clasică, respectiv 300 – 350 A/mm<sup>2</sup> la sudarea cu sârmă tubulară.

Flexibilitatea în direcția mecanizării și robotizării este asigurată în principal de posibilitatea antrenării mecanizate a sârmei electrod (sârme subțiri), de modul de realizare a protecției la sudare (cu gaz), de ușurința reglării și controlului parametrilor tehnologici de sudare, de gabaritul relativ mic al capului de sudare, etc.

La aceste avantaje principale, se pot adăuga:

- un grad înalt de universalitate al procedului;
- posibilitate sudării în orice poziție;
- eliminarea operației de curățire a zgurii;
- un grad înalt de utilizare a materialului de adaos (90-95%);
- cantitatea redusă de fum;
- conducerea și supravegherea ușoară a procesului de sudare (arcul este vizibil);
- factor operator superior sudării SE, 60-65%, ca efect al eliminării operației de schimbare a electrodului și de curățire a zgurii de pe cusătura sudată;
- tensiuni și deformații mici la sudare (energie liniară mică).

**Dezavantajele procedului.** Ele se pot sintetiza astfel:

- echipamente de sudare mai scumpe și mai complicate;
- flexibilitate mai redusă decât la sudarea SE: pistolul de sudare este mai greu, cu manevrabilitate mai scăzută și cu rază de acțiune limitată; în cazul echipamentelor clasice este la 3...5 m față de sursa de sudare, uneori necesită spațiu de acces mai mare;
- pierderi de material de adaos (în anumite condiții) prin stropi (5-10%);
- sensibil la curenți de aer (evitarea sudării în locuri deschise, cu vânt, etc.);
- limitat la grosimi, în general, mai mari de 1 mm;
- riscul unei protecții necorespunzătoare a arcului electric și a băii de metal;
- probabilitatea relativ mare de apariție a defectelor în îmbinarea sudată, în principal pori și lipsă de topire.

**Performanțele procedului.** În tabelul 2.2 se indică domeniile de valori ale parametrilor tehnologici de sudare MIG/MAG.

<b>TABELUL 2.2 Performanțele procedului de sudare MIG/MAG</b>				
Nr. Crt.	Parametrul tehnologic	Simbolul	U.M.	Domeniul de valori
1	Diametrul sârmei	$d_s$	mm	0,6.....2,4
2	Curentul de sudare	$I_s$	A	60.....500
3	Tensiunea arcului	$U_a$	V	15.....35
4	Viteza de sudare	$v_s$	cm/min	15.....150
5	Debitul gazului de protecție	Q	l/min	8.....20

## 2.6 Materiale de sudare MIG/MAG

Pentru sudarea MIG/MAG se utilizează ca materiale de sudare sârma electrod și gazul de protecție.

**Sârma electrod** se livrează sub formă de bobine, dintre diametrele standardizate cele mai uzuale fiind: 0,8; 1,0; 1,2; 1,6 mm. Livrarea în colaci ridică probleme la transport și la bobinarea în secție. Calitatea bobinării influențează mult stabilitatea procesului de sudare. Suprafața sârmei trebuie să fie curată, fără urme de rugină sau grăsimi. De obicei, suprafața sârmei se cuprează pentru diminuarea pericolului de oxidare, respectiv pentru îmbunătățirea contactului electric. Se recomandă ca ambalarea sârmei să se facă în pungi de polietilenă etanșe (eventual vidate) care să conțină o substanță higroscopică (granule de silicagel) și în cutii de carton, mărindu-se astfel durata de păstrare în condiții corespunzătoare a sârmei de sudare.

Compoziția chimică a sârmei electrod la sudarea MIG/MAG depinde în principal de materialul de bază care se sudează și de gazul de protecție utilizat. La sudarea MIG compoziția chimică a sârmei se alege apropiată de a metalului de bază; în cazul sudării MAG sârma este aliată suplimentar cu elemente dezoxidante ca Mn, Si, Ti. Se recomandă ca raportul concentrațiilor de Mn și Si să fie cca. 2...2,5. Compoziția chimică a sârmelor nealiate pentru sudarea MAG se situează în limitele: 0,07-0,12% C; 0,6-0,9% Si; 1,2-2,5% Mn; 0,2% Ti; <0,03% S, P. Adăosul de Ti produce o dezoxidare foarte bună cu efecte benefice asupra caracteristicilor mecanice, dar ridică prețul de cost al sârmei. Pentru creșterea tenacității la temperaturi negative sârma se aliază suplimentar cu Ni și/sau cu Mo.

**Gazul de protecție** are în principal rolul de a asigura protecția băii metalice și a picăturii de metal topit din vârful sârmei electrod sau la trecerea acesteia prin coloana arcului împotriva interacțiunii cu gazele din atmosferă, oxigen, hidrogen,

azot, etc.. În același timp însă gazul de protecție are o mare influență asupra desfășurării procesului de sudare în ansamblul lui, acționând asupra stabilității arcului, parametrilor tehnologici de sudare, transferului picăturii de metal topit prin coloana arcului, reacțiilor metalurgice la nivelul băii și picăturii de metal, transformărilor fazice și structurale, proprietăților mecanice ale îmbinării, formei și geometriei cusăturii sudate, stropirilor, productivității la sudare, etc.. Aceste influențe complexe sunt determinate de proprietățile termo-fizice și de activitatea chimică a gazelor de protecție, care diferă mult de la un gaz la altul. Pentru alegerea corectă a gazului de protecție este necesară cunoașterea acestor proprietăți și a efectelor acestora în procesul de sudare.

Cele mai utilizate gaze de protecție la sudarea MIG/MAG sunt: argonul, heliul, dioxidul de carbon, oxigenul, hidrogenul, azotul.

**Argonul (Ar):**

- gaz inert – nu reacționează cu materialul;
- mai greu ca aerul – protecție bună a băii de metal;
- potențial de ionizare scăzut – amorsare ușoară a arcului;
- produce microsablarea suprafețelor.

**Heliul (He):**

- gaz inert, respectiv nu reacționează cu hidrogenul;
- mai ușor ca aerul – necesită debite de gaz mai ridicate pentru protecția băii metalice;
- potențial de ionizare ridicat – amorsare dificilă a arcului, tensiune mai mare a arcului, aport de căldură mai mare;
- conductibilitate termică mare – aport de căldură mai ridicat;
- aport de căldură ridicat – umectare mai bună, pătrundere adâncă și lată, suprafață mai netedă, viteză de sudare mărită.

**Dioxidul de carbon (CO<sub>2</sub>):**

- gaz activ, cu efect oxidant, reacționează cu hidrogenul;
- mai greu ca aerul – protecție bună a băii topite;
- conductibilitate termică mare – amorsare mai dificilă, tensiune mai mare a arcului, transport de căldură îmbunătățit;
- disociază în spațiul arcului  $CO_2 = CO + O$  – prin creșterea volumului de gaz se îmbunătățește protecția băii reducând sensibilitatea la formarea porilor;
- componentă de bază la sudarea în amestecuri de gaze – reduce sensibilitatea la formarea porilor;
- recombinația în zona materialului  $2CO + O_2 = 2CO_2 + Q$  – transfer intens de căldură, pătrundere mai lată și mai sigură (fără defecte de legătură);
- tensiune de arc mai mare plus transfer de căldură – pătrundere mare, viteze de sudare ridicate;
- tensiunea crește o dată cu creșterea conținutului de CO<sub>2</sub> – stropire mai intensă, în special la sudarea cu arc lung;
- efect oxidant – formează zgură pe suprafața cusăturii (oxizi de Mn și de Si), intensificându-se odată cu creșterea proporției de CO<sub>2</sub>;
- stabilizează arcul electric.



**Oxigenul (O<sub>2</sub>):**

- gaz activ, cu efect puternic oxidant (de 2-3 ori mai intens ca la CO<sub>2</sub>);
- efect stabilizator al arcului electric;
- reduce tensiunea superficială a picăturii de metal și a băii topite: - transfer fin al picăturii, stropire extrem de redusă, suprafață lată și plată;
- tensiune superficială redusă – baia metalică curge rapid în fața arcului la sudarea vertical descendentă (rezultă defecte de legătură);
- gaz foarte sensibil la formarea porilor;
- potențial de ionizare scăzut – tensiune redusă a arcului, aport termic diminuat.

**Hidrogenul (H<sub>2</sub>):**

- gaz activ, cu efect reducător;
- potențial de ionizare ridicat și conductibilitate termică mare – aport termic extrem de ridicat în metalul de bază;
- concentrează arcul electric – crește densitatea energiei arcului;
- prin disociere și recombinație – îmbunătățește transferul de căldură al arcului către componente;
- aport termic și arc concentrat – creșterea pătrunderii sau a vitezei de sudare;
- riscul formării porilor la oțeluri nealiate în anumite condiții;
- creșterea proporției de H<sub>2</sub> – creșterea riscului de formare a porilor la sudarea oțelurilor inoxidabile austenitice.

**Azotul (N<sub>2</sub>):**

- gaz reactiv – reacționează cu metalul la temperatură ridicată, inert la temperatură redusă;
- formează pori în oțeluri;
- determină durificarea materialului, în special la oțeluri cu granulație fină;
- stabilizează austenita, reduce proporția de ferită.

**La sudarea oțelurilor carbon și slab aliate** se utilizează, în general, amestecuri de două, trei sau mai multe gaze, după cum urmează:

**Argonul (Ar)**

Nu se recomandă utilizarea argonului în proporție de 100% deoarece produce un arc electric instabil, formarea inevitabilă de pori în cusătură, aspect mai puțin plăcut al îmbinării sudate. Baia metalică este deosebit de vâscoasă ceea ce duce la pori în cusătură, creștături marginale, supraînălțare excesivă, solzi puternic conturați. Rezolvarea problemei se realizează prin adăosuri de elemente oxidante, O<sub>2</sub> și/sau CO<sub>2</sub>.

**Dioxidul de carbon (CO<sub>2</sub>)**

Are marele avantaj al obținerii unei geometrii deosebit de favorabile a cusăturii (mai puțin supraînălțarea), al realizării unor îmbinări sudate cu porozitate extrem de redusă, respectiv a unui preț de cost scăzut. În mod special la sudarea cu

arc scurt, respectiv la puteri reduse ale arcului electric aportul termic ridicat al dioxidului de carbon permite obținerea unor viteze de sudare superioare. Totodată, la puteri reduse stropirea nu este mult mai ridicată comparativ cu sudarea în amestecuri de gaze. Intensitatea stropirii crește însă semnificativ cu creșterea puterii arcului electric. Prin oxidarea intensă rezultă o cantitate mărită de zgură pe cusătură, iar supraînălțarea mare și solzii grobi asigură o estetică mai puțin plăcută a cusăturii.

### **Amestecul Ar + O<sub>2</sub>**

Aceste amestecuri pot fi împărțite în două grupe:

- Ar + 4 – 5% O<sub>2</sub>. Sunt ideale la sudarea tablelor subțiri în poziție normală. Se caracterizează prin stropire redusă și sensibilitate mărită la formarea porilor.
- Ar + 8 – 12% O<sub>2</sub>. Creșterea procentului de O<sub>2</sub> reduce tendința de formare a porilor. Sunt recomandate la sudarea tablelor murdare și cu țunder de laminare.
- 

Amestecurile Ar + O<sub>2</sub> au de asemenea o mare capacitate de umplere a rosturilor la sudare, dar și dezavantajul unei pătrunderi necorespunzătoare la sudarea vertical descendentă, respectiv intensificarea formării zgurii.

### **Amestecul Ar + CO<sub>2</sub>**

Este amestecul cel mai frecvent utilizat la ora actuală la sudarea în amestecuri de gaze, distingându-se combinația 82% Ar + 18% CO<sub>2</sub>, (sau 80% Ar + 20% CO<sub>2</sub>). Combină avantajele CO<sub>2</sub> pur cu stropirea redusă a amestecurilor Ar + O<sub>2</sub>. În domeniile în care stropirea și cantitatea de zgură sunt critice (ex. industria auto) tendința actuală este reducerea proporției de CO<sub>2</sub> la 10 – 25% din amestec ceea ce duce la reducerea proporțională a stropilor. La sudarea tablelor ruginite, cu țunder sau murdare se recurge la creșterea proporției de CO<sub>2</sub> la 10 – 25% în vederea reducerii tendinței de formare a porilor. La sudarea tablelor pasivizate din domeniul construcțiilor navale se utilizează amestecurile cu 40% CO<sub>2</sub>, care asigură formarea unor cusături fără pori (soluția clasică totuși în acest domeniu este sudarea în CO<sub>2</sub> cu sârmă plină sau tubulară).

### **Amestecul Ar + O<sub>2</sub> + CO<sub>2</sub>**

Dezvoltarea amestecurilor cu 3 componente a urmărit obținerea unor gaze care să combine stropirea redusă specifică amestecurilor Ar + O<sub>2</sub> cu avantajele sudării în CO<sub>2</sub>, îmbinare cu porozitate redusă, viteză de sudare ridicată, pătrundere mare și sigură. Există 2 tipuri fundamentale de amestecuri de gaze cu 3 componente.

Prima clasă dezvoltată în anii '60, 15% CO<sub>2</sub> + 5% O<sub>2</sub> + 80% Ar este destinată sudării componentelor unse, ruginite și cu țunder de grosime mare. Tendința actuală este utilizarea amestecurilor cu 10 – 15% CO<sub>2</sub>, 3 – 6% O<sub>2</sub>, restul Ar.

A doua clasă conține 3% CO<sub>2</sub>, 1 – 4% O<sub>2</sub>, restul Ar și este destinată sudării tablelor curate. Se remarcă prin stropire extrem de redusă, iar cantitatea de zgură este mai mică decât la celelalte amestecuri de gaze cu 3 componente.

**Amestecul Ar + He + O<sub>2</sub> + CO<sub>2</sub>**

S-a dezvoltat pentru sudarea MAG cu rată ridicată de depunere. Cel mai cunoscut este amestecul T.I.M.E., 26,5% He + 8% CO<sub>2</sub> + 0,5% O<sub>2</sub> + 65% Ar. La avantajele oferite de O<sub>2</sub> și CO<sub>2</sub> se adaugă avantajul heliului de îmbunătățire a capacității de umectare a băii metalice, respectiv lățirea cusăturii. Prețul de cost al gazului este relativ ridicat.

**La sudarea oțelurilor înalt aliate** se urmărește în principal evitarea pericolului de degradare a caracteristicilor de plasticitate și a rezistenței la coroziune pe de o parte, respectiv îmbunătățirea transferului picăturii de metal pe de altă parte. Dintre amestecurile de gaze cele mai utilizate se amintesc:

**Argonul (Ar)**

Nu se recomandă utilizarea singulară a gazului deoarece arcul este instabil, cu stropiri abundente, cu transfer în picături mari, baia metalică este vâscoasă cu capacitate redusă de umectare ceea ce determină pericol de pori în cusătură, supraînălțare mare, neregularități. Și în acest caz introducerea gazelor oxidante în amestec O<sub>2</sub>, CO<sub>2</sub>, în procent limitat, diminuează dezavantajele utilizării argonului pur.

**Amestecul Ar + O<sub>2</sub> (+ He)**

Amestecurile clasice conțin 1 – 3% O<sub>2</sub>. Introducerea oxigenului produce stabilizarea arcului electric, diminuarea tensiunii superficiale a metalului topit, finisarea transferului picăturii, diminuarea stropirilor, umectarea mai bună a băii metalice, îmbunătățirea geometriei cusăturii (scade supraînălțarea, crește lățimea). Ca dezavantaje se menționează aportul termic scăzut, gradul de oxidare ridicat, sensibilitatea la formarea porilor. Aportul termic redus poate fi compensat prin adaosul de He, care îmbunătățește capacitatea de umectare și mărește viteza de sudare.

Amestecurile cu peste 3% O<sub>2</sub> se utilizează foarte rar datorită oxidării extrem de intense a metalului, respectiv suprafeței cusăturii. Cantitatea de zgură formată trebuie eliminată mecanic, iar procedeele clasice de pasivizare nu sunt suficiente pentru curățirea suprafeței.

**Amestecul Ar + CO<sub>2</sub> (+ He)**

Gazele de protecție cu conținut de CO<sub>2</sub> destinate sudării materialelor înalt aliate conțin între 0,05 – 5% CO<sub>2</sub> și influențează pozitiv stabilitatea arcului, porozitatea, capacitatea de umectare a băii metalice, etc.. Creșterea proporției de CO<sub>2</sub> duce însă la intensificarea fenomenelor de oxidare a cusăturii, respectiv la pericolul carburării materialului cu consecințe asupra precipitării carburilor de crom respectiv scăderii rezistenței la coroziune. Prin adaosuri de He este posibilă creșterea semnificativă a vitezei de sudare.

**Amestecul Ar + CO<sub>2</sub> (+ H<sub>2</sub>)**

Aceste amestecuri se utilizează rar (și numai la sudarea oțelurilor inoxidabile austenitice), dar prezintă avantajul unei stabilități deosebit de ridicate a arcului

electric la sudarea cu arc scurt, totodată asigură o pătrundere bună și o viteză de sudare mărită. Creșterea puterii arcului conduce la creșterea semnificativă a porozității îmbinării sudate.

În tabelul 2.3 se prezintă sintetic alegerea gazului de protecție pentru sudarea diferitelor materiale metalice.

<b>TABELUL 2.3      Recomandări privind alegerea gazelor de protecție</b>			
Procedeeul	Comportarea chimică	Gazul de protecție	Materialul de bază
MIG	Inertă	Ar	Toate materialele, mai puțin oțeluri
		He	Aluminiu, cupru
		Ar+He (25-75%)	Aluminiu, cupru
MAG	Oxidantă	Ar+O <sub>2</sub> (1-3%)	Oțeluri inoxidabile
		Ar+CO <sub>2</sub> (2-5%)	
MAG	Oxidantă	Ar+CO <sub>2</sub> (6-25%)	Oțeluri carbon și slab aliate
		Ar+CO <sub>2</sub> (2-5%)+O <sub>2</sub> (1-3%)	
		Ar+O <sub>2</sub> (4-9%)	
		Ar+CO <sub>2</sub> (26-40%)	Oțeluri carbon și slab aliate
		Ar+CO <sub>2</sub> (5-20%)+O <sub>2</sub> (4-6%)	
		Ar+O <sub>2</sub> (9-12%)	Oțeluri carbon
CO <sub>2</sub>	Oțeluri carbon și slab aliate		

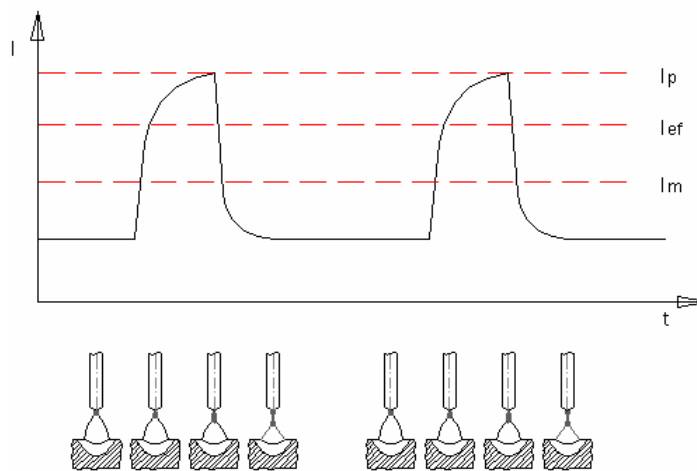
## 2.7 Procesul de sudare MIG/MAG în curent pulsant

Transferul sinergic în curent pulsant, sau în impulsuri se caracterizează prin transferul dirijat al picăturii de metal prin arcul electric prin modificarea periodică a curentului de sudare.

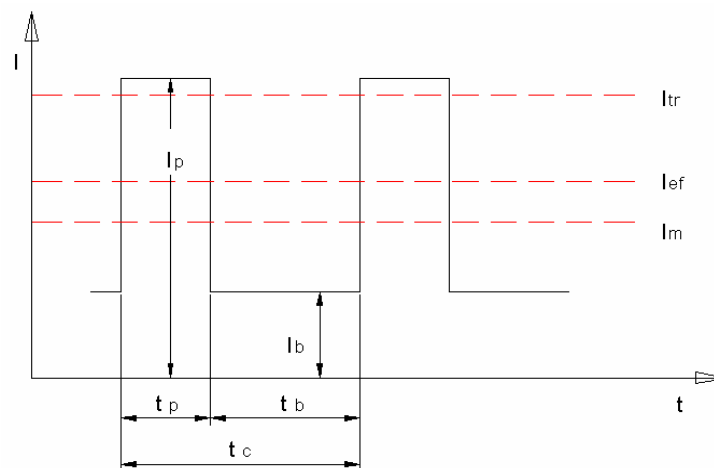
Deosebirea esențială dintre sudarea MIG/MAG în impulsuri și sudarea MIG/MAG clasică constă în faptul că la acest procedeu, curentul de sudare nu mai

este constant în timp, ci variază periodic între o valoare maximă – curent de puls – și o valoare minimă – curent de bază – cu o anumită frecvență, figura 2.2.

În timpul de puls  $t_p$  denumit și "timp cald", valoarea ridicată a curentului de puls  $I_p$  determină topirea rapidă și desprinderea sub efectul forțelor electromagnetice a picăturii de metal de dimensiuni mici fără scurtcircuitarea arcului electric, asemănător transferului prin pulverizare. În timpul de bază  $t_b$  denumit și "timp rece", curentul de bază  $I_b$  de valori mici asigură întreținerea arcului electric fără însă să producă topirea sârmei, respectiv transferul picăturii. Valoarea medie a curentului obținut se situează, în funcție de valorile parametrilor curentului pulsant, în domeniul transferului prin scurtcircuit sau intermediar, corespunzătoare sudării clasice folosind curent constant.



**Fig. 2.2.** Principiul procedurii de sudare în curent pulsant



**Fig. 2.3.** Parametrii curentului pulsant

După cum se poate observa în figura 2.3, principalii parametri ai curentului pulsant sunt:

- curentul de puls  $I_p$ ,
- curentul de bază  $I_b$ ,
- timpul de puls  $t_p$ ,
- timpul de bază  $t_b$ ,
- frecvența pulsurilor  $f$ ,
- durata ciclului de puls  $t_c$ ,
- curentul mediu de sudare  $I_m$ ,
- curentul critic (de tranziție)  $I_{tr}$ ,
- curentul efectiv  $I_{ef}$ .

### **Curentul de puls $I_p$**

Trebuie să aibă o valoare mai mare decât valoarea curentului critic sau de tranziție  $I_{tr}$ , pentru a asigura transferul prin pulverizare a picăturii de metal topit. Sub influența curentului de puls  $I_p$  de valori ridicate are loc topirea vârfului sârmei electrod și sub acțiunea forțelor electromagnetice „pinch” de valori mari  $F_p = I^2/2$  are loc detașarea picăturii de metal la dimensiuni mici, asemănător transferului prin pulverizare. Totodată, valoarea ridicată a curentului de puls  $I_p$  mărește stabilitatea arcului electric. Deci, din aceste puncte de vedere, este de dorit ca valoarea curentului de puls să fie cât mai mare. Pe de altă parte însă, o valoare prea ridicată a curentului de puls mărește presiunea dinamică a plasmei arcului, ceea ce poate conduce la perforarea tablei sau la apariția unor defecte de tipul creștăturilor marginale; în plus, trecerea (plonjarea) picăturii cu viteze mari în baie poate conduce la împrăștierea de metal topit. Curenții de puls mari conduc la distrugerea prematură a duzei de contact precum și la creșterea nivelului de zgomot. Prin urmare, curentul de puls nu poate fi oricât de mare.

### **Curentul de bază $I_b$**

Asigură stabilitatea arcului electric în perioada timpului de bază, evitând stingerea acestuia. Curentul de bază are o valoare prea mică pentru a determina o topire semnificativă a sârmei electrod, respectiv un transfer al picăturii. În acest timp se produce totuși o încălzire prin efect Joule – Lenz a capătului liber al sârmei electrod favorabilă topirii mai ușoare a sârmei în timpul de puls. Se recomandă să se mențină la o valoare cât mai redusă pentru a obține un curent mediu la valori scăzute, esența sudării în curent pulsant. Totuși, curentul de bază nu rămâne la o valoare constantă ci se modifică în limite mici, între 20 ... 120 A după o variație liniară proporțională cu viteza de avans a sârmei electrod. Prin aceasta se favorizează îmbunătățirea condițiilor de topire și de transfer a picăturii de metal.

### **Timpul de puls $t_p$**

Depinde de valoarea curentului de puls  $I_p$ , fiind o funcție de acesta. Cuplul de valori ( $I_p$ ,  $t_p$ ) definește condițiile de transfer. Reglarea optimă a celor două valori determină detașarea unei singure picături pe puls. Acest caz particular al sudării MIG/MAG în curent pulsant caracterizat prin transferul unei singure picături pe puls poartă denumirea de "sudare sinergică" și constituie optimul reglării parametrilor tehnologici de sudare, din punct de vedere al stabilității arcului electric, a eliminării

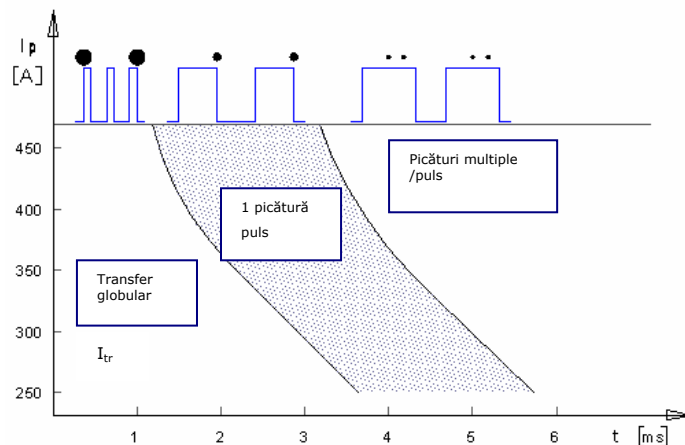
totale a stropilor, a controlului dimensiunilor picăturilor, respectiv a energiei introduse în componente.

În literatura de specialitate sunt prezentate corelații între curentul de puls  $I_p$  și timpul de puls  $t_p$  pentru asigurarea unui transfer optim. Aceste corelații sunt de forma:  $(I_p)^n \cdot t_p = D$ , unde  $n$  și  $D$  sunt constante ce depind esențial de natura metalului de bază, de diametrul sârmei și de gazul de protecție; de exemplu, pentru o sârmă de oțel nealiat cu diametrul de 1,2 mm și utilizând un amestec de gaze Ar + 1,5% O<sub>2</sub>, valorile celor două constante sunt:  $n = 2$  și  $D = 400 \text{ A}^2\text{s}$ .

Dacă durata timpului de puls este prea scurtă, picătura de metal nu se poate forma și detașa în cursul unui puls. Astfel, ea se mărește cu fiecare puls și se detașează după mai multe pulsuri, sub forma unor picături mari (globule) asemănător transferului globular al picăturii prin efect gravitațional. Acest mod de transfer este nefavorabil din punct de vedere al stabilității arcului și a modului de transfer conducând la stropiri.

Dacă durata timpului de puls este prea lungă, la fiecare puls are loc detașarea mai multor picături sub forma unui „șirag de mărgelă” care prin atingere pot scurtcircuita arcul electric conducând și pe această cale la instabilități și stropiri.

În figura 2.4 se prezintă corelația dintre curentul de puls  $I_p$  și timpul de puls  $t_p$  pentru asigurarea unui transfer optim al picăturii (o picătură de puls).



**Fig. 2.4.** Domeniul optim de transfer în curent pulsat

#### **Timpul de bază $t_b$**

Se reglează astfel încât să se obțină curentul mediu de sudare, a cărui valoare determină topirea optimă și lungimea adecvată a arcului electric. Este o rezultată a frecvenței pulsurilor în condițiile în care timpul de puls este constant.

#### **Frecvența pulsurilor $f$**

Frecvența pulsurilor depinde în principal de viteza de avans a sârmei fiind o funcție direct proporțională cu aceasta. Practic, în cazul instalațiilor sinergice de sudare în curent pulsat reglarea frecvenței pulsurilor se face automat o dată cu

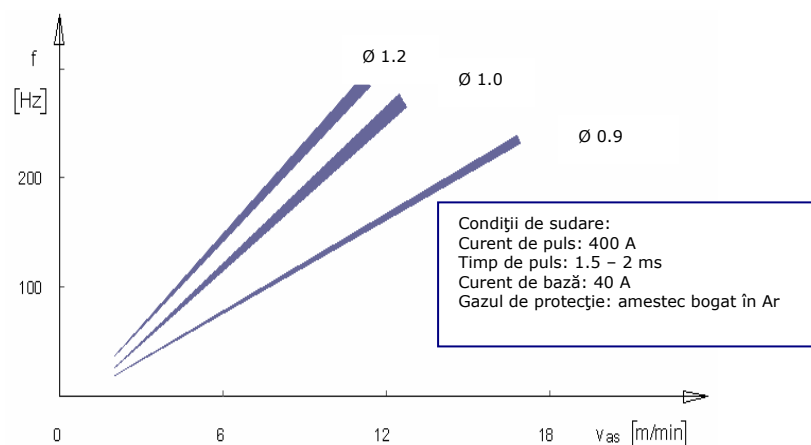
modificarea vitezei de avans a sârmei de către microprocesor prin funcția care leagă cele două mărimi. Frecvența pulsurilor mai depinde de diametrul sârmei electrod, gazul de protecție, lungimea capătului liber, lungimea arcului. Ea influențează direct durata timpului de bază, deoarece timpul de puls este constant pentru anumite condiții date de sudare, timpul de bază fiind deci o rezultantă a frecvenței (nu este un parametru care se reglează).

În tabelul 2.4 se prezintă domeniul de variație a principalilor parametri ai curentului pulsant folosiți frecvent pe instalațiile de sudare utilizate în practică.

<b>TABELUL 2.4 Domeniul de variație a parametrilor curentului pulsant</b>			
Nr. crt.	Denumirea parametrului	Simbolul	Domeniul de variație
1	Curentul de puls	$I_p$	(300 – 500) A
2	Timpul de puls	$t_p$	(2 – 5) ms
3	Curentul de bază	$I_b$	(30 – 100) A
4	Timpul de bază	$t_b$	(2 – 20)ms
5	Frecvența pulsurilor	$f$	(50 - 300) Hz

Observație: cel mai dificil de stabilit dintre parametrii de mai sus este durata optimă a curentului de puls  $t_p$ .

În figura 2.5 este prezentată variația frecvenței pulsurilor în funcție de viteza de avans a sârmei  $v_{as}$ . Această variație este practic liniară și depinde de diametrul electrodului. Se recomandă să se evite frecvențe mai mici de 40 Hz deoarece efectul de pâlpare este obositor pentru operatorul sudor.



**Fig. 2.5.** Corelația dintre viteza de avans a sârmei electrod și frecvența pulsurilor



Frecvența pulsurilor scade cu creșterea lungimii capătului liber. La variațiile aleatoare ale lungimii capătului liber din timpul sudării, modificarea frecvenței se percepe prin modificarea nivelului de zgomot, respectiv timbrul sunetului. Pentru operatorul sudor poate fi un mijloc practic de reglare și menținere a capătului liber prin păstrarea aceluiași timbru al sunetului produs de arcul electric.

*Curentul mediu de sudare  $I_m$  / Viteza de avans a sârmei electrod  $v_{as}$ .*

Determină energia arcului electric, respectiv cantitatea de căldură introdusă în componente. Corespunde curentului de sudare impus din punct de vedere tehnologic pentru realizarea îmbinării sudate în condițiile de execuție și calitate cerute. Este echivalent din punct de vedere energetic cu valoarea curentului de sudare constant corespunzător sudării MIG/MAG clasice.

Pentru calculul curentului mediu  $I_m$  se folosește relația:

$$I = \frac{I_p \cdot t_p + I_b \cdot t_b}{t_c} = f (I_p \cdot t_p + I_b \cdot t_b) \quad (1)$$

unde:

$$f = \frac{1}{t_c} = \frac{1}{t_p + t_b}$$

Prin urmare și la sudarea în curent pulsant modificarea curentului mediu se face prin modificarea vitezei de avans a sârmei electrod  $v_{as}$  pe baza relației aproape liniare existente între cei doi parametri:

$$I_m = m \cdot v_{as} \quad (2)$$

unde:  $m$  – factor de topire [As/m].

Din analiza relațiilor de mai sus, rezultă că pentru păstrarea condițiilor de transfer (mărimea picăturii constantă), o dată cu creșterea vitezei de avans a sârmei, trebuie să se modifice și parametrii curentului pulsant. Teoretic, pentru modificarea curentului mediu se poate modifica unul sau toți parametrii curentului de puls. În practică, pentru simplificarea reglării, respectiv simplificarea programului microprocesorului la modificarea vitezei de avans a sârmei se modifică proporțional frecvența pulsurilor. Curentul de puls  $I_p$  și timpul de puls  $t_p$ , cei care asigură transferul efectiv al picăturii și mărimea acesteia, rămân constanți pentru anumite condiții date: metalul de bază, diametrul sârmei, gazul de protecție.

În figura 2.6 se prezintă modificarea puterii arcului electric la varierea vitezei de avans a sârmei electrod.

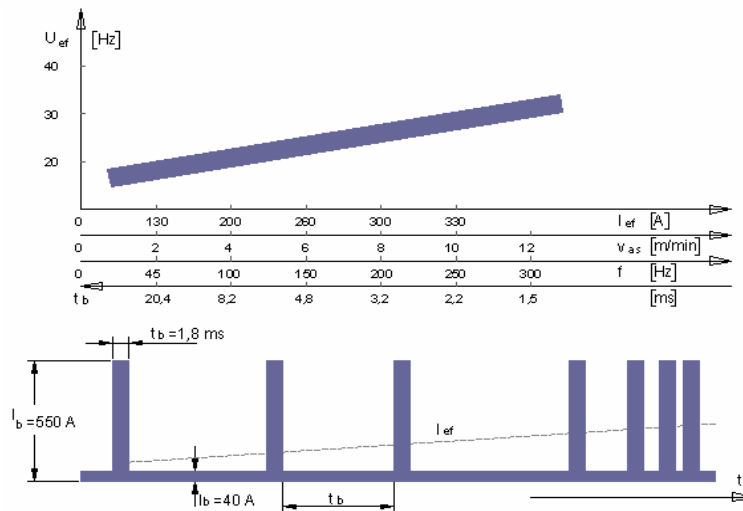


Fig. 2.6. Corelația dintre viteza de avans a sârmei și puterea arcului

Creșterea vitezei de avans a sârmei determină mărirea frecvenței pulsurilor și implicit reducerea proporțională a timpului de bază. Prin aceasta, dimensiunea picăturilor rămâne practic constantă chiar la dublarea vitezei de avans a sârmei deoarece atât curentul de puls, respectiv forța electromagnetică, cea care determină desprinderea picăturii, cât și timpul de puls în care are loc topirea sârmei rămân nemodificați. În schimb frecvența se dublează (figura 2.7)

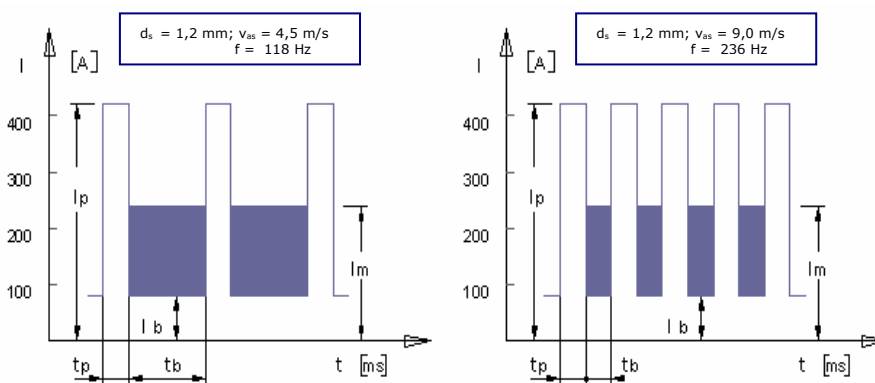


Fig. 2.7. Modificarea frecvenței pulsurilor la creșterea vitezei de avans a sârmei

#### Curentul critic sau de tranziție $I_{tr}$ .

Corespunde unei valori minime a curentului de puls pentru care se poate realiza transferul prin pulverizare a metalului topit, valoare care asigură o forță electromagnetică pinch de valori ridicate. Valoarea curentului critic  $I_{tr}$  depinde în

principal de materialul sârmei electrod, de gazul de protecție, respectiv de diametrul sârmei.

De asemenea, el mai este influențat de lungimea capătului liber al sârmei electrod și de lungimea arcului electric (tensiunea medie a arcului).

*Curentul efectiv de sudare  $I_{ef}$ .*

Reprezină un curent continuu echivalent curentului pulsat care produce același efect Joule – Lenz la trecerea printr-o rezistență. Pentru calculul lui se folosește relația:

$$I_{ef} = \frac{1}{t} \int_0^t \sqrt{I^2} \cdot dt \quad (3)$$

Valoarea curentului efectiv este mai mare decât valoarea curentului mediu cu care adesea se confundă. Măsurarea lui este greu de realizat necesitând un aparat integrativ care este foarte scump. În practică, aparatele de măsură de pe sursele de sudare măsoară valoarea curentului mediu. În cartea tehnică a echipamentului precizarea măsurării efective a curentului (dacă aceasta este operațională) se face prin termenul „TRUE VALUE”. Sunt însă foarte puține echipamentele de sudare industriale care au această opțiune, care dă adevărata valoare a cantității de energie introdusă în componente la sudarea în curent pulsat.

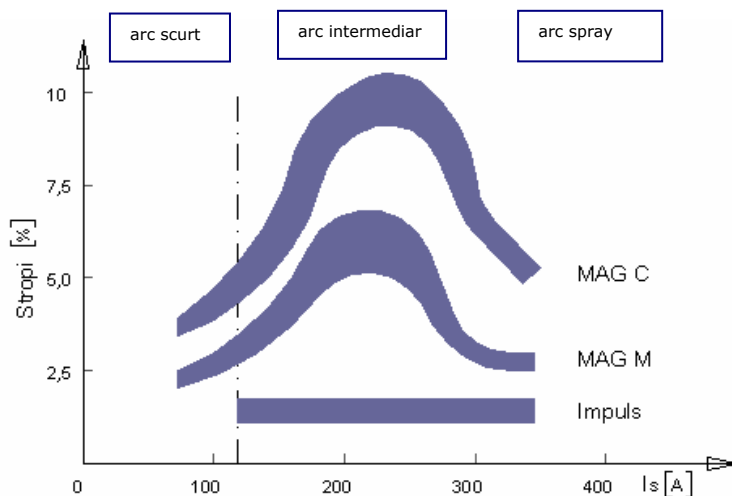
*Avantajele sudării MIG/MAG în curent pulsat*

Ele se pot sintetiza astfel:

- asigură transferul fără scurtcircuit (prin pulverizare) a metalului topit în tot domeniul de lucru, deci și în cazul domeniilor corespunzătoare transferului prin scurtcircuit, respectiv transferului intermediar, caracterizate prin instabilitatea procesului de sudare și stropiri intense;
- controlul energiei introduse în componente, de valori mai mici comparativ cu sudarea prin pulverizare cu care se compară adesea, cu efect asupra reducerii tensiunilor și deformațiilor la sudare;
- posibilitatea sudării tablelor de grosime mică sub 5 mm, utilizând un transfer fără scurtcircuit (prin pulverizare) și fără stropiri;
- posibilitatea sudării în poziții dificile, verticală, peste cap, ca efect al controlului băii metalice, prin reducerea volumului acesteia;
- posibilitatea utilizării sârmelor groase,  $d_s=1,6...2,0$  mm la sudare, cu asigurarea unui transfer fără scurtcircuit (prin pulverizare) la valori reduse ale curentului mediu, pentru care în cazul sudării clasice transferul este prin scurtcircuit sau intermediar. Transferul prin pulverizare, în cazul sârmelor groase, la sudarea clasică, poate fi atins numai la valori foarte mari ale curentului de sudare, ceea ce limitează utilizarea acestor sârme numai la componente groase. Prin utilizarea curentului pulsat sârmele groase pot fi utilizate și la sudarea componentelor cu grosimi mici, prin aceasta diminuându-se costul materialului de adaos.
- eliminarea stropirilor sau diminuarea drastică a acestora;
- minimizarea influenței factorului uman asupra calității îmbinării sudare;
- îmbunătățirea calității îmbinărilor sudate;
- posibilitatea sudării stratului de rădăcină fără pericolul străpungerii acestuia;

- stabilitate mai bună a arcului electric la fluctuații mai mari ale poziției pistolului de sudare;
- estetică mai bună a cusăturii sudate;
- reducerea riscului de lipire a sârmei electrod în baia de sudură;
- ușurința amorsării arcului electric prin ascuțirea vârfului sârmei electrod.

În figura 2.8 se prezintă nivelul stropirilor în cazul sudării MIG/MAG în curent pulsat, comparativ cu sudarea clasică în  $\text{CO}_2$  100% sau în amestecuri de gaze bogate în Ar.



**Fig. 2.8.** Nivelul stropirilor la sudarea MIG/MAG în funcție de tipul de transfer

#### Caracterizarea transferului prin curent pulsat

Particularitățile principale ale acestui mod de transfer sunt:

- este specific puterilor mici și medii ale arcului electric: domeniul transferului prin scurtcircuit, respectiv domeniul transferului intermediar;
- are productivitate mică și medie în funcție de puterea arcului, dar mai mare decât a tipurilor de transfer pe care le substituie: rată de depunere mai mare, pătrundere mai ridicată, viteze de sudare mai mari, fără pierderi de material;
- dezvoltă o energie liniară controlată introdusă în componente: mai mare decât la sudarea prin scurtcircuit, respectiv mai mică decât la sudarea prin pulverizare, la aceeași valoare a curentului mediu de sudare;
- forța dominantă în arc: forța electromagnetică "pinch" dată de valoarea ridicată a curentului de puls;
- transferul materialului: sinergic, fără scurtcircuit în tot domeniul de lucru, asemănător transferului prin pulverizare dar cu transferul dirijat al picăturii "o picătură pe puls";
- transferul picăturii (o picătură pe puls) este condiționat de gazul de protecție: argon sau amestecuri bogate în argon cu mai mult de 80%Ar; nu se poate suda în curent pulsat folosind  $\text{CO}_2$  100%;

- transferul este condiționat de polaritatea curentului: numai curent continuu CC<sup>+</sup>;
- stropiri foarte reduse sau fără stropiri (transfer sinergic); eliminarea operației de curățire a porilor;
- stabilitate înaltă a arcului electric;
- prezența inductanței în circuit deranjează derularea rapidă a fenomenelor de tranfer;
- necesită echipamente de sudare mai scumpe și mai complicate;
- necesită o mai bună cunoaștere a fenomenelor specifice sudării în mediu de gaze protectoare în cazul reglajului manual;
- ușor de operat la sudarea cu surse de sudare sinergice cu invertor.

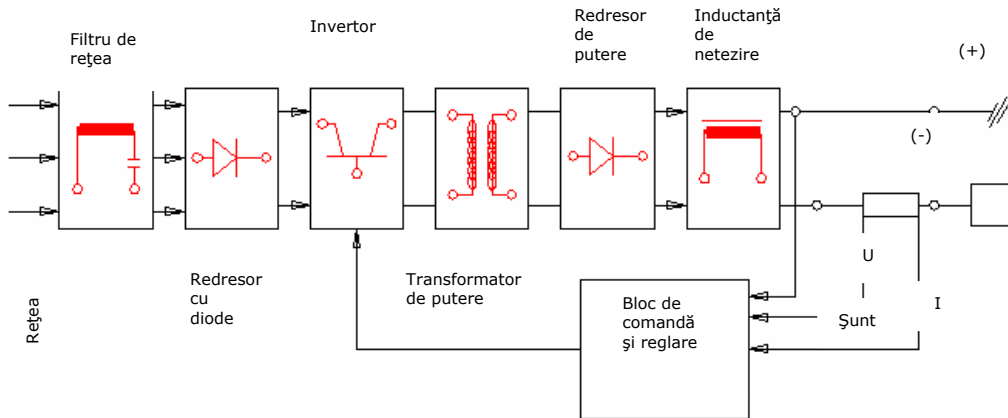
*Domeniile principale de utilizare sunt:*

- la sudarea oțelurilor carbon:
  - pentru tehnologii de sudare specifice transferului intermediar;
  - la sudarea stratului de rădăcină;
  - la sudarea în poziție;
- transferul (procedeul) ideal la sudarea aluminiului și aliajelor sale în special în domeniul transferului prin scurtcircuit și intermediar; nu este recomandat în domeniul transferului prin pulverizare; pătrundere sigură la sudare; estetică foarte bună a cusăturii; se pot suda MIG pulsant table subțiri de până la 1 mm (comparabil cu sudarea WIG);
- la sudarea oțelurilor înalt aliate: în toate domeniile de transfer;
- la sudarea cuprului și aliajelor de cupru: în domeniul specific transferului prin scurtcircuit și intermediar;
- este transferul (procedeul) optim pentru toate materialele metalice.

În concluzie, folosirea curentului pulsant este specifică domeniului corespunzător transferului (arcului) intermediar caracterizat prin stabilitate scăzută a arcului electric și pierderi mari de material de adaos prin stropi. Utilizarea curentului pulsant în domeniile specifice transferului prin scurtcircuit respectiv transferului prin pulverizare nu este rațională nici din punct de vedere tehnologic și nici din punct de vedere economic.

Schema bloc a sursei de sudare în impulsuri cu invertor este reprezentată în figura 2.9.

Tensiunea rețelei este redresată direct cu o punte trifazată cu diode. Tensiunea continuă este transformată de blocul invertor într-o tensiune alternativă de frecvență constantă cuprinsă între 50 și 100 kHz. Tensiunea alternativă astfel obținută, este aplicată transformatorului de putere monofazat pe miez de ferită și apoi redresată cu o punte monofazată. Modificarea tensiunii de ieșire se realizează prin reglarea coeficientului de umplere al tranzistoarelor care formează invertorul. Timpii de reacție sunt sub 200 microsecunde, funcție de frecvența invertorului.



**Fig. 2.9.** Schema bloc a sursei de sudare în curent pulsant cu invertor

Parametrii reglabili sunt: curentul de impuls și de bază, durata și frecvența impulsurilor, panta de creștere și descreștere a impulsului.

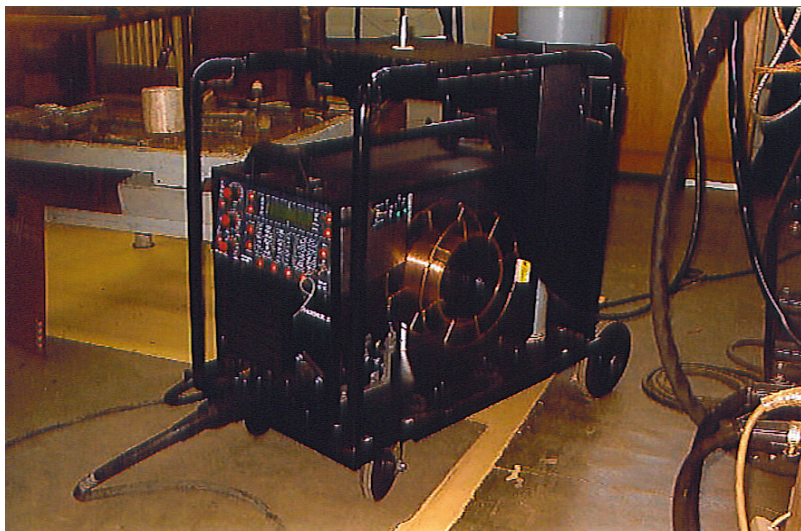
*Avantajele principale ale surselor cu invertor sunt:*

- greutatea sursei este micșorată de circa 10 ori față de sursele precedente;
- reducerea puternică a greutății transformatorului și a inductanței de netezire;
- posibilitatea obținerii oricărei forme de puls pentru curentul de sudare.

*Dezavantajele principale sunt:*

- necesitatea utilizării unor tranzistoare de putere la tensiuni ridicate (800-1000 V);
- sensibilitatea tranzistoarelor față de supratensiunile ce apar pe rețeaua de alimentare datorită altor mașini electrice de forță, racordate la aceeași rețea;
- necesitatea montării unui filtru de rețea de construcție mai deosebită (cât mai ușor) care să protejeze rețeaua față de tensiunile transmise prin diferite cuplaje, cu frecvență de 300 Hz care este frecvența maximă a impulsurilor de curent la sudare.

Sursa de sudare cu care s-au efectuat probele sudate este „PHOENIX 300” produsă de firma EWM Germania. În figura 2.10 este redată o imagine de ansamblu a acesteia.



**Fig. 2.10.** Sursa de sudare "PHOENIX 300"

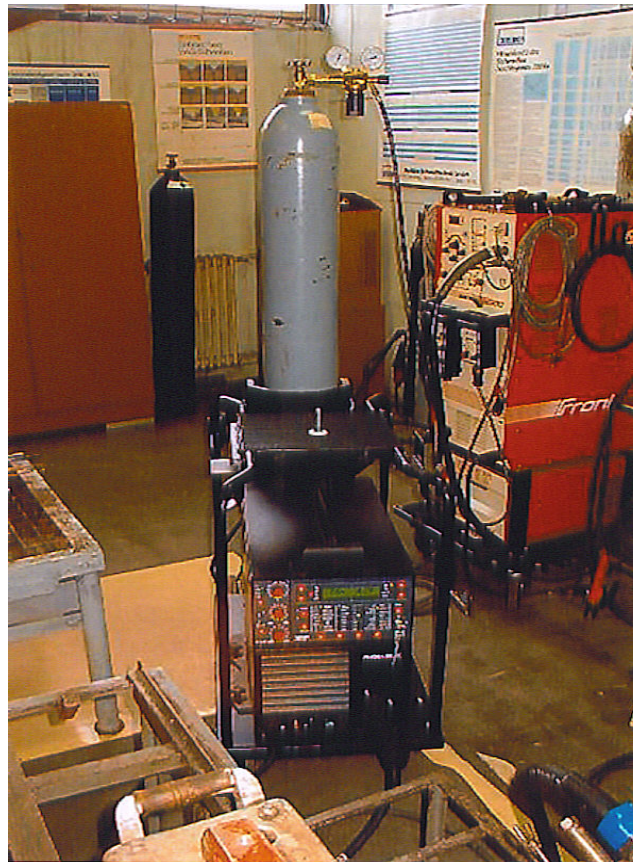
Din ambele mărci de oțel livrate sub formă de table au fost prelevate fâșii cu lungimea de 600 mm și lățimea de 150 mm care au servit la determinarea prin experiment a parametrilor tehnologici optimi ai procesului de sudare. Tratamentul termic anterior sudării oțelului termorezistent nr. 7335 (14MoCr10) a fost o normalizare (925°C / aer) urmată de o revenire înaltă (650°C / aer), iar la oțelul austenitic X6CrNiTi18.10 (10TiNiCr180) a fost o călire pentru punere în soluție de la 1050 –1080°C cu răcire bruscă în apă.

Concomitent cu sudarea s-a aplicat un tratament de preîncălzire la 200°C doar pentru fâșiile de tablă din oțel termorezistent.

<b>TABELUL 2.5. Parametrii procesului de sudare</b>				
<b>Parametrii de sudare</b>	<b>Suduri în colț – probe A</b>		<b>Suduri în colț – probe B</b>	
	<b>Sudarea 1</b>	<b>Sudarea 2</b>	<b>Sudarea 1</b>	<b>Sudarea 2</b>
$v_{ae}$ [m/min]	8	8	8	8
$\Delta U$ [V]	+2	+2	+3	+3
Corecția dinamică	-1	+2	+2	+2
$v_s$ [cm/min]	49	49	43 – 44	43 – 44
$I_s$ [A]	224	224	221	231
$U_s$ [V]	24,2	24,6	25,5	24,3

În tabelul 2.5 sunt centralizate datele finale care definesc valorile optime ale regimului de sudare. Pe baza acestora au fost realizate atât îmbinări cap la cap cât și îmbinări în colț. Ulterior, pentru aprecierea calității îmbinărilor realizate, au fost prelevate probe de tracțiune statică, probe de reziliență și probe pentru investigații metalografice și examinări sclerometrice.

În continuare se face o prezentare succintă a echipamentului folosit, a modului de pregătire în vederea sudării și a conducerii procesului propriu-zis.



**Fig. 2.11.** Echipamentul pentru sudare multiproces "PHOENIX 300" cu butelia de gaz

Echipamentul „PHOENIX 300” are următoarele caracteristici tehnice:

- $U_{1r}$  3x400 V (-25% - +20%),  
la 50/60 Hz
- $I_{sn}$  3x415 V (-25% - +15%)  
DA = 30% (40°C)  
DA = 35% (20°C)
- $I_s$  = 220 A, DA = 60% (40°C)
- $I_p$  = 170 A, DA = 100%



▪ $U_{SO}$	=	103 V
▪ $V_{ae}$	=	0,5 – 24 m/min
▪ $\cos\varphi$	=	0,99
▪ $\eta$	=	0,89
▪ izolație		clasa H
▪ masa		42,5 kg

Setarea inițială a echipamentului:

- Sârmă: 18.8.Mn (nr. 1.4370),  $\Phi 1,2$   
(setare: Cr-Ni-Mo)
- Gaz: CRONIGON 2 (setare: 91-99% Ar)
- Procedeu: MIG/MAG PULSAT
- Debit de gaz: 18 l/min
- Lungimea capătului liber:  $l_1 = 16$  mm.
- Tabla de oțel:
  - inox:  $s = 5$  mm, termorezistent:  $s = 8$  mm
- Poziția pistolului: împins cu o înclinare de 5-10°
- Viteza de sudare asigură o grosime a sudurii de colț de aproximativ 4-4,5 mm
- Rostul dintre componente: 1,2 mm
- Temperatura oțelului termorezistent la sudarea a doua: 100-150° C.

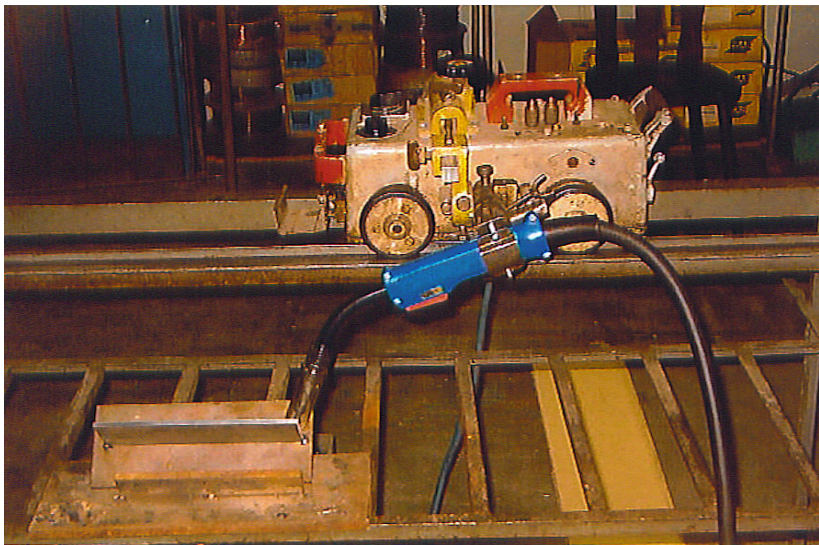
Echipamentul "Phoenix 300" permite următoarele procedee:

- MIG/MAG standart și pulsant
- WIG în curent continuu, cu amorsare prin lift-arc
- sudarea manuală în curent continuu.

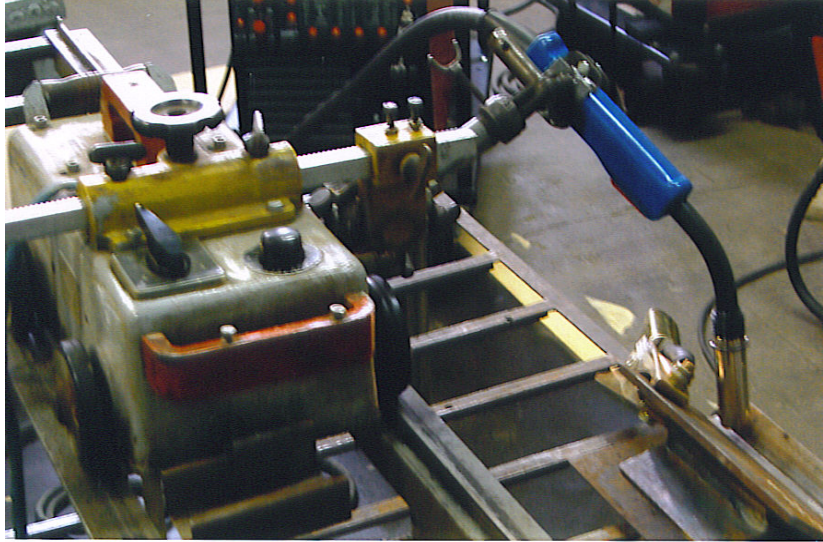
Echipamentul este prevăzut cu microprocesor care asigură calculul parametrilor de sudare pentru 128 programe presetate de fabrică; de asemenea, este prevăzut cu 128 căsuțe cu memorie liberă pentru programe ale utilizatorului. Toate cele 128 programe presetate sunt sinergice, din acestea 126 sunt pentru MIG/MAG, iar două pentru SE și WIG. În vederea începerii operației de sudare sunt necesare următoarele operații:

1. Selecția procesului de sudare. Se poate opta pentru următoarele variante:
  - MIG/MAG
  - MIG/MAG lipire
  - MIG/MAG încărcare
  - MIG/MAG cu sârmă tubulară cu pulbere metalică
  - MIG/MAG cu sârmă tubulară cu pulbere rutilică
  - MIG/MAG cu sârmă tubulară cu pulbere bazică
  - WIG
  - SE
2. Selecția tipului materialului de adaos:
  - G3P3Si
  - Cr-Ni
  - Cr-Ni-Mo

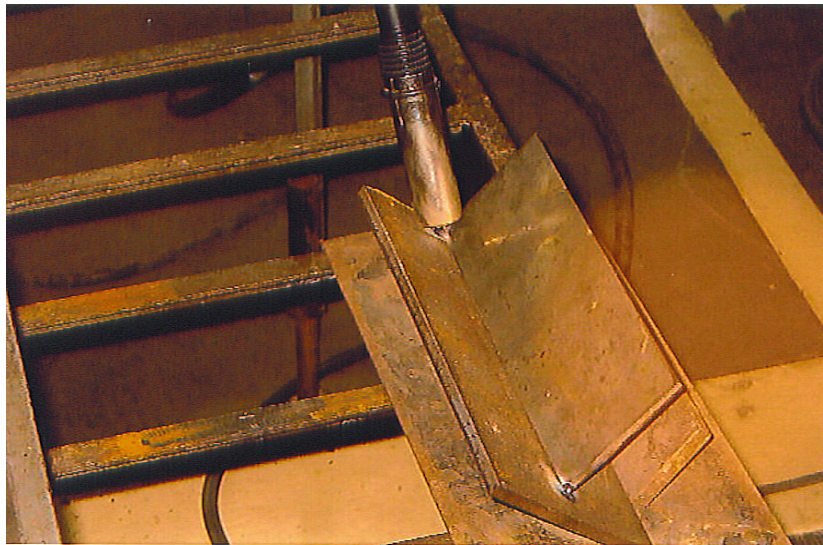
- Cu-Si
  - Cu-Al
  - Al-Mn
  - Al-Si
  - Al 99%
3. Selecția diametrului sârmei:
- 0,8 mm
  - 0,9-1,0 mm
  - 1,2 mm
  - 1,6 mm
4. Selecția gazului de protecție:
- CO<sub>2</sub> 100%
  - 80-90% Ar + 20-10% CO<sub>2</sub>
  - 100% Ar
  - 0-2% N + Ar sau Ar + He
  - 15-70% He + Ar rest
5. Selecția afișajului pentru introducerea parametrilor de operare, adică: viteza de avans a sârmei  $v_{ae}$ , curentul de sudare  $I_s$ , grosimea tablei, grosimea sudurii de colț.
6. Reglarea punctului de operare.



**Fig. 2.12.** Tractorul de sudare cu capul echipamentului PHOENIX și piesa de îmbinat



**Fig. 2.13.** Poziționarea capului de sudare



**Fig. 2.14.** Poziționarea capului de sudare față de componentele de sudat la începutul operației de sudare

Combi-națiile dintre proces, material, diametru de sârmă, gaz sunt cuprinse în cele 128 programe; de aici rezultă că nu toate combi-națiile posibile sunt materializate în programele presetate.



**Fig. 2.15.** Cusătura sudată

Tot pentru MIG/MAG există posibilitatea selectării separate între procesul standard și cel pulsant. În puls și mai ales la sudarea MIG a aluminiului, s-a prevăzut un proces special numit „Superpuls”, prin care viteza de avans a sârmei, respectiv curentul de sudare sunt pendulate permanent între două limite cu avantaje tehnologice evidente pentru calitatea îmbinării sudate.

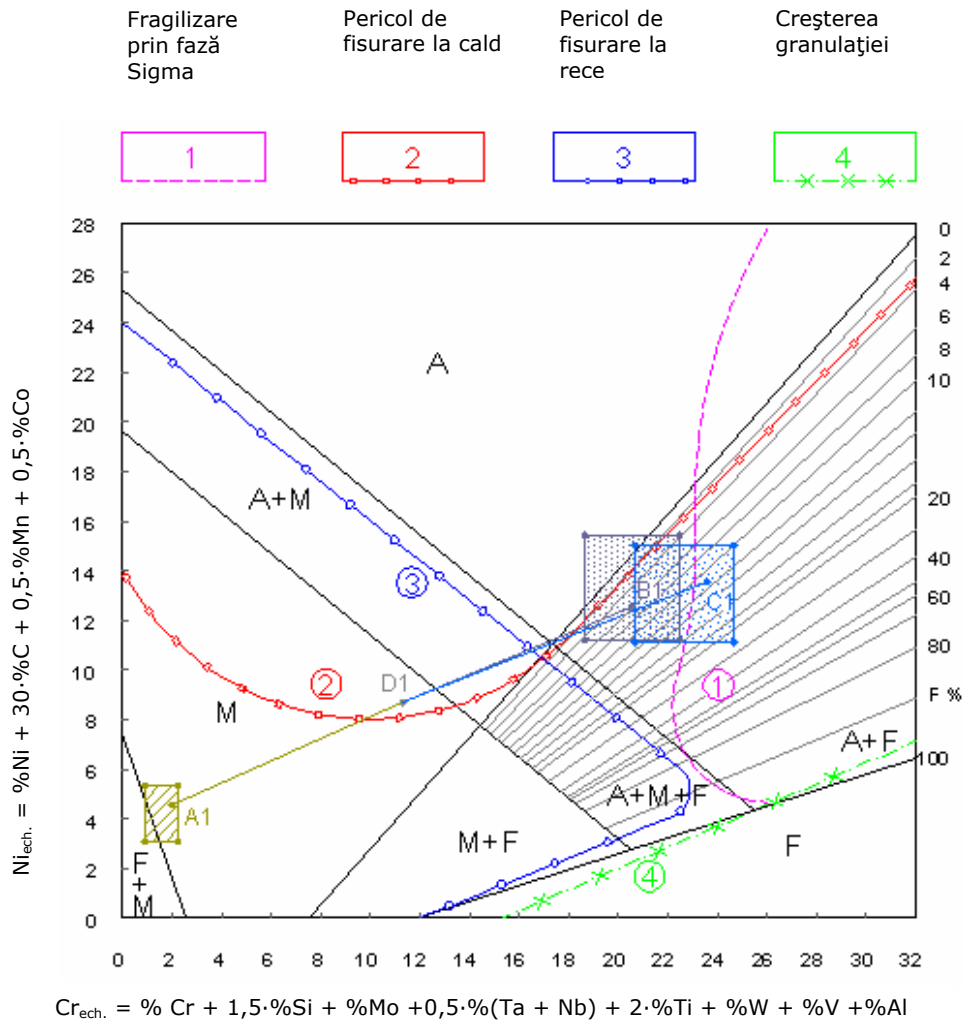
Construcția echipamentului asigură prin microprocesorul propriu operații de memorare a unor programe de tip utilizator în 128 căsuțe de memorie și de asemenea încărcarea a trei joburi speciale: SP1, SP2, SP3 de utilizare mai frecventă care pot fi apelate direct de pe panoul echipamentului. Printr-un program special și printr-o cheie specială se pot face toate operațiile de reglare de la un computer.

## 2.8 Analiza micrografică a îmbinărilor sudate

La realizarea îmbinărilor sudate "alb-negru" prin procedeul MIG/MAG în curent pulsant, baia topită este constituită atât din materialul de adaos cât și din anumite părți ale celor două metale de bază. Procesul de sudare provoacă o mișcare a băii de sudură și în același timp o amestecare a materialului de adaos topit cu metalele de bază adiacente. O bună compatibilitate între metalele de bază și materialul de adaos trebuie să asigure formarea unei microstructuri corespunzătoare, fără defecte de continuitate metalică și fără prezența unor constituenți duri și fragili. Acesta este motivul pentru care materialul de adaos selectat, oțel 18.8.Mn (nr. 1.4370) are o compoziție chimică apropiată de cea a metalului de bază cu gradul de aliere cel mai ridicat. Diluția materialului de adaos înalt aliat cu ambele metale de bază și în principal cu oțelul termorezistent 14MoCr10 are o importanță deosebită în sensul că trebuie să compenseze parțial diferențele de compoziție chimică.

Problema fundamentală a selecției materialului de adaos a vizat obținerea unor îmbinări sudate "alb-negru" cu tenacitate ridicată și lipsite de fisuri.

Cel mai important mijloc care ajută la înțelegerea proceselor care au loc la sudarea acestor materiale respectiv la predicția microstructurii metalului depus în stare brută sudată este diagrama Schöffler (figura 2.16).



**Fig. 2.16.** Predicția microstructurii metalului depus la sudarea MIG a oțelului slab aliat 14MoCr10 cu oțel înalt aliat 10TiNiCr180 folosind o sârmă plină 18.8.Mn ca material de adaos

Prescripțiile de compoziție chimică alături de compoziția chimică efectivă a materialelor care au participat la formarea îmbinărilor sudate se prezintă în tabelele 2.6 – 2.8.

Pe baza acestor date au fost calculate valorile cromului echivalent și nichelului echivalent care definesc dreptunghiul caracteristic, respectiv punctul

nominal caracteristic (A1 pentru oțelul 14MoCr10, B1 pentru oțelul 10TiNiCr180 și C1 pentru materialul de adaos 18.8.Mn).

La sudarea MIG/MAG în curent pulsant se ține seama de faptul că gradul de diluție este de 10-15%. Acceptând ideea că atât din oțelul 14MoCr10 cât și din oțelul inoxidabil austenitic 10TiNiCr180 vor fi topite părți egale, rezultă că metalul depus se va amesteca cu aliajul D1 constituit jumătate din oțelul slab aliat și jumătate din oțelul înalt aliat. Unind punctele D1 și C1 printr-o linie dreaptă și ținând seama de gradul de diluție vom observa că se formează un metal depus austenitic cu o proporție de 6-11% ferită  $\delta$  care prezintă o mare siguranță față de fisurarea la cald. Dacă gradul de diluție este mai mare, de exemplu 30%, metalul depus va conține doar 4% ferită  $\delta$  situându-se la limita de siguranță față de fisurarea la cald. La o diluție de 50% se va atinge linia de 0% ferită  $\delta$  și ca urmare pericolul de fisurare la cald va deveni semnificativ. Microstructura metalului depus va conține alături de austenită o anumită cantitate de martensită care va mări sensibilitatea față de fisurarea la rece. Așadar, la o diluție de 50% probabilitatea de fisurare a îmbinării sudate este foarte mare.

<b>TABELUL 2.6 Compoziția chimică a oțelului termorezistent folosit ca metal de bază</b>									
Marca de oțel	Compoziția chimică, %								Observații
	C	Mn	Si	Cr	Mo	P <sub>max</sub>	S <sub>max</sub>	Al	
14MoCr10	0,10-0,18	0,40-0,70	0,15-0,35	0,70-1,10	0,40-0,55	0,035	0,035	0,015-0,045	Prescripții impuse
	0,15	0,53	0,32	0,94	0,51	0,021	0,022	0,028	Compoziția efectivă

Valorile punctelor care definesc dreptunghiul caracteristic sunt:

$$\begin{aligned}
 Cr_{ech.min.} &= 0,70 + 1,5 \times 0,15 + 0,40 + 0,015 &&= 1,34 \% \\
 Cr_{ech.max.} &= 1,10 + 1,5 \times 0,35 + 0,55 + 0,045 &&= 2,22 \% \\
 Ni_{ech.min.} &= 0,50 \times 0,40 + 30 \times 0,10 = 0,20 + 3,0 &&= 3,20 \% \\
 Ni_{ech.max.} &= 0,50 \times 0,70 + 30 \times 0,18 = 0,35 + 5,4 &&= 5,75 \%
 \end{aligned}$$

Valorile punctului nominal caracteristic sunt:

$$\begin{aligned}
 Cr_{ech.} &= 0,94 + 1,5 \times 0,32 + 0,51 + 0,028 &&= 1,958 \% \\
 Ni_{ech.} &= 0,50 \times 0,53 + 30 \times 0,15 &&= 4,765 \%
 \end{aligned}$$

<b>TABELUL 2.7 Compoziția chimică a oțelului inoxidabil folosit ca metal de bază</b>									
Marca de oțel	Compoziția chimică, %								Observații
	C	Mn	Si	Cr	Ni	P <sub>max</sub>	S <sub>max</sub>	Ti	
10TiNiCr180	max 0,10	max 2,0	max 1,0	17- 19	9- 11,5	0,045	0,030	min. 5x%C	Prescripții impuse
	0,08	1,86	0,62	18,2	10,6	0,023	0,019	0,64	Compoziția efectivă

Valorile punctelor care definesc dreptunghiul caracteristic sunt:

$$\begin{aligned} Cr_{ech.min.} &= 17 + 1,5 \times 0,5 + 2 \times 0,50 &&= 18,75 \% \\ Cr_{ech.max.} &= 19 + 1,5 \times 1,0 + 2 \times 1,0 &&= 22,50 \% \\ Ni_{ech.min.} &= 9 + 0,50 \times 1,2 + 30 \times 0,06 &&= 11,40 \% \\ Ni_{ech.max.} &= 11,5 + 0,50 \times 2,0 + 30 \times 0,10 &&= 15,50 \% \end{aligned}$$

Valorile punctului nominal caracteristic sunt:

$$\begin{aligned} Cr_{ech.} &= 18,20 + 1,5 \times 0,62 + 2 \times 0,64 &&= 20,41 \% \\ Ni_{ech.} &= 10,6 + 0,50 \times 1,86 + 30 \times 0,08 &&= 13,93 \% \end{aligned}$$

<b>TABELUL 2.8 Compoziția chimică a sârmei pline folosită ca material de adaos</b>								
Marca de oțel	Compoziția chimică, %							Observații
	C <sub>max</sub>	Mn	Si <sub>max</sub>	P <sub>max</sub>	S <sub>max</sub>	Cr	Ni	
18.8 Mn	0,20	4,50 - 7,50	1,5	0,035	0,025	17 - 20	7-10	Prescripții impuse
	0,12	5,8	1,32	0,023	0,023	19,2	8,2	Compoziția efectivă

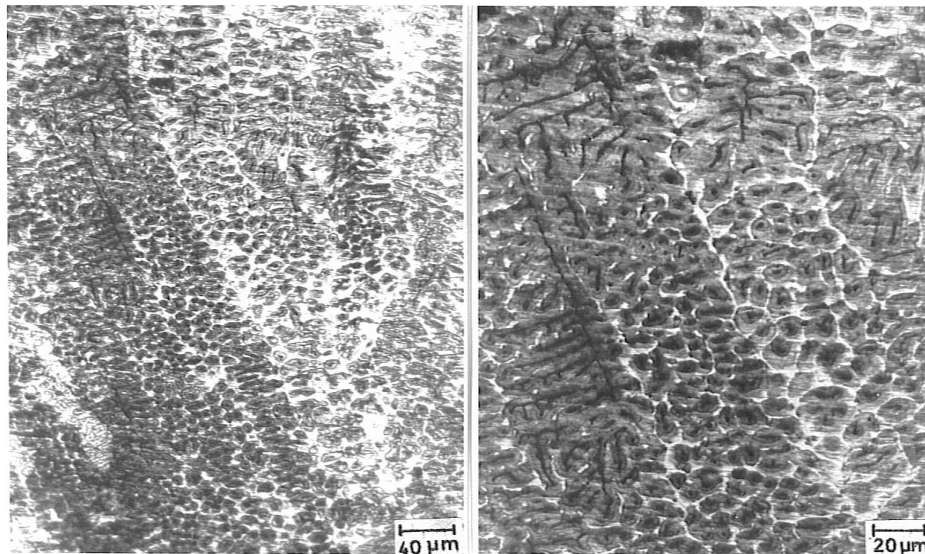
Valorile punctelor care definesc dreptunghiul caracteristic sunt:

$$\begin{aligned} Cr_{ech.min.} &= 17 + 1,5 \times 1,0 &&= 18,50 \% \\ Cr_{ech.max.} &= 20 + 1,5 \times 1,5 &&= 22,50 \% \\ Ni_{ech.min.} &= 7 + 0,50 \times 4,5 + 30 \times 0,10 &&= 12,27 \% \\ Ni_{ech.max.} &= 10 + 0,50 \times 7,5 + 30 \times 0,20 &&= 19,75 \% \end{aligned}$$

Valorile punctului nominal caracteristic sunt:

$$\begin{aligned} Cr_{ech.} &= 19,2 + 1,5 \times 1,32 &&= 21,18 \% \\ Ni_{ech.} &= 8,2 + 0,50 \times 5,8 + 30 \times 0,12 &&= 14,70 \% \end{aligned}$$

Rezultatele investigațiilor metalografice (figura 2.17 ... 2.22) efectuate asupra unor probe prelevate după o direcție perpendiculară față de axa longitudinală a sudurii, confirmă predicțiile oferite de diagrama Schäffler. Astfel, cusătura sudată prezintă o structură dendritică formată din austenită și o proporție de 8 – 10% ferită  $\delta$  (figura 2.17) care să preîntâmpine fisurarea la cald. Metalul de bază austenitic neavând punct de transformare în stare solidă își va păstra microstructura neschimbată în subzona de supraîncălzire a zonei influențate termic (Z.I.T.).

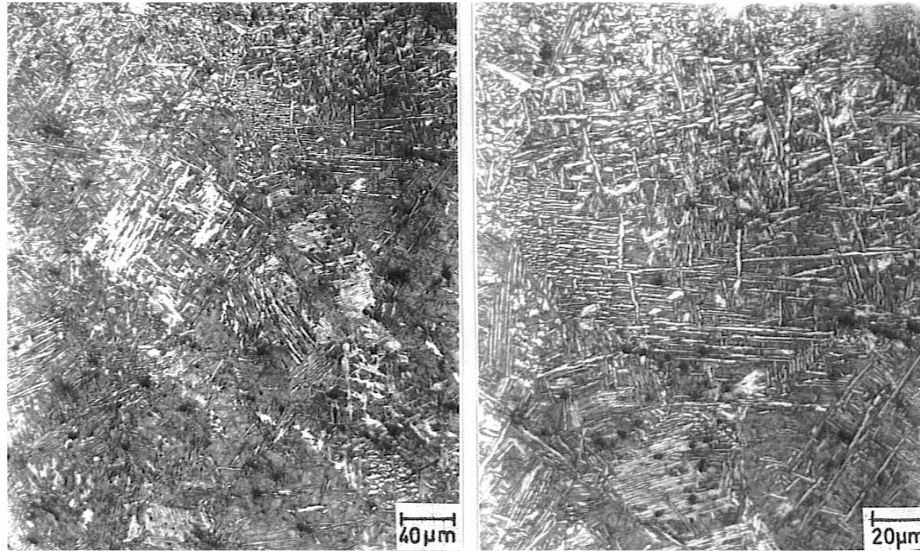


**Fig. 2.17.** Zona cusăturii sudate

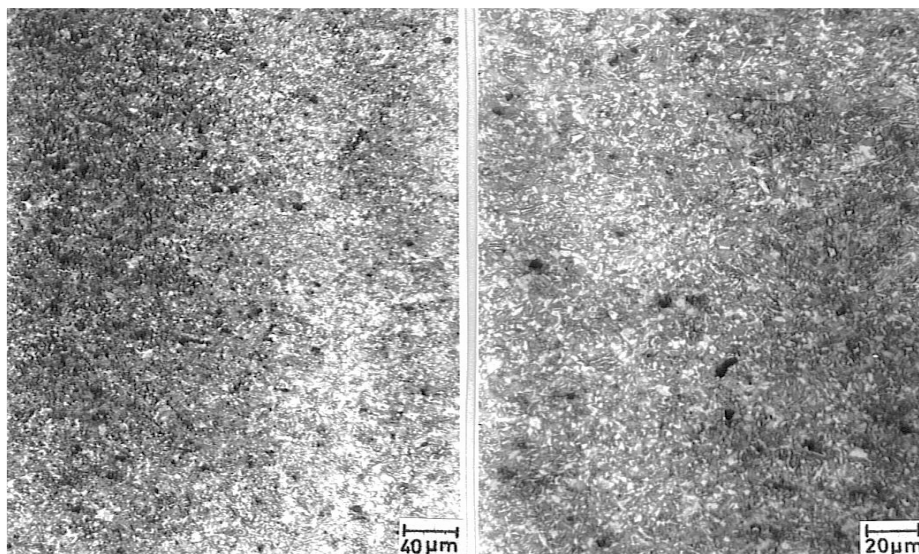
Procesul de solidificare se amorsează pe pereții cristalelor ambelor metale de bază rămase în stare solidă, iar creșterea grăunților este epitaxială. În zona adiacentă liniei de fuziune a oțelului austenitic, căldura dezvoltată la sudare a favorizat punerea în soluție a particulelor de faze secundare și o ușoară dezvoltare a grăunților cristalini (fig 2.21). În schimb, subzona de supraîncălzire din zona influențată termic (Z.I.T) a oțelului cu punct de transformare în stare solidă se caracterizează printr-o microstructură eterogenă ferito-bainito-martensitică (figura 2.18) determinată în principal de eterogenitățile diluției. Prezența elementelor de aliere (Cr, Mo) formatoare de carburi ridică valorile punctelor critice  $Ac_1$  și  $Ac_3$  întârziind transformările cu difuzie în cursul procesului de austenitizare.

Ca urmare, în Z.I.T. se va obține o austenită neomogenă care prin răcire cu viteză mare va conduce la formarea localizată a unor colonii martensitice cu conținut ridicat în carbon.(figura 2.18)

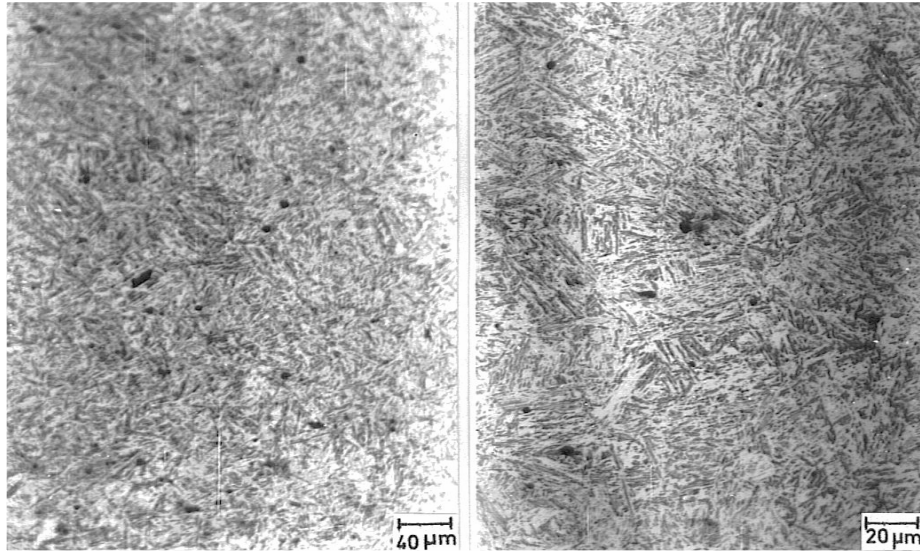




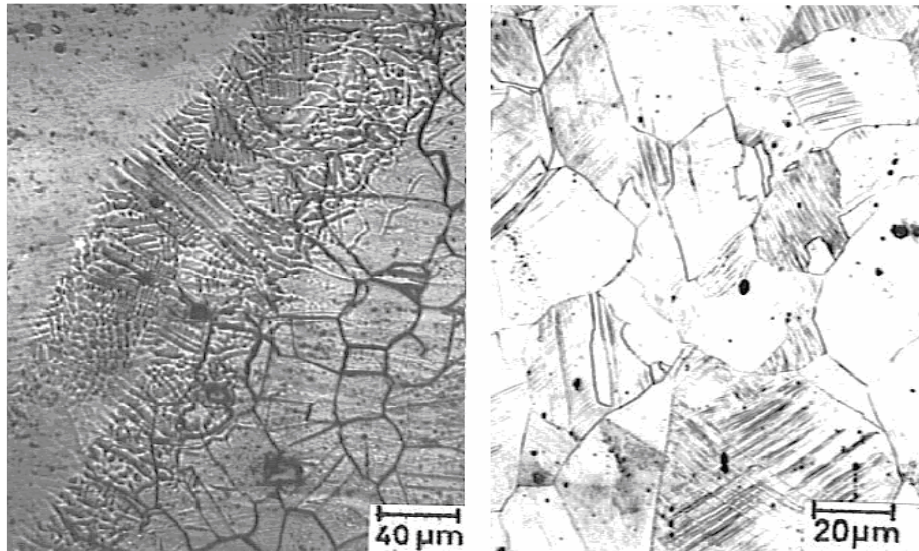
**Fig. 2.18.** Subzona de supraîncălzire a oțelului 14MoCr10



**Fig. 2.19.** Subzona de normalizare a oțelului 14MoCr10



**Fig. 2.20.** Metal de bază - oțel 14MoCr10



**Fig. 2.21.** Interfața M.D.-zona de supraîncălzire

**Fig. 2.22.** Metal de bază-oțel 10TiNiCr180

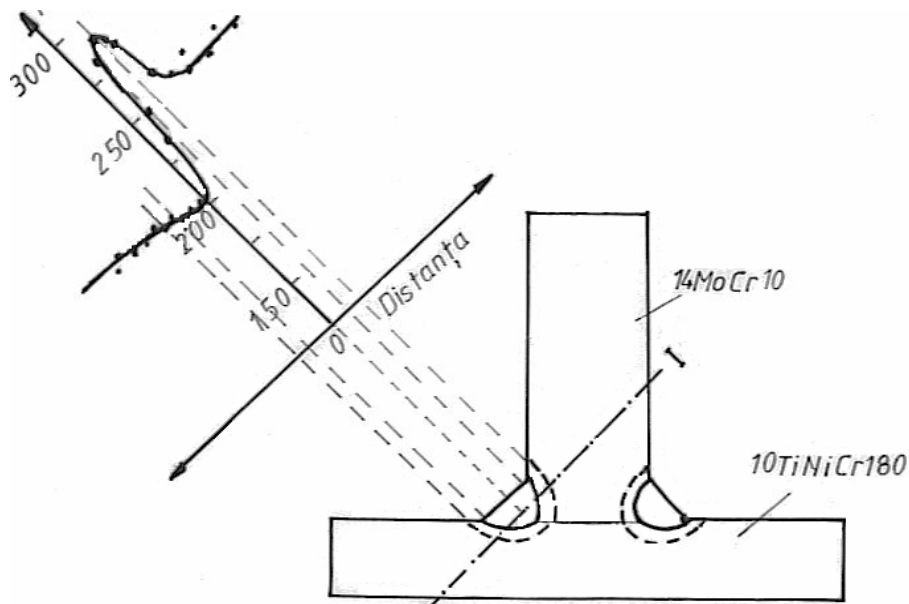
Cele două metale de bază neafectate de procesul de sudare, au o microstructură alcătuită din ferită aliată + carburi (figura 2.20 - oțel 14MoCr10), respectiv austenită cu macle de recoacere (figura 2.22 - oțel 10TiNiCr180).

Se mai face precizarea că atât în metalul depus cât și pe interfața dintre acesta și metalele de bază nu s-au semnalat defecte de tipul porozităților și suflurilor și nici microfisuri sau alte defecte de continuitate metalică.

## 2.9 Examinări sclerometrice asupra îmbinărilor sudate

Deoarece valorile de duritate sunt cele mai sensibile la modificările microstructurale induse prin ciclul termic de sudare, asemenea examinări au fost conduse pe probe prelevate pe o direcție perpendiculară față de cusătura sudată.

În figura 2.23 se reprezintă curba gradient de duritate pe secțiunea îmbinării sudate după direcția I-I care cuprinde toate zonele caracteristice acesteia.



**Fig. 2.23.** Distribuția durității pe secțiunea transversală a îmbinării sudate

Metalul de bază austenitic posedă valori de duritate  $HV = 210...220 \text{ daN/mm}^2$ , corespunzătoare unei microstructuri austenitice cu o mică proporție de ferită  $\delta$  și de carburi.

În subzona de supraîncălzire a Z.I.T. a acestui metal de bază se constată o ușoară tendință de micșorare a durității până la valori de cca. 200 HV, fenomen care se explică prin punerea în soluție a unei părți din fazele secundare în cursul procesului de austenitizare la sudare.

Zona influențată termic a metalului de bază 14MoCr10, adiacentă liniei de fuziune marchează o ușoară creștere a durității, până la valori  $HV = 280...290 \text{ daN/mm}^2$  fapt datorat călibrității relativ mari a acestui oțel.

În fine, metalul de bază 14MoCr10 prezintă valori de duritate  $HV = 245...255 \text{ daN/mm}^2$ , corespunzătoare tratamentului termic de normalizare urmată de revenire înaltă aplicat înainte de sudare.

## 2.10 Concluzii

Realizarea îmbinărilor sudate "alb-negru" între oțelurile 14MoCr10 și 10TiNiCr180 prin procedeul MIG/MAG în curent pulsat cu folosirea ca material de adaos a sârmei înalt aliate 18.8.Mn este oportună și oferă avantaje tehnice și economice importante, materializate în principal printr-o îmbunătățire a calității sudurii, o productivitate ridicată și o mare flexibilitate în conducerea procesului prin transferul fără scurtcircuit a metalului topit în tot domeniul de lucru. Pentru grosimi de 2 – 5 mm ale metalului de bază, un diametru al sârmei electrod de 1,2 mm și un gaz de protecție CRONIGON 2, valorile parametrilor optimi ai regimului de sudare sunt:

$$I_s = 221...231 \text{ A}; U_s = 24,2...25,5 \text{ V}; v_{ae} = 8 \text{ m/min}; v_s = 43...49 \text{ cm/min}.$$

Predicția microstructurii metalului depus cu ajutorul diagramei Schöffler alături de rezultatele examinărilor micrografice pe probele prelevate din îmbinări sudate demonstrează existența unei structuri dendritice de austenită cu o proporție de 4...10% ferită  $\delta$  care va preîntîmpina fenomenul de fisurare la cald. Procesul de solidificare a băii de metal topit se amorsează pe pereții cristalelor ambelor metale de bază rămase în stare solidă, iar creșterea grăunților este epitaxială.

Urmare a călibilității relativ mari a oțelului 14MoCr10, datorată elementelor de aliere alifagene (Cr, Mo) formatoare de carburi, în zona influențată termic se obține o austenită neomogenă care prin răcire cu viteză mare conduce la formarea localizată a unor colonii martensitice cu conținut ridicat în carbon și valori de duritate  $HV = 280...290 \text{ daN/mm}^2$ .

Examinările macro- și micrografice efectuate asupra unor probe cu fețe transversale prelevate din îmbinările sudate în colț dovedesc că acestea sunt lipsite de defecte de continuitate, că au o geometrie corespunzătoare și o sensibilitate redusă la fenomenul de fisurare.

### 3. Cercetări asupra transformărilor intervenite în îmbinările sudate "alb-negru"

#### 3.1 Morfologia martensitei din zona de tranziție a îmbinărilor sudate "alb-negru" (10TiNiCr180-14MoCr10)

##### 3.1.1 Introducere

La îmbinările sudate alb-negru apar două particularități importante care pot influența negativ capacitatea de preluare a solicitărilor mecanice și stabilitatea la coroziune.

Prima dintre acestea se referă la faptul că prezența carbonului în oțeluri face posibilă formarea carburilor și dizolvarea acestora prin procese condiționate termodinamic.

A doua particularitate rezidă în formarea martensitei în zona de tranziție. Deoarece această zonă este foarte îngustă la scară microscopică, investigarea microstructurii și proprietăților acesteia s-a făcut în mică măsură până în momentul de față. În cele ce urmează se vor analiza factorii care condiționează morfologia martensitei în îmbinările "alb-negru" dintre un oțel austenitic și un oțel slab aliat termorezistent, folosind ca procedeu sudura MIG-MAG în curent pulsant, iar ca material de adaos o sârmă de oțel 18CR-8Ni-6Mn.

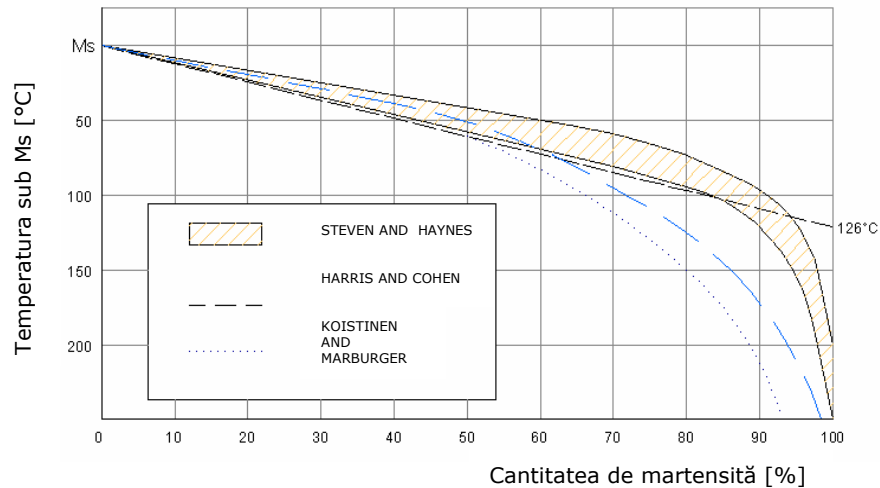
##### 3.1.2 Predicția temperaturii punctului critic $M_s$

Pornind de la compoziția chimică a celor două metale de bază și a materialului de adaos și având în vedere valorile gradului de diluție, cu ajutorul diagramei Schaeffler se poate aproxima natura structurii cusăturii sudate. Totodată se poate face o estimare a structurilor martensitice din domeniul zonei de tranziție.

Producerea transformării martensitice la oțeluri are loc doar la răcire continuă cu viteze mai mari decât cea critică de călire într-un interval de temperatură  $M_s \dots M_f$ . Literatura de specialitate prezintă numeroase relații de calcul ale temperaturii punctului critic  $M_s$  [81]. Utilizatorul unor asemenea formule trebuie să aibă în vedere că ele sunt valabile numai pentru anumite valori limită ale elementelor de aliere. Pentru îmbinările sudate alb-negru la care în zona de tranziție  $0,03\% < C < 0,35\%$ ,  $Ni > 5\%$  și  $(Cr + Si) > 6\%$ , punctul  $M_s$  poate fi determinat cu următoarea relație:

$$M_s = 454 - 210C + 4,2/C - 21Ni - 10,5Mn - 16,8Cr - 16,8Mo - 25,5Si - 8,4Nb.$$

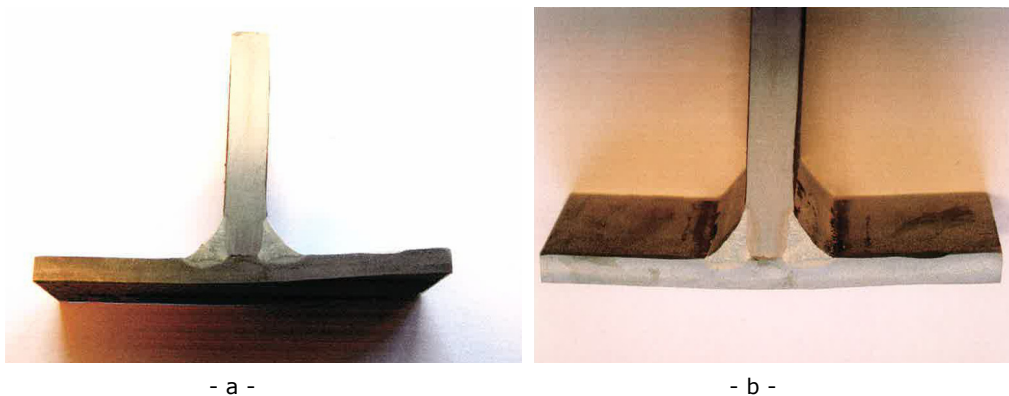
Pentru utilizator este foarte important să se știe că intervalul de temperatură între  $M_s$  și  $M_f$ , în condițiile unei comportări liniare la transformare, se ridică la 126°C. La acest  $\Delta T$  cca. 80% din structură s-a transformat în martensită [88] (figura 3.1). De exemplu, dacă  $M_s = +50^\circ C$ , proporția de martensită la  $T=0^\circ C$  este de cca. 40%.



**Fig. 3.1.** Variația cantității de martensită din oțeluri în funcție de temperatură

Folosirea relației de calcul a punctului  $M_s$  a necesitat determinarea prealabilă a gradului de diluție. Pornind de la valorile acestuia au fost estimate concentrațiile în carbon și în elemente de aliere pentru fiecare microporțiune a zonei cu structură martensitică. Pentru evaluarea gradului de diluție s-a pornit de la examinarea macrografică a unor probe cu fețe transversale prelevate din îmbinări în V, îmbinări în colț și din depuneri.

La îmbinările sudate în colț, din motive de optimizare a diluției, tabla așezată orizontal a fost din oțelul inoxidabil austenitic (figura 3.2) Deși ambele modalități de așezare a componentelor de sudat au condus la realizarea unor îmbinări corespunzătoare din punct de vedere al calității geometrice, urmare a gradelor diferite de diluție se recomandă ca tabla așezată orizontal să fie din oțelul înalt aliat. Îndeosebi la rosturi în formă de V, datorită gradelor diferite de diluție obținute pe secțiunea transversală se formează constituenți microstructurali de natură diferită.



- a -

- b -

**Fig. 3.2.** Două imagini macrografice ale unei îmbinări în colț la care tabla așezată orizontal este din oțel înalt aliat

### 3.1.3 Examinarea interfeței martensitice

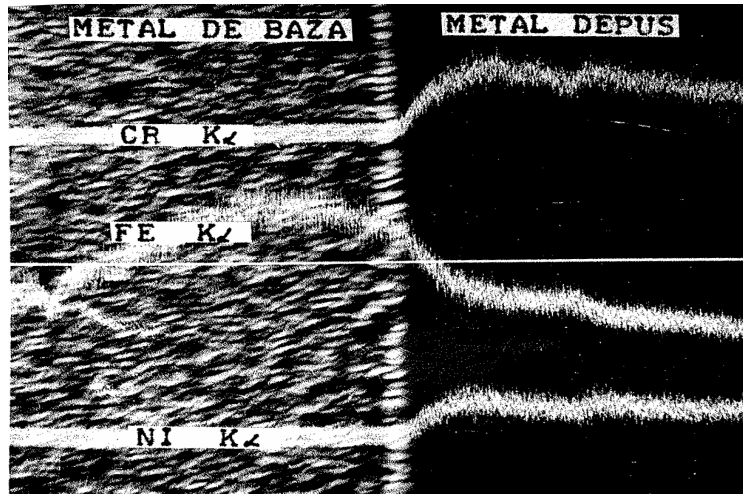
În primă aproximație, zona de tranziție a îmbinărilor "alb-negru" se compune din următoarele trei domenii structurale:

#### Z.I.T a oțelului 14MoCr10 / rețea martensitică / metal depus austenitic.

Domeniul structurii martensitice începe nemijlocit pe linia de fuziune și se întinde în metalul depus. Una din cauzele care au condus la apariția fazei martensitice o constituie turbulențele din metalul depus determinate de presiunea arcului electric astfel că adesea iau naștere și insule cu o asemenea microstructură, acestea din urmă sunt favorizate în cazul sudării manuale cu arcul electric [9].

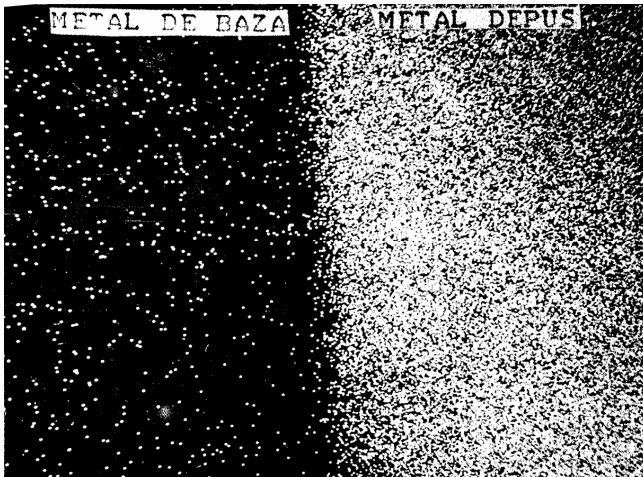
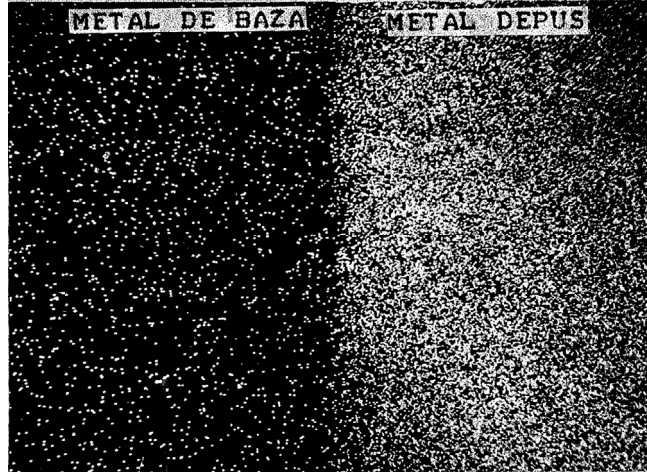
Cercetările anterioare au demonstrat că formarea unei interfețe martensitice este posibilă și la sudarea cu un material de adaos din aliaje pe bază de nichel [82], iar în urma atacului metalografic se delimitează clar de microstructurile învecinate.

În schimb, la sudarea cu material de adaos austenitic este de așteptat o scădere pronunțată a concentrației principalelor elemente de aliere (Cr, Ni). Pentru evidențierea particularităților interfeței martensitice au fost efectuate investigații calitative și cantitative la microsonda electronică pe secțiuni transversale prelevate din probe de metal depus cu sârma 18Cr-8Ni-6Mn pe oțelul termorezistent 14MoCr10. Rezultatele obținute sunt sintetizate în figurile 3.3.....3.8.



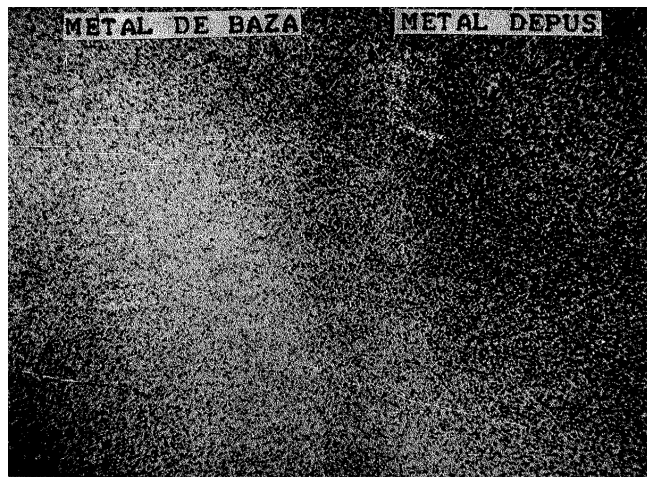
**Fig. 3.3.** Profilul variației liniare a concentrației în Cr, Ni și Fe de o parte și de alta a liniei de topire

**Fig. 3.4.** Imaginea de repartiție a cromului

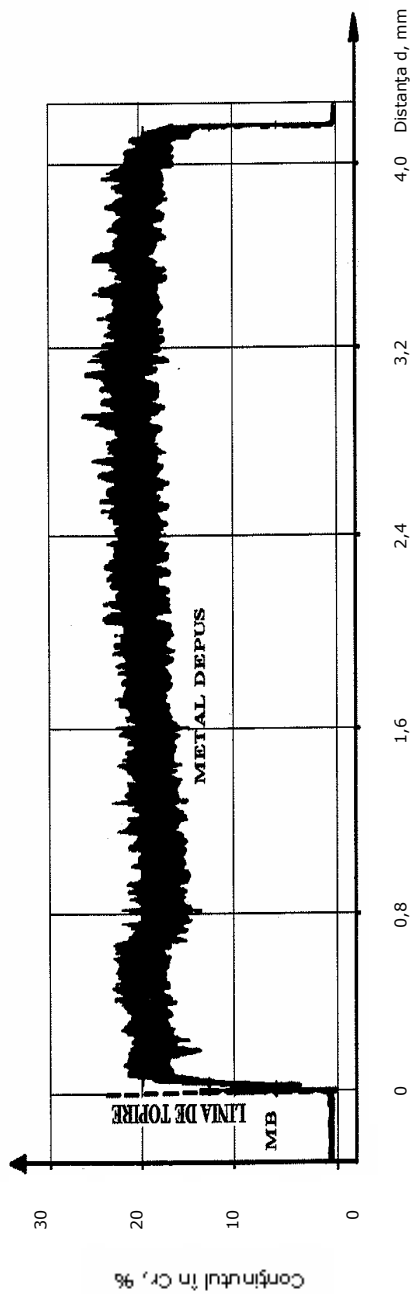


**Fig. 3.5.** Imaginea de repartiție a nichelului

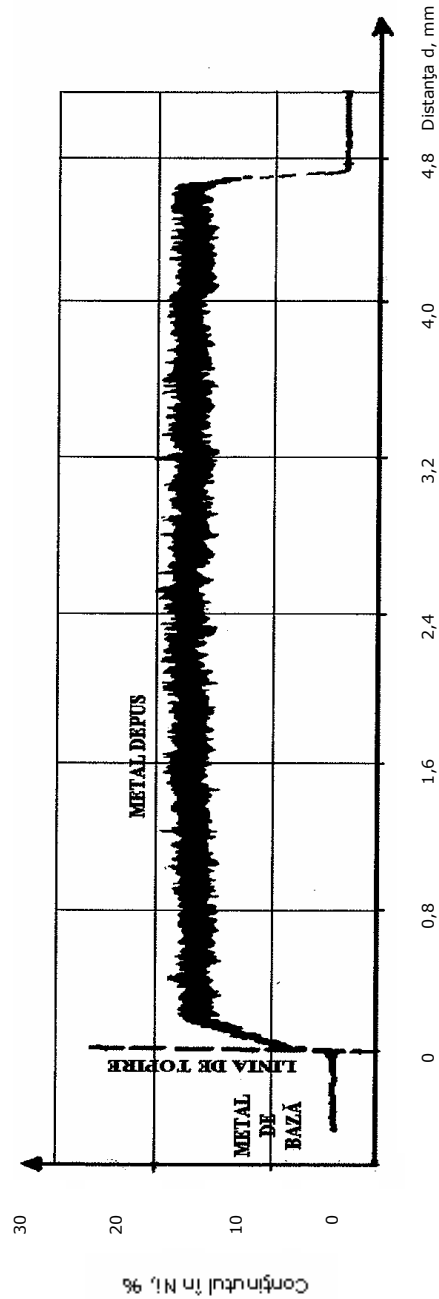
**Fig. 3.6.** Imaginea de repartiție a fierului







**Fig. 3.7.** Variația liniară a conținutului în Cr



**Fig. 3.8.** Variația liniară a conținutului în Ni

Din analiza acestora se desprind următoarele observații:

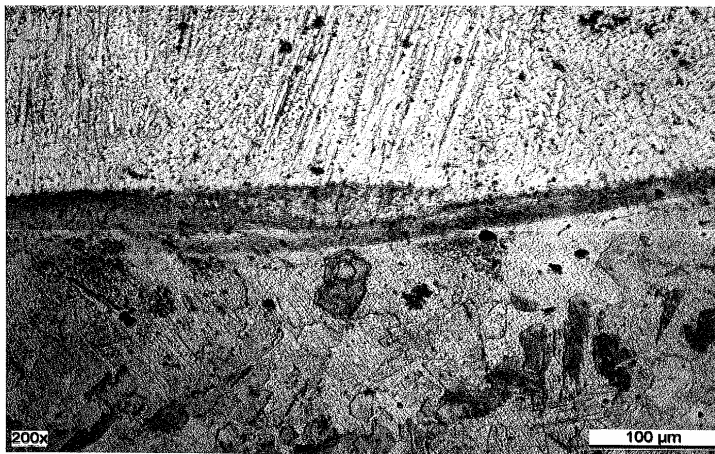
- concentrația elementelor de aliere Cr și Ni din metalul depus se micșorează în direcția liniei de topire;
- concentrația în Fe a metalului depus se mărește în direcția liniei de topire;

- lățimea stratului de tranziție caracterizat de o scădere pronunțată conținutului în elemente de aliere din metalul depus are valori cuprinse între 70 și 120  $\mu\text{m}$ .

Explicația acestor modificări zonale de compoziție chimică se bazează pe fenomenele de diluție a celor două materiale și implicit pe difuzia în stare lichidă și solidă. Principalii factori care definesc lățimea interfaței sunt:

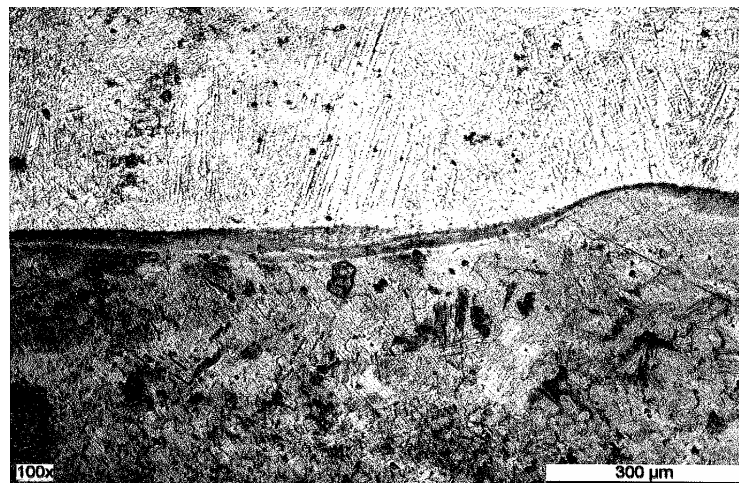
- viteza de cristalizare a metalului depus,
- coeficienții de difuzie ai elementelor afectate în baia de metal topit,
- gradientul de concentrație între topitură și metalul de bază.

Imaginile microscopice ale domeniului de tranziție al imbinării "alb-negru" cercetate (figura 3.9 a, b) evidențiază eterogenitățile de compoziție chimică și implicit de morfologie a structurii martensitice de pe interfață.



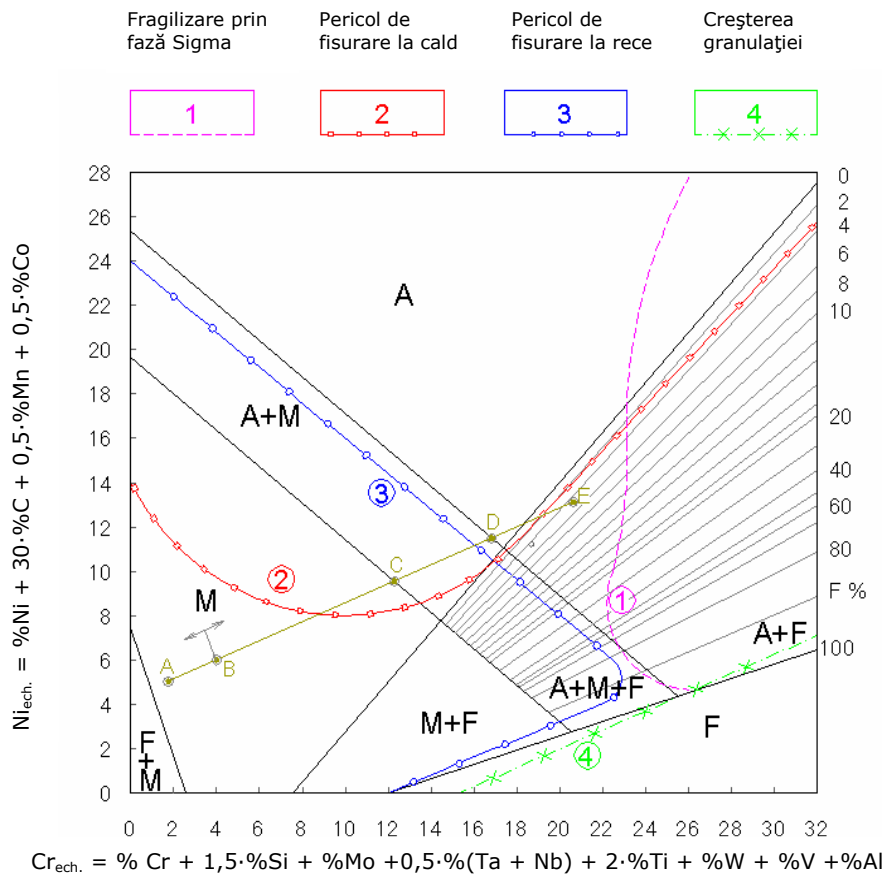
-a-

-b-



**Fig. 3.9.** Interfața martensitică – microscopie optică

Gradientul de concentrație al elementelor de aliere va conduce la un gradient al temperaturilor care definesc punctul critic  $M_S$ . La răcirea băii de metal topit formarea martensitei se inițiază nemijlocit de-a lungul liniei de fuziune, unde temperatura punctului  $M_S$  este cea mai ridicată. Pe măsură ce ne deplasăm către metalul depus, această temperatură scade și proporția de martensită se micșorează. Frația de martensită masivă care se află situată nemijlocit la limita topiturii nu va avea o comportare fragilă dominantă. Cu cât concentrația în Ni+Mn a materialului de adaos este mai mare, cu atât temperatura punctului critic  $M_S$  va fi mai coborâtă și cu atât va fi mai îngustă fâșia cu structură de martensită masivă. De mare însemnătate este și conținutul în carbon al martensitei. Rețeaua cristalină tetragonală apare numai la concentrații ridicate în carbon. De exemplu, la un oțel cu cca. 0,1 masă C, o celulă de martensită apare la 64 celule din rețeaua spațială [80]. La un asemenea grad de distribuție, investigațiile röntgenostructurale au arătat că matricea va fi cubică cu volum centrat și nu distorsionată tetragonal. O asemenea matrice prezintă un nivel redus al tensiunilor remanente și o rezervă suficientă de plasticitate în condițiile unei rezistențe mecanice înalte. Schimbările morfologice ale martensitei de pe interfața oțel slab aliat 14MoCr10-metal depus pot fi urmărite și cu ajutorul diagramei Schäffler din figura 3.10:



**Fig. 3.10.** Reprezentarea calitativă a structurii îmbinării sudate alb-negru pe diagrama Schäffler

Punctul A caracterizează oțelul slab aliat 14MoCr10, iar punctul E materialul de adaos 18Cr-8Ni-Mn6. De-a lungul liniei A-E are loc o modificare continuă a structurii martensitice din zona de tranziție a îmbinării sudate. Segmentul A-B caracterizează stratul subțire de martensită masivă, B-C reprezintă domeniul martensitei mixte, C-D este domeniul structural de martensită și austenită rămasă netransformată, iar D-E este domeniul complet austenitic. Săgețile de la punctul B marchează influența exercitată de viteza de răcire.

## **3.2 Eterogenități chimice și structurale în metalul depus**

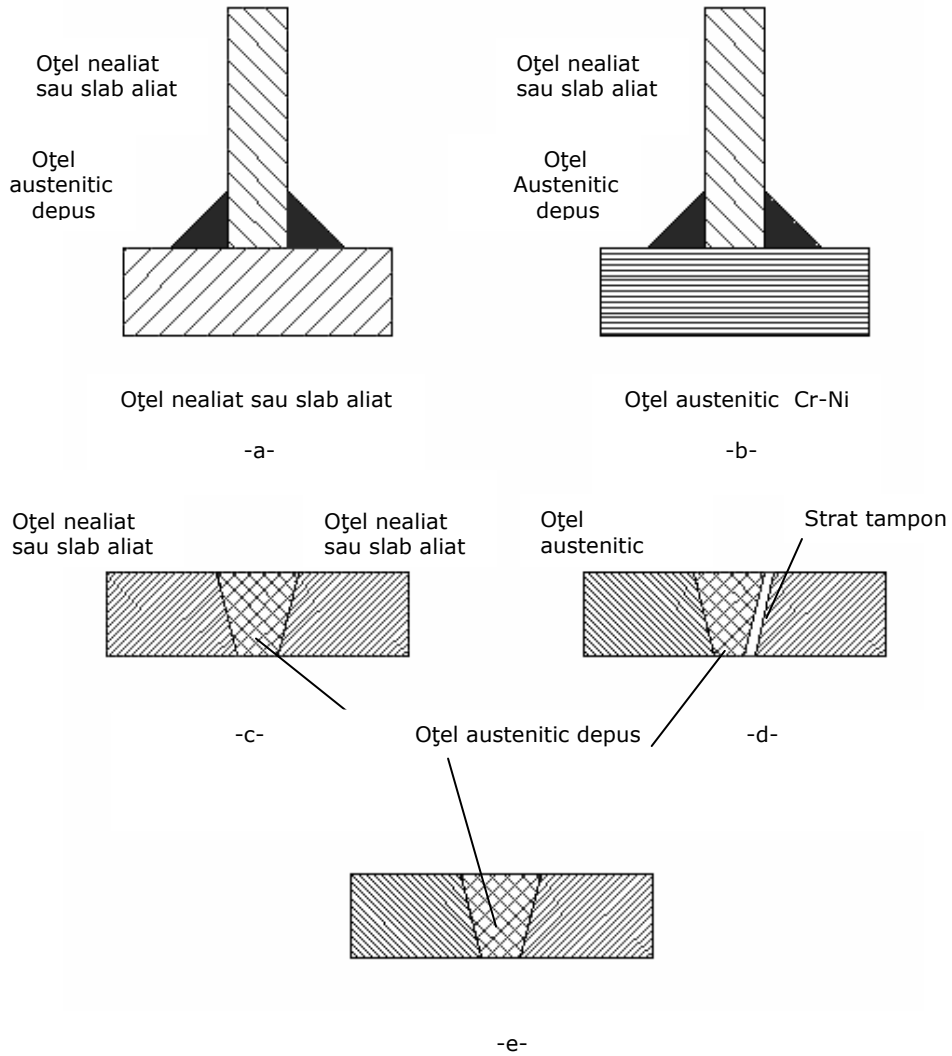
### **3.2.1 Modelarea constructivă**

Construcțiile sudate care conțin îmbinări "alb-negru" sunt supuse în exploatare unor solicitări mecanice, termice și corozive. De aceea pregătirea tehnologică a componentelor care se îmbină trebuie condusă atent pentru a preveni apariția defectelor de continuitate metalică și tensiunilor reziduale. Aptitudinea la sudare a unei combinații de materiale "alb-negru" este dependentă nu numai de compatibilitatea metalurgică a acestora ci și de procedeul de sudare adoptat. În activitatea de selecție a materialelor partenere trebuie acordată o mare atenție fazelor intermetalice care s-ar putea forma ca urmare a unei temperaturi înalte de exploatare.

Un alt factor esențial pentru siguranța construcțiilor sudate îl constituie experiența pe care o are atât inginerul sudor cât și utilizatorul de produs. Această experiență se referă la proiectarea constructivă și selecția procedeului de sudare și a materialelor de adaos. Pentru o anumită combinație de materiale, forma rostului de sudare se stabilește în funcție de procedeul sudare și de geometria componentelor, având suplimentar în vedere următorii factori :

- temperatura de topire,
- conductivitatea termică,
- coeficientul de dilatație termică,
- natura solicitărilor: mecanice, termice, corozive,
- metodele de testare nedistructivă,

Cele mai folosite îmbinări "alb-negru" sunt cele cu suduri în colț și suduri cap la cap. În figura 3.11 sunt arătate câteva exemple de asemenea îmbinări sudate fie între două oțeluri nealiate sau slab aliate folosind un material de adaos austenitic, fie între un partener "negru" și un partener "alb", tot cu un material de adaos austenitic.



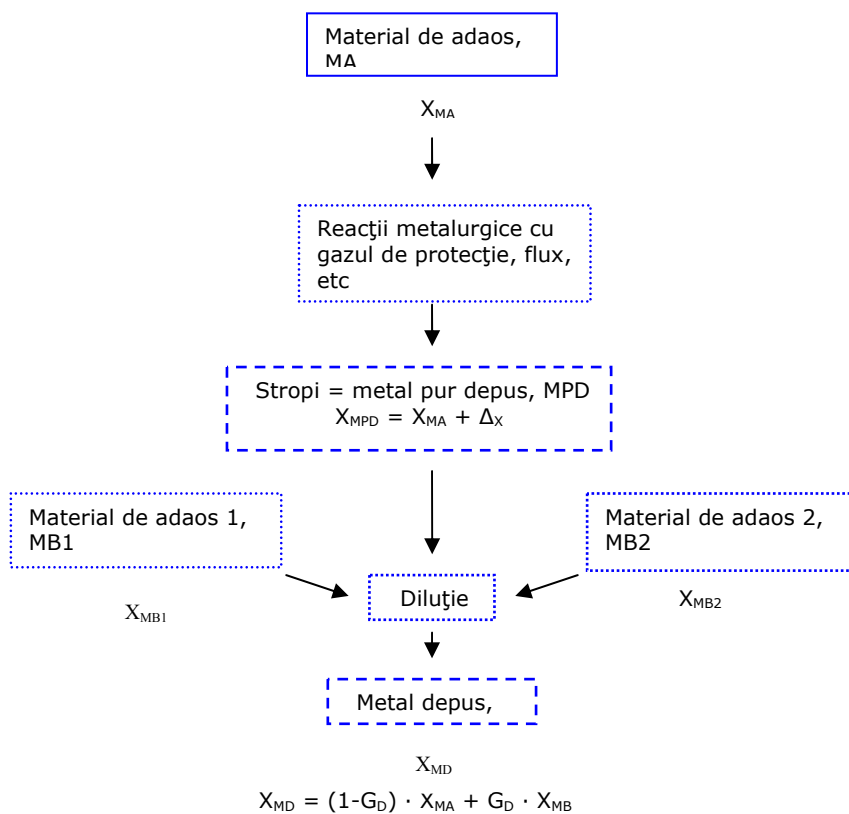
**Fig. 3.11.** Exemple de îmbinări alb-negru

- a) sudură austenitică în colț între două oțeluri "negre";
- b) sudură în colț între un oțel "negru" și un oțel "alb";
- c) sudură austenitică cap la cap între două oțeluri "negre";
- d) sudură cap la cap cu strat tampon;
- e) sudură cap la cap între un oțel "negru" și un oțel "alb";



În cazul unei suduri de încărcare (figura 3.12a) valoarea gradului de diluție este dată de relația (1). Pentru stratul de rădăcină al unei suduri cap la cap (figura 3.12b) și pentru o sudură în colț (figura 3.12c) aprecierea diluției se face cu relația (2). Dacă materialele partenere se diferențiază pregnant fie prin temperatura de topire, fie prin valorile conductivității termice, vor apărea schimbări importante în privința fracțiilor volumice de topituri ale acestora (figura 3.12d comparator cu figura 3.12e).

Toate relațiile de calcul sunt valabile pentru o diluție constantă și uniformă a materialului de bază cu materialul de adaos. Prezența turbulențelor în baia de metal topit conduce însă la o repartitie neregulată a elementelor de aliere și implicit a constituenților microstructurali. Estimarea compoziției chimice a metalului depus obținut la sudarea prin topire a două oțeluri diferite cu un anumit material de adaos presupune parcurgerea etapelor redate în figura 3.13.



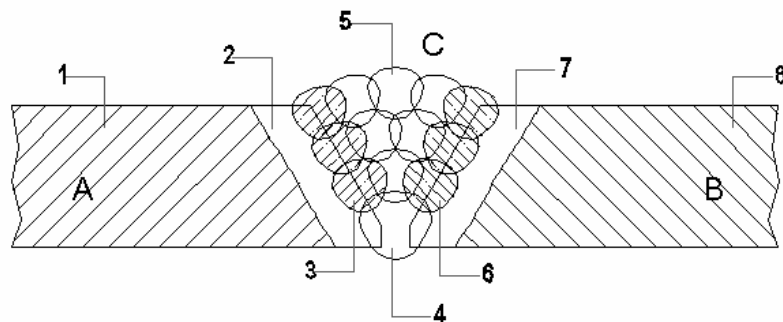
**Fig.3.13.** Etapele de formare a băii de sudură și calculul compoziției chimice

În primă aproximație, gradul de diluție depinde de :

- proprietățile materialelor de bază (temperaturi de topire, conductivitate),
- materialul de adaos și materialele auxiliare (tipuri, gaze de sudare),
- parametrii de proces ( $I_s$ ,  $U_a$ ,  $v_s$ ,  $v_a$ , polaritate, etc.),
- tehnica operatorie (poziția de sudare, atmosfera gazului de protecție, temperatura de lucru).

### 3.2.3 Structura microscopică a metalului depus

Îmbinarea prin sudare MIG/MAG în curent pulsant a oțelului termorezistent 14MoCr10 cu oțelul inoxidabil austenitic 10TiNiCr180, folosind ca material de adaos sârma 18-8-Mn6 permite identificarea mai multor zone microstructurale (fig. 3.14) cauzate de variația gradului de diluție pe secțiunea transversală a sudurii. Evident că extinderea acestor zone alături de natura, mărimea și distribuția constituenților microstructurali depind de parametrii regimului termic de sudare. Astfel, în zona centrală a metalului depus, practic neafectată de fenomene de diluție apare o microstructură austenitică cu o anumită cantitate de ferită  $\delta$  (cca. 6 %) și o mică proporție de carburi de tipul  $M_{23}C_6$  precipitate în faza de răcire a metalului depus. Această precipitare are loc îndeosebi de-a lungul liniilor de alunecare din grăunții austenitici (figura 3.15).

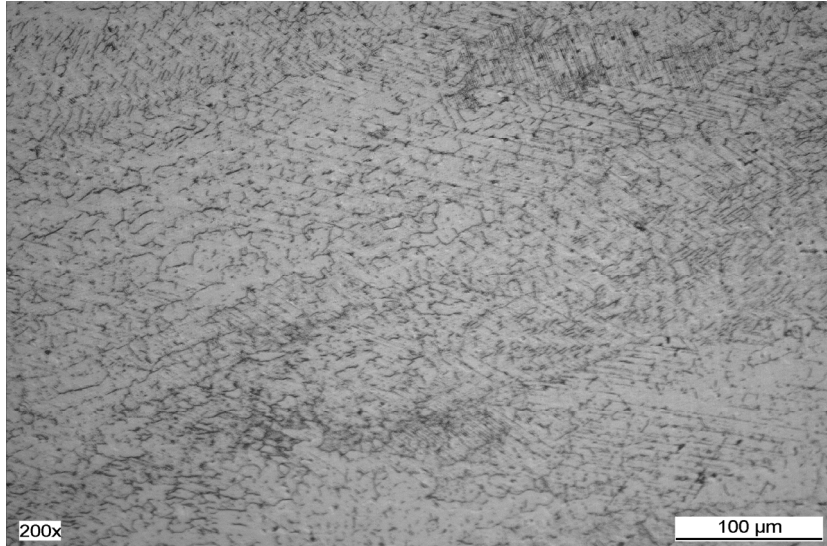


<b>A</b>	=	oțel slab aliat, 14MoCr10
<b>B</b>	=	oțel inoxidabil Cr-Ni, 10TiNiCr180
<b>C</b>	=	metal depus pur, S-18-8-Mn6

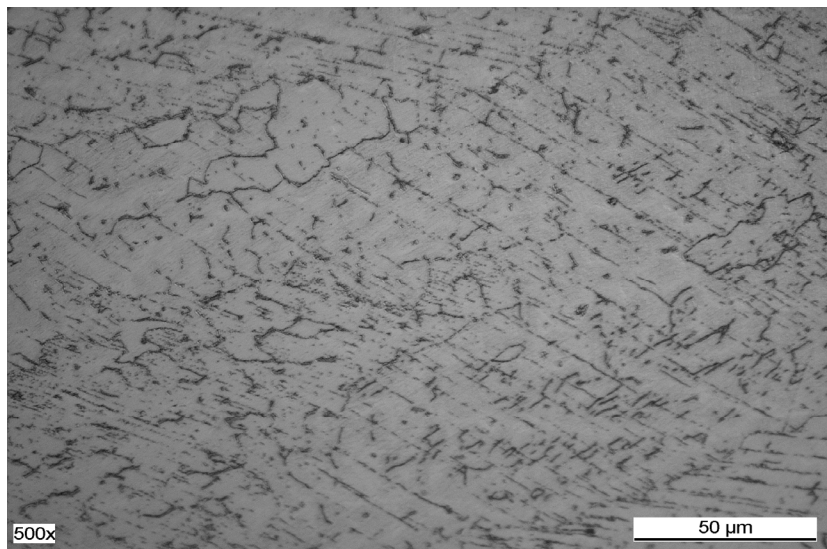
<b>1</b> metal de bază neinfluențat	<b>2</b> zona influențată termic
<b>3</b> amestec cu metalul de bază	<b>4</b> rădăcina cu părți din A, B și C cu matrice feritică
<b>5</b> metal depus pur	<b>6</b> amestec din oțel inoxidabil austenitic Cr-Ni
<b>7</b> zona influențată termic	<b>8</b> oțel inoxidabil Cr-Ni

**Fig. 3.14.** Zone microstructurale diferite la îmbinările sudate "alb-negru"



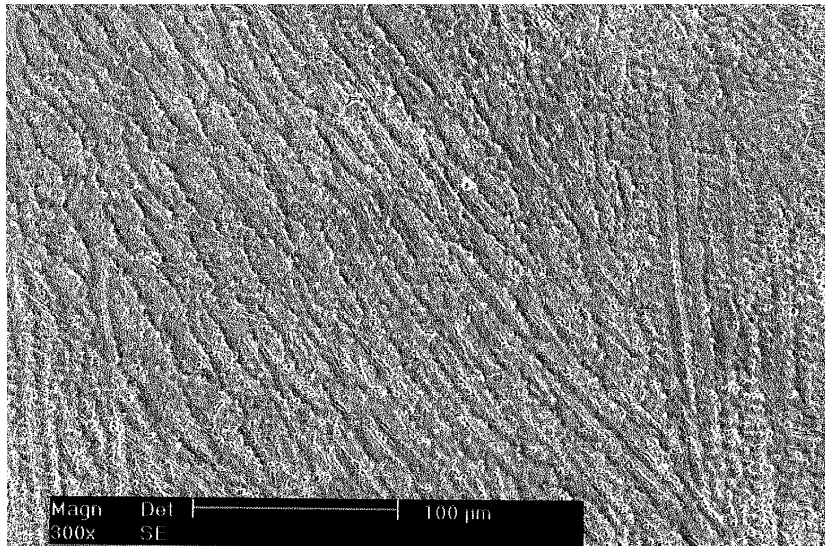


-a-

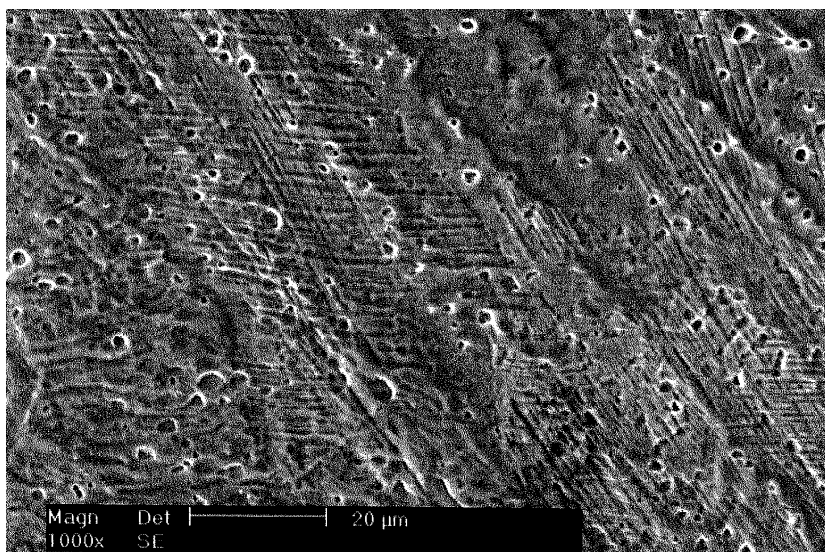


-b-

**Fig.3.15.** Imaginea micrografică a metalului depus pur, din zona C



- a -

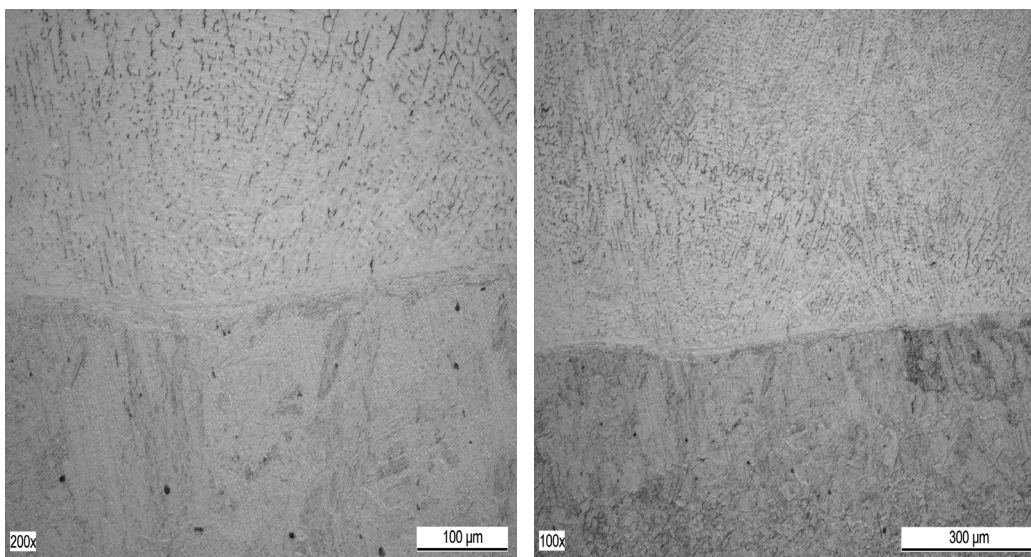


- b -

**Fig. 3.16.** Imaginea micrografică a stratului de rădăcină din vecinătatea oțelului termorezistent, zona 4

Microstructura stratului de rădăcină situat în apropierea oțelului slab aliat termorezistent este constituită în principal din austenită cu o cantitate redusă de martensită și carburi (fig. 3.16). Prezența martensitei în această porțiune de metal depus se explică printr-o diluție mai mare a metalului de adaos cu materialul de bază, care prin conținutul în carbon și în elemente de aliere (Cr, Mo) va avea o călibilitate sporită, respectiv o viteză critică de călire mai puțin ridicată, astfel că o parte din austenita subrăcită va suferi transformare martensitică. Martensita formată fiind în cantitate mică, având un conținut redus în carbon și o distribuție uniformă în matricea austenitică, va îmbunătăți caracteristicile de rezistență mecanică ale metalului depus fără a-i înrăutăți caracteristicile de ductilitate și tenacitate.

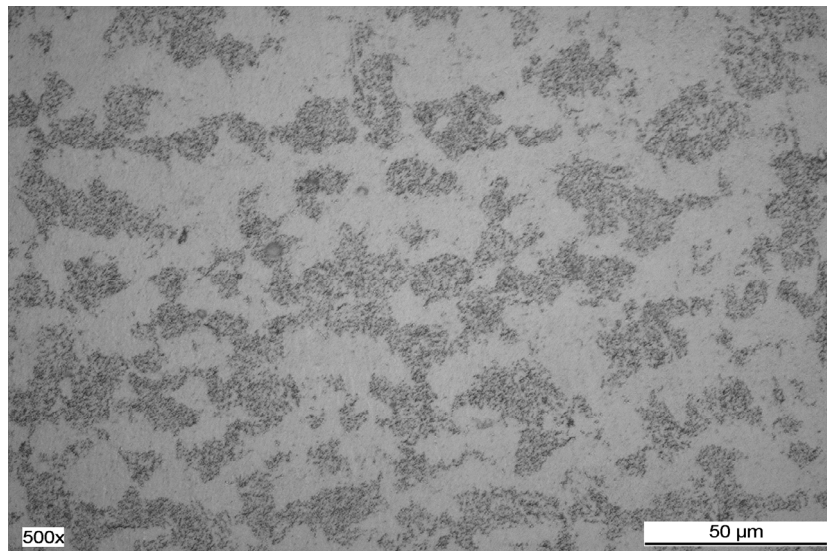
Un mare interes pentru proprietățile de întrebuințare ale îmbinării sudate îl prezintă zona de legătură dintre oțelul termorezistent și metalul depus. Figura 3.17a, b reliefează microstructura acestei porțiuni de îmbinare sudată (zonele 2 și 3 din figura 3.14), evidențiind faptul că procesul de sudare a fost condus atent, fiind absente defectele de continuitate metalică de tipul porozităților, sulfurilor și microfisurilor. În plus, interfața martensitică dintre cele două materiale are o dispunere uniformă și o lățime constantă pe întreaga porțiune adiacentă liniei de fuziune. Cele două metale de bază care se îmbină prin sudare au microstructuri total diferite, respectiv F + B + P în oțelul termorezistent (figura 3.18) și A + F<sub>δ</sub> + carburi în oțelul inoxidabil (figura 3.19 )



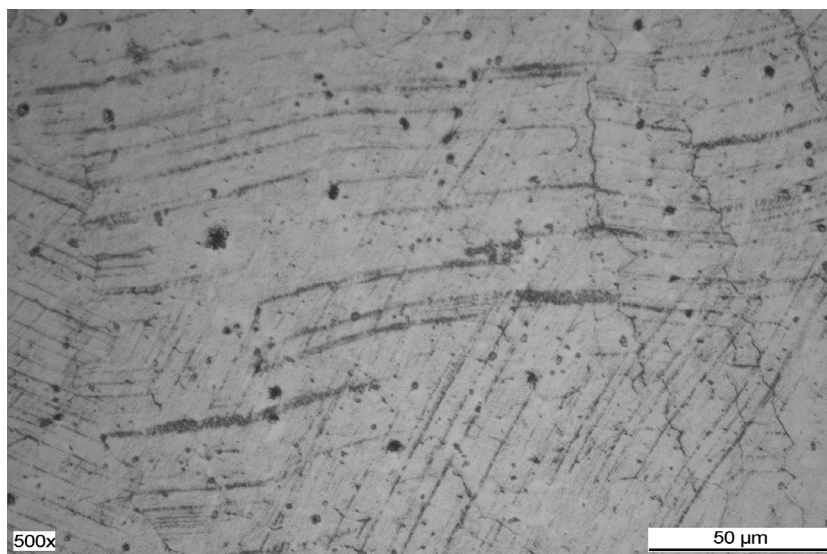
-a-

-b-

**Fig. 3.17.** Imaginea micrografică a zonei de legătură dintre oțelul slab aliat și metalul depus



**Fig. 3.18.** Imaginea micrografică a oțelului 14MoCr10



**Fig. 3.19.** Imaginea micrografică a oțelului 10TiNiCr180

### 3.3 Fenomene de difuzie a carbonului în îmbinări sudate "alb-negru" (10TiNiCr180-14MoCr10)

#### 3.3.1 Introducere

Difuzia este un proces de migrare a particulelor (atomi, molecule) a cel puțin două materiale diferite, cu scopul micșorării sau eliminării diferențelor de concentrație existente (gradienti de concentrație) țindându-se către o egalizare a acesteia.

La acest proces se poate ajunge, cel mai simplu, prin introducerea de energie, sub formă de căldură ; astfel sunt posibile schimbări de locuri ale atomilor în interiorul rețelei cristaline a corpurilor solide, datorită micșorării forțelor de atracție reciprocă.

Energia necesară este numită energie de activare  $Q$ , iar schimbarea de stare este un "proces activat termic".

Este cunoscut faptul că toate procesele activate termic – lucru valabil și pentru difuzia carbonului în îmbinările "alb-negru" - se pot descrie cu ajutorul ecuației lui Arrhenius:

$$dV / dt = K \cdot e^{-Q / R \cdot T} \quad (1)$$

în care:

$dV / dt$	→	viteza de reacție
$dV$	→	volumul activat
$dt$	→	variația de timp
$K$	→	constantă
$Q$	→	energia de activare
$R$	→	constantă gazelor
$T$	→	temperatura în Kelvin

Valorile lui  $K$  și  $Q$  trebuie determinate experimental.

Ca model se alege un tub cu secțiune transversală constantă ( $q=1$ ); în el se găsește o soluție care prezintă pe direcția lungimii o variație de concentrație ( $dc/dx$ ). Printr-o secțiune transversală imaginară difuzează permanent o cantitate de substanță dizolvată care în acel loc este proporțională cu variația de concentrație. Cantitatea difuzabilă "m" la temperatură constantă pe secțiunea transversală se descrie prin prima lege a lui Fick:

$$m = - D \cdot dc / dx, \text{ cm}^2 / \text{s} \quad (2)$$

unde:

$m$	→	cantitatea de material difuzabil
$D$	→	coeficientul de difuzie
$x$	→	parcursul de difuzie
$c$	→	variația de concentrație
$t$	→	timpul.

Semnul negativ are semnificația că migrarea atomilor se produce de la concentrații mai mari spre concentrații mai mici. Dacă gradientul de concentrație este măsurat în timpul,  $t$ , descrierea difuziei se face după a doua lege a lui Fick:

$$dc/dt = D \cdot d^2c / dx^2 \quad (3)$$

Luând în considerare o variație parabolică a parcursului de difuzie în funcție de timp ( $x^2 = \text{const.} \cdot t$ ), prin rezolvarea acestei ecuații diferențiale se obține :

$$D = x^2 / 2 \cdot t, \text{ cm}^2 / \text{s} \quad (4)$$

### 3.3.2 Difuzia carbonului în fier

Capacitatea rețelelor cristaline c.v.c. și c.f.c. ale fierului de a dizolva atomii de carbon este limitată. Pornind de la o stare de echilibru termodinamic, rețeaua c.f.c. a  $\text{Fe}_\gamma$  poate dizolva la  $912^\circ\text{C}$  cca. 1,4% C. La temperaturi mai joase, după cum se știe, se micșorează capacitatea de solubilitate. Rețeaua c.v.c. a  $\text{Fe}_\alpha$ , stabilă sub  $912^\circ\text{C}$ , poate dizolva cel mult 0,0218 % C la  $727^\circ\text{C}$ .

La temperatura camerei solubilitatea C în  $\text{Fe}_\alpha$  este doar de cca. 0,00001 %. În ambele tipuri de rețele cristaline atomii de carbon ocupă spațiile interstițiale ale acestora.

Coeficienții de difuzie ai carbonului în  $\text{Fe}_\alpha$  și  $\text{Fe}_\gamma$  au fost determinați prin numeroase cercetări experimentale [81]. Plecând de la ecuația lui Arrhenius, valoarea lui  $D$  se poate calcula cu relația:

$$D = A \cdot e^{-Q/R \cdot T}, \text{ cm}^2 / \text{s} \quad (5)$$

În locul constantei  $K$  s-a introdus valoarea  $A$ , numită factor de frecvență.

Rezultatele calculelor efectuate sunt centralizate în tabelul 3.1.

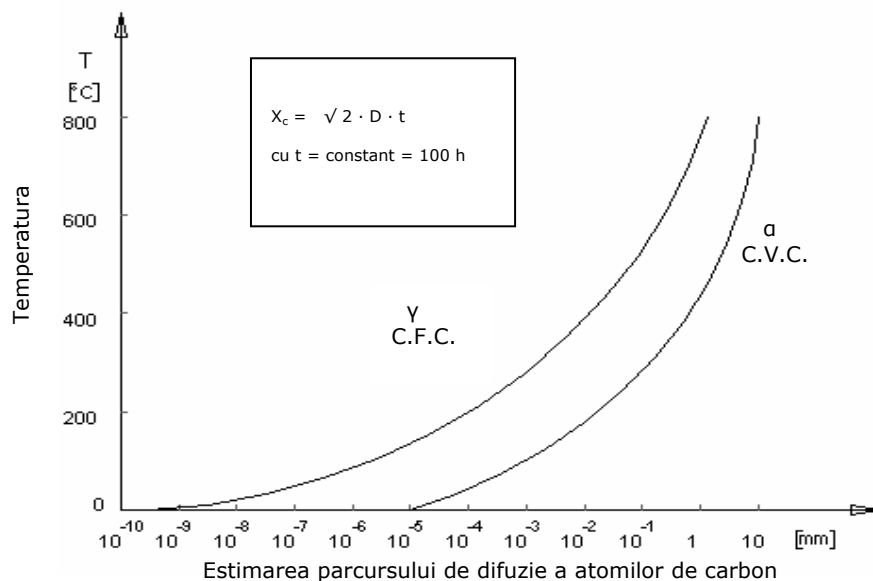
<b>Tabelul 3.1    Calculul coeficienților de difuzie D ai carbonului în fier.</b>				
Sursa bibliografică	Faza	A $\text{cm}^2 / \text{s}$	Q cal/mol	D la $700^\circ\text{C}$ $\text{cm}^2 / \text{s}$
C. A. Wert Christoffel u. Curran J. K. Stanley J. F. Eckel	$\text{Fe}_\alpha$	$2,0 \times 10^{-2}$ $7,9 \times 10^{-3}$ $7,9 \times 10^{-3}$	20100 18500 18100	$6,1 \times 10^{-7}$ $5,5 \times 10^{-7}$ $6,8 \times 10^{-7}$ $6,9 \times 10^{-7}$
J. K. Stanley J. F. Eckel	$\text{Fe}_\gamma$	$7,0 \times 10^{-2}$	32000	$4,0 \times 10^{-9}$ $5,9 \times 10^{-9}$

Din acesta se poate observa că difuzia C în  $\text{Fe}_\alpha$  este cu cca. două zecimi de procent mai rapidă decât în  $\text{Fe}_\gamma$ . Acest lucru se poate remarca și din figura 3.20 în

care s-a reprezentat variația parcursului de difuzie a atomilor de carbon în cele două forme alotropice ale fierului la diverse temperaturi și durată constantă de timp.

Această observație are o mare importanță pentru îmbinările sudate "alb-negru".

În tabelul 3.2 sunt cuprinse valorile coeficientului de difuzie a carbonului în  $Fe_\alpha$  pentru temperaturi cuprinse între cea a camerei și 900°C. [81]



**Fig. 3.20.** Stabilirea prin calcul a curbelor de variație a difuziei carbonului cu temperatura în materialele pur feritice și pur austenitice.

<b>Tabelul 3.2 Valorile coeficienților de difuzie ai carbonului în Fe<math>\alpha</math></b>	
Temperatura, °C	$D$ , cm <sup>2</sup> / s
20	$2,0 \times 10^{-17}$
100	$3,3 \times 10^{-14}$
300	$4,3 \times 10^{-10}$
500	$4,1 \times 10^{-8}$
700	$6,1 \times 10^{-7}$
900	$3,6 \times 10^{-6}$

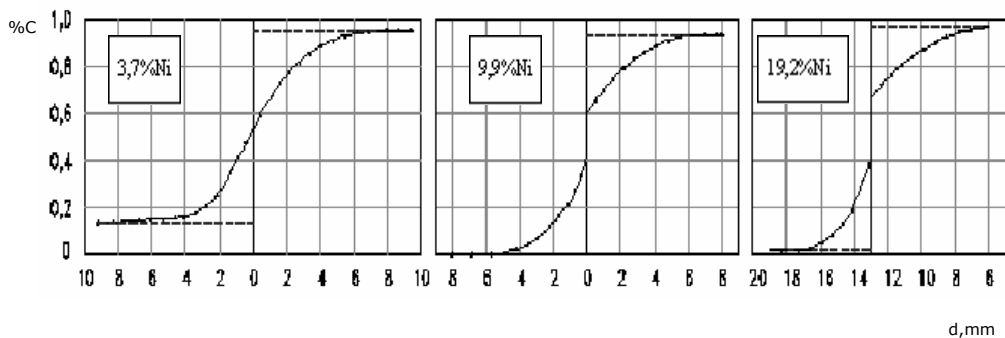
### 3.3.3 Particularități ale difuziei C și elementelor de aliere în îmbinările sudate "alb-negru"

Difuzia carbonului în aceste îmbinări sudate prezintă o serie de particularități determinate de comportarea sinergică a elementelor:

**Carbon – Siliciu – Mangan – Nichel – Crom – Fier**

La sudarea a două oțeluri cu un conținut aproximativ egal de carbon, unul fiind aliat cu Si și altul cu Mn, s-a constatat o difuzie a C din oțelul care conține siliciu către oțelul care conține Mn. Influența nichelului asupra difuziei carbonului este de asemenea prezentă. Cu cât participarea nichelului este mai mare cu atât carbonul este mai puțin solubil în soluția solidă.

Nichelul, un reprezentant tipic al elementelor care stabilizează rețeaua c.f.c. până la cele mai coborâte temperaturi, poate dizolva la temperatura camerei cel mult 0,02% și la 700°C cel mult 0,08%C, acesta reprezintă o zecime din ceea ce același tip de rețea cristalină a fierului poate dizolva la 727°C.



**Fig. 3.21.** Distribuția carbonului în fier la adaosuri de nichel [10]

Există două procese parțiale care compun difuzia carbonului în îmbinările sudate "alb-negru":

- difuzia carbonului pe baza scăderii concentrației;
- difuzia carbonului datorită unei diferențe de activitate a acestuia (scăderi de activitate) care se manifestă la dizolvarea carburii de fier,  $Fe_3C$ , în oțel și la formarea unei noi carburi  $(FeCr)_3C$  în metalul depus austenitic. La temperaturi înalte se formează carburi de tipul  $(CrFe)_7C_3$ , respectiv carburi mai complexe  $(Cr_xMo_y, \dots)_z$  notate de regulă cu  $M_{23}C_6$ .

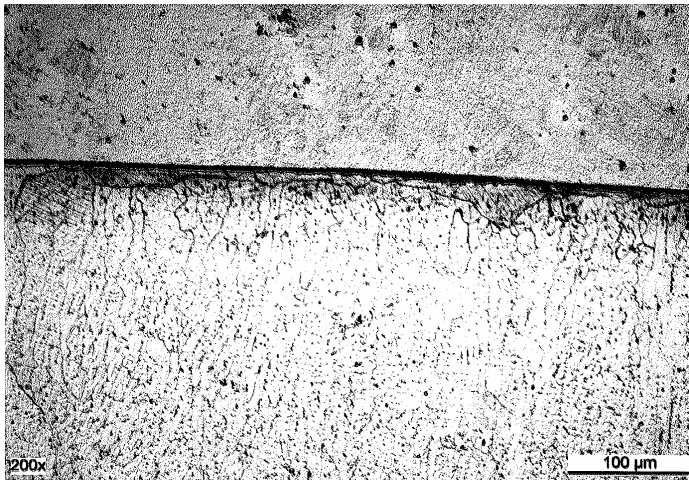
Cromul fiind un element de aliere formator de carburi are o importanță primordială deoarece fiind în concentrație mai mare în materialul "alb" (oțelul inoxidabil austenitic), proporția de asemenea combinații chimice este de cele mai multe ori mai mare decât în materialul "negru" (oțelul termorezistent 14MoCr10).

Celelalte elemente de aliere (Ti, V) care au o afinitate chimică mai mare față de carbon decât Cr, nu joacă un rol dominant în formarea carburilor în materialul "alb" deoarece ele sunt deja saturate în carbon. Viteza de difuzie a carbonului în rețeaua cristalină c.f.c. este cu aproximativ două zecimi de procente mai mică decât în rețeaua c.v.c. Pentru îmbinările sudate alb-negru acest lucru înseamnă înainte de toate că viteza de decarburare în materialul "negru" va fi determinată de viteza de difuzie în materialul "alb"; așadar, din oțelul slab aliat nu poate difuza mai mult carbon pe unitatea de timp decât poate prelua celălalt partener. Diferența dintre difuzia volumică și cea intergranulară în Fe  $\alpha$  se aplanează după o perioadă de timp. Carbonul difuzat în oțelul inoxidabil Cr-Ni formează carburi în condițiile în care solubilitatea sa maximă în rețeaua cristalină c.f.c. a soluției solide nu este atinsă.



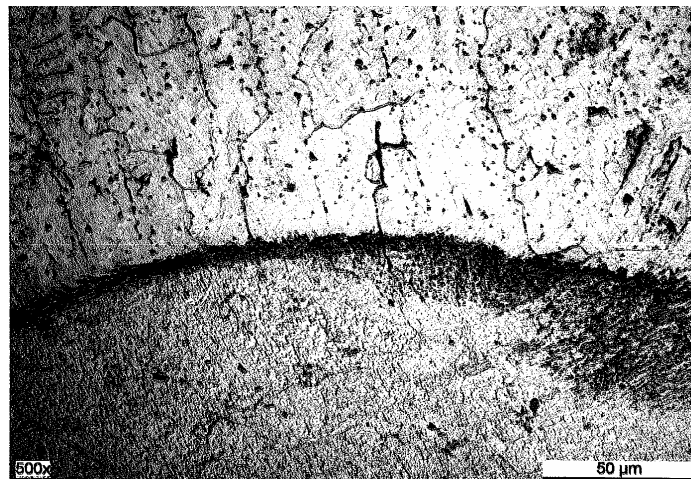
Acest fenomen se justifică prin faptul că din motive energetice este mai favorabil pentru carbon să formeze carburi de crom decât să pătrundă într-o rețea spațială.

Imaginile micrografice redată în fig.3.22...3.23 evidențiază formarea zonei decarburate în oțelul 14MoCr10 și a rețelei de carburi în metalul depus cu sârmă 18-8-Mn6 (18%Cr, 8%Ni, 6%Mn) folosind procedeul de sudare MIG/MAG în curent pulsant. Lățimea și morfologia acestei zone sunt dependente de temperatură și timp.

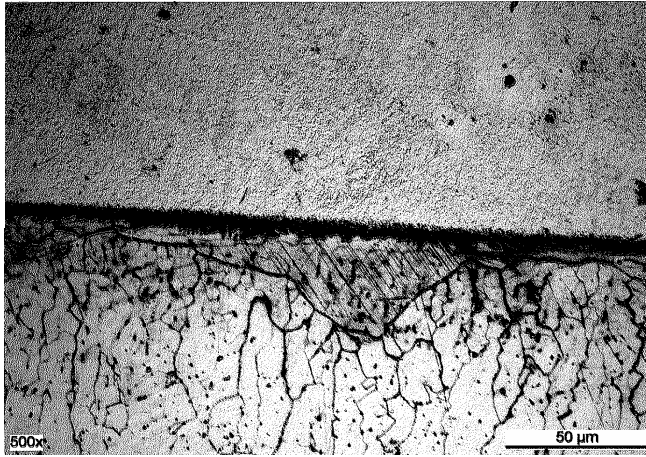


-a- ( x 200 )

-b- ( x 500 )

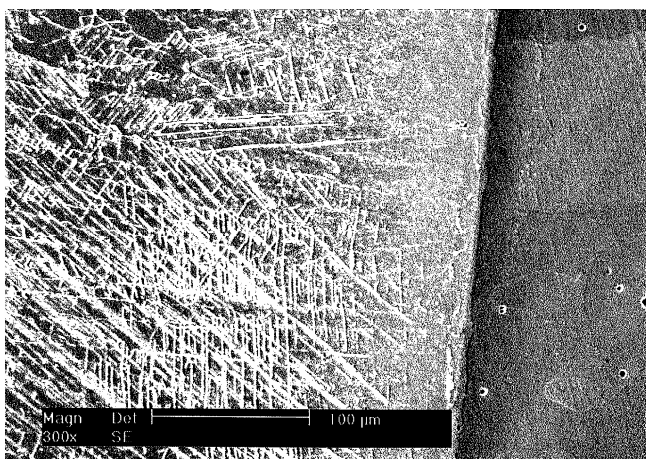
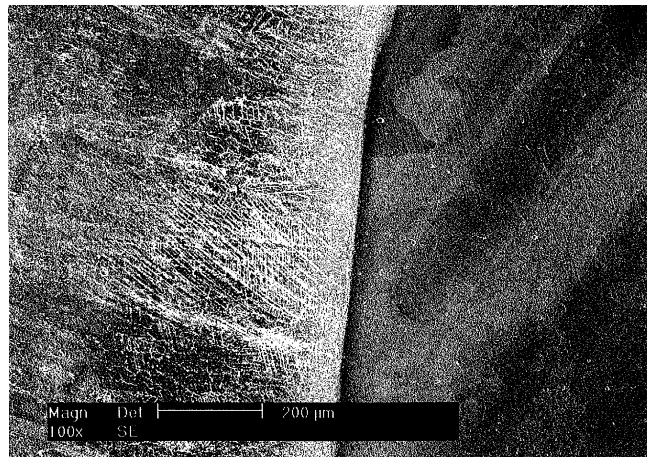


**Fig. 3.22.** Zona de tranziție a îmbinării sudate în urma expunerii la 580°C timp de 10 h



a) micrografie optică;

b) micrografie electronică cu baleiaj x 100;



c) micrografie electronică cu baleiaj x 300;

**Fig. 3.23.** Zona de tranziție a îmbinării sudate în urma expunerii la 700°C timp de 2 h

Modelul imaginat pentru predicția lățimii este redat în fig.3.24.

Concentrația minimă de carbon, notată cu  $c_3$  se află în zona influențată termic a oțelului 14MoCr10 pe linia de contact cu topitura. Ea crește în direcția metalului de bază până la punctul  $c_2$  care caracterizează concentrația în carbon a cristalelor de ferită la temperatura considerată. Valorile  $c_1$  și  $c_5$  reprezintă concentrațiile în carbon ale celor două aliaje (oțel slab aliat-metal depus austenitic), iar  $c_4$  corespunde valorii maxime a conținutului în carbon din domeniul carburigen situat nemijlocit la zona decarburată. Relația de calcul a lățimii zonei decarburate,  $x$ , este :

$$x^2 = A \cdot e^{-Q/R \cdot T} \cdot B \cdot e^{-H/R \cdot T} \cdot 2 \cdot t / c_1, \text{ cm}^2 \quad (6)$$

în care :

$A = 7,9 \cdot 10^{-3} \text{ cm}^2/\text{s}$ , constantă de material;  $R = 1,987 \text{ cal/mol}$ , constanta gazelor;

$B = 118 \text{ \% masă}$ , constantă de material;  $Q = 18500 \text{ cal/mol}$ , energia de activare;

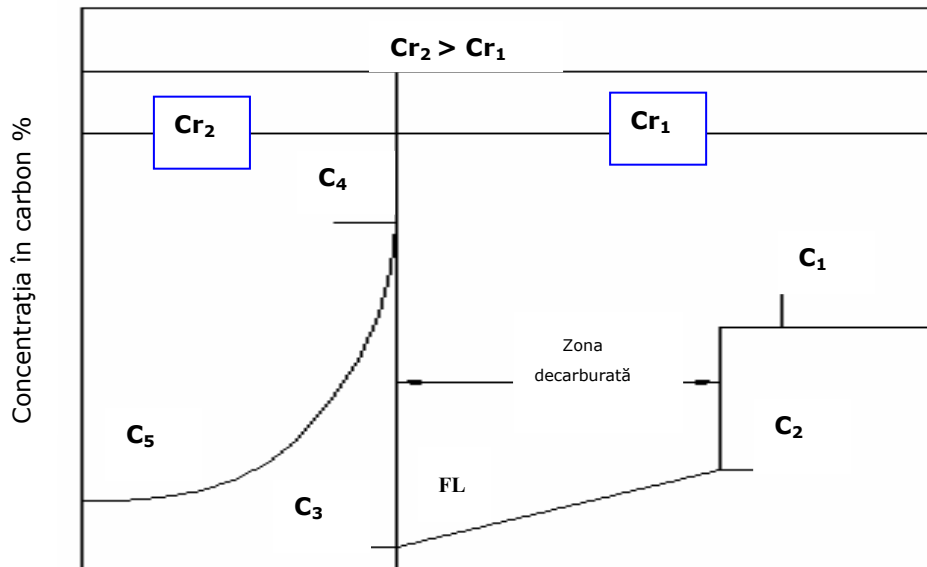
$c_1$  = conținutul în carbon al oțelului 14MoCr10;  $H = 20000 \text{ cal/mol}$ , entalpia;

$T$  = temperatura în Kelvin;  $t$  = timpul;

Mărima  $c_3$  a fost determinată cu formula (7) :

$$c_3 = c_2 - K \cdot c_1 / 2 \cdot D, \text{ \%} \quad (7)$$

und  $K$  s-a stabilit din relația :  $K = x^2 / t$ .



**Fig.3.24.** Model de calcul al difuziei carbonului în îmbinări disimilare între oțeluri cu concentrații diferite în crom

$Cr$  - concentrația în crom;

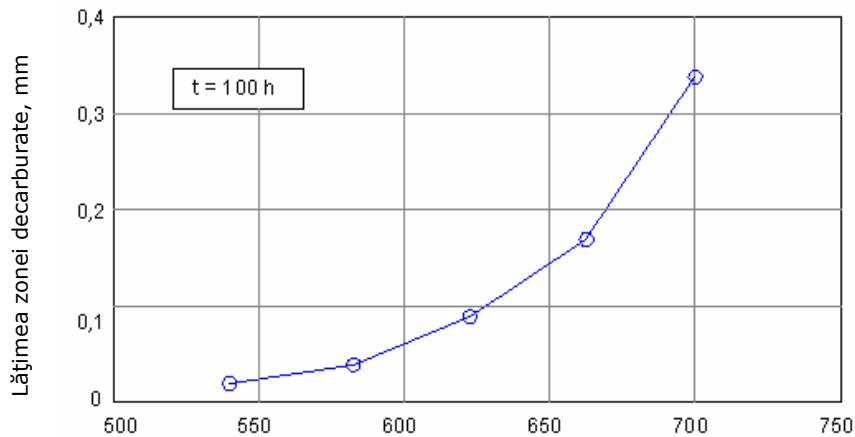
$FL$  - limita topiturii;

$C_1$  - conținutul în carbon al materialului  $Cr_1$ ;

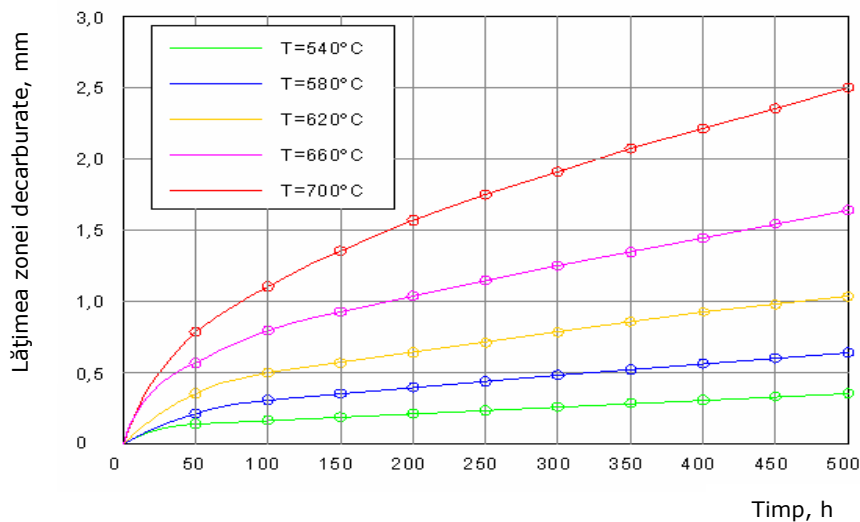
$C_2$  - conținutul maxim în carbon al fierului  $\alpha$ , dependent de temperatură

- $C_3$  - conținutul în carbon al zonei decarburate pe linia topitirii;
- $C_4$  - conținutul în carbon al oțelului aliat pe linia topitirii;
- $C_5$  - conținutul în carbon al materialului  $Cr_2$ .

Următoarele figuri (3.25 și 3.26) arată creșterea în funcție de temperatură și de timp a lățimii zonei decarburate din oțelul 14MoCr10.



**Fig. 3.25.** Variația lățimii zonei decarburate în funcție de temperatură



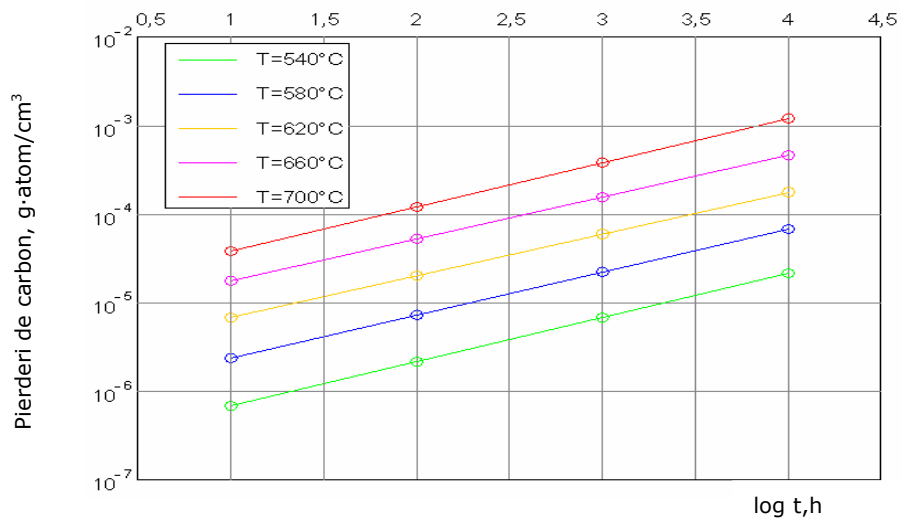
**Fig. 3.26.** Variația lățimii zonei decarburate în funcție de timp

La durate mari de timp lățirea acestei zone este mai puțin intensă din următoarele două motive :

- atomii de carbon trebuie să parcurgă un drum mai lung, ceea ce influențează indirect activitatea carbonului,
- apare o acțiune de frânare, ce se manifestă prin reducerea densității de atomi ai rețelei de carburi.

La temperaturi relativ înalte la care carbura ortorombică (FeCr)<sub>3</sub>C se transformă în carbură hexagonală (CrFe)<sub>7</sub>C<sub>3</sub> va apare o reducere a capacității de mișcare a atomilor de carbon.

Alături de predicția lățimii zonei decarburate s-a făcut o evaluare a coeficientului de difuzie a carbonului. Pentru aceasta, din fiecare valoare a lățimii zonei decarburate s-a stabilit cantitatea, *m*, de carbon difuzat și s-a trasat graficul de variație a acesteia în funcție de timp (figura 3. 27).



**Fig. 3.27.** Pierderile de carbon în funcție de timpul de expunere la temperatură constantă

Relația de calcul a lui *m* a fost determinată din legile lui Fick :

$$m = x \cdot (c_1 - c_2 / 2), \% \tag{8}$$

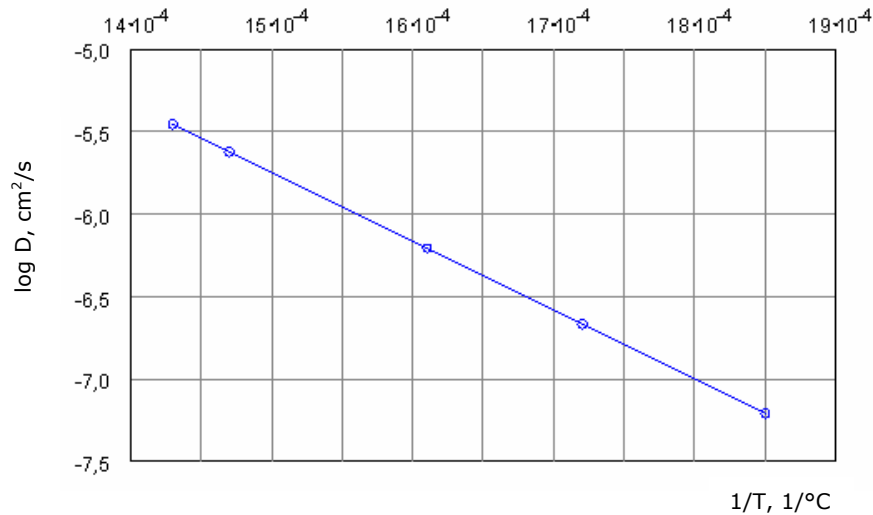
în care :  $c_2 = B \cdot e^{-H/R \cdot T}$ .

Ulterior au fost approximate valorile coeficientului de difuzie la fiecare timp de expunere :

$$D = b \cdot m \cdot x^2 / c_2 \cdot t, \text{ cm}^2 / \text{s} \tag{9}$$

unde *b* este panta de creștere a dreptei din figura 3.28.

Graficul următor arată diminuarea coeficientului *D* odată cu creșterea timpului .



**Fig. 3.28.** Variația coeficientului de difuzie a carbonului în funcție de timpul de expunere la temperatură constantă

### 3.4 Tratamentul termic al îmbinărilor sudate "alb-negru"

#### 3.4.1 Oportunități de tratament termic

Îndeosebi la construcțiile sudate, de tipul cazanelor și recipientilor sub presiune, exploatate la temperaturi ridicate se aplică tratamente termice. În funcție de grosimea produsului (grosimea peretelui unui recipient sub presiune sau al unei conducte) se va aplica fie o recoacere pentru detensionare, fie o revenire înaltă.

Principalele obiective urmărite sunt :

- micșorarea tensiunilor interne apărute la sudare,
- atingerea unei stări structurale stabile,
- îmbunătățirea stabilității la coroziune.

La îmbinările sudate "alb-negru", în multe cazuri nu va fi necesară o recoacere pentru detensionare deoarece tensiunile remanente apărute la răcire vor fi preluate în mare măsură de metalul depus cu structură austenitică, ce posedă o tenacitate ridicată, astfel că apariția fazelor va fi împiedicată. Totodată, din cauza difuziei carbonului și a formării fazelor intermediare fragile, de regulă nu va fi oportună aplicarea unui tratament termic de îmbunătățire. Trebuie avut în vedere faptul că un asemenea tratament termic ar conduce chiar la o pierdere a tenacității metalului depus austenitic care va conține ferită delta.

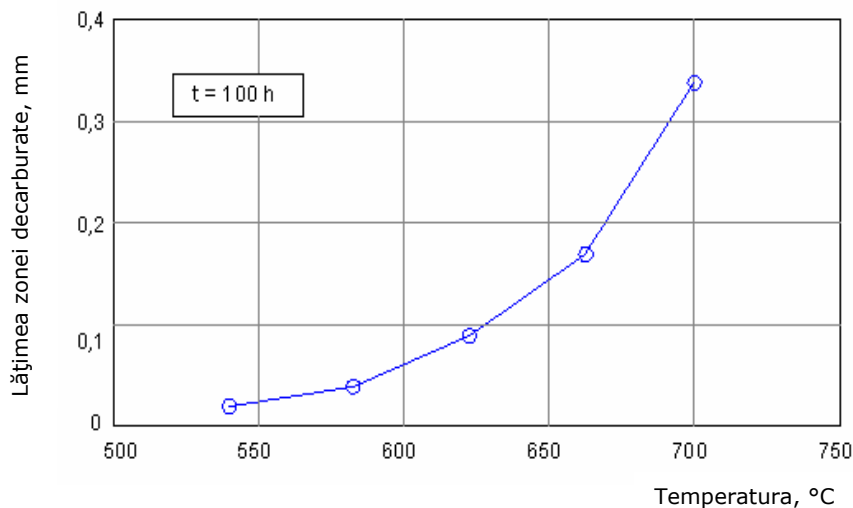
În condițiile desfășurării tratamentului termic de recoacere pentru detensionare la temperaturi de 530° - 580° C cu durate lungi de menținere este totuși posibilă apariția unei zone înguste decarburate. Părerile cercetătorilor nu sunt unitare în privința influenței negative a acestei zone asupra exploatării în condiții de siguranță deplină a îmbinărilor "alb-negru". Avantajele și dezavantajele unui

tratament termic ulterior trebuie cântărite cu multă grijă. Dacă se optează pentru varianta recoacerii, vor trebui cercetate efectele parametrilor temperatură-timp asupra reacțiilor de interfață oțel termorezistent-metal depus austenitic.

### 3.4.2 Formarea rețelei de carburi

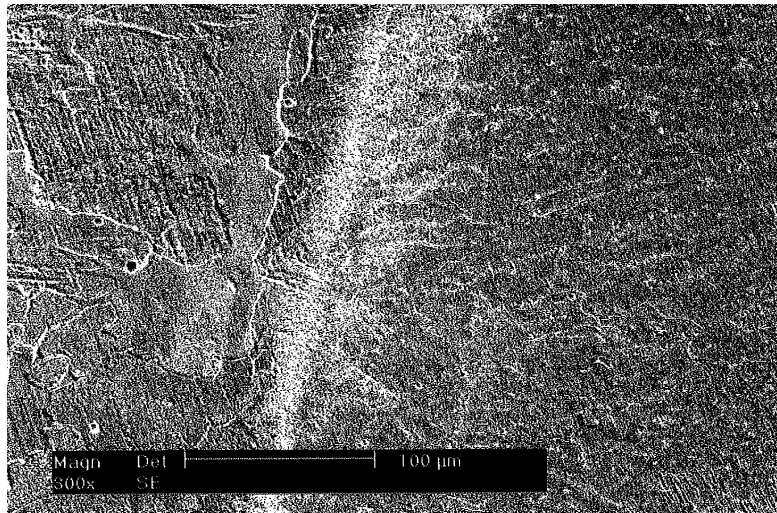
Cromul este element formator de carburi și posedă o afinitate mai mare față de carbon decât fierul. De aceea, carbonul începe să difuzeze din oțelul slab aliat feritic 14MoCr10 în metalul depus austenitic (cu sârma 18.8.Mn 6) bogat în crom, imediat ce temperatura a atins o valoare care să favorizeze difuzia carbonului. Ca urmare, în metalul depus austenitic, puțin în spatele liniei de fuziune se formează o zonă îngustă de carburi de crom, puternic bogată în carbon care la temperaturi de recoacere de 700° C poate atinge concentrații de m 0,8 – 1,0 % C.

Figura 3.29 reliefează variația grosimii rețelei de carburi în funcție de temperatura de recoacere, iar figurile 3.30 și 3.31 indică microstructura zonei de tranziție dintre oțelul termorezistent și metalul depus austenitic în urma expunerii îmbinării sudate la o temperatură de 580° cu durată de menținere de 10 h (figura 3.30) respectiv 20 h (figura 3.31).

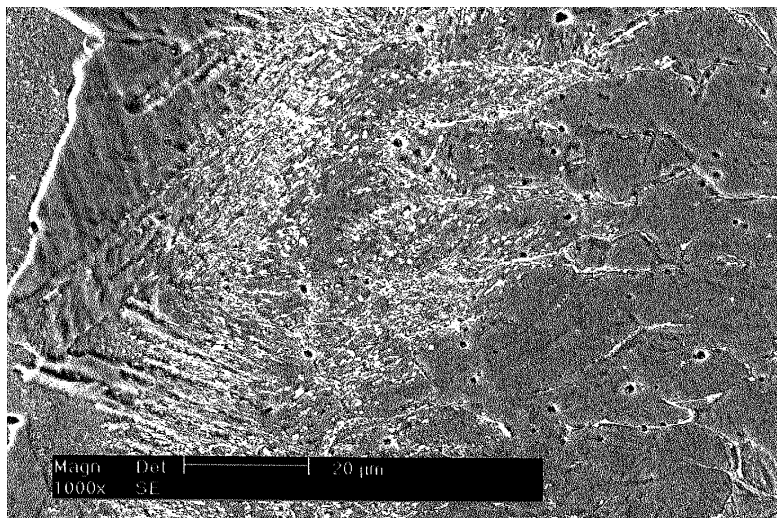


**Fig. 3.29.** Variația lățimii stratului de carburi în funcție de temperatura de sensibilizare a îmbinării sudate "alb-negru"

Creșterea lățimii stratului de carburi în funcție de temperatură ca urmare a intensificării fenomenelor de difuzie este relativ mică. În schimb, se remarcă fenomene de precipitare relativ intensă a carburilor pe limitele grăunților austenitici (figura 3.30 și figura 3.31). Acest fapt se justifică printr-o viteză mai mare de difuzie a carbonului pe limitele grăunților cristalini decât în interiorul acestora.



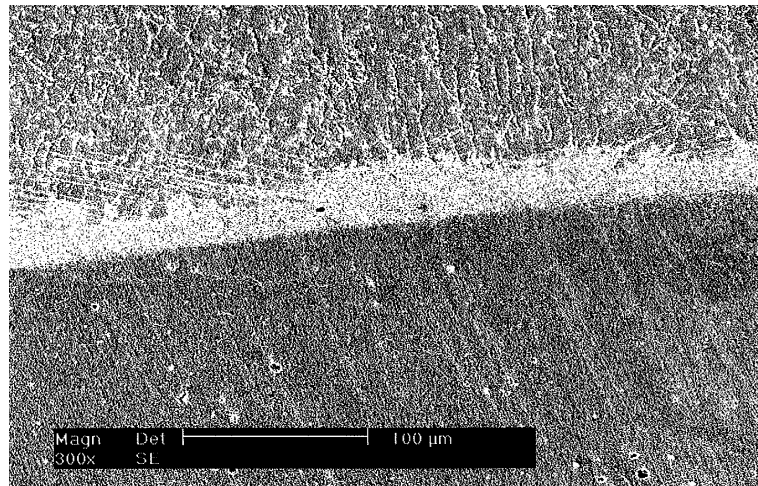
-a-



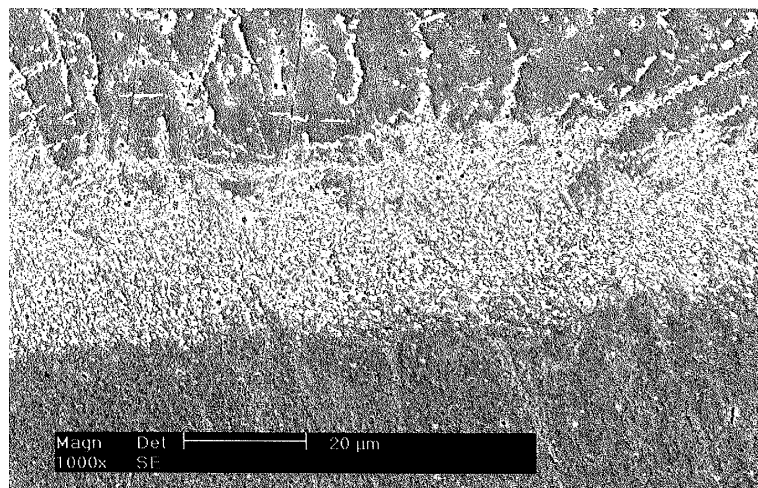
-b-

**Fig 3.30.** Zona de tranziție a îmbinării sudate în urma expunerii la 580°C timp de 10 h : microscopie electronică cu baleaj





-a-



-b-

**Fig.3.31.** Zona de tranziție a îmbinării sudate în urma expunerii la 580°C timp de 20 h : microscopie electronică cu baleaj

### 3.4.3 Proprietățile mecanice ale îmbinărilor "alb-negru" (10TiNiCr180-14MoCr10)

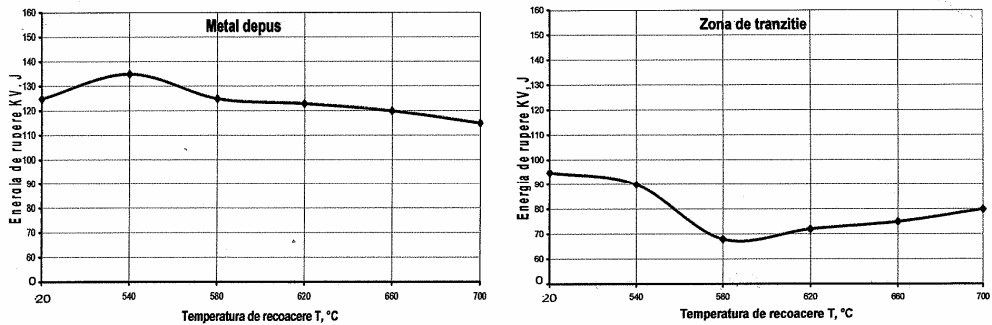
Încercările statice de tracțiune efectuate asupra probelor prelevate pe o direcție perpendiculară pe cea a sudurii au demonstrat că ruperea s-a produs de fiecare dată în afara sudurii și anume în metalul de bază austenitic.

O mare importanță pentru exploatarea în condiții de siguranță a acestor îmbinări sudate o are rezistența la rupere fragilă. Testarea acestora s-a efectuat prin încercări de reziliență.

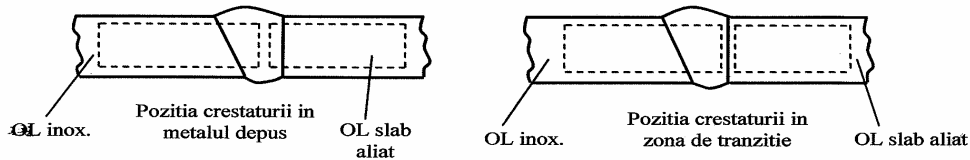
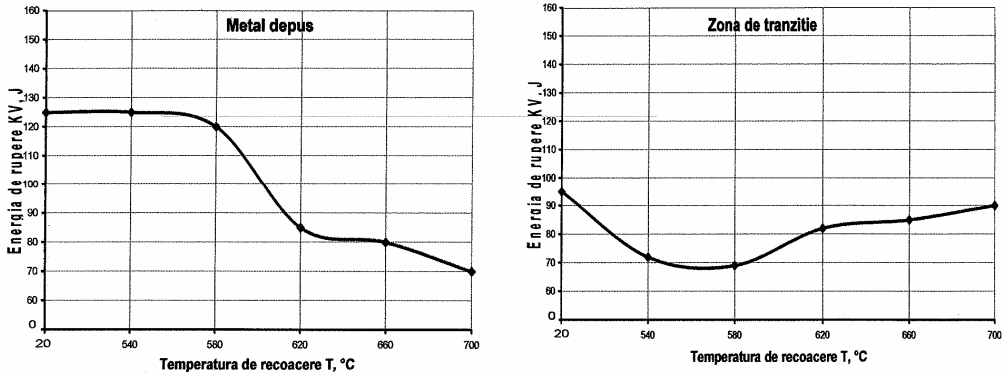
Probele au fost prelevate din îmbinări sudate cu rost  $1/2 V$ , creștătura în formă de V fiind plasată fie în mijlocul metalului depus, fie în zona de tranziție dintre oțelul termorezistent 14MoCr10 și metalul depus obținut în urma sudării cu metalul de adaos 18.8.Mn 6. Încercările experimentale au fost conduse pe probe aflate în stare sudată fără tratament termic ulterior, iar altele au fost supuse unor recoaceri la temperaturi cuprinse între 540°C și 700°C cu durate constante de menținere, de 2 respectiv 10 ore.

Rezultatele obținute sunt reprezentate în figura 3.32 și demonstrează că valorile energiei de rupere KV sunt mai mari în metalul depus decât în zona de tranziție.

**Timpul de recoacere: 2h**



**Timpul de recoacere: 10h**

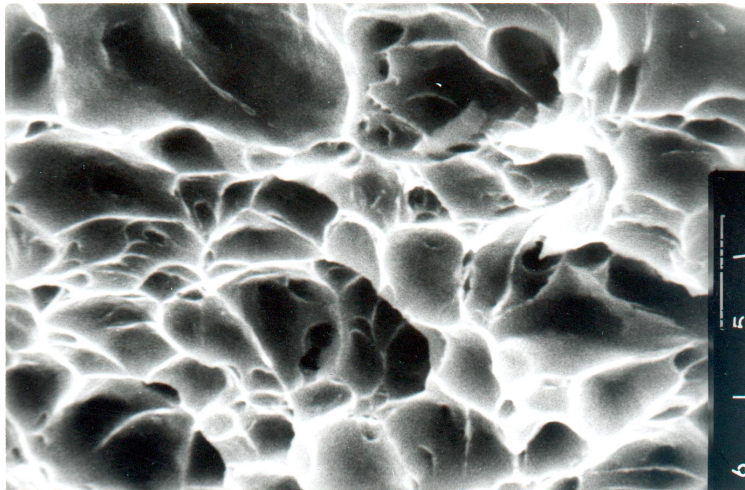


**Fig.3.32.** Efectul temperaturii și duratei de recoacere asupra tenacității zonei de tranziție și a metalului depus al îmbinării sudate "alb-negru"

În plus, se poate observa că dacă tenacitatea metalului depus scade continuu la temperaturi de tratament de peste 580°C, ca urmare a intensificării proceselor de separare a carburilor de crom, în zona de tranziție se constată o creștere ușoară a energiei de rupere la temperaturi de tratament mai mari de 580°C, fenomen datorat descompunerii martensitei de călire de pe interfață și coalescenței particulelor de carburi. Interfața martensitică este sediul unor scăderi ale concentrației elementelor de aliere și în consecință se produce un gradient al valorilor punctului critic Ms cu implicații în obținerea unui ecart destul de larg al valorilor energiei de rupere.



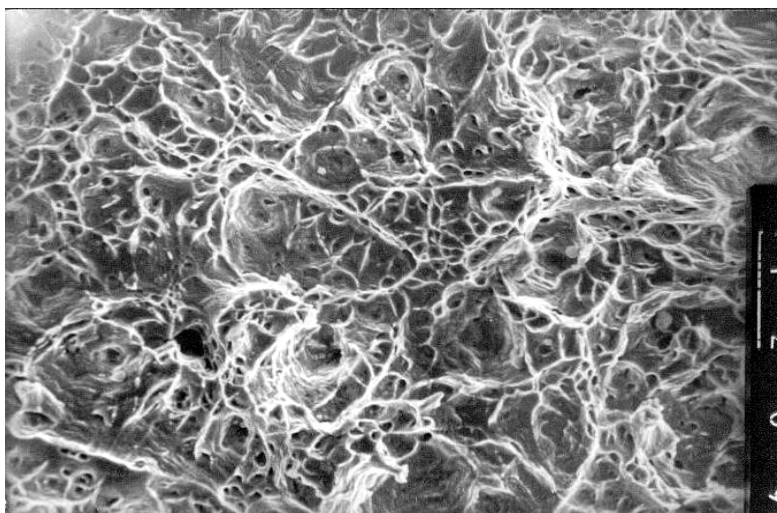
-a- (x 300)



-b- (x 1000)

**Fig.3.33.** Microfractografia probei de reziliență sensibilizată la 580° C timp de 10 h și având creștătura practică în zona de tranziție dintre metalul depus și metalul de bază 14MoCr10

Investigațiile microfractografice efectuate asupra probelor de reziliență (figura.3. 33 și figura 3.34) demonstrează că independent de valorile parametrilor temperatură-timp atât zona de tranziție cât și metalul depus posedă o rezervă suficientă de plasticitate, ruperea producându-se prin alunecare, având un aspect mat-fibros și un caracter ductil.



**Fig.3.34.** Microfractografia probei de reziliență sensibilizată la 700 C timp de 10 h și având creștătura practă în metalul depus austenitic

### 3.5 Concluzii

Alături de compoziția chimică a celor două metale de bază și a materialului de adaos, principalii factori care definesc morfologia interfeței martensitice din îmbinările sudate "alb - negru" sunt: gradul de diluție, difuzia carbonului și elementelor de aliere în baia de metal topit, condițiile de cristalizare a metalului depus și gradientii de concentrație între topitură și metalul de bază (oțelul 14MoCr10).

Predicția temperaturii punctului critic  $M_s$ , a eterogenităților diluției și compoziției chimice a martensitei, permit aprecierea structurii și proprietăților domeniului de tranziție al îmbinării "alb - negru".

Pentru regimul tehnologic adoptat, lățimea stratului în care se manifestă o scădere pronunțată a conținutului în elemente de aliere din metalul depus variază între 70 și 120  $\mu\text{m}$ .

Aptitudinea la sudare MIG / MAG în curent pulsant a combinației de materiale 14MoCr10 - 10TiNiCr180 depinde esențial de compatibilitatea metalurgică a acestora, de caracteristicile termofizice și de geometria rostului.

Variația gradului de diluție pe secțiunea transversală a metalului depus promovează repartitia neuniformă a elementelor de aliere și implicit eterogenități microstructurale importante. Difuzia carbonului din partenerul "negru" în partenerul "alb" are la bază scăderea activității acestui element și tendința de transformare a carburii  $\text{Fe}_3\text{C}$  într-o carbură  $(\text{FeCr})_3\text{C}$ , mai stabilă termodinamic. Ea se încetinește

odată cu creșterea parcursului atomilor și cu avansarea procesului de formare a carburilor noi în materialul "alb", conducând la modificări structurale semnificative.

Lățimea zonei decarburate este dependentă de parametrii temperatură – timp, iar coeficientul de difuzie se micșorează odată cu mărirea duratei de expunere la o temperatură dată.

La durate mari ale timpului de expunere, microstructura zonei decarburate va prezenta un aspect acicular, de bastonașe.

Formarea rețelei de carburi în îmbinările sudate "alb – negru" are la bază difuzia carbonului din partenerul "negru" în metalul depus austenitic, iar lățimea ei depinde esențial de parametrii temperatură – timp ai tratamentului termic de recoacere pentru detensionare.

Încercările de tenacitate a îmbinării sudate demonstrează că atât metalul depus cât și zona de tranziție dintre acesta și metalul de bază din oțelul termorezistent posedă o rezervă importantă de plasticitate și deci o rezistență mare la rupere fragilă.

## **4. Cercetări asupra procesului de sudare MIG în curent pulsant a oțelurilor termorezistente folosind materiale de adaos din aliaje cu bază de nichel**

### **4.1. Motivația cercetării**

În funcție de compoziția lor chimică oțelurile termorezistente au într-o măsură mai mare sau mai mică, tendință de durificare prin transformarea austenitei în martensită. Prin urmare la sudarea acestor oțeluri apare pericolul fisurării, ceea ce impune luarea unor măsuri tehnologice.

Sudarea acestor oțeluri se face în general folosind materiale de adaos compatibile cu metalul de bază, iar pentru evitarea pericolului de fisurare, se necesită ca sudarea să se facă cu preîncălzire la temperaturi de 200-350°C, iar ulterior să se aplice un tratament termic de revenire înaltă la temperaturi de 630 - 780°C. Procesul este costisitor și anevoios, iar în unele cazuri dificil sau imposibil de aplicat dacă piesele sunt agabaritice sau sudarea se face pe șantier.

Cercetarea efectuată în cadrul acestui capitol propune o alternativă tehnologică la varianta de sudare de mai sus, prin folosirea unor materiale de adaos cu bază de nichel, materiale caracterizate prin proprietăți de plasticitate ridicate, capabile să preia tensiunile interne introduse la sudare, respectiv să evite difuzia carbonului din metalul de bază; astfel se evită pericolul de fisurare la rece asociat sudării acestor materiale de bază. Acest aspect permite eliminarea operațiilor tehnologice de preîncălzire respectiv de tratament termic post sudare cu profunde implicații economice legate de consumul de energie, în condiții de sudare și de productivitate net superioare.

Este propusă utilizarea unei tehnologii de sudare moderne de mare productivitate și anume sudarea MIG în curent pulsant folosind ca material de adaos o sârmă electrod cu peste 90% Ni, SG NiTi 4 (W.Nr. 2.4155), iar ca gaz de protecție, argon 100%.

Întrucât sursele de sudare MIG/MAG disponibile pe piață la ora actuală nu dispun de programe sinergice pentru sudarea cu acest tip de materiale de adaos, lucrarea propune o soluție accesibilă, prin identificarea pe aceste surse a unui program sinergic utilizat la sudarea oțelurilor înalt aliate inoxidabile, adaptat relativ ușor pentru sudarea cu aliaje pe bază de nichel. Rezultatele cercetărilor privind stabilitatea arcului electric, eliminarea stropirilor respectiv calitatea sudurilor executate, confirmă justetea acestei soluții.

Tehnologiile de sudare propuse pot constitui alternative fezabile la sudarea oțelurilor termorezistente în cazul în care tehnologia standard nu este posibilă de aplicat sau costurile energetice sunt prea ridicate.

## 4.2. Aspecte tehnologice privind sudarea îmbinărilor eterogene

În funcție de materialele care participă în procesul de sudare îmbinările sudate eterogene pot fi îmbinări între două materiale de bază diferite, respectiv îmbinări formate din materiale de bază identice sudate cu material de adaos diferit:

- Îmbinarea între materiale diferite este o îmbinare în care metalele de bază prezintă diferențe semnificative ale caracteristicilor mecanice și/sau ale compoziției chimice și microstructurii;

- Îmbinarea eterogenă este o îmbinare în care metalul de bază și metalul de adaos prezintă diferențe semnificative ale caracteristicilor mecanice și/sau ale compoziției chimice și microstructurii.

Utilizarea îmbinărilor eterogene are o motivație tehnică și/sau economică.

La sudarea îmbinărilor eterogene pot să apară o serie de probleme determinate de caracteristicile celor două materiale de bază respectiv materialelor de adaos. În sudură se produce o amestecare a metalului de bază cu materialul de adaos rezultând un aliaj cu însușiri diferite de cele ale partenerilor. De exemplu, un metal depus austenitic, ductil, poate forma prin aliere cu un oțel carbon o structură martensitică, fragilă.

La îmbinarea materialelor diferite se recomandă, pe cât posibil, ca materialele de bază să prezinte o compatibilitate metalurgică (să nu producă prin topirea lor împreună structuri fragile, compuși intermetalici).

La sudarea îmbinărilor eterogene se recomandă ca diluția să fie cât mai redusă, astfel încât compoziția chimică a cusăturii să fie cât mai apropiată de cea a materialului de adaos. Cunoșcând diluția se poate determina compoziția chimică a cusăturii. Diluția depinde de procedeul de sudare, forma și dimensiunile rostului, parametrii tehnologici de sudare, caracterul materialelor de sudare (acid sau bazic), etc.

De obicei, în cazul îmbinărilor sudate se urmărește ca metalul depus să aibă compoziția chimică și proprietățile mecanice apropiate de ale metalului de bază. Pentru unele oțeluri această regulă nu poate fi respectată întotdeauna, utilizându-se în aceste cazuri metale de adaos diferite de metalul de bază. De cele mai multe ori materialele de adaos diferite de metalul de bază sunt materiale de adaos înalt aliate austenitice sau materiale de adaos înalt aliate cu nichel. Ambele materiale au avantajul depunerii unui material cu proprietăți de plasticitate ridicate, mult mai favorabile decât cele ale metalului de bază.

**Avantajele** utilizării materialelor de adaos austenitice sunt următoarele:

➤ metalul depus austenitic are o alungire mare, ceea ce permite deformarea lui datorită tensiunilor care apar în procesul de sudare; datorită deformării metalului depus, tensiunile preluate de metalul de bază sunt mai mici, reducându-se prin urmare pericolul de fisurare în zona de influență termică;

➤ oțelul austenitic nu suferă la solidificare modificări structurale care duc la modificarea volumului și a proprietăților mecanice; prin modificarea volumului apar tensiuni suplimentare, care, împreună cu tensiunile de sudare, pot duce la fisurarea îmbinării;

➤ austenita are capacitatea de a absorbi hidrogenul care difuzează din zona influențată termic, din învelișul electrozilor sau flux și din atmosferă; în acest

fel se reduce pericolul de fisurare pe care-1 prezintă existența hidrogenului liber în cantități mai însemnate.

Pe lângă avantajele enumerate, utilizarea unor materiale de adaos austenitice prezintă și o serie de **dezavantaje**, cum ar fi:

- materialele de adaos și de bază au coeficienți diferiți de dilatare; dacă îmbinarea sudată este supusă în exploatare la încălziri și răciri repetate, poate apărea efectul de oboseală termică; datorită dilatării și contractiei diferite, apar tensiuni suplimentare care pot provoca fisuri în zona influențată termic;

- la temperaturi înalte se produce o difuzie a carbonului din metalul de bază către oțelul austenitic. Difuzia carbonului crește în raport cu creșterea temperaturii și devine apreciabilă la temperaturi de peste 425°C. În zona decarburată se produce o reducere a proprietăților mecanice; de asemenea, în zona în care se produce creșterea conținutului în carbon se poate forma o structură fragilă, cu duritate mare. Folosirea unor materiale de adaos cu conținut ridicat în nichel împiedică, într-o oarecare măsură, difuzia carbonului.

- în zona de contact dintre metalul de bază și cel de adaos se produce amestecul acestor două metale. Datorită acestui amestec se poate forma o structură martensitică dură și fragilă. Chiar în condițiile în care se menține structura austenitică, conținutul de ferită  $\delta$  poate scădea sub limita necesară pentru a împiedica formarea fisurilor. Cunoscând gradul de amestec al celor două metale, se poate aprecia, cu ajutorul diagramei Schaeffler, structura metalului din zona de contact.

Pentru a înlătura dezavantajele prezentate de materialele de adaos austenitice Cr-Ni, se pot utiliza materiale cu conținut foarte ridicat în Ni.

Aceste materiale prezintă următoarele *avantaje* principale:

- coeficientul de dilatare al materialului depus este foarte apropiat de al oțelurilor feritice și martensitice;

- conținutul foarte ridicat în nichel împiedică migrarea carbonului;
- structura austenitică se păstrează chiar la o diluție de 80% cu metalul de bază; condițiile de sudare nu modifică practic, prin diluare, structura austenitică;

- deși metalul depus are o structură complet austenitică, prezintă o rezistență suficient de mare la fisurare;

- proprietățile mecanice și rezistența la coroziune sunt superioare metalului depus cu materiale de adaos austenitice, Cr-Ni;

- la sudarea cu aliaje de tipul Ni-Cr-Fe nu există pericolul fisurării sub cordon, datorită faptului că hidrogenul are o solubilitate mare în metalul depus;

- îmbinarea sudată cu acest material de adaos nu este afectată de tratamentele termice ulterioare.

Ca *dezavantaje* la folosirea acestor materiale se menționează:

- metalul depus cu aliaje de tipul Ni-Cr-Fe este foarte sensibil la formarea porilor;

- prețul de cost este ridicat.

Folosirea unor materiale de adaos diferite de cel de bază, permite, în unele cazuri, renunțarea la aplicarea unor tratamente termice, sau în orice caz, la necesitatea efectuării lor înainte de răcirea piesei sub temperatura de preîncălzire.



Legătura dintre compoziția chimică a cusăturii și microstructură poate fi făcută tot cu ajutorul diagramei Schäffler.

În zona de contact dintre metalul de bază și cusătură, ca urmare a amestecului dintre metalul de adaos și cel de bază pot apărea zone fragile. În aceste zone cu plasticitate redusă pot apărea fisuri în timpul tratamentului termic sau în exploatare. Pentru a reduce la minimum dimensiunile acestei zone trebuie utilizată o tehnologie de sudare care să asigure o participare cât mai redusă a metalului de bază la formarea cusăturii. La temperaturi înalte se produce o difuzie a carbonului. Fenomenul de difuzie este cu atât mai activ cu cât este mai ridicată temperatura de încălzire a îmbinării și cu cât este mai lungă perioada în care îmbinarea se găsește la această temperatură. Zonele în care s-a produs fenomenul de difuzie au o influență negativă asupra comportării îmbinării sudate, datorită neomogenității diferitelor zone ale cusăturii. Apar zone cu plasticitate redusă și pot provoca ruperi fragile în zonele decarburate.

Avînd în vedere situația arătată, tehnologia de sudare trebuie să respecte o serie de **reguli**, cum ar fi:

**a.** Pentru a reduce topirea metalului de bază, regimul de sudare trebuie să prevadă utilizarea unor electrozi cu diametru cât mai mic, valori minime ale curentului și viteze mari de sudare. Sudarea trebuie să se execute în straturi filiforme.

**b.** Deoarece zona de contact dintre cele două metale diferite este cea mai sensibilă la fisurare, din punct de vedere constructiv trebuie evitate toate trecerile bruște de la o grosime la alta și toate neregularitățile care ar putea conduce la concentrarea tensiunilor. În special, trebuie evitat efectul de crestătură pe care-l constituie nepătrunderile care pot rămîne la rădăcina îmbinărilor. Aceste nepătrunderi pot provoca apariția unor fisuri care se pot extinde în cusătură sau în metalul de bază.

**c.** Rezistența la rupere a cusăturii nu trebuie să fie mai mică decît rezistența metalului mai slab, participant la îmbinare.

**d.** Deoarece la sudarea metalelor diferite există un pericol sporit de fisurare, se preferă utilizarea electrozilor și a fluxurilor cu caracter bazic.

**e.** La îmbinările din oțeluri diferite, condițiile de sudare se reglează, în general, după oțelul cu sudabilitate mai dificilă.

**f.** În cazul îmbinărilor eterogene, tensiunile interne nu pot fi complet înlăturate printr-un tratament termic de detensionare. În timpul încălzirii tensiunile remanente dispar, dar în timpul răcirii, datorită proprietăților fizice diferite ale celor două metale, apar tensiuni noi, deosebite de cele inițiale. În general, tratamentul termic aplicat îmbinărilor eterogene urmărește înlăturarea zonelor cu structură fragilă. Se aplică, de obicei, tratamentul termic indicat pentru oțelurile mai greu sudabile.

### 4.3. Prezentarea materialelor de sudare

Materialele de sudare utilizate la sudarea MIG/MAG sunt: sârma electrod și gazul de protecție.

#### **Sârma electrod**

Alegerea sârmei electrod se face în general în funcție de metalul de bază (compoziția chimică) și de gazul de protecție utilizat.

În acest caz însă alegerea sârmei electrod s-a făcut în mod diferit și anume pornind de la dezideratul impus la sudarea metalului de bază și anume stabilirea unei tehnologii de sudare MIG/MAG prin care să se elimine operațiile de preîncălzire respectiv de tratament termic post sudare, deficitare în primul rând din cauza consumului mare de energie, dar și a condițiilor de lucru dificile pentru operatorul sudor. Acest lucru este posibil prin folosirea unor **materiale de adaos înalt aliate cu nichel** care depun un material cu caracteristici de plasticitate ridicate, ceea ce conduce la evitarea pericolului de fisurare, prin preluarea și relaxarea tensiunilor interne introduse la sudare.

Pornind de la aceste considerente a fost selectată o sârma electrod cu un conținut > 90% Ni, tipul W.Nr. 2.4155. Sârma este destinată sudării nichelului și aliajelor de nichel respectiv sudării îmbinărilor eterogene sau la placarea suprafețelor oțelurilor carbon.

Correspondența acestui tip de material conform diferitelor normative internaționale se prezintă în cele ce urmează:

✓	Werkstoff-Nr.:	2.4155
✓	DIN 1736:	SG-NiTi 4
✓	AWS/ASME SFA-A5.14	ER Ni-1
✓	UNS	N02061
✓	B.S. 2901, PARTEA 5	NA32
✓	ISO 18274-00:	SNi 2061
✓	Europa (EN):	NiTi 3

### **Gazul de protecție**

Gazul de protecție are în principal rolul de a asigura protecția băii metalice și a picăturii de metal topit din vârful sârmei electrod sau la trecerea acesteia prin coloana arcului, împotriva interacțiunii cu gazele din atmosferă, oxigen, hidrogen, azot, etc.. În același timp însă gazul de protecție are o mare influență asupra desfășurării procesului de sudare în ansamblul lui, acționând asupra stabilității arcului, parametrilor tehnologici de sudare, transferului picăturii de metal topit prin coloana arcului, reacțiilor metalurgice la nivelul băii și picăturii de metal, transformărilor structurale, proprietăților mecanice și de tenacitate ale îmbinării, formei și geometriei cusăturii sudate, stropirilor, productivității la sudare, etc.. Aceste influențe complexe sunt determinate de proprietățile termo-fizice și de activitatea chimică a gazelor de protecție, care diferă mult de la un gaz la altul.

Având în vedere problemele specifice care apar la sudarea materialelor înalt aliate cu nichel, respectiv a recomandărilor producătorilor de materiale de adaos, la sudarea cu această sârma se recomandă utilizarea gazelor de protecție inerte, argon sau amestec de argon cu heliu, I 1 respectiv I 3. Utilizarea heliului permite creșterea puterii arcului electric și prin urmare creșterea pătrunderii sau a vitezei de sudare, deci creșterea productivității la sudare.

Clasificarea și simbolizarea gazelor pentru sudare în mediu de gaze protectoare este prezentată în SR EN 439/96.

#### 4.4. Comportarea la sudare a nichelului și aliajelor sale

Nichelul este unul din metalele tehnice ce se caracterizează printr-o mare rezistență la coroziune, rezistență mecanică ridicată la temperaturi înalte și joase, rezistență electrică mare. Aceste însușiri fac ca nichelul să-și găsească utilizări deosebite în industria chimică, electrotehnică, ca element de aliere în elaborarea aliajelor cu proprietăți speciale și a oțelurilor, pentru acoperirea galvanică a altor metale etc.

Temperatura de topire este de 1455°C, conductivitatea termică, de 45W/m°C (aproxiată de a oțelului), iar conductivitatea electrică este de 4 ori mai mică decât cea a cuprului. Caracteristicile mecanice variază puternic în funcție de starea metalului: nichel pur, recopt sau ecruisat. În stare recoaptă, rezistența la rupere  $R_m = 40 \dots 50 \text{ daN/mm}^2$ , alungirea  $A = 35 \dots 40\%$  și duritatea  $HB = 80 - 100 \text{ daN/mm}^2$ , iar în stare ecruisată  $R_m$  crește la 80-100 daN/mm<sup>2</sup>, HB la 230-280 daN/mm<sup>2</sup>, în schimb A se reduce la 2 ... 4%. Se precizează faptul că, deși în mod obișnuit nichelul are o bună rezistență la coroziune în atmosferă de hidrogen, la temperaturi moderate devine fragil (așa-numita fragilitate prin hidrogen). De asemenea, în atmosferă sulfuroasă devine fragil ca urmare a formării la limita cristalelor a eutecticului Ni - Ni<sub>3</sub>S<sub>2</sub> care se topește la 645°C. În atmosferă sulfuroasă reducătoare și la temperaturi de peste 350°C are loc fenomenul de coroziune generală, iar în atmosferă sulfuroasă oxidantă predomină oxidarea. Nichelul nu rezistă la amestecul H<sub>2</sub>+N<sub>2</sub>+NH<sub>3</sub> sub presiune.

Aliajele cu bază de nichel au proprietăți speciale ce depind de elementul principal de aliere care poate fi: cuprul, manganul, cromul, fierul, molibdenul, siliciul sau berilul. Din punct de vedere al tratamentului termic, aliajele de nichel se împart în nedurificabile prin tratament termic și durificabile prin tratament termic. Aliajele durificabile prin tratament termic se obțin prin introducerea unor adaosuri de elemente care determină apariția transformărilor în stare solidă. Astfel, aliajul Ni-Cu cu 1...3% Al va separa fazele intermediare  $\theta$  (NiAl) și  $\beta$  (NiAl<sub>2</sub>) devenind susceptibil la durificarea prin precipitare.

Nichelul și aliajele sale se remarcă printr-o plasticitate ridicată pe care o păstrează și la temperaturi foarte scăzute. Alungirea la rupere are valori de 30-50 % chiar și la temperaturi de - 253 °C.

Nichelul și aliajele sale se prelucrează ușor la rece și la cald. Prin deformare plastică la rece se ecruisează puternic. Ecruisarea poate fi îndepărtată prin tratament termic de recoacere pentru recristalizare fără transformare fazică (la o temperatură în domeniul 780-1180 °C, în funcție de tipul aliajului).

Întrucât nichelul pur nu prezintă transformări alotropice și are o plasticitate ridicată, comportarea lui la sudare nu ridică dificultăți.

Aliajele de nichel pot fi împărțite în două grupe:

- aliaje netratabile termic (non T.T.);
- aliaje tratabile termic (T.T.)

*Principalele aliaje de nichel sunt:*

- monel - aliaj Ni-Cu cu cca. 65-70 % Ni și 32-27 % Cu;
- inconel - aliaj Ni-Cr-Fe cu cca. 14-16 % Cr, 6-20 % Fe, 72% Ni;
- nimonic - aliaj Ni-Cr cu cca. 18-21 % Cr, 0-21 % Co, ≤ 0,2-3 % Ti.

O influență deosebită asupra structurii și proprietăților metalului o au impuritățile, ce se pot clasifica în trei categorii: impurități ce reacționează cu nichelul, impurități practic insolubile, impurități solubile în metalul solid. Prima

categorie de impurități, din care fac parte oxigenul, sulful, arseniul, fosforul, formează cu nichelul compuși chimici ce înrăutățesc proprietățile fizice și mecanice ale materialului.

Efectele impurităților și elementelor de aliere ale nichelului asupra proceselor de sudare sunt:

**Al** – produce precipitate și acestea, în cantități mari, intensifică înclinația spre fisurare a sudurilor;

**B** – în cantități mici îmbunătățește rezistența la fisurare; în cantități medii și mari mărește înclinația cusăturii spre fisurare la cristalizare;

**C** – în aliajele fără crom grafitizează atunci când ele sunt încălzite la temperaturi mai mari de 370 °C. Grafitizarea cusăturii și ZIT-ului provoacă o puternică fragilizare în îmbinarea sudată. Din aceste motive, la aliajele de nichel fără crom, conținutul în carbon se limitează la 0,02%;

**Cr** – are influență bună cu excepția aliajelor ce conțin mult siliciu. La acestea cromul mărește înclinația cusăturii spre fisurare la cristalizare. Ea se poate reduce prin adaosuri de niobiu.

**Mo** – până la conținuturi de 0,2 % nu provoacă dificultăți; la conținuturi mai mari de 0,2 % creează o fază secundară fragilă;

**Nb** – reduce înclinația spre fisurare la cristalizare a cusăturilor cauzată de siliciu; la fiecare procent de siliciu în aliaj se adaugă 0,45 % Nb în vederea atenuării fisurării la cristalizare;

**Pb** – produce fisuri la cristalizarea cusăturilor;

**P** – mărește înclinația sudurilor spre fisurare la cald și la rece

**Fe** – nu cauzează probleme la sudare în mod direct ci prin intermediul impurităților S, P pe care le introduce; în cazul prezenței fierului, conținutul în C este limitat la 0,1%;

**Ti** – are efecte similare cu aluminiul;

**Co, Cu și Fe** – nu au efecte semnificative asupra proceselor de sudare.

Aliajele nichelului sunt arătate în tabelul 4.1.

Cel mai periculos element este **sulful**, care produce sulfură de nichel  $Ni_3S_2$  și aceasta se plasează la marginea grăunților cristalini producând o fragilizare puternică. Din acest motiv, nu se vor suda componentele din nichel sau aliaje ale nichelului la care conținutul în sulf nu respectă condiția:

$$S \leq 0,02\%$$

Acțiunea nefavorabilă a sulfului se poate combate cu magneziu. Conținutul minim necesar de magneziu se stabilește în funcție de conținutul în sulf al nichelului sau aliajului de nichel cu relația:

$$Mg\% = 5 \cdot (S\%) + 0,02.$$

**Magneziul**, mai avid de sulf decât nichelul, reduce sulfura de nichel și formează sulfura de magneziu, care se distribuie uniform și nu fragilizează nichelul sau aliajul de nichel. La sudare însă, magneziul se arde și efectul sulfului se face simțit. Din acest motiv, chiar dacă nichelul sau aliajul de nichel conține magneziu, sudarea se face numai când conținutul în sulf respectă condiția de mai sus.

Gazele **O<sub>2</sub>**, **H<sub>2</sub>**, **N<sub>2</sub>**, ridică probleme numai sub aspectul porozității pe care o cauzează; efectul lor este eliminat la sudare, prin alierea corespunzătoare a materialelor de adaos cu Al și Ti.

Se remarcă în mod deosebit acțiunea dăunătoare a oxigenului și sulfului. Oxigenul se găsește în nichel sub formă de oxid, NiO, care formează cu metalul un

eutectic, Ni – NiO, ce se situează atât la limitele cât și în interiorul grăunților. Temperatura de topire a eutecticului fiind mai scăzută decât a nichelului se produce o scădere a rezistenței mecanice a metalului. Sulfur, chiar în cantități foarte reduse (0,003%), reacționează cu nichelul formînd compusul Ni<sub>3</sub>S<sub>2</sub> care se plasează la limita grăunților și produce fragilitatea la rece reducînd considerabil, în același timp, posibilitatea de prelucrare prin presare la cald. **Arseniul** și **fosforul** formează compuși chimici care împreună cu nichelul dau eutectici ușor fuzibili.

Impuritățile din celelalte categorii au o influență redusă și mai puțin defavorabilă (cu excepția plumbului care este limitat la 0,01%) asupra proprietăților metalului.

<b>TABELUL 4.1 Compoziția chimică a principalelor aliaje de nichel</b>								
Elementul de aliere	Non T.T.			T.T.				
	Monel	Incone1	Nimonic	Mone1 K	Incone1 X	Nimonic X	Rene 41	Inconel 718
Ni	65	74	75	65	73	76	55	54
C	0,23	0,09	0,10	0,20	0,04	0,70	0,10	0,05
Cr	-	15	20	-	15	20	20	20
Mo	-	-	-	-	-	-	10	3
Fe	2,0	8,0	3,5	1,5	7,0	2,5	0,7	restul
Co	-	-	-	-	-	1	10	-
Al	-	0,60	0,06	3,0	0,9	1,0	1,5	1,75
Ti	-	0,4	0,4	0,5	2,5	2,3	3,0	0,8
Nb	-	-	-	-	0,9	-	-	5,0
Mn	1,5	1,0	1,7	1,0	0,7	0,7	2,5	0,5
Si	0,5	0,5	0,8	1,0	0,3	0,7	0,3	0,75
Cu	restul	0,5	0,5	restul	0,5	-	-	0,75
B	-	-	-	-	-	-	0,1	-

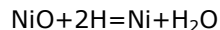
Sudabilitatea nichelului este condiționată de fisurarea cusăturii și a ZIT și de apariția porilor în cusătură.

a). Apariția fisurilor se explică prin solubilitatea ridicată a oxigenului în metalul topit al băii de sudură și prin existența în metalul de bază a unui procent ridicat de sulf.

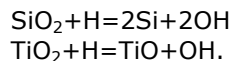
Oxigenul se găsește în nichel sub formă de oxid, NiO, care formează cu metalul un eutectic Ni + NiO, ce se situează atât la limitele cât și în interiorul grăunților. Temperatura de topire a eutecticului (1183°C) fiind mai scăzută decât a nichelului, se produce o scădere a rezistenței mecanice a materialului. Sulful, chiar în cantități foarte reduse (0,003%), reacționează cu nichelul formând compusul Ni<sub>3</sub>S<sub>2</sub>, care se plasează la limita grăunților și produce fragilitatea la cald, reducând considerabil, în același timp, posibilitatea de presare la cald. Reducerea procentului de oxigen dizolvat în metalul topit se realizează prin protejarea băii cu fluxuri sau gaze inerte, respectiv dezoxidarea nichelului lichid prin utilizarea de dezoxidanți ca Mn, Si, Ti, Fe, etc.

Înlăturarea efectului nociv al sulfului este mai dificilă, iar în cazul în care materialul de bază are S >0,02% evitarea fisurării devine practic imposibilă. Excepțind această situație extremă, prin utilizarea magneziului, care este mai avid față de sulf decât nichelul, se formează sulfura de magneziu, compus ce nu fragilizează metalul de bază.

b) Apariția porilor în cusătură este explicată prin acțiunea hidrogenului absorbit de metalul topit. Oxidul de nichel se combină cu hidrogenul dizolvat în baia de sudură, conform reacției:



Vaporii de apă rezultați nu mai pot difuza în metal și produc pori, fenomen numit „boala de hidrogen” a nichelului, care este întâlnit și la sudarea cuprului. Limitarea pătrunderii hidrogenului în metalul topit se realizează prin eliminarea umidității fluxurilor sau învelișurilor folosite la sudare, prin folosirea unor elemente ca siliciul și titanul ce leagă hidrogenul dizolvat conform reacțiilor:



#### c) Modificări structurale la sudare

Nichelul și aliajele sale sunt sensibile la supraîncălzire. Cu creșterea temperaturii crește granulația și fragilitatea, care sporesc pericolul spre fisurare. De aceea se recomandă sudarea cu energie liniară mică și utilizarea unor elemente inhibitoare la creșterea grăunților, cum sunt Ti, Al, Mo.

Pentru sudarea nichelului și aliajelor sale se folosesc următoarele procedee : sudarea manuală cu electrozi înveliți în mediu de gaze protectoare (WIG și MIG), sudarea sub flux, sudarea cu fascicul de electroni.

Rezultatele cele mai bune se obțin folosind procedeele WIG, MIG și cu fascicul de electroni. În cazul sudării manuale cu electrozi înveliți, tensiunea arcului prea ridicată mărește gradul de oxidare a elementelor de aliere și provoacă creșterea granulației. Creșterea intensității curentului, la o viteză de sudare constantă, determină supraîncălzirea metalului și creșterea volumului de metal topit având ca rezultat final creșterea granulației.

Aliajele cu bază de nichel au proprietăți speciale ce depind de elementul principal de aliere care poate fi: cuprul (aliaje tip monel), manganul, cromul, fierul, molibdenul, siliciul sau beriliul.

Principala problemă care apare la sudare constă în faptul că ciclul termic anulează, în materialul din *ZIT*, efectul tratamentului termic și ca urmare, prin scăderea caracteristicilor de plasticitate pot apărea microfisuri. Metodele prin care se reduce acest efect constau în folosirea de surse termice cu energie liniară care să afecteze cât mai puțin metalul de bază, aplicarea de tratamente termice construcției sudate care să permită obținerea structurii și caracteristicilor mecanice pe care le posedă inițial materialul.

Sudarea aliajelor care nu prezintă transformări în stare solidă (aliaje netrababile termic) nu ridică probleme deosebite de cele care apar la sudarea nichelului, prezentate anterior.

În îmbinările sudate ale nichelului și ale aliajelor de nichel nedurificabile prin tratament termic nu se produc modificări spectaculoase de proprietăți și nici nu apare riscul de durificare. Pentru acestea, tratamentul termic după sudare nu este absolut necesar. Se aplică eventual un tratament termic de recoacere pentru detensionare. În cazul aliajelor de nichel durificabile prin tratament termic, după sudare este necesar să se aplice construcției sudate tratamente termice care să permită obținerea structurii și caracteristicilor mecanice pe care materialul le-a avut inițial.

#### **Recomandări tehnologice pentru sudarea nichelului.**

Sudarea nichelului și aliajelor sale se realizează în următoarele condiții:

- la locul sudării se va asigura o curățenie desăvârșită;
- sudarea se va face astfel încât încălzirea materialului să fie cât mai redusă, fără preîncălzire, energie liniară redusă;
- sudarea materialului se va efectua în stare recoaptă.

Dacă materialul a fost ecruizat, pentru a reduce pericolul de fisurare, înainte de sudare se aplică tratamentul termic de recoacere pentru recristalizare fără transformare de fază.

La dimensionarea îmbinărilor sudate trebuie luată în considerare o oarecare scădere a rezistenței mecanice a îmbinării față de rezistența materialului de bază.

Înainte de sudare rostul și suprafața materialului, pe o lățime de 25 mm față de sudură se vor curăța prin sablare cu nisip sau cu o perie din oțel inoxidabil și se vor degresa cu un solvent (acetonă, spirt, tricloretilenă, tetraclorură de carbon).

*Sudarea cu electrozi înveliți* a nichelului se face asemănător cu sudarea oțelurilor, cu diferența că unghiurile de deschidere a rostului sunt mai mari, având în vedere vâscozitatea mai ridicată a băii topite. Se preferă poziția de sudare orizontală. Se lucrează în curent continuu, polaritate inversă utilizând un material de sudare apropiat de materialul de bază.

O pendulare mare a electrodului poate cauza arderea elementelor dezoxidante, de aceea sudarea se face cu o pendulare cu amplitudine mică. Arcul electric trebuie menținut cât mai scurt, iar electrodul se va deplasa aproape vertical cu o înclinare de maxim 20° în sens invers sudării. Pentru a evita porozitatea în zona de amorsare a arcului, amorsarea se va face fie pe o piesă separată amplasată deasupra pieselor ce se sudează, fie în rost pe o zonă care va fi din nou supusă acțiunii arcului electric. Diametrul maxim al electrodului este 4 (5) mm. Datorită rezistivității electrice ridicate, lungimea electrozilor este limitată la 300 mm.

*Sudarea WIG* se aplică atât la îmbinarea tablelor subțiri (cu grosimea sub 6 mm), cât și la realizarea rădăcinii în cazul sudării unor table mai groase.

Sudarea se efectuează, de regulă, în curent continuu cu polaritate directă, mai rar în curent alternativ. Amorsarea arcului se face, mai ales, cu înaltă frecvență. Se utilizează electrozi de wolfram thoriați sau zirconiați. Ca gaz de protecție se folosește argon care trebuie să fie uscat și cu puritate 99,95%. Sudarea se

efectuează în hale și nu în aer liber, eventual se instalează un cort în zona în care se efectuează sudarea. Debitul de argon va fi de 15-40 l/min.

Spre deosebire de sudarea oțelului, la sudarea nichelului se utilizează, de obicei, materiale de adaos. Acestea conțin elemente ce leagă gazele. În caz contrar există pericol de apariție a porilor. Piesele de sudat, precum și sârma trebuie curățite atent înainte de sudare.

La sudarea în mai multe treceri, înainte de depunerea unei treceri trebuie îndepărtat stratul superficial de oxid. La sudarea dintr-o parte este necesară sudarea pe suport sau asigurarea protecției cu argon la rădăcină.

*Sudarea MIG* se aplică la îmbinarea tablelor cu grosimea peste 6 mm. Se lucrează în curent continuu, polaritate inversă, folosind sârme cu compoziție apropiată de cea a materialului de bază. Debitul de argon (99,8%) este de minim 20 l/min. Sudarea se poate face cu trecere prin pulverizare (lungimea arcului 6-7 mm) sau prin scurtcircuit.

*Sudarea sub flux* se aplică în special pentru operații de încărcare. Sudarea se execută în curent continuu, polaritate inversă utilizând sârme adecvate cu diametru 1,6 - 2,4 mm și fluxuri speciale pe bază de halogenuri. Curentul de sudare, la o sârmă de 1,6 mm are valori de cca. 240-280 A.

#### 4.5. Cercetări experimentale

Cercetările experimentale au urmărit optimizarea unor tehnologii de sudare mecanizate pentru sudarea oțelurilor termorezistente folosind un material de adaos înalt aliat cu nichel. Implementarea acestor tehnologii urmărește eliminarea operațiilor tehnologice de preîncălzire respectiv de tratament termic post sudare absolut obligatorii la sudarea oțelurilor termorezistente folosind materiale de adaos compatibile cu metalul de bază pentru evitarea pericolului de fisurare. Incercările ulterioare executate pe probele sudate vor urmări să dovedească fezabilitatea acestor tehnologii și alternativa lor în cazul în care din motive tehnico-economice sudarea clasică nu este posibilă.

Sudarea mecanizată permite obiectivizarea tehnologiei de sudare prin eliminarea factorului uman în optimizarea tehnologiilor de sudare. Ulterior este posibilă și abordarea sudării semimecanizate cu respectarea însă a tehnologiilor cadru de sudare stabilite prin mecanizare, în special cu referire la viteza de sudare și menținerea constantă a capătului liber al sârmei.

Au fost avute în vedere optimizarea tehnologiilor de sudare pentru două tipuri de îmbinări:

- ✓ îmbinări cap la cap;
- ✓ îmbinări în colț;

sudate în poziție orizontală respectiv în jgheab.

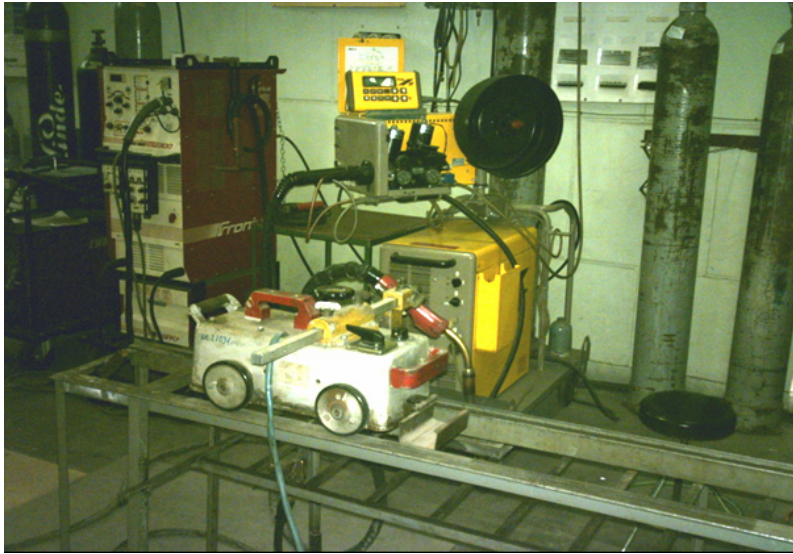
Cercetările s-au efectuat în cadrul laboratorului de tehnologii de sudare în mediu de gaze protectoare al Catedrei de Știința materialelor și a sudării din Facultatea de mecanică a Universității "POLITEHNICA" din Timișoara.



#### 4.5.1 Instalația de sudare MIG

Instalația de sudare mecanizată utilizată în cadrul cercetărilor experimentale este prezentată în figura 4.1. Principalele părți componente ale instalației de sudare sunt:

- echipamentul de sudare ARISTO 500 (ESAB);
- tractorul de sudare TUT 2000;
- masa de sudare cu calea de rulare;
- accesorii.



**Fig. 4.1.** Instalația de sudare mecanizată

#### 4.5.2 Sursa de sudare LUC 500 ARISTO

Sursa de sudare LUC 500 Aristo face parte din categoria surselor moderne de sudare cu inverter. Sursa de sudare este construită în sistem modular, programabilă, cu microprocesor Siemens, cu posibilitatea conectării la PC. Se poate suda prin următoarele procedee:

- sudare manuală cu electrozi înveliți;
- MIG/MAG:
  - standard;
  - în curent pulsat
- WIG;
- crăituirea arc-aer.

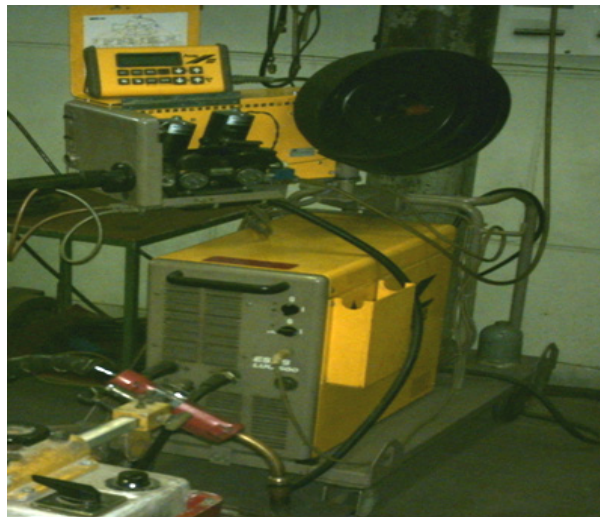
Părțile componente ale sursei de LUC500 ARISTO ( figura 4.2) sunt:

- sursa de alimentare;
- consola de comandă și programare;

- instalația de răcire în circuit închis;
- dispozitiv de avans a sârmei tip MED 44 ARISTO;
- pistol de sudare MIG/MAG;
- pistol de sudare WIG;
- două telecomenzi de la distanță:
  - pentru sudare cu 5 programe;
  - pentru sudare cu 31 programe.

**Caracteristici tehnice:**

- tensiunea de alimentare:  $U_{alim.} = 3 \times 380 \text{ V}; 50 \text{ Hz};$
- curentul de sudare:  $I_{sn} = 500 \text{ A}/40\text{V, la DA}=60\%;$   
 $I_{sn} = 400 \text{ A}/36\text{V, la DA}=100\%;$
- tensiunea de mers în gol:  $U_{20} = 65 \text{ V};$
- factorul de putere:  $\cos \varphi = 0,96/400^\circ; 0,97/500 \text{ A};$
- randamentul:  $\eta = 0,83;$
- masa:  $m = 72 \text{ kg.}$
- La sudarea MIG/MAG:
  - curentul de sudare:  $I_s = 30 - 500 \text{ A};$
  - tensiunea arcului:  $U_a = 10 - 46 \text{ V};$
  - viteza de avans a sârmei electrod:  $v_{as} = 0 - 22 \text{ m/min.}$



**Fig. 4.2.** Sursa de sudare Aristo 500

Sursa Aristo 500 este o sursă de sudare sinergică cu reglarea și controlul automat al puterii arcului prin modificarea vitezei de avans a sârmei electrod, după ce în prealabil au fost introduse datele de intrare și anume, modul de transfer,

materialul de adaos, gazul de protecție respectiv diametrul sârmei. Așa cum se va vedea ulterior, specific acestei surse de sudare este menținerea constantă a curentului de puls și a timpului de puls pentru condițiile de intrare date, modificându-se odată cu viteza de avans a sârmei doar frecvența pulsurilor și curentul de bază pentru asigurarea transferului sinergic la diferite puteri ale arcului (viteze de avans ale sârmei electrod). În cazul sudării MIG/MAG în curent pulsant instalația de sudare permite controlul sinergic al tehnologiilor de sudare pentru o gamă mare de materiale de adaos (oțel nealiat cu conținut redus în carbon, oțel înalt aliat inoxidabil, aliaje de aluminiu, sârme tubulare cu miez rutilic, bazic sau pulbere metalică), pentru o gamă variată de gaze de protecție (CO<sub>2</sub> 100%, Ar, Ar + CO<sub>2</sub>, Ar + He, Ar + CO<sub>2</sub> + O<sub>2</sub>, etc. în funcție de metalul de bază care se sudează, respectiv pentru o gamă variată de diametre de sârmă electrod: 0,8 ; 1,0 ; 1,2 și 1,6 mm.

Din analiza tabelului sinergic de date privind performanțele se constată că instalația nu are prevăzute programe sinergice pentru sudarea nichelului și aliajelor de nichel. Prin urmare va trebui accesat un program sinergic existent în memoria sursei care să se adapteze la particularitățile tehnologice impuse de sudarea MIG a nichelului, pe baza similitudinilor tehnologice cele mai apropiate dintre acest material și materialele existente în memoria calculatorului.

Părțile componente ale D.A.S. MED 44 ARISTO sunt:

- 2 motoare de curent continuu cu magneți permanenți;
- 2 role motoare cu roți dințate cilindrice;
- electrosupapă de gaz;
- rolă de sârmă cu sistem de frânare;
- cuplaj rapid de reaglare a pistolului.

Turația celor două motoare se reglează cu o schemă statică cu tiristor, iar frânarea rapidă a motorului la oprire se face cu un tranzistor + tiristoare legate în paralel. Cele două motoare au rotoarele înseriate pentru a echilibra vitezele periferice ale perechilor de role. Unul dintre motoare este cuplat cu un tahogenerator ce furnizează un număr de impulsuri pe rotație strict proporțional cu turația. Astfel se asigură prin reacția corespunzătoare precizia vitezei prescrise și constanța ei la fluctuațiile tensiunii rețelei sau ale cuplului mecanic rezistent la arbore.

Pe panoul din spate al D.A.S. sunt două potențiometre cu care se poate regla timpul de pregaz și timpul de postgaz în intervalul 0...5 s. În interiorul D.A.S. există un al treilea potențiomtru cu care se reglează timpul de "burn-back". În spațiul interior din spatele panoului frontal se găsesc două întrerupătoare:

- primul, cu două poziții, pentru:
  - start normal;
  - start zgâriat;
- al doilea pentru:
  - sârmă înapoi fără cuplarea sursei;
  - două tacte;
  - patru tacte.

Pe panoul din față se găsesc două butoane, unul pentru control gaz, iar celălalt pentru avans sârmă fără conectarea sursei. Sistemul de avans al sârmei cuprinde patru seturi de role cu caneluri corespunzătoare diametrului sârmei. Instalația este prevăzută cu două bucle de reglare automată prin care se compensează principalul

factor perturbator la sudarea MIG/MAG: variația distanței dintre pistolul de sudare și piesă. Aceste bucle reglează automat frecvența pulsurilor și curentul de bază astfel încât să aibă valoarea prescrisă cu o toleranță de maximum  $\pm 1V$ .

#### **4.5.3 Tractorul de sudare TUT 2000**

Tractorul universal pentru tăiere TUT este destinat în principal conducerii arzătorului oxigaz în vederea tăierii rectilinii a tablelor și profilelor din oțel carbon cu maxim 0,25% C. Se poate utiliza de asemenea pentru conducerea capetelor de sudare WIG și MIG/MAG în cazul sudării mecanizate.

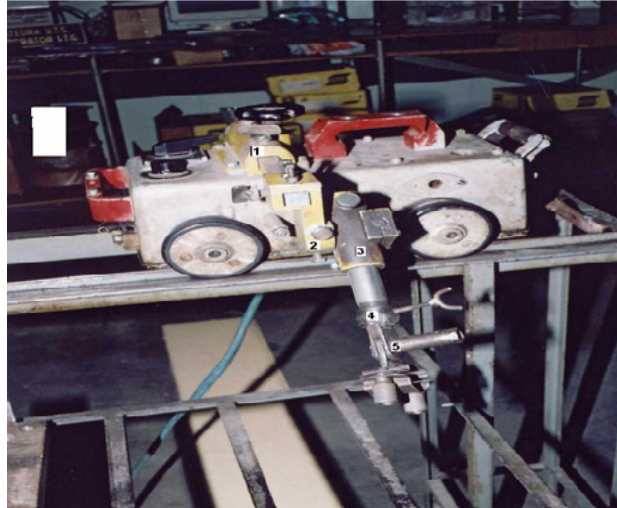
În figura 4.3 se prezintă o vedere de ansamblu a tractorului de sudare TUT cu dispozitivul de fixare, poziționare și reglare a capului de sudare care permite 5 grade de libertate:

- o deplasarea laterală a capului de sudare cu ajutorul cremalierii orizontale (1);
- o deplasarea pe verticală pentru reglarea lungimii capătului liber cu ajutorul cremalierii verticale (3);
- o rotirea dispozitivului pentru poziționarea verticală a capului de sudare sau pentru realizarea îmbinărilor de colț (2);
- o rotirea simultană a subsansamblului pistol - cap de sudare pentru obținerea unghiului de înclinare a pistolului, respectiv a sârmei electrod (4);
- o rotirea independentă a pistolului de sudare a sârmei (5);
- o deplasarea relativă și independentă a pistolului de sudare și a capului de sudare pentru obținerea capătului liber al sârmei electrod (4);
- o deplasarea orizontală relativă și independentă a capului de sudare pentru centrarea acestuia în axa rostului (1)
- o sistemul de fixare și strângere cu șurub a pistolului de sudare.

Deplasarea tractorului de sudare se face pe o cale de rulare respectiv componentele se așează pe o masă de sudare reglabilă în trepte pe verticală care face corp comun cu calea de rulare.

Părțile componente ale tractorului TUT sunt:

- cărucior cu roți de rulare;
- cutie cu aparataj;
- suport arzător;
- micropupitru mobil.



**Fig.4.3.** Vederea generală a tractorului de sudare

Condiții de funcționare:

Tractorul TUT trebuie să funcționeze în următoarele condiții:

- umiditate relativă maximă a mediului înconjurător 80% la +20° C;
- temperatura mediului ambiant între -10°...+30° C;
- altitudinea maximă 1000 m;
- spații deschise protejate contra intemperiilor sau spații închise prevăzute cu sistem de ventilație;
- medii lipsite de agenți corozivi și pericol de incendiu sau explozie

Parametrii și dimensiuni principale:

- |  |                   |
|--|-------------------|
| ○ tensiunea rețelei de alimentare:                         | 220 V/ 50 Hz;     |
| ○ tensiunea de alimentare a motorului:                     | 42 V în c.c.;     |
| ○ puterea motorului electric:                              | 100 W;            |
| ○ turația motorului electric:                              | 6000 rot./min.;   |
| ○ tensiunea circuitelor de comandă:                        | 40 V/ 50 Hz;      |
| ○ viteza de deplasare a tractorului:                       | 100 m/h;          |
| ○ reglarea vitezei de avans a tractorului:                 | continuă;         |
| ○ deplasarea verticală a suportului:                       | 50±2 mm;          |
| ○ deplasarea orizontală a suportului:                      | 300 mm;           |
| ○ ecartamentul căruciorului:                               | 210± 1 mm;        |
| ○ diametrul flanșelor tăiate:                              | 150...3000 mm;    |
| ○ dimensiuni de gabarit ale căruciorului complet echipat : | 450x 550x 540 mm  |
| ○ dimensiuni de gabarit ale cutiei cu aparataj:            | 305x 315x 255 mm; |
| ○ masa netă a căruciorului:                                | 22 kg;            |
| ○ masa netă a cutiei de aparataj :                         | 25 kg.            |

#### 4.6 Alegerea programului sinergic de sudare

Așa cum s-a precizat la prezentarea echipamentului de sudare acesta nu dispune de un program sinergic de sudare pentru materiale de adaos înalt aliate cu nichel. Prin urmare se impune alegerea din baza de date a calculatorului echipamentului a unui program sinergic compatibil pentru sudarea nichelului. La selectarea acestui program s-a pornit de la observația că sudarea MIG a nichelului este asemănătoare cu sudarea MAG a oțelurilor înalt aliate inoxidabile austenitice

Din analiza cărții tehnice a echipamentului și a bazei de date, la sudarea oțelurilor inoxidabile sunt prevăzute următoarele programe simergice în curent pulsant în funcție de gazul de protecție utilizat (pentru diametrele sârmei de 0,8; 1,0 și 1,2 mm):

Ar + 2% O<sub>2</sub>;  
 Ar + 2% CO<sub>2</sub>;  
 Ar + 30%He + 1% O<sub>2</sub>;  
 Ar + 1% H<sub>2</sub> + 3% CO<sub>2</sub> + 32% He;  
 Ar + 1%H<sub>2</sub> + 3% CO<sub>2</sub>.

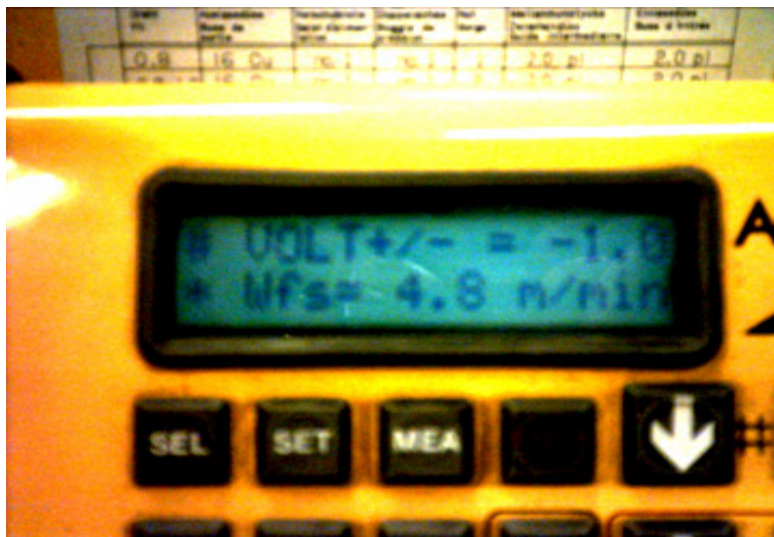
Alegerea programului sinergic de sudare cu sârma de nichel s-a făcut prin încercări de depuneri a unor treceri pe o tablă, prin verificarea programelor pentru primele două gaze de protecție, Ar + 2% O<sub>2</sub> respectiv Ar + 2% CO<sub>2</sub>, cele mai apropiate ca și compoziție chimică de a Ar pur, gaz recomandat în literatura de specialitate la sudarea nichelului și aliajelor sale.

##### Condiții de sudare:

- tehnica de sudare:	în curent pulsant;
- metalul de bază:	S 235J2G3/ SR EN 10025/94; (14MoCr10)
- grosimea tablei:	s = 10 mm;
- materialul de adaos:	SG NiTi4/DIN 1763 (W. Nr. 2.4155);
- diametrul sârmei electrod:	d <sub>s</sub> = 1,2mm;
- gazul de protecție:	Ar 100% (I1/ SR EN 439/96); Ar 4.6 - Linde (p = 99,996%);
- debitul gazul de protecție:	20 l/min ;
- sensul de sudare:	spre stânga;
- înclinarea sârmei electrod:	α=85°.

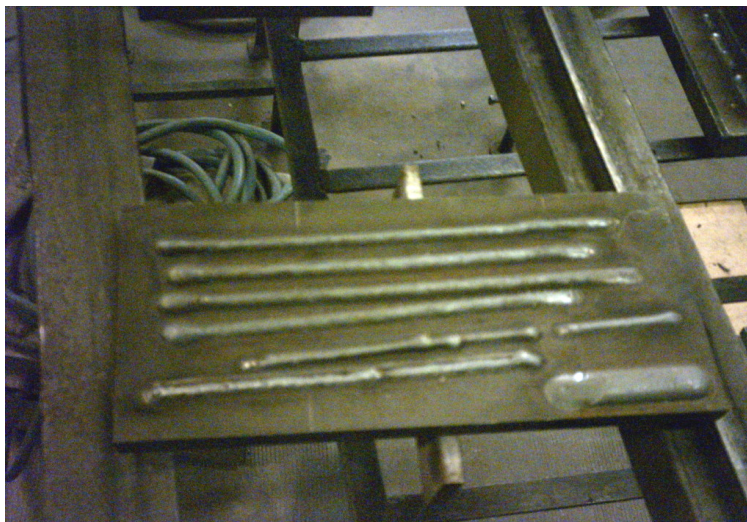
La stabilirea programului sinergic optim s-a urmărit asigurarea unei stabilități maxime a arcului electric respectiv evitarea sau diminuarea stropirilor. Pentru sudare s-au folosit următorii parametrii tehnologici de sudare (figura 4.4):

- viteza de avans a sârmei electrod:	4,8 m/min;
- curentul mediu de sudare:	164 A;
- tensiunea medie a arcului:	24,8 V;
- viteza de sudare:	25 cm/min;
- corecția de tensiune:	-1 V,



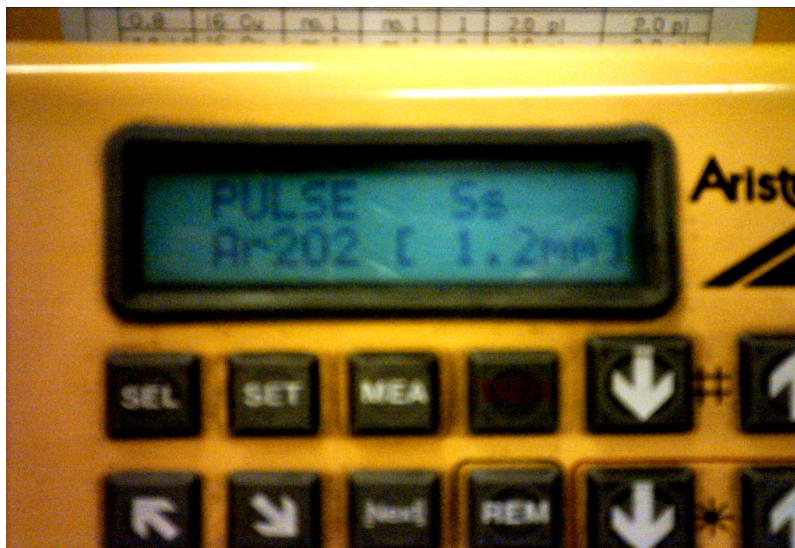
**Fig. 4.4.** Setarea parametrului sinergic

În cazul folosirii programului pentru Ar + 2%CO<sub>2</sub> a rezultat un arc electric instabil cu stropiri foarte mari și greu de controlat. Nici corecțiile aplicate nu au îmbunătățit condițiile de sudare inițiale, dovedind că programul nu se pretează la sudarea cu sârma de nichel utilizată.



**Fig. 4.5.** Verificarea programului sinergic de sudare

În figura 4.5 s-au prezentat depunerile executate în vederea alegerii programului sinergic de sudare.



**Fig. 4.6.** Alegerea programului sinergic: oțel INOX –Ss; AR+2%O<sub>2</sub>

În schimb trecerea la programul pentru Ar + 2%O<sub>2</sub>, figura 4.6, a evidențiat un arc mult mai stabil și fără stropiri, ușor de reglat și controlat.

Față de parametrii tehnologici livrați de programul sinergic pentru îmbunătățirea condițiilor de sudare s-a acționat asupra tensiunii arcului electric prin creșterea acesteia cu 1 V față de valoarea prescrisă prin program. Acest lucru a fost dictat evident de introducerea celor 2% procente de oxigen în amestec. Pentru verificarea reproductibilității tehnologiilor de sudare s-au făcut mai multe depuneri prin modificarea vitezei de avans a sârmei electrod. În toate cazurile rezultatele au fost corespunzătoare ceea ce a impus utilizarea acestui program sinergic la sudarea pe probe cu corecturile care se impun.

În continuare s-a trecut la optimizarea tehnologiilor de sudare pentru cele două tipuri de îmbinări.

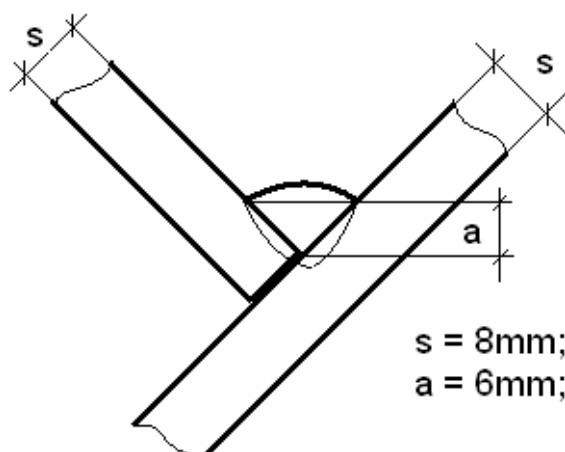
#### 4.7 Tehnologia de sudare – sudură în colț

##### Condiții de sudare:

- |                               |  |
|-------------------------------|--|
| - poziția de sudare:          | în jgheab;   |
| - tehnica de sudare:          | în curent pulsant;   |
| - metalul de bază:            | 14MoCr10 (W. Nr. 4.2255);                                    |
| - grosimea tablei:            | s = 8 mm;  |
| - materialul de adaos:        | SG NiTi4/DIN 1763(W. Nr. 2.4155);                            |
| - diametrul sârmei electrod:  | d <sub>s</sub> = 1,2 mm;                                     |
| - gazul de protecție:         | Ar 100% (I1/ SR EN 439/96);<br>Ar 4.6 - Linde (p = 99,996%); |
| - sensul de sudare:           | spre stânga;   |
| - înclinarea sârmei electrod: | α=85°.   |



Sudarea s-a făcut în poziție orizontală în jgheab, poziția PA/SRENISO 6943/2000. Pregătirea rostului și poziționarea componentelor este prezentată în figura 4.7. S-a realizat o îmbinare în colț simetrică nepătrunsă cu grosimea sudurii de colț  $a = 5 - 6 \text{ mm}$  ( $a = 0,7 \times s$ ). Înainte de sudare suprafețele adiacente rostului au fost curățate la luci metalic prin polizare.



**Fig. 4.7.** Poziționarea componentelor pentru sudare

În figurile 4.8 se prezintă poziționarea componentelor și a pistolului de sudare în timpul efectuării cercetărilor experimentale la sudarea în colț, iar în figura 4.9 parametrii tehnologici de sudare utilizați prin care s-au obținut cele mai bune rezultate.



**Fig. 4.8.** Poziționarea pistolului de sudare și a probei



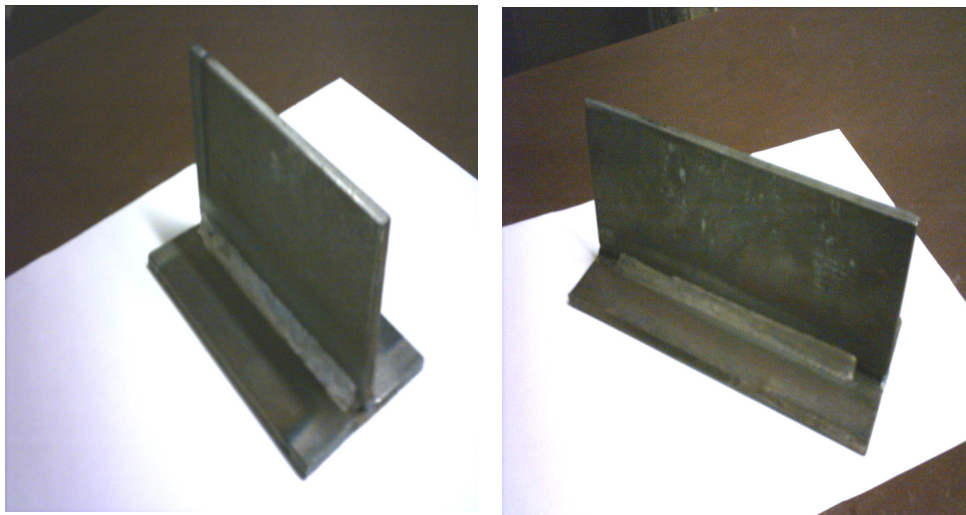
**Fig. 4.9.** Setarea parametrului sinergic,  $v_{as} = 11\text{m/min}$

*Parametrii tehnologici de sudare:*

- curentul de sudare:  $I_s = 276\text{ A};$
- tensiunea arcului:  $U_a = 28\text{ V};$
- corecția de tensiune:  $\Delta U_a = + 1\text{V};$
- viteza de sudare:  $36\text{ cm/min (Poz. 2)};$
- diametrul sârmei electrod :  $d_s = 1,2\text{ mm};$
- viteza de avans a sârmei electrod :  $v_{as} = 11\text{ m/min};$
- debitul de gaz :  $Q = 20\text{ l/min};$
- lungimea capătului liber al sârmei:  $l_{cl} = 18\text{ mm};$
- unghiul de înclinare al pistolului:  $\alpha = 85^\circ;$
- sensul de sudare: sudare spre stânga (prin împingere);
- parametrii curentului pulsat:
  - curentul de puls :  $I_p = 396\text{ A};$
  - timpul de puls :  $t_p = 2,2\text{ ms};$
  - curentul de bază :  $I_b = 136\text{ A};$
  - frecvența pulsurilor:  $f = 274\text{Hz};$
  - Slope time = 9;
  - $k_a = 27\%.$

Aspectul exterior al probelor sudate se prezintă în figura 4.10.

Controlul vizual evidențiază formarea unei suduri simetrice specifice sudării în jgheab, cu o supraînălțare redusă, cu o trecere lină la metalul de bază, fără defecte de tipul creștăturilor marginale. Nu se evidențiază prezența insulelor de zgură pe suprafața sudurii datorită gazului de protecție inert folosit la sudare, figura 4.11. Deformațiile unghiulare sunt reduse, efect al coeficientului de dilatare liniară redus specific acestor materiale de adaos.



**Fig. 4.10.** Aspectul exterior al sudurii în colț



**Fig. 4.11.** Aspectul suprafeței sudurii după îndepărtarea stratului de oxid

Se observă formarea pe suprafața sudurii a unei cruste subțiri și aderente de oxid de culoare gri deschis, cu aspect sticlos, rezultată probabil la contactul metalului, încă cald al sudurii, cu aerul din mediul înconjurător, după întreruperea protecției ca efect al deplasării capului de sudare.

Îndepărtarea stratului de oxid se face relativ ușor cu ajutorul unei perii de sârmă mai ales dacă aceasta se face mecanizat, figura 4.12. Se recomandă folosirea unei perii de sârmă din oțel inoxidabil austenitic.



**Fig.4.12.** Detaliu privind suprafața exterioară a sudurii

După îndepărtarea stratului de oxid rezultă o suprafață rugoasă, formată din solzi fini brăzdați de șanțuri puțin adânci, figura 4.13.



**Fig. 4.13.** Aspectul rugos (selenar) al suprafeței

Acest aspect este cu atât mai evident cu cât încălzirea probei este mai intensă și dispare aproape complet la încălziri mai reduse ale probei (vezi cele două probe diferite ca dimensiuni).

În cazul sudării în straturi multiple se recomandă ca îndepărtarea stratului de oxid să se facă înainte de efectuarea straturilor succesive deoarece acest strat de

oxid ar putea afecta stabilitatea procesului de sudare, scăderea capacității de umectare a suprafeței sau chiar apariția unor incluziuni solide de oxizi în straturile de metal depus.

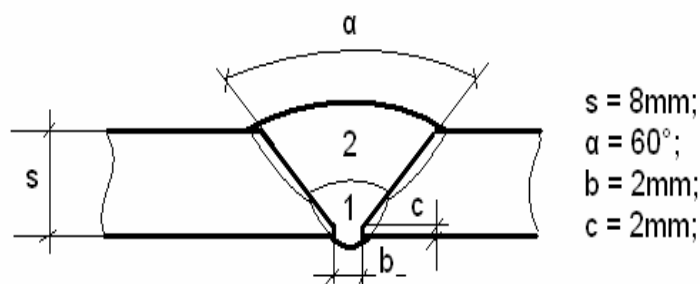
Probleme de umectare ale suprafeței tablei pot să apară dacă aceasta nu este curată (rugină, țință, grăsimi) în special la sudarea cu viteze mari de sudare, ca urmare a tensiunii superficiale relativ mari a metalului depus.

#### 4.8 Tehnologia de sudare – sudură cap la cap

*Condiții de sudare:*

- tehnica de sudare: în curent pulsant;
- metalul de bază: 14MoCr10 (W.Nr. 4.2255);
- grosimea tablei:  $s = 8 \text{ mm}$ ;
- materialul de adaos: SG NiTi4/DIN 1763 (W. Nr. 2.4155);
- diametrul sârmei electrod:  $d_s = 1,2 \text{ mm}$ ;
- gazul de protecție: Ar 100% (I1/ SR EN 439/96);  
Ar 4.6 - Linde ( $p = 99,996\%$ );
- sensul de sudare: spre stânga;
- înclinarea sârmei electrod:  $85^\circ$ .

Pregătirea formei și dimensiunile rostului respectiv dispunerea trecerilor este prezentată în figura 4.14. Sudarea s-a făcut în două treceri. În cazul sudării în curent pulsant dimensiunile rostului la rădăcină diferă de cazul sudării cu transfer prin scurtcircuit. Se remarcă o deschidere mai mică a rostului ( $b=2\text{mm}$ , față de  $3 \text{ mm}$ ) corelată cu un umăr mai mare a acestuia ( $c = 2\text{mm}$ , față de max.  $1 \text{ mm}$ ). Acest lucru este pe deplin justificat dacă se are în vedere puterea mai mare a arcului respectiv pătrunderea mai mare la sudare în curent pulsant. Și tehnica de sudare poate să difere prin eliminarea operației de pendulare transversală a sârmei electrod, obligatorie în cazul sudării cu transfer prin scurtcircuit. Acest aspect este foarte important în cazul sudării mecanizate.

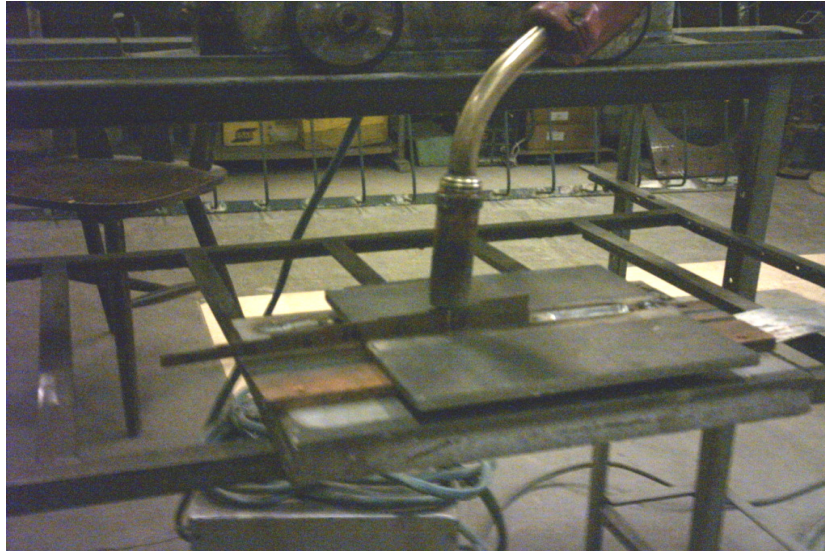


**Fig. 4.14.** Forma și dimensiunile rostului

Pregătirea pentru sudare, poziționarea pistolului de sudare și stabilirea capătului liber al sârmei, în cazul sudării cap la cap sunt prezentate în figura 4.15.

Sudarea s-a făcut în două treceri. Pentru susținerea rădăcinii s-a utilizat un suport din cupru care permite totodată și formarea unei rădăcini sigure și uniforme.

Parametrii tehnologici de sudare utilizați și care au dat rezultate corespunzătoare sunt prezentați mai jos.



**Fig. 4.15.** Poziționarea pentru sudare

Parametrii de sudare:

a. stratul de rădăcină

- curentul de sudare:  $I_s = 148/164 \text{ A};$
- tensiunea arcului:  $U_a = 25,3/24,8 \text{ V};$
- corecția de tensiune:  $\Delta U_a = \uparrow 1 \text{ V};$
- viteza de sudare:  $v_s = 22 \text{ cm/min (Poz. 1.5);}$
- diametrul sârmei electrod:  $d_s = 1,2 \text{ mm};$
- viteza de avans a sârmei electrod:  $v_{as} = 4,7 - 4,8 \text{ m/min};$
- debitul de gaz:  $Q = 15 \text{ l/min};$
- lungimea capătului liber al sârmei:  $l_{cl} = 16-18 \text{ mm};$
- unghiul de înclinare al pistolului:  $\alpha = 85^\circ;$
- sensul de sudare: sudare spre stânga (prin împingere);
- parametrii curentului pulsat:
  - curentul de puls:  $I_p = 396 \text{ A};$
  - timpul de puls:  $t_p = 2,2 \text{ ms};$
  - curentul de bază:  $I_b = 48 \text{ A};$
  - frecvența pulsurilor:  $f = 112 \text{ Hz};$
  - Slope time = 9;

**Observație:** Pentru stratul de rădăcină au fost utilizate două tehnologii diferențiate prin viteza de avans a sârmei electrod de 4,7 m/min, respectiv 4,8m/min pentru modificarea geometriei sudurii la rădăcină.

b. stratul de umplere

- curentul de sudare:  $I_s = 280 \text{ A};$
- tensiunea arcului:  $U_a = 28,5 \text{ V};$
- corecția de tensiune:  $\Delta U_a = + 2 \text{ V};$
- viteza de sudare:  $v_s = 30 \text{ cm/min}$

- diametrul sârmei electrod:  $d_s = 1,2 \text{ mm}$ ;
- viteza de avans a sârmei electrod:  $v_{as} = 9 \text{ m/min}$ ;
- debitul de gaz:  $Q = 18 \text{ l/min}$  ;
- lungimea capătului liber al sârmei:  $l_{cl} = 18 \text{ mm}$ ;
- unghiul de înclinare al pistolului:  $\alpha = 85^\circ$ ;
- sensul de sudare: sudare spre stânga (prin împingere);
- parametrii curentului pulsat:
  - curentul de puls :  $I_p = 396 \text{ A}$ ;
  - timpul de puls :  $t_p = 2,2 \text{ ms}$ ;
  - curentul de bază :  $I_b = 96 \text{ A}$ ;
  - frecvența pulsurilor:  $f = 222 \text{ Hz}$  ;
  - Slope time = 9;
  - $k_a = 34\%$ .

Aspectul exterior al suprafeței, înainte de perierea stratului de oxid, este prezentat în figura 4.16. Și în acest caz se constată formarea unui strat consistent de oxid. Se observă acoperirea suprafeței cu acel strat specific de oxid, în acest caz datorită încălzirii mai puternice a probei decât la sudura în colț (probă mică, 2 căi de răcire) stratul de oxid este mai dens, mai compact și mai gros, mai evident.



**Fig. 4.16.** Aspectul exterior al sudurii

Îndepărtarea stratului de oxid se face relativ ușor folosind o perie din oțel inoxidabil rotativă. Aspectul suprafeței după îndepărtarea stratului de oxid este prezentată în figura 4.17. Aspectul rugos al suprafeței, brăzdat de acele șanturi specifice semănând cu o suprafață selenară, este evident dat de oxidarea suprafeței după dispariția gazului de protecție. Cu cât această oxidare este mai intensă cu atât suprafața devine mai rugoasă. În figura 4.18 se prezintă un detaliu al acestei suprafețe specifice sudării cu aliaje pe bază de nichel.



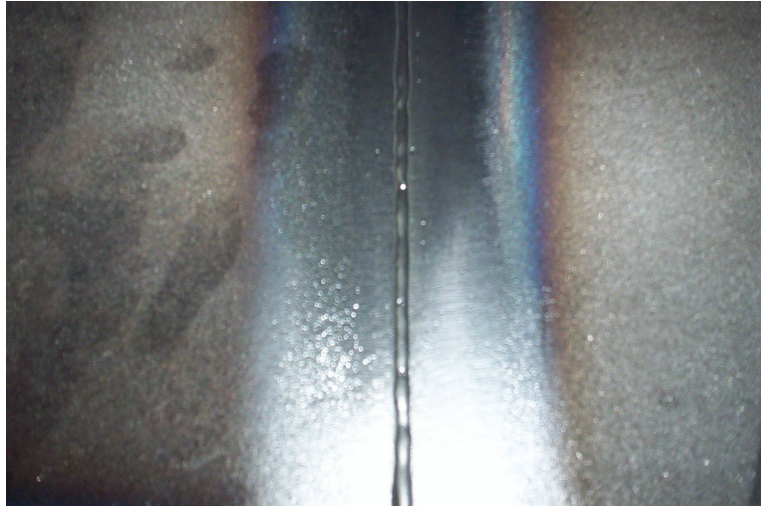
**Fig. 4.17.** Aspectul « selenar » al suprafeței sudurii



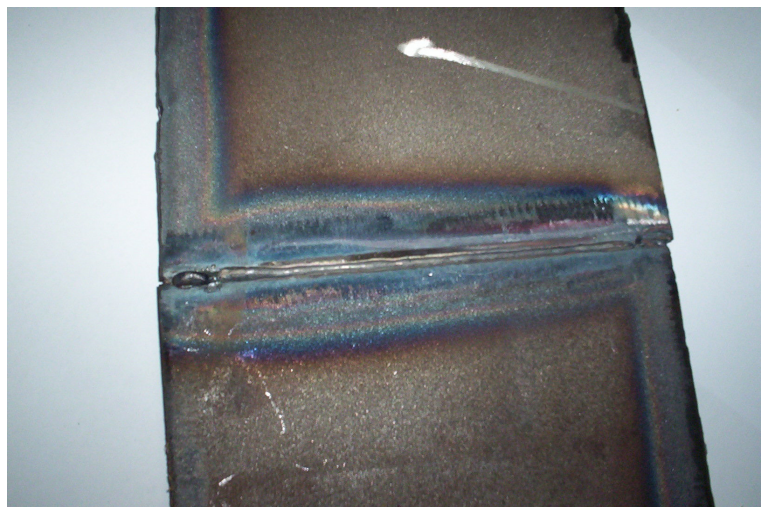
**Fig. 4.18.** Detaliu al suprafeței sudurii

În figurile 4.19 și 4.20 se prezintă aspectul rădăcinii, specifice sudării pe suport de cupru. Se precizează că suportul a avut doar rolul de susținere a băii metalice, probele nefiind fixate rigid pe suport așa cum se procedează de obicei în astfel de cazuri. Se observă formarea unei rădăcini corespunzătoare, bine pătrunse și uniforme pe toată lungimea sudurii. Și în acest caz se confirmă efectul tensiunii superficiale mari a materialului depus prin reducerea pericolului de scurgere a băii metalice la rădăcină.





**Fig.4.19.** Aspectul exterior al stratului de rădăcină (detaliu)



**Fig.4.20.** Vedere la rădăcină

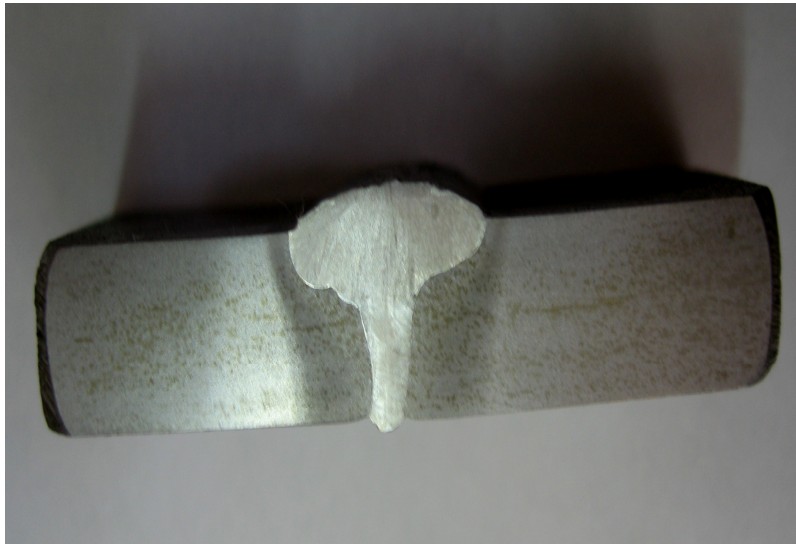
Efectul tensiunii superficiale mari se observă prin apariția din loc în loc a unor mici denivelări pe lungimea sudurii. Practic se poate suda fără suport fără să apară pericol de străpungeră la rădăcină.

Se constată de asemenea că pe suprafața rădăcinii nu apare stratul de oxid de care s-a vorbit mai sus. Explicația este dată de faptul că pericolul de oxidare aici este mult diminuat din cauza suportului de cupru care produce și o răcire mai pronunțată a materialului evitând astfel contactul materialului solidificat cald cu aerul din mediul înconjurător. Se precizează faptul că nu s-a folosit gaz de formare la rădăcină care să prevină oxidarea.

#### 4.9 Examinarea macro-și micrografică a secțiunilor din îmbinările sudate

Din îmbinările sudate cap la cap și în colț au fost prelevate probe cu fețe transversale, adică debitarea lor s-a făcut perpendicular pe axa longitudinală a sudurii. Investigarea macrografică a secțiunilor transversale ale îmbinărilor realizate a permis obținerea de informații asupra procedeului de sudare folosit, forma cusăturii, dimensiunile pătrunderii, extinderea Z.I.T.-lui, zonele cu segregării, precum și defectele de sudare apărute pe direcția lungimii. După operația de șlefuire cu hârtie metalografică, probele au fost atacate chimic cu acid azotic concentrat, timp de 5 min. Acest reactiv este recomandat atât pentru evidențierea macrogeometriei îmbinărilor sudate cât și a eventualelor fisuri, porozități (sufluri) și linii de deformare (fibraj).

În figurile 4.21.....4.25 se exemplifică macrostructura și profilul de duritate al unor secțiuni prin asemenea îmbinări sudate.



**Fig.4.21.** Aspectul macroscopic al unei îmbinări sudate cap la cap

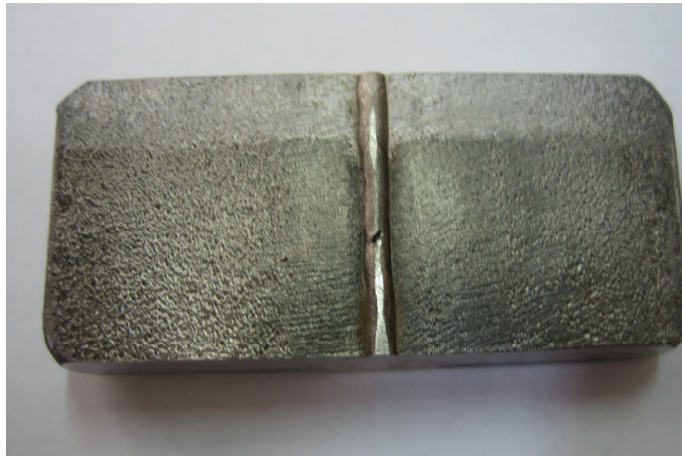
Din analiza acestora se remarcă faptul că geometria îmbinărilor sudate are un aspect corespunzător, extinderea Z.I.T.-ului este relativ mică, dispunerea ei este uniformă, iar fisurile datorate structurii de călire și tensiunilor interne sunt absente.

Direcția de cristalizare a cusăturii este perpendiculară pe pereții metalului de bază, nu apar porozități și incluziuni de zgură și nu se semnalează defecte de legătură și nici defecte în zona rădăcinii.

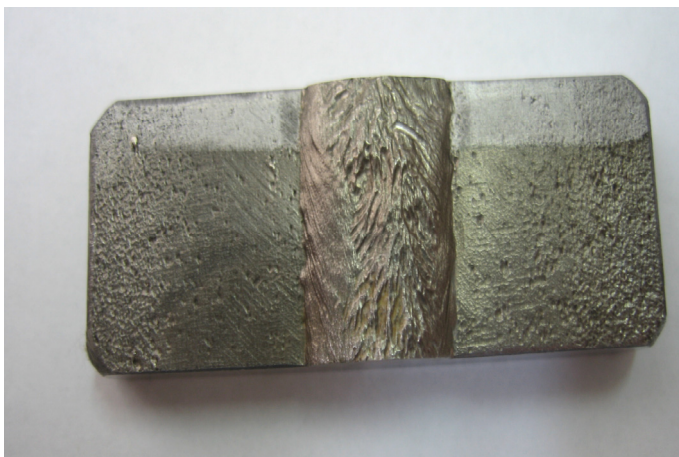


**Fig. 4.22.** Aspectul macroscopic al unei îmbinări sudate în colț

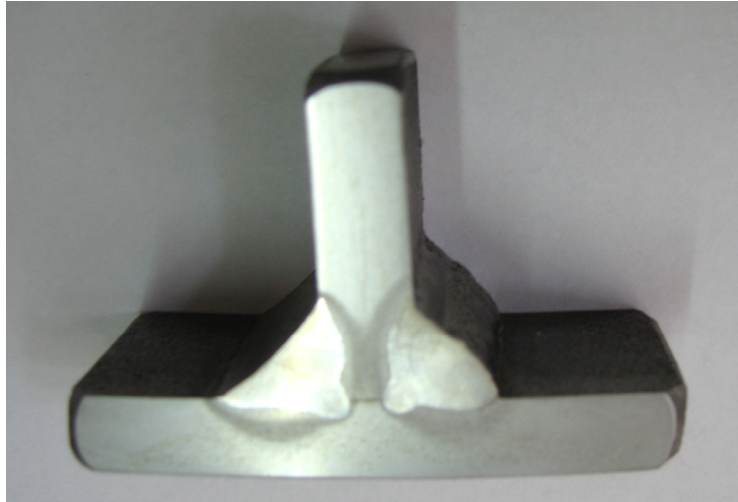
-a-



-b-



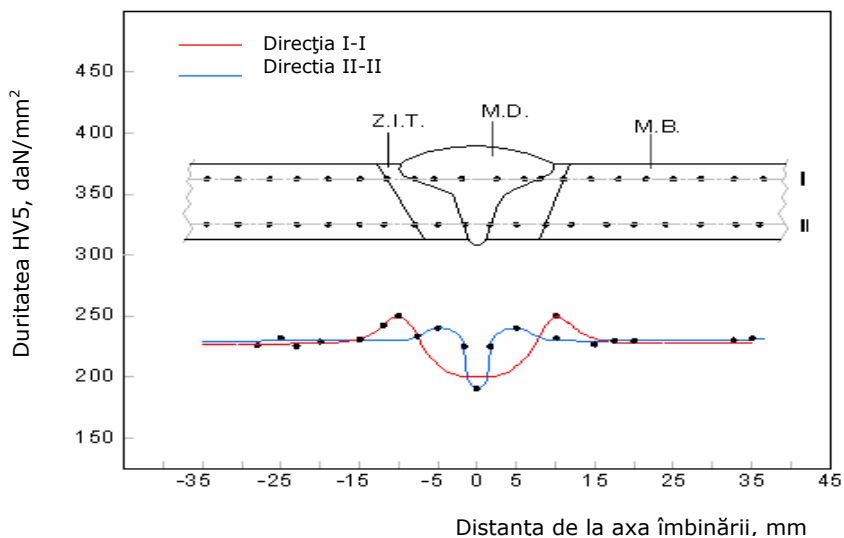
**Fig. 4.23.** Imaginea macroscopică spațială a unei îmbinări sudate cap la cap



**Fig. 4.24.** Imaginea macroscopică spațială a unei îmbinări sudate în colț

Totodată, imaginile macrografice indică cele două treceri prin care a fost realizată sudura și atestă că parametrii de regim termic au fost selectați judicios, iar conducerea procesului de sudare a fost corespunzătoare.

Curba gradient de duritate (figura 4.25) pe secțiunea îmbinării sudate demonstrează lipsa pericolului de durificare și de fragilizare a Z.I.T. ca o consecință firească a unor valori scăzute ale energiei liniare folosite la sudare și a unei diluții reduse cu materialul de bază.

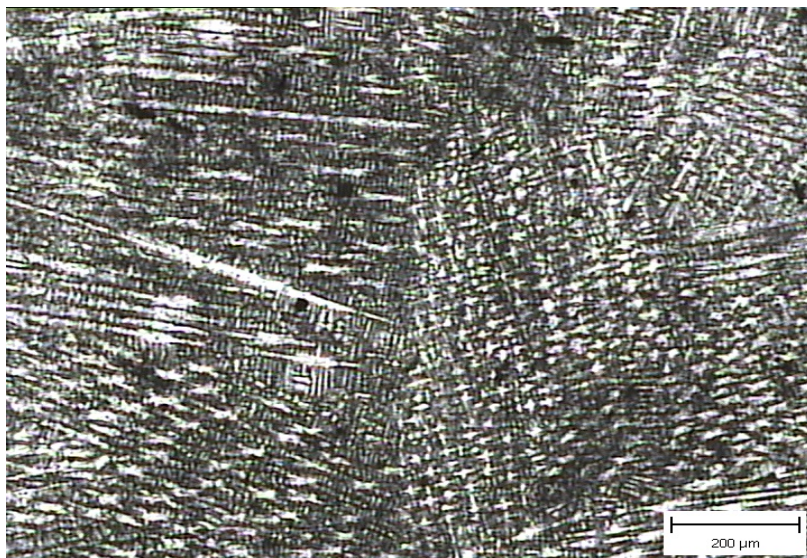


**Fig.4.25.** Variația durității pe secțiunea transversală a îmbinării cap la cap

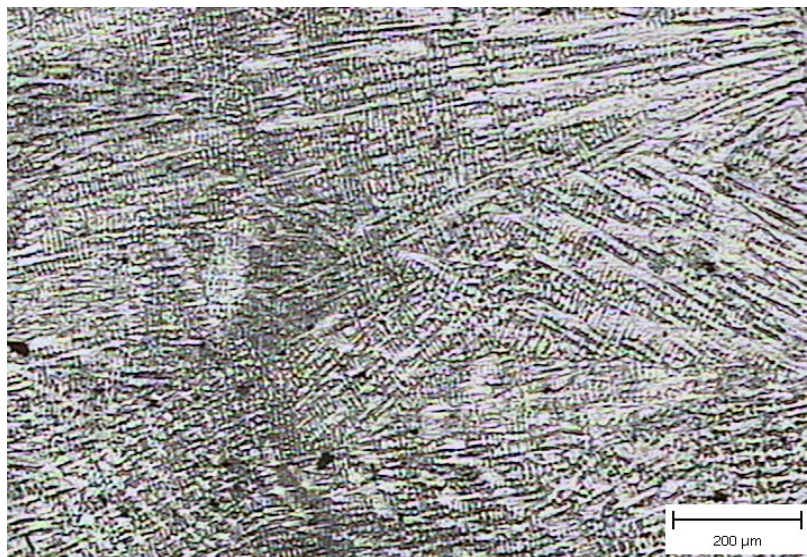
Examinările micrografice au fost efectuate pe probe prelevate perpendicular pe direcția cordonului de sudură. Acestea permit analiza tuturor domeniilor

structurale prezente în metalul depus, M.D. și în Z.I.T. a metalului de bază. După operațiile de șlefuire-lustruire, probele au fost atacate cu următorul reactiv chimic: 5 g clorură ferică, 2 ml acid clorhidric concentrat și 100 ml alcool etilic.

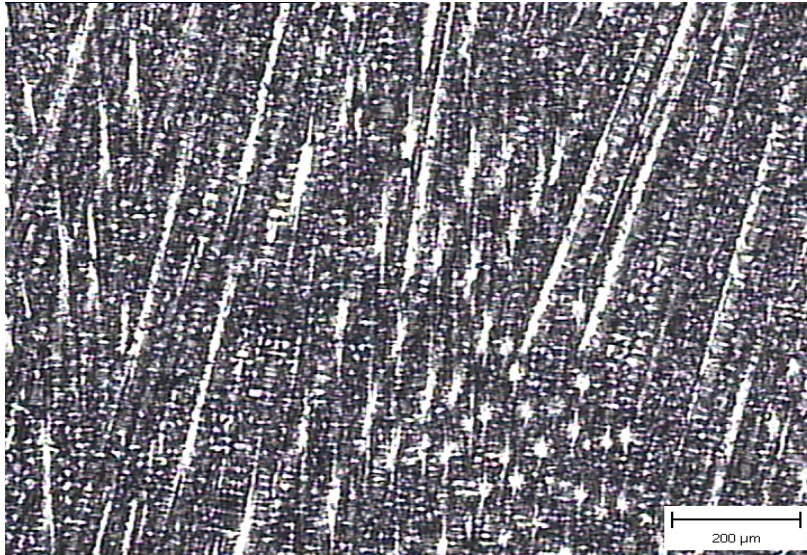
În fig.4.26...4.29 se prezintă câteva imagini micrografice ale metalului depus și ale interfeței metal depus-metal de bază pentru cele două tipuri de îmbinări sudate.



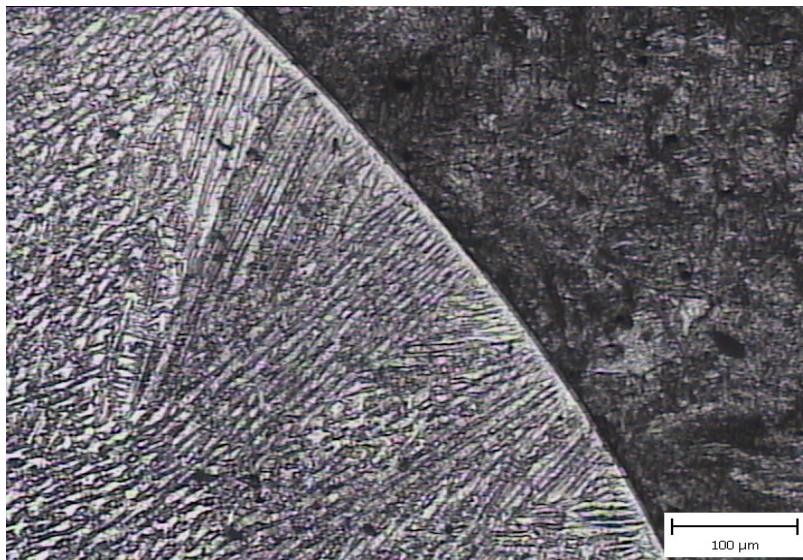
**Fig. 4.26.** Micrografia M.D. în zona rădăcinii unei îmbinări cap la cap



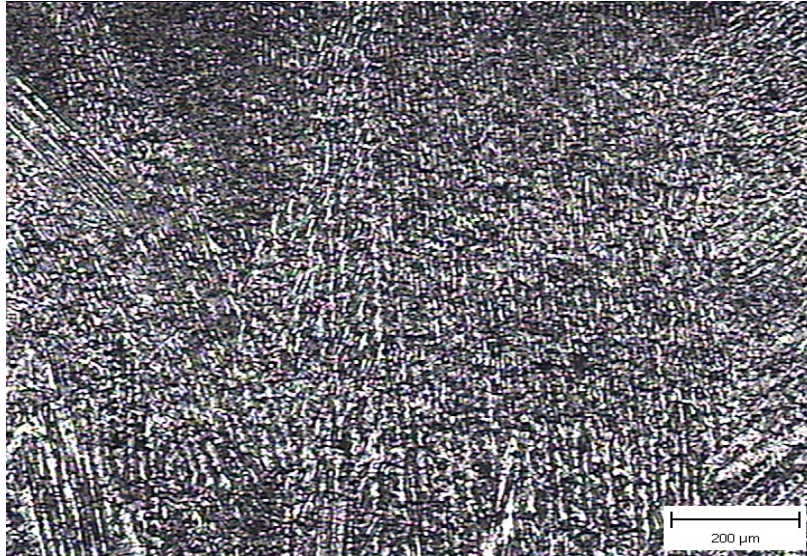
**Fig. 4.27.** Micrografia M.D. în zona centrală a unei îmbinări cap la cap



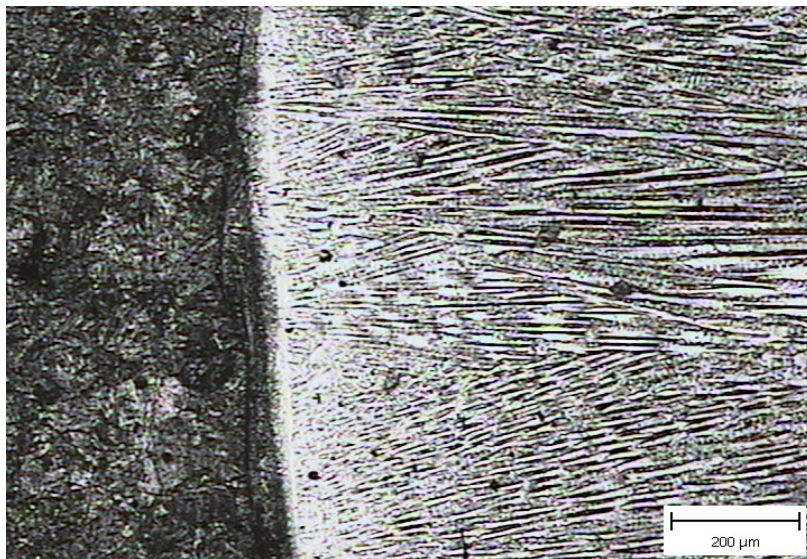
**Fig. 4.28.** Micrografia M.D. în zona de umplere a unei îmbinări cap la cap



**Fig. 4.29.** Micrografia interfeței M.D.- Z.I.T. la o îmbinare cap la cap



**Fig. 4.30.** Micrografia M.D. în zona centrală a unei îmbinări în colț



**Fig. 4.31.** Micrografia interfeței M.D.- Z.I.T. la o îmbinare în colț

Interpretarea acestor micrografii permite următoarele observații:

- metalul depus are o structură de soluție solidă
- neomogenă, cu caracter dendritic;

- în zona rădăcinii, cristalele dendritice orientate în direcția evacuării căldurii par a se împiedica în procesul de creștere;
- zona centrală a sudurii prezintă o structură mult finisată ca urmare a efectului de recoacere provocat la depunerea celei de-a doua treceri;
- pe interfața M.D.-M.B. nu se semnalează defecte de tipul microfisurilor sau a creștăturilor marginale, fapt care demonstrează că valorile curentului și tensiunii de sudare au fost corect alese;
- în Z.I.T. a M.B. apare o structură ferito - bainito - perlitică cu duritate relativ mică astfel că nu va fi necesară aplicarea unui tratament termic ulterior de revenire la temperatură înaltă.

#### 4.10 Concluzii

Procesul de sudare MIG în curent pulsant al oțelurilor termorezistente folosind materiale de adaos cu bază de nichel este fezabil oferind avantaje semnificative prin eliminarea operațiilor tehnologice de preîncălzire și de tratament termic ulterior sudării.

Pentru condițiile de sudare considerate în experimente parametrii optimi ai regimului termic au următoarele valori:

##### a. Suduri în colț, poziția de sudare în jgheab

- curentul de sudare:  $I_s = 276A$ ;
- tensiunea arcului:  $U_a = 28V$ ;
- corecția de tensiune:  $\Delta U_a = + 1V$ ;
- viteza de sudare:  $v_s = 36cm/min$ ;
- diametrul sârmei electrod:  $d_s = 1,2mm$ ;
- viteza de avans a sârmei electrod:  $v_{as} = 11m/min$  ;
- debitul de gaz:  $Q = 20 l/min$  ;
- lungimea capătului liber al sârmei:  $l_{cl} = 18mm$ ;
- unghiul de înclinare al pistolului:  $\alpha = 85^\circ$ ;
- sensul de sudare: sudare spre stânga (prin împingere);
- parametrii curentului pulsant:
  - curentul de puls:  $I_p = 396A$ ;
  - timpul de puls:  $t_p = 2,2 ms$ ;
  - curentul de bază:  $I_b = 136A$  ;
  - frecvența pulsurilor :  $f = 274Hz$  ;
  - Slope time = 9 ;
  - $k_a = 27\%$ .

##### b. Suduri cap la cap

###### stratul de rădăcină

- curentul de sudare:  $I_s = 148/164A$ ;
- tensiunea arcului:  $U_a = 25,3/24,8V$ ;
- corecția de tensiune:  $\Delta U_a = \uparrow 1 V$ ;
- viteza de sudare:  $v_s = 22cm/min$ ;
- diametrul sârmei electrod:  $d_s = 1,2mm$ ;



- viteza de avans a sârmei electrod:  $v_{as} = 4,7 - 4,8\text{m/min}$ ;
- debitul de gaz:  $Q = 15\text{ l/min}$ ;
- lungimea capătului liber al sârmei:  $l_{cl} = 16-18\text{mm}$ ;
- unghiul de înclinare al pistolului:  $\alpha = 85^\circ$ ;
- sensul de sudare: sudare spre stânga (prin împingere);
- parametrii curentului pulsat:
  - curentul de puls:  $I_p = 396\text{A}$ ;
  - timpul de puls:  $t_p = 2,2\text{ ms}$ ;
  - curentul de bază:  $I_b = 48\text{A}$ ;
  - frecvența pulsurilor:  $f = 112\text{Hz}$ ;
  - Slope time = 9;

#### stratul de umplere

- curentul de sudare:  $I_s = 280\text{A}$ ;
- tensiunea arcului:  $U_a = 28,5\text{V}$ ;
- corecția de tensiune:  $\Delta U_a = + 2\text{V}$ ;
- viteza de sudare:  $v_s = 30\text{cm/min}$ ;
- diametrul sârmei electrod:  $d_s = 1,2\text{mm}$ ;
- viteza de avans a sârmei electrod:  $v_{as} = 9\text{m/min}$  ;
- debitul de gaz:  $Q = 18\text{ l/min}$  ;
- lungimea capătului liber al sârmei:  $l_{cl} = 18\text{mm}$ ;
- unghiul de înclinare al pistolului:  $\alpha = 85^\circ$ ;
- sensul de sudare: sudare spre stânga (prin împingere);
- parametrii curentului pulsat:
  - curentul de puls:  $I_p = 396^\circ$ ;
  - timpul de puls:  $t_p = 2,2\text{ mm}$ ;
  - curentul de bază:  $I_b = 96\text{A}$ ;
  - frecvența pulsurilor:  $f = 222\text{Hz}$ ;
  - Slope time = 9 ;
  - $k_a = 34\%$ .

Întrucât sursele de sudare MIG/MAG, chiar și cele sinergice din ultima generație nu oferă programe pentru sudarea cu aliaje de nichel, se recomandă setarea programului specific oțelurilor înalt aliate inoxidabile, prin selectarea programului corespunzător amestecului de gaz de protecție Ar + O<sub>2</sub>, care permite, prin ajustări ușoare ale parametrilor prescriși (tensiunea arcului), să se obțină un arc stabil, fără stropiri și suduri de calitate.

Investigațiile metalografice coroborate cu examinările sclerometrice demonstrează că macro-și microstructura îmbinărilor sudate nu prezintă defecte de continuitate metalică și nici constituenți duri și fragili care să provoace fenomene de rupere.

Se propune pe viitor efectuarea unor cercetări privind folosirea unui amestec de gaze inerte Ar + He pentru care echipamentele de sudare dispun de programe sinergice. Utilizarea acestui amestec de gaze, prin creșterea puterii arcului, va asigura o creștere a vitezei de sudare și deci a productivității. Mărirea puterii arcului ar putea însă conduce la creșterea diluției cu consecințe negative asupra calității îmbinărilor sudate.

## 5. Cercetări experimentale privind sudarea îmbinărilor eterogene dintre un oțel termorezistent și un oțel înaltaliat austenitic folosind materiale de adaos cu bază de nichel

### 5.1 Motivația cercetării

Cercetările experimentale prezintă rezultatele optimizării tehnologiei de sudare mecanizate în mediu de gaze protectoare MIG pentru sudarea unei îmbinări eterogene dintre un oțel slab aliat termorezistent și un oțel înalt aliat inoxidabil austenitic folosind un material de adaos înalt aliat cu nichel. Și în acest caz, implementarea acestei tehnologii urmărește eliminarea operațiilor tehnologice de preîncălzire respectiv de tratament termic post sudare indispensabile la sudarea oțelurilor termorezistente pentru evitarea pericolului de fragilizare respectiv fisurare la sudare. Tehnologia de sudare se referă la o îmbinare de colț simetrică nepătrunsă dintre o țeavă din oțel termorezistent, 14MoCr10 și o tablă din oțel inoxidabil austenitic, 10TiNiCr180, întâlnită în construcția echipamentelor din domeniul industriei termoelectrice și a industriei aerospațiale.

### 5.2 Procedura experimentală

*Condiții inițiale de sudare:*

- definirea îmbinării: ***dublu eterogenă***

#### ***a. metale de bază diferite:***

- țeavă din oțel termorezistent 14MoCr10:  $d = 30\text{mm}$ ,  $s = 5\text{ mm}$ ;
- tablă din oțel inoxidabil austenitic 10TiNiCr180:  $s = 5\text{ mm}$ ;

#### ***b. material de sudare diferit de metalul de bază:***

- cu bază de nichel având  $> 90\%Ni$ ;
- tipul îmbinării: în colț simetrică nepătrunsă;
- grosimea sudurii:  $a = 3,5 - 4\text{ mm}$  ( $a > 0,7 \cdot s$ );
- poziția de sudare: în jgheab;
- tehnica de sudare: în curent pulsant;
- materialul de adaos: sârma SG NiTi4/DIN 1763 (W. Nr. 2.4155);
- diametrul sârmei electrod:  $d_s = 1,2\text{mm}$ ;
- gazul de protecție: Ar 100% (I1/ SR EN 39/96); Ar 4.6 - Linde ( $p = 9,996\%$ );
- sensul de sudare: spre stânga ;
- înclinarea sârmei electrod:  $\alpha = 85^\circ$ ;

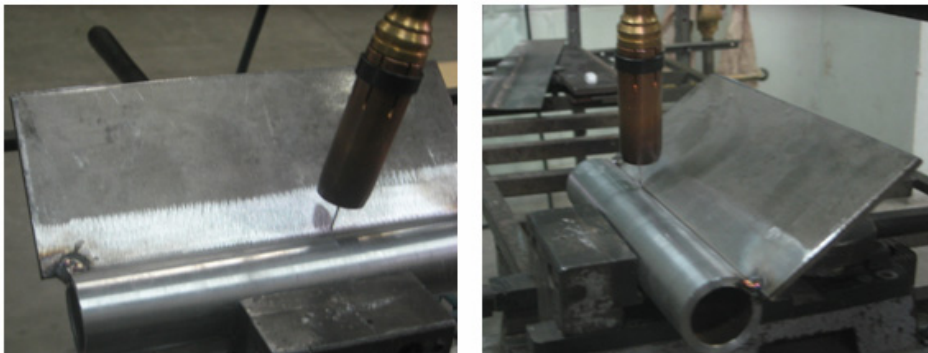
Sudarea s-a făcut în poziție orizontală în jgheab, poziția PA/SRENISO 6943/2000. S-a realizat o îmbinare în colț simetrică (figura 5.1) nepătrunsă cu

grosimea sudurii de colț a = 3,5 -4,0 mm. Înainte de sudare suprafețele adiacente rostului au fost curățite la luciu metalic prin polizare.

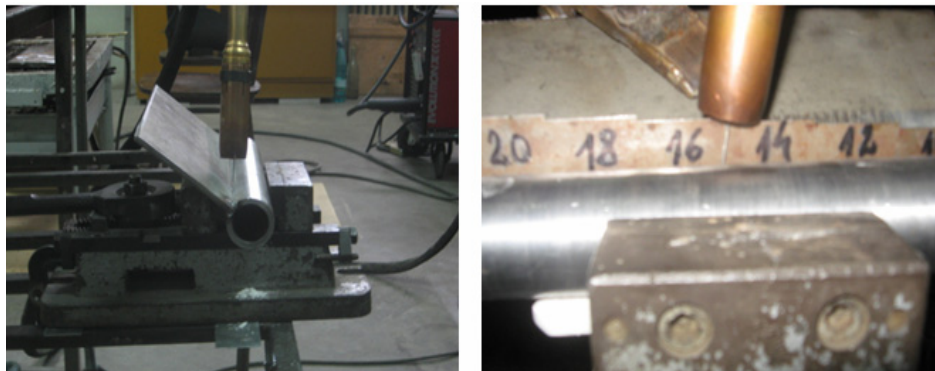


**Fig. 5.1.** Poziționarea componentelor pentru sudare

În figurile 5.2 și 5.3 sunt reprezentate poziționarea componentelor, a pistolului de sudare poziționarea sârmei de sudare și stabilirea lungimii capătului liber.



**Fig. 5.2.** Poziționarea probei de sudare în jgheab



**Fig. 5.3.** Poziționarea sârmei electrod

Selectarea parametrilor tehnologici de intrare în programul sinergic al sursei de sudare ARISTO 500 este prezentată în figura 5.4.



**Fig. 5.4.** Setarea parametrilor de intrare

### 5.3 Rezultate obținute

Încercările experimentale pentru stabilirea parametrilor tehnologici principali de sudare, curentul de sudare și tensiunea arcului, au definit o viteză de avans a sârmei electrod de 6m/min, respectiv o corecție de tensiune de -1V, figura 5.5.

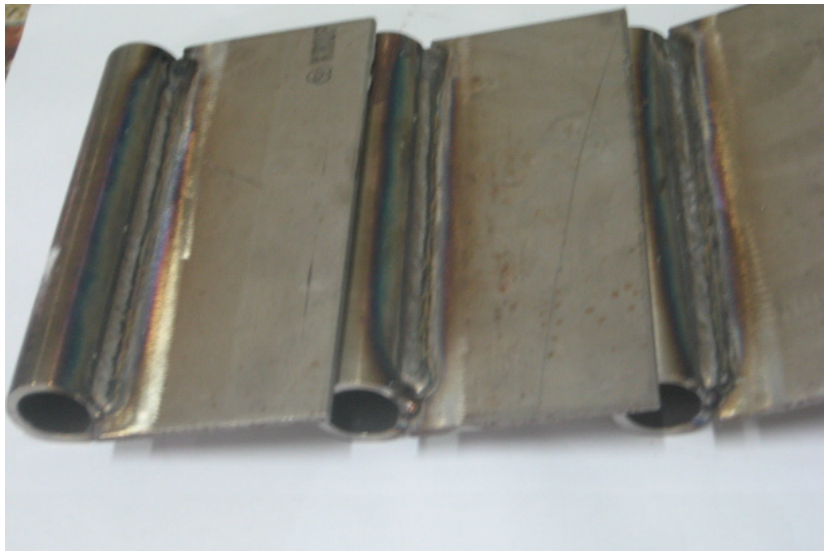


**Fig. 5.5.** Optimizarea vitezei de avans a sârmei electrod

Corespunzător datelor de intrare de mai sus au rezultat următorii parametri tehnologici de sudare aferenți regimului de sudare în curent pulsant:

- curentul de sudare:  $I_s = 200 - 208 \text{ A}$ , figura 5.6;
- tensiunea arcului:  $U_a = 25,3 - 24,8 \text{ V}$ , figura 5.6;
- corecția de tensiune:  $\Delta U_a = -1 \text{ V}$ ;
- viteza de sudare:  $v_s = 36 \text{ cm/min}$  (Poz. 2);
- diametrul sârmei electrod:  $d_s = 1,2 \text{ mm}$ ;
- viteza de avans a sârmei electrod:  $v_{as} = 6 \text{ m/min}$ ;
- debitul de gaz:  $Q = 16 \text{ l/min}$ ;
- lungimea capătului liber al sârmei:  $l_{cl} = 15 \text{ mm}$ ;
- unghiul de înclinare al pistolului:  $\alpha = 85^\circ$ ;
- sensul de sudare: sudare spre stânga (prin împingere);
- parametrii curentului pulsant:
  - curentul de puls :  $I_p = 396 \text{ A}$ ;
  - timpul de puls:  $t_p = 2,2 \text{ ms}$ ;
  - curentul de bază:  $I_b = 60 \text{ A}$ ;
  - frecvența pulsurilor:  $f = 144 \text{ Hz}$ ;
  - Slope time = 9;
  - $k_a = 44 \%$ .

Au fost realizate probe sudate folosind regimul de sudare de mai sus, figura 5.6. În toate cazurile arcul electric s-a caracterizat prin stabilitate (variații ale curentului de sudare în domeniul 200-208 A, respectiv ale tensiunii arcului în domeniul 24,8 - 25,3V) și absența stropirilor, acestea fiind cu totul accidentale în timpul sudării.

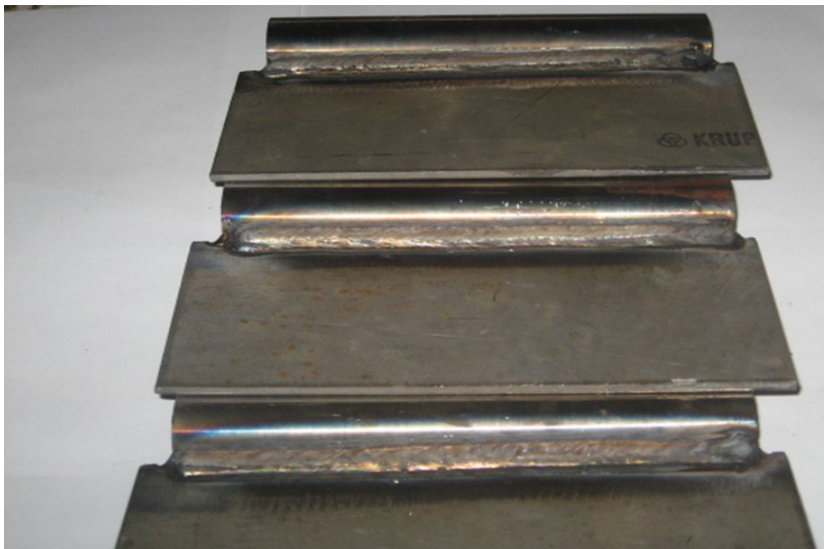


**Fig. 5.6.** Vedere generală a probelor sudate



**Fig. 5.7.** Aspectul exterior al suprafeței sudurilor – Fața I

Aspectul exterior al suprafeței sudurilor pe cele două fețe ale îmbinării este prezentat în figurile 5.7 respectiv 5.8.

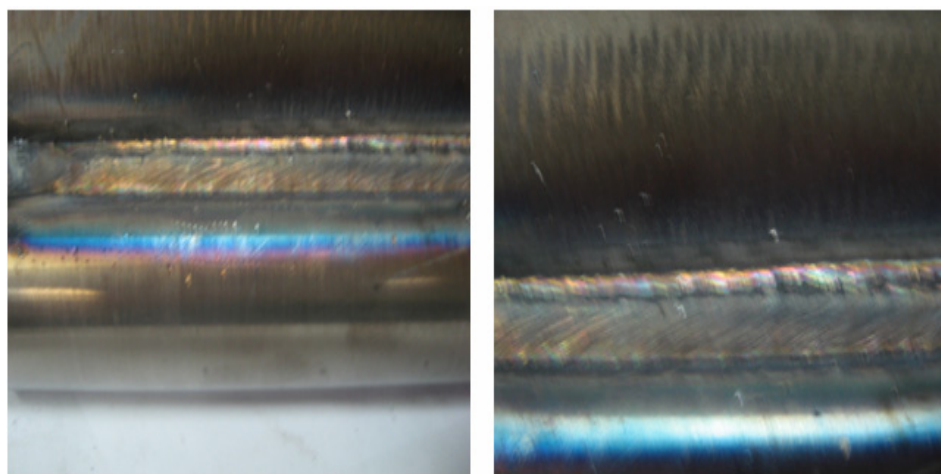


**Fig. 5.8.** Aspectul exterior al suprafeței sudurilor – Fața II

Controlul vizual evidențiază formarea unei suduri simetrice specifice sudării în jgheab, cu o supraînălțare redusă, cu o trecere lină la metalul de bază, fără defecte de tipul creștăturilor marginale. Nu se evidențiază prezența insulelor de zgură pe suprafața sudurii datorate gazului de protecție inert folosit la sudare. Deformațiile unghiulare sunt reduse, ca efect al coeficientului de dilatare liniară redus specific acestor materiale de adaos.

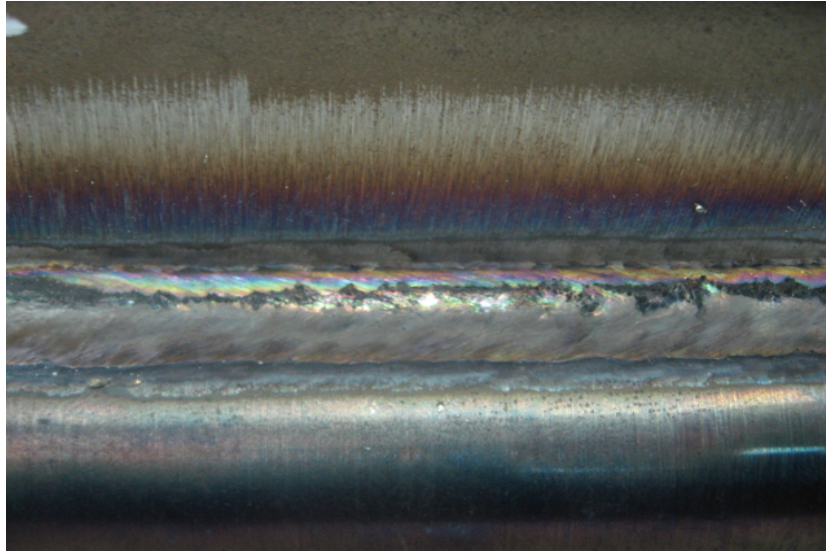
Nu sunt observate defecte de suprafață ale sudurilor pe nici unul din cele 6 cordoane, iar stropirile pe suprafața componentelor sunt absente, confirmând o dată în plus obținerea unui regim optim de sudare.

În acest caz (spre deosebire de cercetarea anterioară) nu se mai observă formarea pe suprafața sudurii a acelei cruste subțiri și aderente de oxid de culoare gri deschis, cu aspect sticlos, rezultată la contactul metalului încă cald al sudurii, cu aerul din mediul înconjurător, după întreruperea protecției ca efect a deplasării capului de sudare. Explicația este dată de energia liniară mult mai mică introdusă în componente, datorită în primul rând vitezei de sudare mari, ceea ce a făcut ca, contactul suprafeței sudurii cu aerul să se realizeze la temperaturi inferioare condițiilor de oxidare puternică. Prin urmare, suprafața sudurii este curată căpătând un aspect ușor roșiatic, specific unui contact cu aerul la o temperatură relativ mică, figura 5.9.



**Fig. 5.9.** Detaliu al suprafeței sudurilor

În toate cazurile se constată o aglomerare de oxizi în axa sudurii sub forma unui șir continuu și îngust, figura 5.10.



**Fig. 5.10.** Aglomerarea oxizilor în axa sudurii

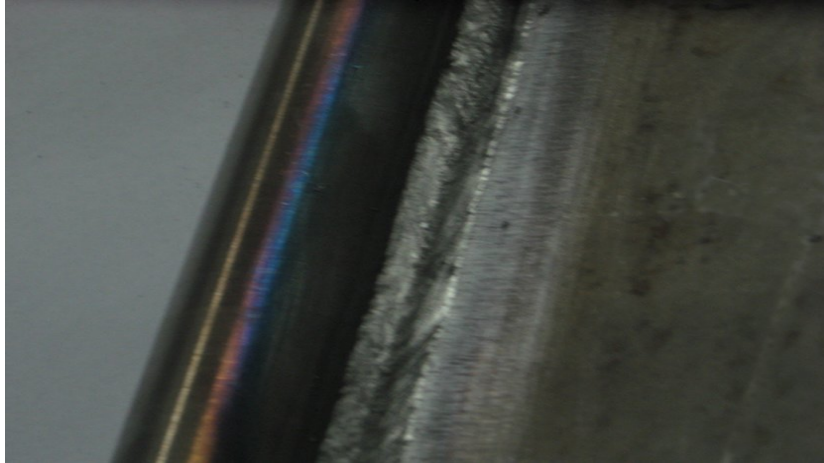
Îndepărtarea oxizilor se face relativ ușor cu ajutorul unei perii de sârmă din oel inoxidabil. Aspectul suprafeței sudurii după curățire este prezentat în figura 5.11.



**Fig. 5.11.** Aspectul suprafeței după periere – detaliu



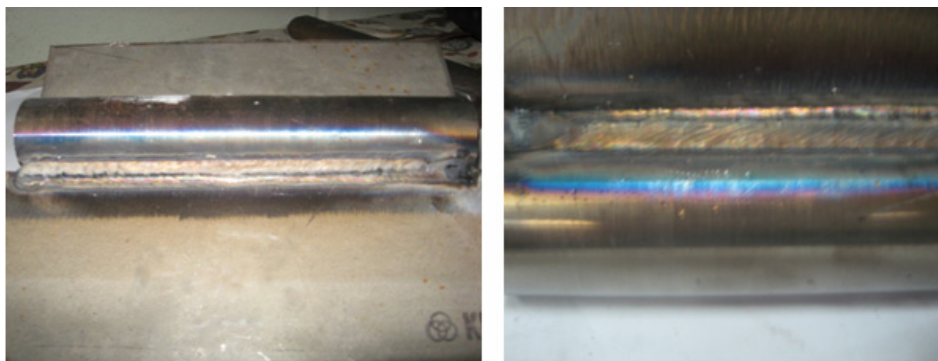
De asemenea, se observă că dispăre suprafața rugoasă, formată din solzi fini brăzdați de șanțuri adânci, specifică energiilor liniare de sudare mari (vezi capitolul anterior, figura 4.13).



**Fig. 5.12.** Detaliu privind solidificarea băii

Datorită vâscozității ridicate a băii de metal (specifică sudării nichelului și aliajelor sale) și a energiei liniare relativ scăzute introdusă în componente, se observă în toate cazurile o relativă țuguire a sudurii în axa ei, figura 5.12, adică acolo unde se finalizează solidificarea băii metalice, dar acest lucru nu poate constitui o problemă de calitate sau de neacceptare, ci doar eventual o chestiune de estetică.

De asemenea, un aspect care trebuie remarcat din analiza suprafeței exterioare a sudurilor este asimetria solidificării băii metalice, orientată înspre tabla din oțel inoxidabil, explicabilă prin proprietățile termofizice diferite ale celor două materiale de bază (în special conductibilitatea termică), figura 5.13.



**Fig. 5.13.** Asimetria solidificării sudurii

Un aspect care nu trebuie neglijat în cazul unor astfel de îmbinări eterogene, dintre un material magnetic – oțelul termorezistent- și unul amagnetic - oțelul austenitic-, este pericolul apariției suflajului magnetic cu devierea arcului electric ceea ce poate conduce la apariția unor probleme de topire respectiv diluție diferită a celor două materiale. În acest sens, s-ar impune realizarea unor cercetări specifice pentru stabilirea poziționării sârmei electrod în rost raportată la planul bisector al unghiului rostului de sudare, desigur cu deplasarea sârmei electrod înspre materialul amagnetic. Aceasta, probabil ar modifica și condițiile de solidificare ale băii de sudură, discutate mai sus, conducând probabil la simetrizarea solidificării băii. Aceasta este doar o ipoteză pe care cercetările ulterioare o vor putea confirma sau infirma.

Și în acest caz, pot să apară probleme de umectare a suprafeței tablei dacă aceasta nu este curată (rugină, țundăr, grăsimi) în special la sudarea cu viteze mari, fenomen datorat tensiunii superficiale relativ ridicate a metalului depus. De aceea, se recomandă curățirea la luciu metalic și chiar degresarea suprafeței rostului și a zonelor adiacente acestuia.

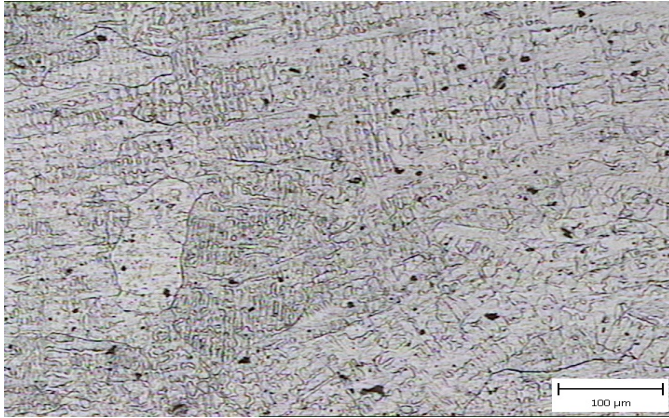
#### 5.4 Examinări macro- și micrografice

În figura 5.14 se exemplifică imaginea macrografică a secțiunilor transversale prin asemenea îmbinări sudate, remarcându-se o formă geometrică corespunzătoare pentru cusătura sudată, o dimensiune adecvată a pătrunderii, o extindere puțin pronunțată a Z.I.T.-ului și absența defectelor de continuitate metalică pe direcția lungimii.

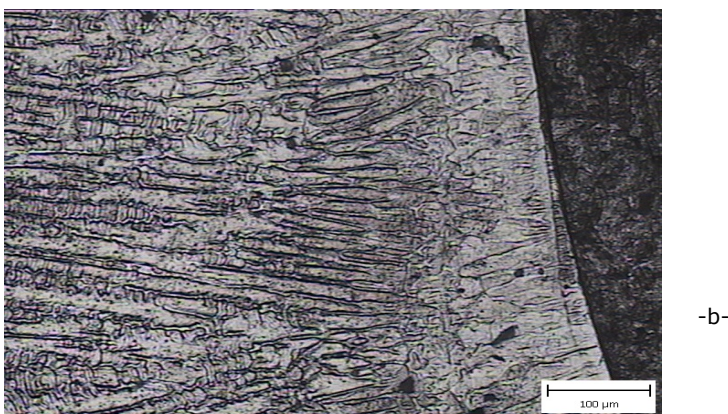


**Fig. 5.14.** Macrografia îmbinărilor sudate

Figurile 5.15 și 5.16 caracterizează microstructura metalului depus înalt aliat cu nichel și legătura dintre acesta și oțelul termorezistent slab aliat cu Cr-Mo. În metalul depus apare o microstructură de soluție solidă  $\gamma$  neomogenă, având un caracter dendritic, iar pe interfață nu se semnalează defecte de tipul microfisurilor și creștăturilor de pătrundere.



**Fig. 5.15.** Micrografia cusăturii sudate



**Fig. 5.16.** Micrografii ale interfeței cusătură – oțel 14MoCr10

## 5.5 Concluzii

Sudarea îmbinărilor eterogene de tipul, oțel slab aliat termorezistent – oțel înalt aliat inoxidabil austenitic, prin selecția unor materiale de adaos cu bază de nichel și utilizarea procedurii de sudare în mediu de gaze protectoare în curent pulsant MIG este o tehnologie fezabilă, conducând la obținerea unor rezultate apreciabile, cu profunde implicații privind simplificarea tehnologiei de sudare și chiar a obținerii unor efecte economice considerabile.

Față de cazul sudării îmbinărilor disimilare dintre metale de bază identice (ambele metale de bază din oțel termorezistent) și materiale de sudare diferite cu bază de nichel, în acest caz trebuie luate în considerare proprietățile termofizice diferite ale celor două materiale de bază care pot influența considerabil rezultatele tehnologiei de sudare.

Parametrii tehnologici optimi aferenți regimului de sudare în curent pulsant sunt:

- curentul de sudare:  $I_s = 200 - 208 \text{ A};$
- tensiunea arcului:  $U_a = 25,3 - 24,8 \text{ V};$
- corecția de tensiune:  $\Delta U_a = -1 \text{ V};$
- viteza de sudare:  $v_s = 36 \text{ cm/min};$
- diametrul sârmei electrod:  $d_s = 1,2 \text{ mm};$
- viteza de avans a sârmei electrod:  $v_{as} = 6 \text{ m/min};$
- debitul de gaz:  $Q = 16 \text{ l/min};$
- lungimea capătului liber al sârmei:  $l_{cl} = 15 \text{ mm};$
- unghiul de înclinare al pistolului:  $\alpha = 85^\circ;$
- sensul de sudare: sudare spre stânga (prin împingere);
- parametrii curentului pulsant:
  - curentul de puls:  $I_p = 396 \text{ A};$
  - timpul de puls:  $t_p = 2,2 \text{ ms};$
  - curentul de bază:  $I_b = 60 \text{ A};$
  - frecvența pulsurilor:  $f = 144 \text{ Hz};$
  - Slope time = 9;
  - $k_a = 44 \text{ } \%$ .

## 6. Concluzii și contribuții originale

Lucrarea de doctorat **Cercetări asupra procesului de realizare a îmbinărilor sudate "alb-negru"** se înscrie în tendința actuală a cercetărilor din domeniul Ingineriei materialelor, de a găsi noi soluții care să permită îmbinarea materialelor diferite din punctul de vedere al compoziției chimice și structurii microscopice prin aplicarea unor tehnologii performante de sudare prin topire.

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

**1.** La sudarea unui oțel inoxidabil Cr-Ni având o matrice austenitică cu un oțel slab aliat Cr-Mo cu matrice feritică, apar dificultăți mari datorate unei microstructuri foarte diferite care poate lua naștere la îmbinarea acestora. Dacă oțelul slab aliat necesită preîncălzire la sudare, dimpotrivă cel înalt aliat se va suda cât mai "rece" posibil, adică metalele depuse trebuie răcite cu o viteză cât mai mare. În plus, la oțelul inoxidabil, pe cât posibil, trebuie să se renunțe la un tratament termic ulterior de recoacere pentru detensionare, în timp ce oțelul feritic necesită un asemenea tratament.

**2.** Cerințele impuse îmbinărilor sudate "alb-negru" vizează prevenirea fenomenului de fisurare, evitarea zonelor fragile datorate, de exemplu, formării martensitei și inexistența unor vârfuri de duritate critică în zona influențată termic. De aceea, pentru selecția procedeeului de sudare nu sunt decisive doar criteriile economice, ci mai importantă este modelarea constructivă, îndeosebi forma și dimensiunile rostului.

**3.** Selecția procedeeului de sudare MIG-MAG în curent pulsant pentru realizarea îmbinărilor între oțelul slab aliat 14MoCr10 și oțelul inoxidabil austenitic 10TiNiCr180 folosind ca material de adaos o sârmă dintr-un oțel inoxidabil cu 18%Cr, 8%Ni și 6%Mn, s-a dovedit oportună și eficientă prin valorile scăzute ale energiei liniare, vitezele ridicate de sudare, o înaltă flexibilitate și conducerea procesului în scurtcircuit pe întregul domeniu de lucru.

**4.** Stabilirea prin experiment a parametrilor optimi ai procesului de sudare folosind sârma electrod 18.8.Mn (nr. 1.4370) având diametrul de 1,2 mm, la grosimi de 2 – 5 mm ale metalului de bază, și un gaz de protecție CRONIGON 2:

- curentul de sudare:  $I_s = 221...231$  A;
- tensiunea arcului electric:  $U_a = 24,2...25,5$ ;
- viteza de sudare:  $v_s = 43...49$  cm/min.;
- temperatura de preîncălzire a oțelului 14MoCr10: 200 °C;
- temperatura între două treceri succesive va fi de 100 - 150 °C.

**5.** Predicția microstructurii metalului depus cu ajutorul diagramei Schöffler alături de rezultatele examinărilor micrografice pe probele prelevate din

îmbinări sudate evidențiază formarea unei structuri dendritice de austenită cu o proporție de 4...10% ferită  $\delta$  care va preîntâmpina fenomenul de fisurare la cald.

**6.** Procesul de solidificare a băii de metal topit se amorsează pe pereții cristalelor ambelor metale de bază rămase în stare solidă, iar creșterea grăunților este epitaxială.

Urmare a călibilității relativ mari a oțelului 14MoCr10, datorată elementelor de aliere alifagene (Cr, Mo) formatoare de carburi, în zona influențată termic se obține o austenită neomogenă care prin răcire cu viteză mare conduce la formarea localizată a unor colonii martensitice cu conținut ridicat în carbon și valori de duritate HV = 280...290 daN/mm<sup>2</sup>.

**7.** Investigațiile macro- și micrografice efectuate asupra unor probe cu fețe transversale prelevate din îmbinările sudate în colț dovedesc că acestea sunt lipsite de defecte de continuitate, că au o geometrie corespunzătoare și o sensibilitate redusă la fenomenul de fisurare.

**8.** Alături de compoziția chimică a celor două metale de bază și a materialului de adaos, principalii factori care definesc morfologia interfeței martensitice din îmbinările sudate "alb – negru" sunt:

- gradul de diluție;
- difuzia carbonului și elementelor de aliere în baia de metal topit;
- condițiile de cristalizare a metalului depus;
- gradientii de concentrație între topitură și metalul de bază (oțelul 14MoCr10).

**9.** Predicția temperaturii punctului critic Ms, a eterogenităților diluției și compoziției chimice a martensitei, permit aprecierea structurii și proprietăților domeniului de tranziție al îmbinării "alb – negru".

**10.** Pentru regimul tehnologic adoptat, lățimea stratului în care se manifestă o scădere pronunțată a conținutului în elemente de aliere din metalul depus variază între 70 și 120  $\mu$ m.

**11.** Variația gradului de diluție pe secțiunea transversală a metalului depus promovează repartiția neuniformă a elementelor de aliere și implicit eterogenități microstructurale importante.

**12.** Difuzia carbonului în îmbinările sudate alb-negru cuprinde două procese parțiale și anume:

- difuzia carbonului ca urmare a unei scăderi de concentrație;
- difuzia carbonului datorată unei diferențe de activitate a acestuia (scădere de activitate), care se manifestă prin dizolvarea carbunii de fier, Fe<sub>3</sub>C, din oțelul slab aliat și formarea noii carburi, (FeCr)<sub>3</sub>C, în metalul depus austenitic. La temperaturi înalte se formează carbura (FeCr)<sub>7</sub>C<sub>3</sub>, respectiv carburi complexe (Cr<sub>x</sub>Mo<sub>y</sub>,...,z)<sub>n</sub>C<sub>m</sub>, notate de regulă cu M<sub>23</sub>C<sub>6</sub>.

**13.** Zona de tranziție a îmbinărilor sudate alb-negru cuprinde următoarele trei domenii structurale:

- zona influențată termic a oțelului aliat,
- rețea martensitică,
- metalul depus austenitic.

Lățimea acestei zone are valori cuprinse între 90 și 120  $\mu\text{m}$ , iar factorii de bază care definesc formarea ei sunt:

- viteza de cristalizare a metalului depus,
- coeficienții de difuzie ai elementelor implicate în baia de metal topit,
- gradientul de concentrație între topitură și metalul de bază.

**14.** Aplicarea unui tratament termic de recoacere după sudare sau expunerea structurii sudate la temperaturi înalte de exploatare favorizează separarea carbonului sub formă de carburi de crom. Lățimea peliculei de carburi crește continuu cu temperatura de tratament, atingând valori de 80...90  $\mu\text{m}$  după o recoacere la 700°C timp de 100 h.

Duratele mari de tratament termic provoacă suplimentar formarea unei zone decarburate în partenerul „negru”, fenomen care se explică prin viteza mai mare de difuzie a carbonului în Fe  $\alpha$  decât în Fe  $\gamma$ . Lățimea zonei decarburate se mărește odată cu ridicarea temperaturii de încălzire până la valori de 0,35 mm pentru recoaceri la 700°C timp de 100 h.

**15.** Interfața martensitică a îmbinării sudate este sediul unei micșorări pronunțate a concentrației elementelor de aliere (Cr, Ni) și în consecință se produce un gradient al valorilor punctului critic Ms cu implicații în modificarea în limite largi a valorilor energiei de rupere KV.

**16.** Procesul de sudare MIG-MAG în curent pulsant a oțelurilor termorezistente folosind materiale de adaos cu bază de nichel este fezabil, oferind avantaje semnificative prin eliminarea operațiilor tehnologice de preîncălzire și de tratament termic ulterior sudării.

Pentru condițiile de sudare considerate în experimente parametrii optimi ai regimului termic au următoarele valori:

**a. Suduri în colț, poziția de sudare în jgheab**

- |  |                                   |
|--|-----------------------------------|
| - curentul de sudare:                                    | $I_s = 276\text{A};$              |
| - tensiunea arcului:                                     | $U_a = 28\text{V};$               |
| - corecția de tensiune:                                  | $\Delta U_a = + 1\text{V};$       |
| - viteza de sudare:                                      | $v_s = 36\text{cm}/\text{min};$   |
| - diametrul sârmei electrod:                             | $d_s = 1,2\text{mm};$             |
| - viteza de avans a sârmei electrod:                     | $v_{as} = 11\text{m}/\text{min};$ |
| - debitul de gaz:  | $Q = 20 \text{ l}/\text{min};$    |
| - lungimea capătului liber al sârmei:                    | $l_{cl} = 18\text{mm};$           |
| - unghiul de înclinare al pistolului:                    | $\alpha = 85^\circ;$              |
| - sensul de sudare: sudare spre stânga (prin împingere); |                                   |

- parametrii curentului pulsat:

- curentul de puls:  $I_p = 396A$ ;
- timpul de puls:  $t_p = 2,2 \text{ ms}$ ;
- curentul de bază:  $I_b = 136A$ ;
- frecvența pulsurilor:  $f = 274\text{Hz}$ ;
- Slope time = 9 ;
- $k_a = 27\%$ .

#### b. Suduri cap la cap

##### stratul de rădăcină

- curentul de sudare:  $I_s = 148/164A$ ;
- tensiunea arcului:  $U_a = 25,3/24,8V$ ;
- corecția de tensiune:  $\Delta U_a = \uparrow 1 \text{ V}$ ;
- viteza de sudare:  $v_s = 22\text{cm/min}$ ;
- diametrul sârmei electrod:  $d_s = 1,2\text{mm}$ ;
- viteza de avans a sârmei electrod:  $v_{as} = 4,7 - 4,8\text{m/min}$ ;
- debitul de gaz:  $Q = 15 \text{ l/min}$ ;
- lungimea capătului liber al sârmei:  $l_{cl} = 16-18\text{mm}$ ;
- unghiul de înclinare al pistolului:  $\alpha = 85^\circ$ ;
- sensul de sudare: sudare spre stânga (prin împingere);
- parametrii curentului pulsat:

- curentul de puls:  $I_p = 396A$ ;
- timpul de puls :  $t_p = 2,2 \text{ ms}$ ;
- curentul de bază:  $I_b = 48A$ ;
- frecvența pulsurilor:  $f = 112\text{Hz}$ ;
- Slope time = 9;

##### stratul de umplere

- curentul de sudare:  $I_s = 280A$ ;
- tensiunea arcului:  $U_a = 28,5V$ ;
- corecția de tensiune:  $\Delta U_a = + 2V$ ;
- viteza de sudare:  $v_s = 30\text{cm/min}$ ;
- diametrul sârmei electrod:  $d_s = 1,2\text{mm}$ ;
- viteza de avans a sârmei electrod:  $v_{as} = 9\text{m/min}$ ;
- debitul de gaz:  $Q = 18 \text{ l/min}$ ;
- lungimea capătului liber al sârmei:  $l_{cl} = 18\text{mm}$ ;
- unghiul de înclinare al pistolului:  $\alpha = 85^\circ$ ;
- sensul de sudare: sudare spre stânga (prin împingere);
- parametrii curentului pulsat:

- curentul de puls:  $I_p = 396^\circ$ ;
- timpul de puls:  $t_p = 2,2 \text{ mm}$ ;
- curentul de bază:  $I_b = 96A$ ;
- frecvența pulsurilor:  $f = 222\text{Hz}$ ;
- Slope time = 9;
- $k_a = 34\%$ .



În încheiere, se subliniază faptul că abordarea și rezolvarea în limitele propuse a temei de cercetare ce face obiectul tezei de doctorat, prin urmărirea sistematică, punerea în evidență și fundamentarea științifică a procesului de realizare a îmbinărilor sudate "alb - negru", reprezintă o contribuție originală.

Îmbinarea cercetării laturii aplicative a acestor investigații din punctul de vedere al optimizării procesului de sudare cu latura fenomenologică, a determinării și explicării științifice a reacțiilor de interfață oțel termorezistent – metal depus, face ca lucrarea să se înscrie în tendințele și metodologia modernă utilizată în cercetarea științifică.

## 7. Bibliografie

1. I. Mitelea, D. Stefan, I. D.Uțu: Carbon diffusion phenomena by "black - white" welded joints (10TiNiCr180 - 14MoCr10). Revista Sudura, XVII - 3 / 2007, p. 13 - 18 , ISSN 1453 - 0384,
2. I. Mitelea, S. Negoitescu, D. Stefan: Problems at fabrication of "black - white" joints through MIG / MAG pulse welding. Scientific Bulletin of the "Politehnica" University of Timișoara, Tom 51 (65), Fasc. 4, 2006, p.79 - 86, ISSN 1224 - 6077,
3. I. Mitelea, D. Stefan, E. Berger: Contributions on the selection of filler material by the manufacturing of the "black - white" welded joints. Scientific Bulletin of the "Politehnica" University of Timișoara, Tom 51 (65), Fasc. 4, 2006, p.87 - 94, ISSN 1224 - 6077,
4. I. Mitelea, D. Stefan, I.D.Uțu: Structural and chemical heterogenities in the deposited metal from "black - white" welded joints (10TiNiCr180 - 14MoCr10). Scientific Bulletin of the "Politehnica" University of Timișoara, Tom 52 (66), Fasc. 1, 2007, p. 49 - 54, ISSN 1224 - 6077,
5. I. Mitelea, D. Stefan, I.D.Uțu: Heat treatment on the "black - white" welded joints (10TiNiCr180 - 14MoCr10). Scientific Bulletin of the „Politehnica” University of Timișoara, Tom 52 (66), Fasc. 1, 2007, p. 45 - 48, ISSN 1224 - 6077,
6. I.Mitelea, D. Stefan, I.D.Uțu: The influence factors on the martensite morphologies from the transition zone of "black - white" welded joints. BRAMAT 2007 Proceeding, International Conference on Material Science and Engineering, p. 45 - 50, ISSN 1223 - 9631,
7. I. Mitelea, D. Stefan, I.D.Uțu: Investigations on the pulsed MIG / MAG welding of dissimilar austenitic-ferritic steels (W7335-X10CrNiTi18.9). VDI - Berichte Materials Engineering, pp. 383 - 390, VDI Verlag GmbH Düsseldorf 2008,
8. Aichele, G.: 116 Reguli de sudare în mediu de gaz protector, Ed. Sudura, Timișoara 1999,
9. Anghelca, N. ș.a: Sudarea în mediu de gaze protectoare, Ed. Tehnică, București 1982,
10. Appel, L., Serve, M., L. Baum, H. Cramer : Hochwertiges und wirtschaftliches Beschichten mit dem MIG/MAG-Tandem-Auftragsschweißen, Schweißen und Schneiden 54 (2002), Heft 7, Seite 370-377,
11. Backman, A. : Development within materials technology-consumables in the 21<sup>st</sup> century, Rev. Svetsaren, vol. 49, nr. 1, The ESAB Group, Suedia 1985,
12. Backman, A. ș.a.: Welding Consumables for 1991`s, Rev. Svetsaren, vol. 46, nr. 2, Suedia 1992,
13. Baddao, N. ș.a.: Stainless steel in indoor swimming pool buildings, Structural engineer, 2004, vol. 82, nr. 9, pag. 24-26,
14. Barborka, J.: Moznost zvarania ocele 13320 bez. ptedhrevu, Zvaranie 1990, vol. 39, nr. 4, pag. 113-117,
15. Barnhouse, E.J., Lippold, J.C.: Microstructure / Property relationships in dissimilar welds between duplex stainless steels and carbon steels, Welding Journal 1998, vol. 78, nr. 2, pag. 477- 487,

16. Baum, L., Fichter, V.: Der Schutzgas-Schweißer, Teil II : MIG/MAG Schweißen. DVS Verlag GmbH, Düsseldorf, Germania, 1990,
17. Baum, L., H. Cramer : Steigerung von Leistung und Qualität beim MIG-Schweißen von dünnwandigen Al-Bauteilen mit dem Wechselstrom-Impulslichtbogen, 4. Duisburger Aluminiumtage, 14.-15. März 2002,
18. Benea, F. : Fenomene de transfer în arcul electric de sudare, Colecția ARES, OID-ICM, 1985,
19. Bohatka, R.: Simulation of heterogeneous welded joint fabrication in superheater chamber of 15128 and X10CrMoVNb91 steels with use of SYSWELD computer program, Zvaranie 2000, vol. 49, nr. 8, pag. 63-65,
20. Böhme, D., H. Cramer, L. Baum : High quality economically viable coating by means of tandem gas-shielded metal-arc welding, Tagungsband ASR International Conference 11 Juli 2003, page 191-201,
21. Böhme, D., W. Rosenfeld, H. Cramer, L. Baum: MIG-Welding of very thin Al-Sheets by AC pulsed arc, IIW-Document No. XII-1720-02, page 54-62, International Institute of Welding Copenhagen 2002 – Arc Welding Processes and Production Systems,
22. Böhme, D., H. Cramer : Arc Welding of Magnesium Alloys, Joining of Aluminium und Magnesium, Tagung 2002 in Siebenik, Kroatien, page 1-10,
23. Böhme D., A.W.E. Nentwig, H. Cramer: Arc Welding of Magnesium Alloys, Welding and Joining 2000, Israel, page 135-146,
24. Böhme, D., H. Cramer, A.Jenicsek: Drawn arc stud welding of dissimilar materials, Vortragingsmanuskript für IIW- Tagung 24-26. Mai 2006 in Timișoara, Romania, 1st. South - East European Welding Congress, welding and joining technologies for a sustainable development and environment, page 223-232,
25. Breat, I.L., Eliot, D.: Utilisation des sources de courant pulse en soudage MIG, Rev. Soudage et techniques connexes, 1987, nr. 5,
26. Briand, F.: La maîtrise du soudage MIG/MAG pulse, Soudage et techniques connexes, 1999, vol. 53, nr. 3-4, pag. 3-11,
27. Burcă, M.: Asupra conductibilității termice a gazului de protecție la sudarea MIG/MAG. Analele Univ. Din Oradea, Fascicola Mecanică, Secțiunea Tehnologii în construcția de mașini, Oradea, 1999,
28. Burcă, M.: Modelarea forțelor ce determină transferul de metal la sudarea MIG/MAG, Contract de cercetare științifică nr. 584, INCDSIM ISIM Timișoara 2000,
29. Burcă, M.: Observații asupra zonelor de transfer la sudarea MIG/MAG Analele Univ. Din Oradea, Fascicola Mecanică, Secțiunea Tehnologii în construcția de mașini, Oradea, 1999,
30. Burcă, M., Gliță, Gh. ș.a. : Influența gazului de protecție asupra geometriei rostului la sudarea MIG/MAG, Conferința anuală A.S.R. "Sudura 2000" , Arad 2000,
31. Burcă, M., ș.a.: Caracterizarea tipurilor de transfer al picăturii de metal la sudarea MIG/MAG , Proceedings of the scientific Communications meeting of Aurel Vlaicu University, 3<sup>rd</sup> edition vol. 2, Arad 1996,
32. Burcă, M., ș.a.: Forțele dezvoltate în arcul electric și acțiunea lor asupra transferului de metal la sudarea MIG/MAG Proceedings of the scientific Communications meeting of Aurel Vlaicu University, 3<sup>rd</sup> edition vol. 2, Arad 1996,
33. Burcă, M., Negoșescu, St. ș.a. : Considerații asupra parametrilor tehnologici la sudarea MIG/MAG în curent pulsant, a 3-a sesiune de comunicări științifice

34. "Creație și creșterea universitară în perioada de tranziție", Analele Universității, Seria Nr. 2, Tg. Jiu 1995,
35. Burcă, M., Negoșescu, St. ș.a.: Stabilitatea arcului electric la sudarea MIG/MAG în curent pulsant, a 2-a sesiune de comunicări științifice a Universității "Aurel Vlaicu" Arad 1994, "Realizări tehnice și cultural-științifice pe meleaguri ardelenene", Secțiunea Sudura, Roboți industriali, Arad 1994,
36. Burcă, M., Popa, D.: Acțiunea proprietăților fizico-chemice ale gazelor de protecție la sudarea MIG/MAG, a 14-a sesiune de comunicări științifice a cadrelor didactice, vol. 2, Constanța 1995,
37. Burcă, M., ș.a.: Studiul influenței polarității directe a arcului electric la sudarea MIG/MAG asupra diluției, a 9-a Conferință "Tehnologii moderne de sudare", Galați 1996,
38. Burcă, M., ș.a.: Sudarea MIG/MAG în curent pulsant – o cale de creștere a productivității la sudarea în gaze protectoare, Sesiunea de comunicări științifice a Univ. din Oradea, Fascicola Mecanică, Oradea, 1998,
39. Burcă, M., Țunea, D.: Tehnologia sudării prin topire, îndrumător de laborator, Lito. UTT, Timisoara 1993,
40. Burcă, M. : Studii analitice și experimentale asupra sistemelor de avans prin impulsuri ale sârmei electrod la sudarea în mediu de gaze protectoare, Teză de doctorat, Timișoara 2002,
41. Burcă, M., Gliță, Gh. : Dinamica procedeelelor de sudare prin topire cu arcul electric la pragul dintre milenii, Secțiunea anuală de comunicări științifice , IMT Oradea, Secțiunea Tehnologii în construcția de mașini, Vol. I, Anul I, Oradea 2002,
42. Cam, G. ș.a.: Investigation into properties of laser welded similar and dissimilar steel joints, STWJ 1998, vol. 3, nr. 4, pag. 177-189,
43. Cooksey, C.J., Milner, D.R.: Metal transfer in gas-shielded arc welding, Physics of the welding arc, A Symposium, Londra 1962,
44. Cramer, H., A.W.E. Nentwig: Schweißen von Magnesium und seine Legierungen, DVS-Jahrbuch 2002, Seite 66-79,
45. Davies, H. ș.a.: An investigation of interaction of a molten droplet with a liquid weld pool surface : a computational and experimental approach, Rev. Welding Journal nr. 1, 2000,
46. Defize, L.F.: Metal transfer in gas-shielded welding arcs, Physics of the welding arc, A Symposium, Londra 1962,
47. Dehelean, D.: Tehnologia sudării prin topire, vol. I Lito. UTT, Timișoara 1994,
48. Dehelean, D.: Sudarea prin topire, Ed. sudura, Timișoara 1997,
49. Dilthey, U. ș.a.: Domenii de lucru la sudarea cu arc electric în mediu de gaz protector CO<sub>2</sub> și amestec de gaze utilizând surse de curent de sudare moderne, tranzistorizate, Seminar româno-german "Sudarea în mediu de gaz protector –Stadiu actual și perspective", Timisoara 1991,
50. Dilthey, U., Killing, R.: "Reduction of Sensitivity to Porosity during Metal Arc Welding by applying the Pulsed Arc Welding Process, Special Issue Welding and Cutting", Edition 8/86,
51. Dilthey, U., Zimmermann, G.: "Pulse current – Pulsed arc welding is a versatile joining method for steel and non-ferrous metals", Maschinenmarkt 6/1988,
52. Drăguț, L. : Aspecte privind consumul materialelor de sudare în România, Conferința ASR " Sudura 2000 ", Arad 2000,

53. Farwer, A.: Folosirea gazelor de protecție la sudarea MAG, stadiu de aplicare și direcții de dezvoltare, Vol. ARS-DVS, 1993,
54. Gnirss, G.: Welding of dissimilar materials-black-white joints, Doc. IIW 1998, XI-696-98, pag. 1-20,
55. Gnirss, G.: Welding and heat-treatment of joints made of dissimilar materials, Zvaranie, 2002, vol. 51, nr. 9-10, pag. 185-196,
56. Granjon, H.: Propos metallurgiques sur le soudage: III La dilution en soudage – application aux soudures homogenes et heterogenes, Souder 1992, nr. 4, pag. 3-6,
57. Haas, B. ș.a.: Training mit dem Lichtbogenprojektor, Der Praktiker Nr. 8, 1993,
58. Hahn, O., R. Siekaup, M. Wappelhorst, L. Baum, A.W.E. Nentwig : Schutzgasschweißen von Aluminium-Vollformgußprodukten, Loast Foam 2000, Paderborn, Seite 247-274,
59. Hamond, J.M.: The radiographic examination of austenitic / ferritic welds in steam chests, Insight 2000, vol. 42, nr.10, pag. 670-673,
60. Hermans, M.J.M. ș.a.: Characteristic features of the short circuiting arc welding process, Welding Review International, Mai 1993,
61. Hermans, M.J.M., Ouden, G.: Physical aspects of short circuiting gas metals arc welding, Vol. Welding and related Technologies for the 21<sup>st</sup> Century , Kiev 1998,
62. Hermann, J., M. Ströfer, S. Pommer, H. Cramer: MSG Auftragsschweißen mit Flachdrahtelektroden, Schweißen und Schneiden 58 (2006), Heft 4, Seite 169-176,
63. Heuser, H.: Sudarea cu arcul electric a oțelurilor inoxidabile, Revista Sudura-ASR, 2004, vol. XIV nr.2, pag. 33-35,
64. Hrivnak, I.: Material problems of welding ferritic and austenitic steels for power engineering, Zvaranie 1997, nr. 12, pag. 2-4,
65. Ishizaki, K.: The behavior of a liquid drop and the phenomenon of metal transfer, Physics of the welding arc, A Symposium , Londra 1962,
66. Joni, N.: Calculul energiei introduse în îmbinările sudate în cazul sudării MIG/MAG în impulsuri, Sudura 4/2001, pag. 63-67, Asociația de Sudură din România,
67. June, C.D., D. Böhme, S. Pommer: MAG surfacing with strip electrode – a new alternative for surfacing by welding, 1st. South - East European Welding Congress, welding and joining technologies for a sustainable development and enviroment, page 141-149,
68. Killing, R.: Schutzgas zum Lichtbogenschweißen und schweißtechnische Eigenschaften, Der Praktiker Nr. 8, Germania 1993,
69. Kim, Y.C.: Buckling characteristics of high manganese steel and carbon steel hybrid cruciform columns, Transaction of JWRI 1999, vol. 28, nr. 2, pag. 67-74,
70. Kim, Y-Ch. ș.a.: Ultimate strength of outstanding plates in cruciform columns assembled from dissimilar steels, Transaction of Japan Welding research Institute, 2002, vol. 31, nr. 1, pag. 83-90,
71. King, L.A., Howes, J.A.: Material transfer in the welding arc, Physics of the welding arc, A Symposium, Londra 1962,

72. Makhnenko, V.I. ș.a.: Selection of sizes of mock-ups of large welded components in development of welding technology, *Avtomaticeskaja svarka* 1999, vol. 556, nr. 7, pag. 3-14,
73. McEnerney J.W.: Pratiques recommandees pour le traitement thermique local apres soudage, *Soudage et techniques connexes*, 1999, vol. 53, nr. 3-4, pag. 13-22,
74. Mitelea, I., Budău, V.: Materiale și tratamente termice pentru structuri sudate, Editura de vest, Timișoara 1991,
75. Mitelea, I., Lugscheider, E., Tillmann, W.: Știința materialelor în construcția de mașini, Editura Sudura 1999, Timișoara,
76. Murakawa, H. ș.a.: Prediction of the strength of joints between dissimilar elastic materials, *Transaction of Japan Welding research Institute*, 2003, vol. 32, nr. 2, pag. 343-348,
77. Murakawa, H. ș.a.: strength analysis of joints between dissimilar materials using interface elements, *Transaction of Japan welding research Institute*, 2000, vol. 29, nr. 2, pag. 71-75,
78. Nakaji, E. ș.a.: Mechanical properties of high manganese non-magnetic steel and carbon steel welded butt joints, *Transaction of JWRI* 1998, vol. 27, nr. 2, pag. 115-118,
79. Nelson, T.W. ș.a.: Nature and evolution of the fusion boundary in ferritic-austenitic dissimilar metals welds, *Nucleation and growth* , Part 1, *Welding journal*, 1999, vol. 78, nr. 10, pag. 329-337,
80. Nelson, T.W. ș.a.: Nature and evolution of the fusion boundary in ferritic-austenitic dissimilar metals welds, *On cooling transformations* , Part 2, *Welding journal*, 2000, vol. 79, nr. 10, pag. 267-277,
81. Nentwig, A.W.E., M. Wagner, H. Cramer: Leistungssteigerung beim MAG-Schweißen von verzinkten Stahlblechen, *Der Praktiker* (2001), Heft6, Seite 214-217, Rosenfeld, W., H. Cramer, B. Scellong, M. Schmidt : Das Plasma-MSG-Verfahren in hoher Qualität schneller schweißen, *DVS-Tagungsband* 240(2006), Seite 32-38
82. Pacini, R.H.: Tratamiento de aceros inoxidables soldados, *Soldadura y tecnologias de union*, 2004, nr. 87, pag. 18-19,
83. Peev, A.P. ș.a.: Temperature distribution in near-weld zone in explosion welding of dissimilar metals, *Avtomaticeskaja Svarka*, 2004, nr.4, pag. 9-12,
84. Pekkari, B.: Tendințe in sudarea și îmbinarea metalelor, *Buletinul Institutului Național ISIM Timișoara*, 2004, nr. 2, pag. 2-7,
85. Rosenfeld, W., H. Cramer: Plasma-MSG-Schweißen, *Vorstellen einer interessanten Prozesskombination, Technologietransfer Schutzgasschweißen, SLV München* 26. Juni 2003,
86. Rosenfeld, W., H. Cramer: Das MSG Impulsschweißen, *Neue technologische Möglichkeiten zur Toleranzbeherrschung, DVS-Berichte-Band* 237 (2005), Seite 221-225,
87. Rosenfeld, W., H. Cramer, B. Scellong, M. Schmidt: Das Plasma-MSG-Verfahren in höher Qualität schneller schweißen, *DVS-Tagungsband* 240 (2006), Seite 32-38,
88. Roulye, G.: Influences de la nature et de la qualite de la protection envers sur la sensibilite a la corosion en soudage TIG des aciers inoxidable, *Soudage et techniques connexes*, 2000, vol. 54, nr. 11-12, pag. 3-9,
89. Rowe, M.D.: Hydrogen – induced cracking along the fusion boundary of dissimilar metals welds, *Welding journal* 1999, vol. 78, nr. 2, pag. 31-37,

90. Sălăgean, T., Mitelea, I.: Metalurgia și sudarea oțelurilor inoxidabile, SID 104, București 1990,
91. Schroeder, H.C.: Soldadura de Uniones Blanco y Negro, Soldadura y tecnologías de union 1999, an X, nr. 55, pag. 16-24,
92. Schubert, J. ș.a.: Weldability of heterogeneous joints between the cast steel GX12CrMoWVNbN10-11 and low-alloyed steels, Welding and Cutting 1997, vol. 49, nr. 9 pag. 688-690,
93. Serve, M., L. Baum, L. Appel, H. Cramer: MSG-Tandem-Auftragsschweißen, Korrosions-, temperatur- und verschleißbeständiges Beschichten mit geringer Aufmischung und mit hoher Abschmelz- und Flächenleistung, 4. Fachtagung Verschleißschutz von Bauteilen durch Auftragsschweißen, Halle (2002), Seite 69-75,
94. Serve, M., L. Baum, L. Appel, H. Cramer, T. Hoffmann: Möglichkeiten der Leistungssteigerung beim Plattieren-Teil 2, MSG-Tandem-Auftragsschweißen mit geringer Aufmischung, DVS-Berichte 2003, Seite 44-50,
95. Skulsky, V.Yu. ș.a.: Problems of selection weldable steels for high-temperature components of power units of TES, Avtomaticheskaja Svarka, 2004, nr.3, pag. 3-7,
96. Sisl, V., B. Kovacevic: Heat treatment in welding, Zavarivanje, 2002, vol. 45, nr. 3-4, pag. 97-104,
97. Sisl, V., B. Kovacevic: Heat treatment in welding, Zavarivanje, 2002, vol. 45, nr. 5-6, pag. 155-164,
98. Snisar, V.: Effect of nitrogen and oxygen in Shielding medium on structure and properties of austenitic metal – carbon steel fusion zone, Avtomaticheskaja svarka 1999, vol. 556, nr. 7, pag. 15-19,
99. Sobotka, J., J. Treitnar: On selection of welding consumables for manual arc welding of low-alloy Cr Mo creep resistant steels, Zvaranie, 2002, vol. 51, nr 9-10, pag. 200-204,
100. Stachurski, M.: Dissimilar joints between 18Cr11Ni corrosion resistant steel and 15Mo3 steel for operation at elevated temperatures, Biuletyn instytutu Spawalnictwa w gliwczach, 2000, vol. 44, nr.3, pag. 47-62,
101. Trușculescu, M., Ieremia, A.: Oțeluri inoxidabile și refractare, Editura facla Timișoara, 1988,
102. Zhang, H. ș.a.: New methods of predicting dissimilar steel weld metal microstructures by Schaeffler Diagram, Part 1, China Welding 1996, vol. 5, nr. 1, pag. 43-48,
103. Zhang, H. ș.a.: New methods of predicting dissimilar steel weld metal microstructures by Schaeffler Diagram, Part 2, China Welding 1997, vol. 6, nr. 1, pag. 55-60,
104. Vyklicki, O.: Changes of concentration and hardness of the boundry of welded joints in carbon and austenitic steels with graded Si content after annealing, Zvaranie 1995, nr. 1, pag. 3-8,
105. Wang, M.: Study on process and mechanism of superplastic diffusion bonding dissimilar steels, China Welding 1999, vol. 8, nr. 2, pag. 154-159,
106. Wirth, J. H., D. Böhme, H. Cramer, R. Knoch, A.W.E. Nentwig, U. Dilthey, L. Kabatnik : Plasmaschweißen von Aluminiumwerkstoffen, Wechselstrom- und Pulsplasma-schweißen, DVS-Berichte-Band 216 (2001), Seite 50-55,
107. Wirth, J. H., R. Knoch, A.W.E. Nentwig : Hochwertige Aluminiumschweißverbindungen durch Plasmaschweißen,

108. Sobotka, J., J. Treitnar : On selection of welding consumables for manual arc welding of low-alloy Cr Mo creep resistant steels, Zvaranie, 2002, vol. 51, nr 9-10, pag. 200-204,
109. \*\*\*\*: New technique for joining dissimilar materials, Welding review international, febr. 1993, pag. 40-42,
110. Xxxx : L`acier inoxydable n`existe pas, Metallerie, 2003, nr. 45, pag. 53-55,  
Xxxx : Welding and heat-treatment of joints made of dissimilar materials, IIW-Document No. XI-742-2001,



**Titluri recent publicate în colecția „TEZE DE DOCTORAT”  
seria 11: Știința și Ingineria materialelor**

---

1. **Bartis Tihamér** – *Noi pigmenți termorezistenți și comportarea lor în glazuri și coloranți ceramici*, ISBN 978-973-625-424-6, 2007;
2. **Radu-Ioan Lazău** – *Studii asupra parametrilor care influențează culoarea glazurilor ceramice cu ioni tranziționali*, ISBN 978-973-625-520-5, 2007;
3. **Ioan Pernevan** – *cercetări teoretice și experimentale privind deformarea plastică hidraulică a pieselor cu pereți subțiri*, ISBN 978-973-625-430-7, 2007;
4. **Robert Gabriel Ianoș** – *Sinteza unor oxizi, compuși oxidici și soluții solide oxidice prin metoda combustiei*, ISBN 978-973-625-693-6, 2008;
5. **Daniela Cătălina Stoia** – *Contribuții privind matrițarea semisolidă a oțelurilor de construcții*, ISBN 978-973-625-702-5, 2008;
6. **Mihaela Corina Floarea** – *Studii și cercetări privind comportamentul oțelurilor de îmbunătățire tratate termochimic prin nitrurare*, ISBN 978-973-625-703-2, 2008;
7. **Zoltán Ecsedi** – *Utilizarea metodelor neconvenționale în sinteza unor materiale cu proprietăți dirijate*, ISBN 978-973-625-704-9, (2008);
8. **Adrian-Iulian Moșilă** – *Aptitudinea la sudare prin frecare a oțelurilor tratate termic și termochimic*, ISBN 978-973-625-722-3, (2008);
9. **Gheorghe Găvănescu** – *Studii și cercetări asupra procesului de sudare sub strat de flux, de mare productivitate*, ISBN 978-973-625-723-0, (2008).



EDITURA POLITEHNICA

